

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
ДОНБАСЬКА ДЕРЖАВНА МАШИНОБУДІВНА АКАДЕМІЯ

ВІСНИК

**ДОНБАСЬКОЇ ДЕРЖАВНОЇ МАШИНОБУДІВНОЇ
АКАДЕМІЇ**

ЗБІРНИК НАУКОВИХ ПРАЦЬ

№ 1 (15) – 2009

Краматорськ

ВІСНИК
Донбаської державної
машинобудівної академії

№1 (15) – 2009

Збірник наукових праць

Засновник

Донбаська державна
машинобудівна академія

Свідоцтво про державну реєстрацію
серія КВ № 9778 від 19.04.2005

HERALD
of the Donbass State
Engineering Academy

№1 (15) – 2009

Collection of science papers

Founder

Donbass State
Engineering Academy

Registration certificate
КВ № 9778 dated 19.04.2005

Вісник ДДМА віднесено до переліку **№ 18** фахових видань України з технічних та економічних наук (бюлетень ВАК України № 8, 2006).

Рекомендовано до друку вченою радою Донбаської державної машинобудівної академії (протокол № 9 від 26 березня 2009 р).

Редакційна колегія: Алієв І. С., д-р техн. наук, проф. (голова редакційної колегії); Клименко Г. П., д-р техн. наук, проф. (заступник голови); Доброносів Ю. К., канд. техн. наук, доц., (відповідальний секретар секції технічних наук); Макаркина Г. В., канд. екон. наук, доц., (відповідальний секретар секції економічних наук); Авдеєнко А. П., канд. хім. наук, проф.; Булеєв І. П., д-р екон. наук, проф.; Вітлінський В. В. д-р екон. наук, проф.; Вишневський В. П., д-р екон. наук, проф.; Гедрович А. І., д-р техн. наук, проф.; Єськов О. Л., д-р екон. наук, проф.; Заблоцький В. К., д-р техн. наук, проф.; Зорі А. А., д-р техн. наук, проф.; Кассов В. Д., д-р техн. наук, проф.; Каргін А. А., д-р техн. наук, проф.; Ковалевський С. В., д-р техн. наук, проф.; Ковальов В. Д., д-р техн. наук, проф.; Ковальов В. Н., д-р екон. наук, проф.; Клименюк Н. Н., д-р екон. наук, проф.; Кравчук Л. В., д-р техн. наук, проф.; Лаптев О. М., д-р техн. наук, проф.; Міленін А. А., д-р техн. наук, проф. (Польща); Міроненко Є. В., д-р техн. наук, проф.; Носко П. Л., д-р техн. наук, проф.; Панков В. А., д-р екон. наук, проф.; Роганов Л. Л., д-р техн. наук, проф.; Сатонін О. В., д-р техн. наук, проф.; Соколов Л. М., д-р техн. наук, проф.; Скудар Г. М., д-р екон. наук, проф.; Тарасов О. Ф., д-р техн. наук, проф.; Федорінов В. А., канд. техн. наук, проф.; Хричіков В. Є., д-р техн. наук, проф.; Яковлев С. С., д-р техн. наук, проф. (Росія).

Відповідальний за випуск проф. Заблоцький В. К

У збірнику вміщено статті з різних напрямів технічних наук, які підготовлені професорсько-викладацьким складом, науковими співробітниками, аспірантами, пошукувачами, спеціалістами.

Збірник призначений для наукових та інженерних працівників, аспірантів та студентів.

Статті прорецензовані членами редакційних колегій у галузі «Технічні науки».

Матеріали номера друкуються мовою оригіналу.

ISSN 1993-8322

© Донбаська державна машинобудівна
академія, 2009

© Donbass State Engineering Academy, 2009

ЗМІСТ СОДЕРЖАНИЕ CONTENTS

ТЕХНІЧНІ НАУКИ

Абдулов А. Р., Древаль Л. А., Агравал П. Г., Соловьев Н. В., Турчанин М. А. Термодинамическое моделирование фазовых превращений в системах Cu–Ti, Cu–Zr и Ti–Zr	7
Агравал П. Г., Абдулов А. Р., Древаль Л. А., Турчанин М. А. Моделирование метастабильных фазовых превращений в системах Cu–Ti, Cu–Zr, Cu–Ti–Zr и прогнозирование концентрационных областей аморфизации расплавов	13
Агравал П. Г., Древаль Л. А., Абдулов А. Р., Турчанин М. А., Великанова Т. Я. Термодинамическое моделирование равновесных фазовых превращений в системе Cu–Ti–Zr	17
Алиева Л. И., Абхари П., Жбанков Я. Г. Формоизменение в процессе радиального выдавливания высоких фланцев	27
Архипов О. Г., Зінченко О. В., Гусев С. О. Дослідження процесу деградації сталі 12X18H10T	32
Бартель Г. П., Богущкий А. А., Корчак Н. С. Перспективная технология изготовления литых заготовок пуансонов для холодной высадки	36
Бартель Г. П., Дардесов А. А. Влияние термовременной обработки расплава на структуру и свойства инструментальной стали	40
Белов Б. Ф., Троцан А. И., Бродецкий И. Л., Харлашин П. П., Паренчук И. В. Структуризация сплавов ферросилиция в жидком и твердом состояниях	45
Бернасовски М., Карбовничек М., Миленин А. Развитие моделирования управления доменной печью	51
Берчук Д. Н., Бубликов В.Б. Исследование особенностей процессов внутрифор- менного модифицирования чугуна магниевыми лигатурами Fe–Si–Mg (ФСМг-7) и Fe–Si–Mg–Ca (ЖКМК-4)	55
Бредихин В. Н., Кульбида Е. П., Данилова Т. А. Технология и оборудование для комплексной переработки отходов алюминия	60
Бубликов В.Б. Развитие технологий и повышение свойств высокопрочного чугуна	66
Будагьянц Н. А., Жижкина Н. А., Гутько Ю. И. Центробежное литье валков для горячей прокатки	71
Бурнашев В. Р. Плазменно-дуговая гарнисажная плавка ферросплавов и лигатур	75
Гнатушенко А. В., Биктагиров Ф. К., Шаповалов В. А., Игнатов А. П. Переработка алюминиевой стружки в солевых расплавах	79
Гресс А. В. Математическое моделирование сегрегации примесей в кристаллизующейся непрерывнолитой блюмовой стальной заготовке	84
Гринь А. Г., Свиридов А. В. Оптимизация состава порошковой проволоки для сварки меди по газонасыщенности наплавленного металла	91

Гулько И. И., Порохня С. В. Автоматизированный расчет конструктивных параметров лопастного смесителя	97
Гулько И. И., Порохня С. В. Построение 3D – моделей импульсных головок	102
Гулько И. И., Порохня С. В. Пути усовершенствования формовочной машины	107
Дан Л. А. Использование ФГМ как способ повышения разгаростойкости чугуновых и стальных отливок	112
Доній О. М. Імітаційна модель структуроутворення при кристалізації	116
Доній О.М., Котляр С. М., Кулініч А. А., Фесенко М. А. Вплив мікролегування титаном, бором та вуглецем на механічні властивості сплавів системи Al-Zn-Mg-Cu після термічної обробки	120
Заблоцкий В. К., Дьяченко Ю. Г. Применение борохромоалитированных поверхностных слоев в условиях абразивно-жидкостного и ударно-механического трения по закрепленным и незакрепленным частицам	124
Заблоцкий В. К., Корсун В. А. Особенности диффузионного насыщения карбидообразующими элементами V, Cr, Ti и W углеродистых сталей 10 и У13 в порошковых смесях	128
Заблоцкий В.К., Лапченко А.В. Обоснование области эффективного использования процессов насыщения сталей В, Ti и Al в порошковых смесях	134
Завалин А. В., Пресняков В. А., Шаповалов К. П., Окунев Ю. В., Пантелеймонов В. А. Разработка технологии однослойной наплавки роликов машин непрерывного литья заготовок	138
Заславский А. М., Капитан А. В., Роиц А. С., Самсонников А.В. Влияние скорости охлаждения на структуру Ni-Cr-Al сплавов, полученных методом куумного осаждения	141
Zoller I. Possibilities of determining the diameter of the sewage pipes, for underground water, from the mining industry	146
Иванов В. Г., Сажнев В. Н., Лунев В. В. Технологические особенности производства серого чугуна для монтажа подовых секций алюминиевых электролизеров	151
Иванов Г. А., Скребцов А. М., Кузьмин Ю. Д. Новая технология выплавки легированной стали с вводом в расплав перед выпуском из печи мелкокристаллической шихты	156
Кабацкий В. И., Кабацкий А. В. Оптимизация механических свойств металла высокопрочных низколегированных сварных швов	161
Козак Д. С., Бубликов В. Б., Зеленая Л. А. Характерные особенности формирования литой структуры заэвтектонидной стали с шаровидным графитом	166
Козоброд Д. Б., Фесенко А. Н. Перспективный способ изготовления пенополистироловых моделей	170

Косячков В. О. Імовірний механізм і кінетика модифікування і кристалізації чавуну в ливарній формі	175
Кульбида Е. П., Данилова Т. А., Бредихин В. Н. К вопросу переработки алюминиевых шлаков	181
Кушнерова Е.Ю., Горбатенко В.П., Маняк Н.А., Кушнеров В.Ю, Бредихин В.Н. Исследование влияния технологических параметров на качество литой заготовки	186
Литвинов А. П. Решение проблем сварки ответственных конструкций из деформированных алюминиевых сплавов: прокатных, штампованных и кованных заготовок	192
Лысенко Т. В., Носенко Т. И., Становский А. Л. Влияние параметров косвенного синхронизирующего управления охлаждением отливки в форме на точность синхронизации	196
Макаренко Н. А., Кошевой А. Д., Богущий А. А., Куций А. М., Дьяков И. Е. Тимченко В. В. Разработка мощного сварочного выпрямителя	199
Матвеева М. О., Чигиринец Е. Э., Макарова А. А. Исследования коррозионной стойкости чугунов экономнолегированных титаном	203
Меняйло Е. В. Влияние давления на размер и форму шаровидного графита в прокатных валках из высокопрочного чугуна	208
Могилатенко В. Г., Євтушенко Н. С., Власюк І. А. Вплив фторцирконату калію і нітриду титану на кінетику кристалізації заевтектичного силуміну КС740	213
Могилатенко В. Г., Гурія І. М., Малай О. І., Яблонський А. А. Дослідження термодинаміки реакцій порофорів в алюмінієвому розплаві	216
Могилатенко В. Г., Федоров Г. Е., Ямшинский М. М., Платонов Е. А., Кузьменко А. Е., Назаренко В. С. Повышение специальных свойств жаростойких хромоалюминиевых сталей микролегированием и модифицированием	220
Могилевцев О. А. Проектирование согласованной работы формовочного и плавильного оборудования литейного цеха	225
Наумик В. В., Бялик Г. А. Выбор оптимальной технологии изготовления антифрикционных материалов	232
Нестерук Е. П., Бубликов В. Б., Латенко В. П., Суменкова В. В. О характере межфазного взаимодействия при растворении ферросилиция в процессе модифицирования чугуна	236
Поликарпов Ю. В. Определение регулировочных характеристик двигателей, необходимых для спрямления траектории движения крана	241
Порохня С. В., Фесенко А. Н. Влияние технологических параметров литья по пенополистироловым моделям на структуру и свойства стальных отливок	246
Репях С. И. Модельный состав, как фактор размерной точности и точности формы отливок в литье по выплавляемым моделям	250
Роик А. С., Сокольський В. Э., Бойко В. Л., Самсонников А. В., Казимиров В.П. Влияние температуры на строение расплава силумина (AL- 20,1 мас.% SI)	256

Рудницький А. А., Соценко О. В. Опробование литья колосников из высокохромистой стали в кокиль	261
Селиверстов В. Ю., Доценко Ю. В. Перспективы применения комбинированных способов управления структурообразованием литого металла	267
Семенов В. М., Жартовский А. В. Малоотходная технология изготовления кристаллизаторов	273
Семёнова Т. В. Методика оценки технического уровня литейного производства	279
Сигарев Н. К., Пронский Л. И., Стороженко С. А. Оптимизация температурного режима металла	282
Сторчак-Федюк А. М., Петюх В. М., Артюх Л. В. Дослідження сплавів системи Cu—Ti—Zr в області існування фази на основі Cu_2TiZr	286
Токмаков П. В., Луценко В. А., Лещенко А.И., Анелькин Н.И., Кириленко О.М., Щербаков В. И. Влияние компоновки оборудования высокоскоростного проволочного стана на качественные характеристики высокоуглеродистой катанки	291
Ульянов О. М., Чернишова Н. В., Грибкова С. М. Попереднє економічне обґрунтування технологічних проєктів ливарного виробництва	295
Федоров Г. Е., Платонов Е. А., Кузьменко А. Е., Ямшинский М. М. Новые жаростойкие безникелевые стали и технологии изготовления из них литых деталей, работающих при температурах до 1300°C	300
Федоров Н. Н. Новые технологии в производстве бентонитовых формовочных глин из местного глинистого сырья	306
Федьков А. В., Федьков В. А., Федьков Г. А., Минакова В. И. Влияние содержания серы и модифицирования на свойства стали 35X06СЛ	312
Фесенко А. Н., Фесенко М. А., Косячков В. А., Фесенко Е. В. Получение отливок с разнородной структурой и свойствами из базового расплава доэвтектического чугуна методом внутриформенного модифицирования	317
Хасан О. С., Чайковський О.А., Пстухова А. А. Дослідження розчинення ФХ-0,25 в ливарній формі	322
Черныш С. В., Кочешков А. С. Литье биметаллических ювелирных изделий	328
Чернышева Н. В., Грибкова С. Н., Харитонова В. О. Анализ резервов увеличения производительности труда в термообдирочном цехе ОАО «ЭМСС»	333
Чигарев В. В., Кассова Е. В. Математическое моделирование теплового состояния сердечника порошковой ленты при восстановительной электроконтактной наплавке	338
АННОТАЦИИ	342
АВТОРЫ	370
СОКРАЩЕНИЯ	375

УДК 669.5.017.11:546.56'82'831

Абдулов А. Р., Древаль Л. А., Агравал П. Г., Соловьев Н. В., Турчанин М. А.

ТЕРМОДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В СИСТЕМАХ Cu–Ti, Cu–Zr И Ti–Zr

Сплавы системы Cu–Ti–Zr демонстрируют высокую склонность к аморфизации закаливанием из жидкости [1, 2]. Поэтому эта система является подходящим объектом для теоретического рассмотрения процессов получения быстрозакаленных и объемных аморфных сплавов. Термодинамическое моделирование стабильных и метастабильных фазовых превращений в тройной системе невозможно без надежного термодинамического описания граничных двухкомпонентных систем.

Фазовые превращения и термодинамические свойства фаз систем Cu–Ti, Cu–Zr и Ti–Zr неоднократно становились объектом термодинамического моделирования: Cu–Ti [3], Cu–Zr [4] и Ti–Zr [5]. Однако данные термодинамические описания не свободны от недостатков, так в [3] приведен инконгруэнтный тип плавления соединения CuTi_2 , который не соответствует последним экспериментальным данным об этом участке диаграммы состояния [6]. Кроме того, принятые в [3] модели термодинамических свойств твердых растворов указывают на их положительные отклонения от идеального поведения, что противоречит характеру взаимодействия компонентов системы. Вместе с тем, следует отметить, что с момента выполнения работ [3–5] появилась новая экспериментальная информация, дополняющая данные о фазовых равновесиях [7], термодинамических свойствах ИМС [7, 8], термодинамических активностях компонентов расплавов [9] и энтальпиях их смешения [10–12]. Важным является то, что в [10, 11] была экспериментально установлена температурная зависимость интегральной энтальпии смешения, а в [9, 13] было показано, что при описании термодинамических свойств расплавов и моделировании процессов с их участием подобная температурная зависимость должна быть учтена.

Целью работы является изучение оценки термодинамических параметров систем Cu–Ti, Cu–Zr и Ti–Zr.

Термодинамическое описание граничных систем Cu–Ti, Cu–Zr и Ti–Zr было выполнено в рамках CALPHAD-метода [14]. Для описания энергии Гиббса фаз были приняты следующие модели.

Энергия Гиббса жидкого сплава была описана выражением:

$$G^{\text{Ж}}(x_{\text{B}}, T) = (1 - x_{\text{B}}) G_{\text{A}}^{\text{Ж}}(T) + x_{\text{B}} G_{\text{B}}^{\text{Ж}}(T) + RT \sum_{j=\text{A,B}} x_j \ln(x_j) + \Delta G^{\text{изб,Ж}}(x_{\text{B}}, T), \quad (1)$$

где x_{B} – мольная доля компонента В; $G_{\text{A}}^{\text{Ж}}(T)$, $G_{\text{B}}^{\text{Ж}}(T)$ – энергия Гиббса чистых жидких элементов А и В [15] (А – это или Cu или Ti; В – это или Ti или Zr); $\Delta G^{\text{изб,Ж}}(x_{\text{B}}, T)$ – избыточная составляющая энергии Гиббса жидкого сплава.

Для описания $\Delta G^{\text{изб,Ж}}$ расплавов систем Cu–Ti и Cu–Zr была использована модель идеального ассоциированного раствора (ИАР) [13]. В этом случае избыточные термодинамические функции смешения раствора определяются параметрами модели ИАР – числом ассоциатов, их составом, энтальпиями и энтропиями образования:

$$\Delta G^{\text{изб,Ж}}(x_{\text{B}}, T) = f(\Delta H_{\text{n}}, \Delta S_{\text{n}}), \quad (2)$$

где ΔH_{n} и ΔS_{n} – энтальпии и энтропии образования ассоциатов n-ого типа.

Для описания $\Delta G^{\text{изб,Ж}}$ системы Ti–Zr была использована математическая модель на основе полиномов Редлиха-Кистера:

$$\Delta G^{\text{изб,Ж}} = (1 - x_{Zr})x_{Zr} \sum_{i=0}^n (1 - 2x_{Zr})^i (A_i + B_i T), \quad (3)$$

где n – степень полинома Редлиха-Кистера; A_i, B_i – коэффициенты модели.

Температурно-концентрационная зависимость свободной энергии Гиббса твердого раствора ϕ была описана выражением

$$G^\phi(x_B, T) = (1 - x_B)^\circ G_A^\phi + x_B^\circ G_B^\phi + RT((1 - x_B) \ln(1 - x_B) + x_B \ln x_B) + (1 - x_B)x_B \sum_{i=0}^n (1 - 2x_B)^i (A_i + B_i T), \quad (4)$$

где $^\circ G_A^\phi, ^\circ G_B^\phi$ – энергии Гиббса чистых элементов А и В со структурой ϕ [15]; A_i и B_i – коэффициенты модели.

В настоящей работе для моделирования термодинамических свойств фаз с областью гомогенности Cu_4Ti и CuTi был использован Compound Energy Formalism (CEF) [16]. В рамках этого формализма в [3] была предложена модель с двумя подрешетками $(\text{Cu}, \text{Ti})_k : (\text{Cu}, \text{Ti})_l$. Для соединения Cu_4Ti была использована подрешеточная формула $(\text{Cu}, \text{Ti})_4 : (\text{Cu}, \text{Ti})_1$, а для соединения CuTi – $(\text{Cu}, \text{Ti})_1 : (\text{Cu}, \text{Ti})_1$. В данных формулах первой подрешеткой считается подрешетка меди, а второй – подрешетка титана. Знак подчеркивания обозначает главный компонент в соответствующей подрешетке.

В рамках CEF температурно-концентрационная зависимость энергии Гиббса соединения Cu_kTi_l с областью гомогенности (на один моль атомов), описывается выражением [16, 17]:

$$G^{\text{Cu}_k\text{Ti}_l}(x_{\text{Ti}}, T) = {}^1y_{\text{Cu}} {}^2y_{\text{Cu}} G_{\text{Cu:Cu}}^{\text{Cu}_k\text{Ti}_l} + {}^1y_{\text{Cu}} {}^2y_{\text{Ti}} G_{\text{Cu:Ti}}^{\text{Cu}_k\text{Ti}_l} + {}^1y_{\text{Ti}} {}^2y_{\text{Cu}} G_{\text{Ti:Cu}}^{\text{Cu}_k\text{Ti}_l} + {}^1y_{\text{Ti}} {}^2y_{\text{Ti}} G_{\text{Ti:Ti}}^{\text{Cu}_k\text{Ti}_l} + RT \left[\frac{k}{k+l} ({}^1y_{\text{Cu}} \ln {}^1y_{\text{Cu}} + {}^1y_{\text{Ti}} \ln {}^1y_{\text{Ti}}) + \frac{l}{k+l} ({}^2y_{\text{Cu}} \ln {}^2y_{\text{Cu}} + {}^2y_{\text{Ti}} \ln {}^2y_{\text{Ti}}) \right] + {}^1y_{\text{Cu}} {}^1y_{\text{Ti}} [{}^2y_{\text{Cu}} L_{\text{Cu,Ti:Cu}}^{\text{Cu}_k\text{Ti}_l} + {}^2y_{\text{Ti}} L_{\text{Cu,Ti:Ti}}^{\text{Cu}_k\text{Ti}_l}] + {}^2y_{\text{Cu}} {}^2y_{\text{Ti}} [{}^1y_{\text{Cu}} L_{\text{Cu:Cu,Ti}}^{\text{Cu}_k\text{Ti}_l} + {}^1y_{\text{Ti}} L_{\text{Ti:Cu,Ti}}^{\text{Cu}_k\text{Ti}_l}], \quad (5)$$

где ${}^s y_{\text{Cu}}, {}^s y_{\text{Ti}}$ – доля компонентов в подрешетке s ($s = 1, 2$); $G_{\text{Cu:Cu}}^{\text{Cu}_k\text{Ti}_l}, G_{\text{Cu:Ti}}^{\text{Cu}_k\text{Ti}_l}, G_{\text{Ti:Cu}}^{\text{Cu}_k\text{Ti}_l}$ и $G_{\text{Ti:Ti}}^{\text{Cu}_k\text{Ti}_l}$ – энергии Гиббса гипотетических соединений с аналогичной структурой, в которых каждая из подрешеток занята атомами компонентов, указанных в нижнем индексе; $L_{\text{Cu,Ti:Cu}}^{\text{Cu}_k\text{Ti}_l}, L_{\text{Cu,Ti:Ti}}^{\text{Cu}_k\text{Ti}_l}, L_{\text{Cu:Cu,Ti}}^{\text{Cu}_k\text{Ti}_l}$ и $L_{\text{Ti:Cu,Ti}}^{\text{Cu}_k\text{Ti}_l}$ – параметры, характеризующие взаимодействие компонентов в подрешетках.

Для соединения Cu_kTi_l с узкой областью гомогенности энергии Гиббса гипотетических соединений $G_{\text{Cu:Cu}}^{\text{Cu}_k\text{Ti}_l}, G_{\text{Cu:Ti}}^{\text{Cu}_k\text{Ti}_l}, G_{\text{Ti:Cu}}^{\text{Cu}_k\text{Ti}_l}$ и $G_{\text{Ti:Ti}}^{\text{Cu}_k\text{Ti}_l}$ описываются выражениями [17]:

$$G_{\text{Cu:Cu}}^{\text{Cu}_k\text{Ti}_l} = {}^\circ G_{\text{Cu}}^{\text{SER}} + F, \quad (6)$$

$$G_{\text{Cu:Ti}}^{\text{Cu}_k\text{Ti}_l} = \frac{k}{k+l} {}^\circ G_{\text{Cu}}^{\text{SER}} + \frac{l}{k+l} {}^\circ G_{\text{Ti}}^{\text{SER}} + \Delta_f H^{\text{Cu}_k\text{Ti}_l} - \Delta_f S^{\text{Cu}_k\text{Ti}_l} T, \quad (7)$$

$$G_{\text{Ti:Ti}}^{\text{Cu}_k\text{Ti}_l} = {}^\circ G_{\text{Ti}}^{\text{SER}} + F, \quad (8)$$

$$G_{\text{Ti:Cu}}^{\text{Cu}_k\text{Ti}_l} = G_{\text{Cu:Cu}}^{\text{Cu}_k\text{Ti}_l} + G_{\text{Ti:Ti}}^{\text{A}_k\text{B}_l} - G_{\text{Cu:Ti}}^{\text{A}_k\text{B}_l}. \quad (9)$$

где $\Delta_f H^{\text{Cu}_k\text{Ti}_l}, \Delta_f S^{\text{Cu}_k\text{Ti}_l}$ – энтальпия и энтропия образования соединения; F – параметр, учитывающий свободную энергию образования соединения с антиструктурными атомами, который может зависеть от температуры.

Параметры, характеризующие взаимодействие компонентов в подрешетках, описываются при помощи полиномов Редлиха-Кистера:

$$L_{Cu,Ti:Cu}^{Cu_kTi_l} = L_{Cu,Ti:Ti}^{Cu_kTi_l} = \sum_{v=0}^n ({}^1A^v + {}^1B^vT)({}^1y_{Cu} - {}^1y_{Ti})^v, \quad (10)$$

$$L_{Cu:Cu,Ti}^{Cu_kTi_l} = L_{Ti:Cu,Ti}^{Cu_kTi_l} = \sum_{v=0}^n ({}^2A^v + {}^2B^vT)({}^2y_{Cu} - {}^2y_{Ti})^v, \quad (11)$$

где ${}^sA^v$, ${}^sB^v$ – параметры, описывающие избыточную составляющую свободной энергии Гиббса в подрешетке s ; v – степень полинома Редлиха-Кистера.

Для не имеющих области гомогенности линейных соединений Cu_kMe_l (Me – это или Ti или Zr) энергия Гиббса в расчете на один моль атомов была описана моделью:

$$G^{Cu_kMe_l}(T) = \frac{k}{k+l} \circ G_{Cu}^{SER} + \frac{l}{k+l} \circ G_{Me}^{SER} + \Delta_f H^{Cu_kMe_l} - \Delta_f S^{Cu_kMe_l} T, \quad (12)$$

где $\Delta_f H^{Cu_kMe_l}$, $\Delta_f S^{Cu_kMe_l}$ – энтальпия и энтропия образования соединения.

Для описания избыточной составляющей термодинамических свойств расплавов $Cu-Ti$ и $Cu-Zr$ было использовано выражение (1). Избыточная энергия Гиббса смешения граничных твердых растворов (Cu), ($\alpha Ti, Zr$), ($\beta Ti, Zr$) и расплавов $Ti-Zr$ была описана моделью Редлиха-Кистера (3, 4). Параметры моделей фаз Cu_4Ti и $CuTi$ были описаны при помощи выражения (5). Для параметра F использовано значение 5000 Дж/моль [3]. Интерметаллические соединения Cu_2Ti , Cu_3Ti_2 , Cu_4Ti_3 , $CuTi_2$, Cu_5Zr , Cu_8Zr_3 , $Cu_{10}Zr_7$, $CuZr$ и $CuZr_2$ были описаны как линейные соединения (12). Оптимизированные значения параметров термодинамических моделей фаз систем приведены в табл. 1–3. Рассчитанные диаграммы состояния систем

$Cu-Ti$, $Cu-Zr$ и $Ti-Zr$ представлены на рис. 1 – 3.

Таблица 1

Параметры моделей энергии Гиббса (Дж/моль) фаз системы $Cu-Ti$

Фаза	Параметры
Ж	$\Delta H_{CuTi} = -29500$, $\Delta S_{CuTi} = -10$; $\Delta H_{CuTi_2} = -67500$, $\Delta S_{CuTi_2} = -23,7$
(Cu)	$A_0 = -14326$; $B_0 = 2,9$
(αTi)	$A_0 = -10000$; $B_0 = 0$
(βTi)	$A_0 = -10881,2$; $B_0 = -9,66$; $A_1 = 2341,6$
Cu_4Ti	$\Delta_f H^{Cu_4Ti} = -7603$; $\Delta_f S^{Cu_4Ti} = -3,12$; $L_{Cu,Ti:Cu}^{Cu_4Ti} = -35823 + 17,342 \cdot T$; $L_{Cu:Cu,Ti}^{Cu_4Ti} = -4009,8 - 2,726 \cdot T$
Cu_2Ti	$\Delta_f H^{Cu_2Ti} = -9871$; $\Delta_f S^{Cu_2Ti} = 0$
Cu_3Ti_2	$\Delta_f H^{Cu_3Ti_2} = -13927$; $\Delta_f S^{Cu_3Ti_2} = -2,078$
Cu_4Ti_3	$\Delta_f H^{Cu_4Ti_3} = -14920,7$; $\Delta_f S^{Cu_4Ti_3} = -2,321$
$CuTi$	$\Delta_f H^{CuTi} = -17534$; $\Delta_f S^{CuTi} = -3,372$; $L_{Cu,Ti:Cu}^{CuTi} = 1000$; $L_{Cu:Cu,Ti}^{CuTi} = 10000$
$CuTi_2$	$\Delta_f H^{CuTi_2} = -24220$; $\Delta_f S^{CuTi_2} = -8,5$

Таблиця 2

Параметры моделей энергии Гиббса (Дж/моль) фаз системы Cu–Zr

Фаза	Параметры
Ж	$\Delta H_{\text{Cu}_2\text{Zr}} = -66600$; $\Delta S_{\text{Cu}_2\text{Zr}} = -21,3$; $\Delta H_{\text{CuZr}} = -70500$; $\Delta S_{\text{CuZr}} = -31,9$; $\Delta H_{\text{CuZr}_2} = -63600$; $\Delta S_{\text{CuZr}_2} = -16,6$
(Cu)	$A_0 = 3040$; $B_0 = 0$
(αZr)	$A_0 = 26325$; $B_0 = 0$
(βZr)	$A_0 = -11214$; $B_0 = 0$
Cu_5Zr	$\Delta_f H^{\text{Cu}_5\text{Zr}} = -10286$; $\Delta_f S^{\text{Cu}_5\text{Zr}} = -0,30$
$\text{Cu}_{51}\text{Zr}_{14}$	$\Delta_f H^{\text{Cu}_{51}\text{Zr}_{14}} = -12601$
Cu_8Zr_3	$\Delta_f H^{\text{Cu}_8\text{Zr}_3} = -14788$; $\Delta_f S^{\text{Cu}_8\text{Zr}_3} = -0,88$
$\text{Cu}_{10}\text{Zr}_7$	$\Delta_f H^{\text{Cu}_{10}\text{Zr}_7} = -20466$; $\Delta_f S^{\text{Cu}_{10}\text{Zr}_7} = -4,28$
CuZr	$\Delta_f H^{\text{CuZr}} = -17014$; $\Delta_f S^{\text{CuZr}} = -0,87$
CuZr_2	$\Delta_f H^{\text{CuZr}_2} = -23635$; $\Delta_f S^{\text{CuZr}_2} = -7,76$

Таблиця 3

Параметры моделей энергии Гиббса (Дж/моль) фаз системы Ti–Zr

Фаза	Параметры
Ж	$A_0 = -21700$; $B_0 = 14,7$
(αTi , αZr)	$A_0 = -9321$; $B_0 = 11,9$
(βTi , βZr)	$A_0 = 3460$; $B_0 = 3,3$

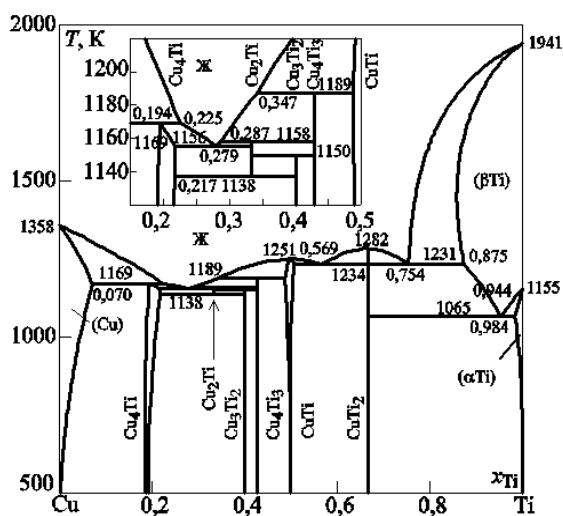


Рис. 1. Рассчитанная диаграмма состояния двухкомпонентной системы Cu–Ti

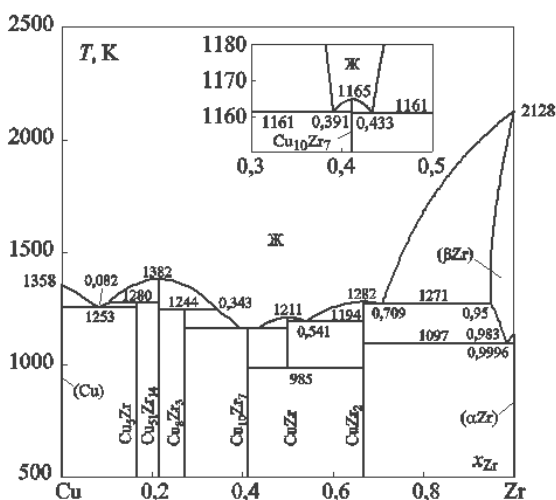


Рис. 2. Рассчитанная диаграмма состояния двухкомпонентной системы Cu–Zr

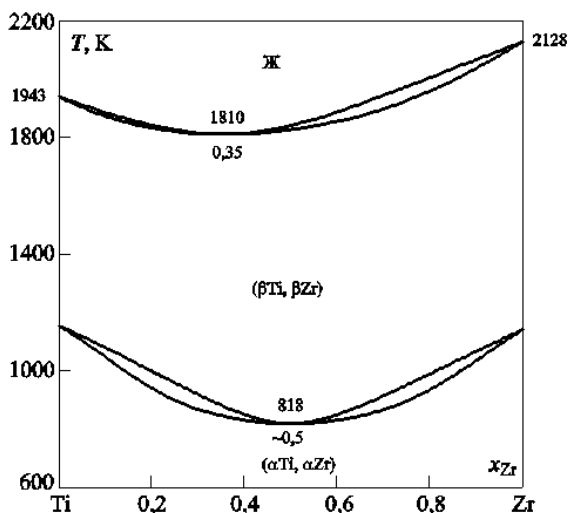


Рис. 3. Рассчитанная диаграмма состояния двухкомпонентной системы Ti–Zr

Рассчитанные нами диаграммы состояния систем Cu–Ti, Cu–Zr и Ti–Zr приведены на рис. 1-3.

Особенностью рассчитанной диаграммы состояния системы Cu–Ti (рис. 1) являются области гомогенности Cu_4Ti и $CuTi$, конгруэнтный характер образования $CuTi_2$ и выпуклая форма линий ликвидуса и солидуса (βTi)-фазы. Рассчитанная нами температура образования $CuTi_2$ находится в хорошем согласии с результатами [6]. Рассчитанные координаты невариантных реакций находится в удовлетворительном согласии с экспериментальными данными.

Рассчитанная нами диаграмма состояния системы Cu–Zr (рис. 2) демонстрирует практически вырожденный характер плавления соединения $Cu_{10}Zr_7$, температура плавления которого 1165 K только на несколько кельвинов превышает температуры соседних эвтектических реакций $Ж \Leftrightarrow Cu_8Zr_3 + Cu_{10}Zr_7$ и $Ж \Leftrightarrow Cu_{10}Zr_7 + CuZr$. Рассчитанные координаты невариантных реакций с участием соединений $CuZr$ и $CuZr_2$ хорошо описывают результаты [7]. Удовлетворительное согласие между расчетом и экспериментом было получено при описании концентрационной области существования (βZr)-фазы и ее линии ликвидус.

Рассчитанная равновесная диаграмма состояния системы Ti–Zr (рис. 3), хорошо согласуется с экспериментальными данными о фазовых равновесиях. Настоящее термодина-

мическое описание системы Ti–Zr дает узкие двухфазные области (Ж + (β Ti, β Zr)) и ((β Ti, β Zr) + (α Ti, α Zr)). Помимо удовлетворительного описания фазовых равновесий в системе Ti–Zr, полученное нами термодинамическое описание хорошо описывает экспериментальные данные о термодинамических свойствах расплавов, полученные в [12]. Это особенно важно при вовлечении параметров термодинамических моделей двойных фаз системы Ti–Zr в термодинамическое описание трехкомпонентной системы Cu–Ti–Zr и моделировании фазовых превращений с участием ее расплавов в широком температурном интервале.

ВЫВОДЫ

Полученные термодинамические модели удовлетворительно описывают экспериментальные данные о стабильных фазовых превращениях и термодинамических свойствах фаз систем Cu–Ti, Cu–Zr и Ti–Zr. Все это позволяет использовать полученные в настоящей работе модели для термодинамического описания тройной системы Cu–Ti–Zr.

ЛИТЕРАТУРА

1. Inoue A. High-strength Cu-based bulk glassy alloys in Cu–Zr–Ti and Cu–Hf–Ti ternary systems / A. Inoue, W. Zhang, T. Zhang, K. Kurosaka // *Acta Mater.* – 2001. – V.49. Issue 14. – P. 2645–2652.
2. Zhang Y. Glass forming properties of Zr-based bulk metallic alloys / Y. Zhang, D. Q. Zhao, M. X. Pan, W. H. Wang // *J. Non-Crystalline Solids.* – 2003. – N. 315. – P. 206–210.
3. Kumar H. Thermodynamic Optimisation of the Cu–Ti System / H. Kumar, I. Ansara, P. Wollants, L. Delaey // *Z. Metallkd.* – 1996. – V. 87, N. 8. – P. 666–672.
4. Zeng K. J. New Thermodynamic Description of the Cu–Zr System / K. J. Zeng, M. A. Haemaelaeninen // *J. Phase Equilibria.* – 1994. – V.15, N 6. – P. 577–586.
5. Kumar K. C. H. Thermodynamic assessment of the Ti–Zr system and calculation of the Nb–Ti–Zr phase diagram / K. C. H. Kumar, P. Wollants, L. Delaey // *J. Alloys and Compounds.* – 1994. – V. 206. – P. 121–127.
6. Алисова С. П. Разрез TiFe–Ti₂Cu системы Ti–Fe–Cu. Условия образования соединения Ti₂Cu / С. П. Алисова, Н. В. Луцкая, А. Н. Кобылкин, П. Б. Будберг // *Металлы.* – 1994. – № 5. – С. 170–172.
7. Yamaguchi K. Thermodynamic investigation of the Cu–Zr system / K. Yamaguchi, Y.-C. Song, T. Yoshida, K. Itagaki // *J. Alloys and Compounds.* – 2008. – V. 452. – P. 73–79.
8. Zaitsev A. I. The Thermodynamic Properties of Intermetallic Compounds and Solid Solutions of Cu–Zr System / A. I. Zaitsev, N. E. Zaitseva // *High Temp (USSR) (Engl. Transl.).* – 2003. – V. 41, N 1. – P. 42–48.
9. Zaitsev A. I. Thermodynamic Properties of Melts and Phase Equilibria in the Copper–Zirconium System / A. I. Zaitsev, N. E. Zaitseva, Yu. P. Alekseeva, E. M. Kuril'chenko, S. F. Dunaev // *Inorganic Materials.* – 2003. – V. 39, N. 8. – P. 816–825.
10. Turchanin A. A. Enthalpies of formation of liquid and amorphous Zr–Cu alloys / A. A. Turchanin, I. A. Tomilin, M. A. Turchanin, I. V. Belokonenko, P. G. Agraval // *Journal of Non-Crystalline Solids.* – 1999. – V. 250–252. – P. 582–585.
11. Турчанин М.А. Термодинамика жидких сплавов и метастабильные фазовые равновесия в системе медь–титан / М.А. Турчанин, П. Г. гравал, А. Н. Фесенко, А. Р. Абдулов // *Порошк. металлургия.* – 2005. – № 5/6. – С. 67–80.
12. Thiedermann U. Mixing enthalpy measurements of liquid Ti–Zr, Fe–Ti–Zr and Fe–Ni–Zr alloys / U. Thiedermann, M. Rosner-Kuhn, K. Drewes, G. Kuppermann, M. G. Frohberg // *J. Steel Research.* – 1999. – V. 70, N 1. – P. 3–8.
13. Турчанин М. А. О применении теории идеального ассоциированного раствора для описания температурно-концентрационной зависимости термодинамических свойств бинарных расплавов / М. А. Турчанин, И. В. Белоколенко, П. Г. Агравал // *Расплавы.* – 2001. – № 1. – С. 58–69.
14. Kattner U. R. The thermodynamic modeling of multicomponent phase equilibria / U. R. Kattner // *J. Metals.* – 1997. – V. 49, N 12. – P. 14–19.
15. Dinsdale A. T. SGTE data for pure elements / A. T. Dinsdale // *CALPHAD.* – 1991. – V. 15, N 4. – P. 317–425.
16. Hillert M. The compound energy formalism / M. Hillert // *J. Alloys Compd.* – 2001. – V. 320. – P. 161–176.
17. Ansara I. Group 2: Alloy system I Thermodynamic Modeling of Selected Topologically Close-Packed Intermetallic Compounds / I. Ansara, T. G. Chart, A. Fernandez Guillermet // *CALPHAD.* – 1997. – Vol. 21, N. 2. – P. 171–218.

УДК 669.5.017.11:546.56'82'831

Агравал П. Г., Абдулов А. Р., Древаль Л. А., Турчанин М. А.

МОДЕЛИРОВАНИЕ МЕТАСТАБИЛЬНЫХ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В СИСТЕМАХ Cu–Ti, Cu–Zr, Cu–Ti–Zr И ПРОГНОЗИРОВАНИЕ КОНЦЕНТРАЦИОННЫХ ОБЛАСТЕЙ АМОРФИЗАЦИИ РАСПЛАВОВ

Несомненный интерес представляет использование полученных термодинамических моделей жидкой фазы систем Cu–Ti, Cu–Zr ([1]) и Cu–Ti–Zr [2] для расчета метастабильных превращений с ее участием, из которых наиболее важным является описание процесса аморфизации переохлажденных расплавов.

В ряде работ [3–5] было показано, что концентрационные интервалы аморфизации двухкомпонентных расплавов методом закалки из жидкости могут быть корректно оценены на основании термодинамического расчета. В рамках термодинамического подхода оценка концентрационного интервала легкой аморфизации расплава может быть проведена на основе сопоставления энергии Гиббса конкурирующих фаз. В основу подхода положено представление об аморфном сплаве как о переохлажденной до температуры стеклования жидкости, находящейся в метастабильном состоянии [6]. Термодинамическая стабильность переохлажденной жидкости может быть сопоставлена со стабильностью всех возможных кристаллических фаз системы, включая равновесные и метастабильные интерметаллические фазы [7], или с термодинамической стабильностью граничных твердых растворов [6]. В последнем случае предполагается, что образование интерметаллических соединений в ходе аморфизации сплава подавлено кинетически.

Сопоставление результатов проведенных нами ранее расчетов для ряда аморфообразующих бинарных систем (Ni–(Ti, Zr, Hf) – [3]; (Co, Ni, Cu)–(Ti, Zr, Hf) – [4, 5]; Cu–Hf – [8]) с известными концентрационными интервалами аморфизации показало, что при поиске предельных составов жидких сплавов, способных к аморфизации закалкой, целесообразно руководствоваться относительным положением метастабильной линии ликвидуса между переохлажденной жидкостью и предельным твердым раствором ϕ и положением соответствующей линии $T_0^{Ж/\phi}$ при температуре стеклования. Линия $T_0^{Ж/\phi}$ представляет собой геометрическое место точек, отвечающих равенству энергии Гиббса жидкой фазы и соответствующего твердого раствора ϕ . В [8] для системы Cu–Hf было показано, что концентрационный интервал получения объемных аморфных сплавов может быть корректно прогнозирован как концентрационный отрезок, отвечающий положению метастабильных линий ликвидуса при температуре стеклования.

Целью работы является изучение метастабильных фазовых равновесий с участием жидкой фазы в системах Cu–Ti, Cu–Zr и Cu–Ti–Zr, а также прогнозирование концентрационных областей получения быстрозакаленных и объемных аморфных сплавов с использованием их термодинамических описаний.

Концентрационный интервал аморфизации расплавов систем Cu–Ti и Cu–Zr методом закалки был оценен на основании расчета метастабильных превращений с участием переохлажденной жидкости и твердых растворов на основе чистых компонентов. Рассчитанные с использованием приведенных выше термодинамических описаний систем Cu–Ti и Cu–Zr метастабильные диаграммы состояния систем, линии $T_0^{Ж/(Cu)}$ и $T_0^{Ж/(\beta Zr)}$ приведены на рис. 1. Результаты расчета (рис. 1) указывают на существование широкого концентрационного интервала стабильности переохлажденной жидкой и аморфной фаз, ограниченного метастабильными продолжениями линий ликвидус граничных твердых растворов.

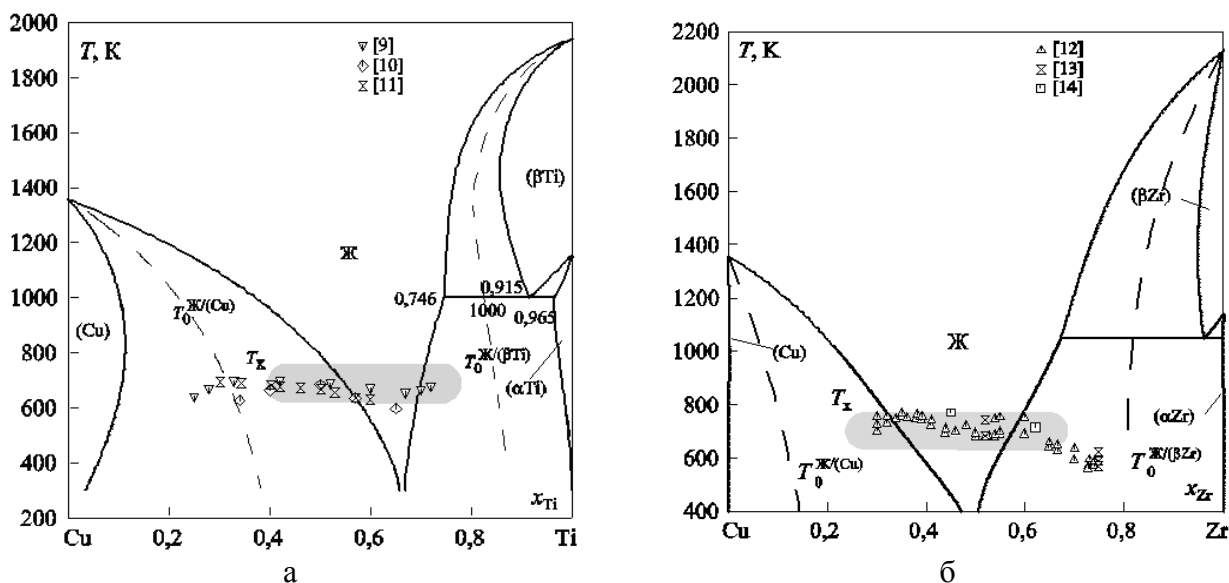


Рис. 1. Метастабильные диаграммы состояния систем (а) Cu–Ti и (б) Cu–Zr с участием переохлажденной жидкости и граничных твердых растворов, прогнозируемые концентрационные интервалы аморфизации и температуры кристаллизации T_x аморфных сплавов [9–14]

Концентрационный интервал объемной аморфизации расплавов систем Cu–Ti и Cu–Zr был оценен по положению метастабильной линии ликвидус при температуре кристаллизации аморфных сплавов. Прогнозируемые концентрационные интервалы аморфизации удовлетворительно согласуются с экспериментально установленными интервалами получения аморфных сплавов.

Термодинамическое описание системы Cu–Ti–Zr, полученное в работе [2], позволяет проверить возможность распространения данного подхода на трехкомпонентные системы. С этой целью нами были проведены расчеты метастабильных равновесий с участием переохлажденной жидкой фазы, β -фазы и (Cu)-фазы (α -фаза как низкотемпературная твердая фаза системы в данных расчетах во внимание не принималась). Расчеты были проведены вдоль ряда лучевых сечений (Ti/Zr)–Cu с различным соотношением содержаний титана и циркония. На рис. 2, в качестве примера, представлены полученные метастабильные диаграммы состояния, рассчитанные для разрезов $Ti_{0,3}Zr_{0,7}$ –Cu и $Ti_{0,7}Zr_{0,3}$ –Cu, и соответствующие линии $T_0^{Ж/(Cu)}$ и $T_0^{Ж/\beta}$.

Анализ расчета фазовых границ между переохлажденным расплавом и бинарными твердыми растворами, образуемых Ti и Zr, показывает, что для переохлажденной жидкой (аморфной ниже температуры стеклования) фазы получена широкая концентрационная область относительной термодинамической стабильности. Согласно принятому нами подходу, этим концентрационным интервалам при температуре аморфизации, в качестве которой для всех тройных и двойных расплавов было принято среднее значение $T_g = 800$ К [15], отвечает возможность образования объемных аморфных сплавов. На рис. 2 также показаны прогнозируемые концентрационные интервалы, в которых могут быть получены быстрозакаленные аморфные сплавы. Концентрационные границы интервалов аморфизации быстрой закалкой были оценены как состав, средний между положением метастабильной линии ликвидуса и соответствующей линии $T_0^{Ж/\phi}$ при температуре аморфизации.

Результаты расчетов, выполненных для сечений системы Cu–Ti–Zr и двойных систем Cu–Ti и Cu–Zr, обобщены на рис. 3.

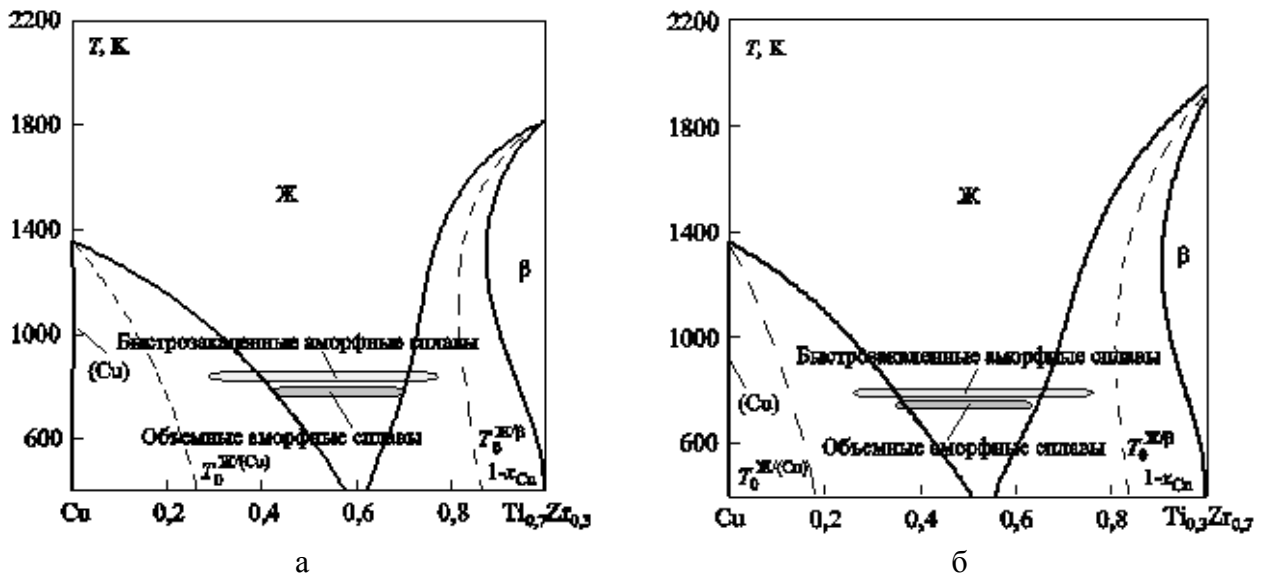


Рис. 2. Метастабильные превращения в системе Cu–Ti–Zr вдоль разрезов: а – с $x_{Ti}/x_{Zr} = 7/3$; б – с $x_{Ti}/x_{Zr} = 3/7$, а также прогнозируемые интервалы получения быстрозакаленных и объемных аморфных сплавов

На рис. 3, а представлены границы прогнозируемой концентрационной области аморфизации быстрой закалкой из жидкости. Как видно из рисунка, прогнозируемая нами концентрационная область удовлетворительно согласуется с экспериментально установленными составами полученных аморфных сплавов [16]. На рис. 3, б показаны концентрационные границы, в которых, по нашим данным, возможно образование объемных аморфных сплавов. Сопоставление результатов расчета с известными составами объемных аморфных сплавов [17], позволяет сделать вывод о правомочности подобного подхода для прогнозирования концентрационной области объемной аморфизации в тройных системах.

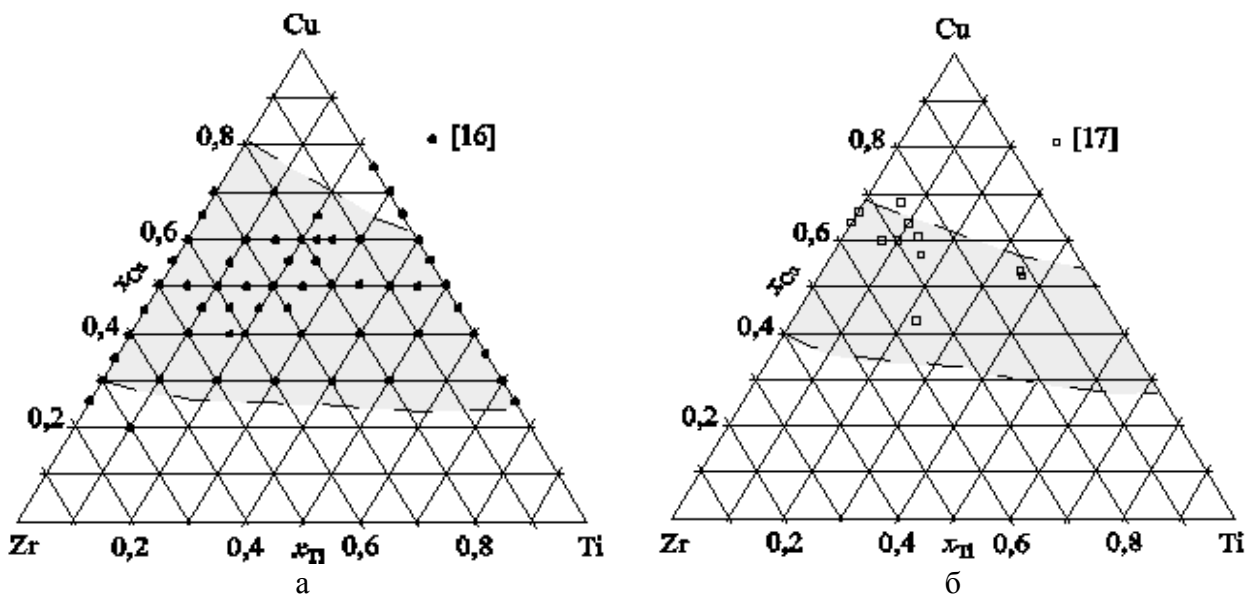


Рис. 3. Экспериментально установленные составы [16, 17] и прогнозируемые концентрационные области получения: а – быстрозакаленных и б – объемных аморфных сплавов в системе Cu–Ti–Zr

ВЫВОДЫ

Таким образом, модели термодинамических свойств жидкой фазы систем Cu–Ti, Cu–Zr и Cu–Ti–Zr, полученные в [1, 2], позволяют не только с высокой степенью достоверности обобщить информацию о термодинамических свойствах равновесных фаз и о фазовых равновесиях в системе, но и корректно спрогнозировать концентрационные пределы, в которых протекают метастабильные фазовые превращения с участием переохлажденной жидкой фазы. Прогнозируемые концентрационные области образования быстрозакаленных и объемных аморфных сплавов удовлетворительно согласуются с результатами экспериментальных исследований.

Возможность корректного прогнозирования концентрационной области объемной аморфизации сплавов по положению метастабильной линии ликвидуса при температуре стеклования указывает на решающую роль термодинамических факторов в ходе протекания процесса аморфизации и на вторичную роль кинетических факторов. Данный вывод открывает широкие возможности для прогнозирования концентрационных областей аморфизации в системах с сильным взаимодействием компонентов, для которых существуют корректные термодинамические описания, способные послужить надежной базой для проведения соответствующих расчетов.

ЛИТЕРАТУРА

1. Турчанин М. А. Термодинамическое описание системы Cu–Ti–Zr: Часть II. Системы Cu–Zr и Ti–Zr / М. А. Турчанин, П. Г. Агравал, А. Р. Абдулов // Порошковая металлургия. – 2008. – № 5/6. – С. 69–90.
2. Турчанин М. А. Термодинамическое описание системы Cu–Ti–Zr: Часть III. Система Cu–Ti–Zr / М. А. Турчанин, Т. Я. Великанова, П. Г. Агравал, А. Р. Абдулов, Л. А. Древаль // Порошковая металлургия. – 2008. – № 9/10. – С. 106–130.
3. Turchanin M. A. Modeling of the Temperature-Concentration Dependence of Thermodynamic Properties and Metastable Phase Equilibria in the Binary Ni-(Ti,Zr,Hf) Systems / M. A. Turchanin, P. G. Agraval, A. A. Turchanin // 6th International School-Conference "Phase Diagrams in Materials Science", Kiev, Ukraine, 14-20 Oktober, 2001. – P. 39.
4. Турчанин М. А. Расчет метастабильных фазовых равновесий с участием переохлажденной жидкости и оценка концентрационных интервалов аморфизации расплавов систем (Co, Ni, Cu) – IVA-металл / М. А. Турчанин, П. Г. Агравал // Фізико-хімія конденсованих систем і міжфазних границь: Збірник наукових праць. – К.: Видавничо-поліграфічний центр «Київський університет», 2003. – С. 134–141.
5. Turchanin M. A. Thermodynamic properties and glass forming ability of (Co, Ni, Cu) – (Ti, Zr, Hf) binary liquid alloys / M. A. Turchanin P. G. Agraval, A. R. Abdulov // Proc. Intern. Conf. «Modern Materials Science: Achievements and Problems». – Kiev, Ukraine, 2005. – V. 1. – P. 146.
6. Schwarz R. B. The use of thermodynamic models in the prediction of the glass-forming range of binary alloys / R. B. Schwarz, P. Nash, D. Turnbull // J. Mater. Res. – 1987. – 2, N 4. – P. 456–460.
7. Borman R. Thermodynamics of undercolled liquids and its application to amorphous phase formation / R. Borman // Mater. Sci. Eng – 1994. – V. A178. – P.55–60.
8. Турчанин М. А. Термодинамическая оценка системы медь–гафний / М. А. Турчанин, П. Г. Агравал // Порошковая металлургия. – 2008. – № 3/4. – С. 84–96.
9. Buschow K. H. J. Effect of short-range ordering on the thermal stability of amorphous titanium-copper alloys / K. H. J. Buschow // Scr. Metall. – 1983. – V. 17, № 9. – P. 1135–1139.
10. Woychik C. G. Solidification structures in melt-spun and pulsed laser-quenched copper-titanium alloys / C. G. Woychik, D. H. Lowndes, T. B. Massalski // Acta Metallurgica. – 1985. – V. 33, N 10. – P. 1861–1871.
11. Reeve J. Glass forming ability studies in the copper-titanium system / J. Reeve, G. P. Gegan, H. A. Davies // Rapidly Quenched Met., Proc. Int. Conf., 5th, North-Holland, Amsterdam, 1985. – V. 1. – P. 203–206.
12. Buschow K. H. J. Thermal stability of amorphous Zr–Cu alloys / K. H. J. Buschow // J. Appl. Phys. – 1981. – V. 52. – P.3319–3323.
13. Ansara I. Enthalpy effects in amorphous alloys and intermetallic compounds in the system Zr–Cu / I. Ansara, A. Pasturel, K. H. J. Buschow // Phys. Status Solidi A. – 1982. – V. 69, N 2. – P. 447–453.
14. Kneller E. The Alloy System Copper–Zirconium. Part II. Crystallization of the Glasses from Cu₇₀Zr₃₀ to Cu₂₆Zr₇₄ / E. Kneller, Y. Khan, U. Gorres // Z. Metallkd. – 1986. – V. 77. – P. 152–163.
15. Xu D. Bulk metallic glass formation in binary Cu-rich alloy series – Cu_{100-x}Zr_x (x = 34, 36, 38.2, 40 at.%) and mechanical properties of bulk Cu₆₄Zr₃₆ glass / D. Xu, B. Lohwongwatana, G. Duan, L. W. Johnson, C. Garland // Acta Materialia. – 2004. – V. 52. – P. 2621–2624.
16. Inoue A. High-strength Cu-based bulk glassy alloys in Cu–Zr–Ti and Cu–Hf–Ti ternary systems / A. Inoue, W. Zhang, T. Zhang, K. Kurosaka // Acta Mater. – 2001. – V.49. Issue 14. – P. 2645 – 2652.
17. Shindo T. Prediction of critical compositions for bulk glass formation in La-based, Cu-based and Zr-based ternary alloys / T. Shindo, Y. Waseda, A. Inoue // Mater. Trans., JIM – 2003. – V. 44, N 3. – P.351–357.

УДК 669.5.017.11:546.56'82'831

Агравал П. Г., Древаль Л. А., Абдулов А. Р., Турчанин М. А., Великанова Т. Я.

ТЕРМОДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ РАВНОВЕСНЫХ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В СИСТЕМЕ Cu–Ti–Zr

Система Cu–Ti–Zr была исследована в [1-7], результаты показаны на рис. 1. В [3-7] было установлено, что в данной системе образуется тройной интерметаллид Cu_2TiZr (τ_1 -фаза) со структурой фазы Лавеса типа MgZn_2 . Его температура плавления по разным данным составляет ~ 1140 К [5], 1133 К [6] и 1135 К [7]. В [3, 5, 7] получены данные, указывающие на существование области гомогенности τ_1 -фазы, рис. 1. В [6] область гомогенности этой фазы была исследована при 1073 К, (рис. 1, б). Области гомогенности в тройной системе имеют интерметаллиды: Cu_5Zr [6] $\text{Cu}_{51}\text{Zr}_{14}$ [6], $\text{Cu}_{10}\text{Zr}_7$ [3, 6], CuZr [5, 6], CuTi [5, 6], (рис. 1, а, б, г). Между изоморфными интерметаллическими соединениями CuTi_2 и CuZr_2 (структурный тип MoSi_2) образуется непрерывный ряд твердых растворов [4, 6] – γ -фаза, (рис. 1, б, в).

Титан и цирконий не оказывают заметного взаимного влияния на их растворимость в (Cu)-фазе. Непрерывный твердый раствор, образуемый (βTi) и (βZr) – β -фаза – имеет протяженную область гомогенности по Cu, (рис. 1, б). Максимальная растворимость меди в β -фазе близка к $x_{\text{Cu}} = 0,1$ [6]. Растворимость меди в твердом растворе, образованном (αTi) и (αZr) – α -фазе, была исследована в [1, 2] для сплавов, богатых титаном и в [6] для сплавов, богатых цирконием. Было показано, что медь не оказывает заметного влияния на взаимную растворимость титана и циркония с ГПУ решеткой.

Исследования фазовых равновесий в [3-5, 7] показали, что кристаллизация тройных расплавов в широкой концентрационной области происходит при температурах более низких, чем температуры кристаллизации в двойных системах. [3] сообщает о трех тройных эвтектиках в центральной части концентрационного треугольника с участием жидкой фазы, γ -фазы и тройного соединения τ_1 : $\text{Ж}(x_{\text{Cu}} = 0,4759, x_{\text{Ti}} = 0,3442) \rightleftharpoons \text{CuTi} + \gamma + \tau_1$, $\text{Ж}(x_{\text{Cu}} = 0,4863, x_{\text{Ti}} = 0,1424) \rightleftharpoons \text{CuZr} + \gamma + \tau_1$ и $\text{Ж}(x_{\text{Cu}} = 0,3943, x_{\text{Ti}} = 0,1737) \rightleftharpoons \gamma + \alpha + \tau_1$ (в скобках приведен состав жидкой фазы). В [3] для концентрационной области с $x_{\text{Cu}} > 0,3$ было построено изотермическое сечение при 976 К, (рис. 1, а). В [6] приведено изотермическое сечение при 1073 К (рис. 1, б) и получены результаты несколько отличающиеся от [3] для 976 К. Так в [6] было установлено существование таких трехфазных областей: $(\text{Cu}) + \text{Cu}_{51}\text{Zr}_{14} + \text{Cu}_4\text{Ti}$; $\text{Cu}_{51}\text{Zr}_{14} + \text{Cu}_4\text{Ti} + \text{Cu}_3\text{Ti}_2$; $\text{Cu}_{51}\text{Zr}_{14} + \text{CuTi} + \tau_1$; $\text{Cu}_{51}\text{Zr}_{14} + \text{Cu}_{10}\text{Zr}_7 + \tau_1$; $\text{Cu}_{10}\text{Zr}_7 + \text{CuZr} + \tau_1$; $\gamma + \text{CuTi} + \tau_1$; $\gamma + \text{CuZr} + \tau_1$; $\alpha + \beta + \gamma$. Нетрудно заметить, что, в отличие от [3], в [6] не были найдены равновесия между α , γ и τ_1 фазами, так же, как и между α , β и τ_1 фазами. Согласно [3], фазы, которые находятся в концентрационной части треугольника, богатой медью, отделены от участия в равновесиях с τ_1 областью $\text{Cu}_{10}\text{Zr}_7 + \text{Cu}_4\text{Ti}_3$. В [6] аналогичную роль играет область $\text{CuTi} + \text{Cu}_{51}\text{Zr}_{14}$. В [1, 2] на основании изучения сплавов, богатых титаном, было построено частичное изотермическое сечение при 1023 К, и показано существование области $\alpha + \beta + \gamma$.

Результаты исследования энтальпии смешения жидких сплавов системы Cu–Ti–Zr методом высокотемпературной калориметрии при 1873 К и $x_{\text{Cu}} > 0,4$ были представлены в [8]. В этой же работе на основании собственных экспериментальных данных и информации об энтальпии смешения расплавов граничных двойных систем – Cu–Ti [9], Cu–Zr [10], Ti–Zr [11] – было представлено уравнение, описывающее изотерму интегральной энтальпии смешения:

$$\Delta H = x_{\text{Cu}}x_{\text{Ti}}(-39,41 + 23,50 \cdot (1 - 2 \cdot x_{\text{Ti}}) - 9,85 \cdot (1 - 2 \cdot x_{\text{Ti}})^2) + x_{\text{Cu}}x_{\text{Zr}}(-69,22 - 5,08 \cdot (1 - 2 \cdot x_{\text{Zr}}) - 12,82 \cdot (1 - 2 \cdot x_{\text{Zr}})^2) + x_{\text{Ti}}x_{\text{Zr}}(-20,8) + x_{\text{Cu}}x_{\text{Ti}}x_{\text{Zr}}(127,00 \cdot x_{\text{Cu}} + 198,00 \cdot x_{\text{Ti}} - 256,00 \cdot x_{\text{Zr}}) \text{ кДж/моль.} \quad (1)$$

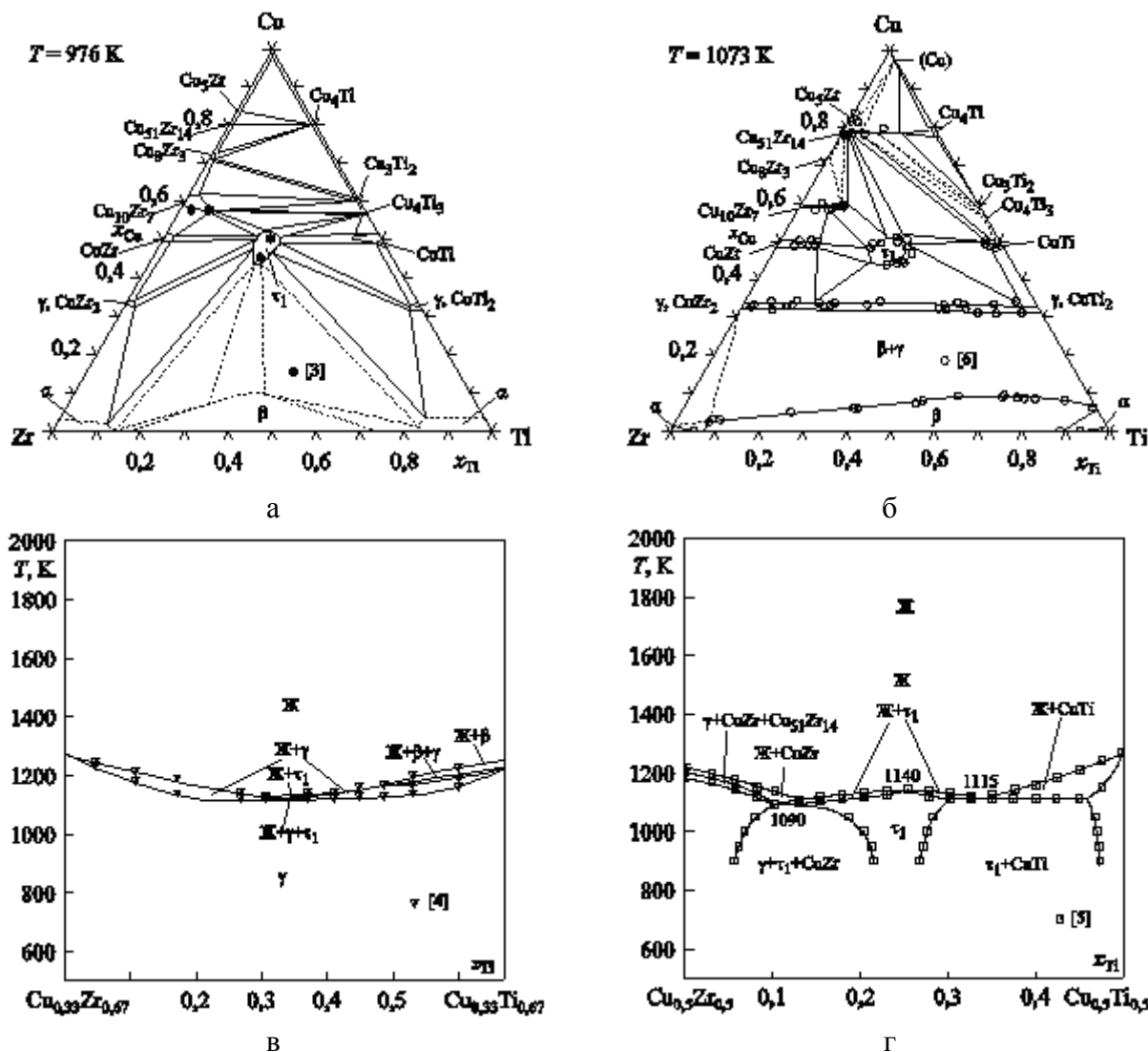


Рис. 1. Результаты экспериментальных исследований системы Cu–Ti–Zr: сплошными линиями показаны установленные экспериментально положения фазовых границ, штриховыми – предполагаемое положение фазовых границ; различными символами – результаты экспериментов (для изотермических сечений – границы однофазных областей): а – изотермическое сечение при 976 К [3]; б – изотермическое сечение при 1073 К [6]; в – политермическое сечение $\text{Cu}_{0,33}\text{Zr}_{0,67}$ – $\text{Cu}_{0,33}\text{Ti}_{0,67}$ [4]; г – политермическое сечение $\text{Cu}_{0,5}\text{Zr}_{0,5}$ – $\text{Cu}_{0,5}\text{Ti}_{0,5}$ [5].

Термодинамическое описание системы Cu–Ti–Zr в [12] было выполнено на основании экспериментальных данных о тройных фазовых равновесиях в тройной системе [3, 4]. Его особенностью явилось то, что τ_1 фаза была представлена в нем как точечное соединение, и для всех двойных интерметаллических соединений (за исключением γ -фазы) не рассматривалось наличие области гомогенности в тройной системе. Кроме того, все расчеты базировались исключительно на термодинамической информации о свойствах двойных фаз. Подробно особенности термодинамического описания [12] были рассмотрены в [13]. В [12] удалось воспроизвести понижение температуры ликвидуса и определяющую роль τ_1 фазы в равновесиях, имеющих место в центральной части концентрационного треугольника. Рассчитанные согласно [12] равновесия для сплавов, богатых медью, не согласуются с [3], а для разреза CuTi_2 – CuZr_2 – с [4].

Таким образом, мы поставили задачу получить новое термодинамическое описание системы с учетом результатов последних работ, указывающих на наличие области гомогенности τ_1 фазы и областей гомогенности двухкомпонентных интерметаллидов [6], новые данные о температурах ликвидуса и солидуса тройных сплавов [7], информацию об энтальпии смешения трехкомпонентных жидких сплавов [8].

Целью работы является изучение термодинамических параметров системы Cu–Ti–Zr.

В настоящей работе набор самосогласованных параметров термодинамических моделей фаз системы Cu–Ti–Zr, отвечающий данным об их равновесных превращениях и о термодинамических свойствах, был получен с использованием CALPHAD-метода.

Твердые растворы на основе чистых компонентов. Для описания концентрационной и температурной зависимостей энергии Гиббса твердого раствора ϕ было использовано выражение:

$$G^\phi(x_{Cu}, x_{Ti}, x_{Zr}, T) = \sum_{i=Cu, Ti, Zr} x_i \cdot {}^\circ G_i^\phi(T) + RT \sum_{i=Cu, Ti, Zr} x_i \ln(x_i) + \Delta G^{изб, \phi}(x_{Cu}, x_{Ti}, x_{Zr}, T), \quad (2)$$

где ${}^\circ G_i^\phi(T)$ – энергия Гиббса [14] чистого элемента $i = Cu, Ti, Zr$ со структурой ϕ ; $\Delta G^{изб, \phi}(x_{Cu}, x_{Ti}, x_{Zr}, T)$ – избыточная составляющая энергии Гиббса твердого раствора ϕ , которая была описана с помощью модели Редлиха-Кистера-Муджиану:

$$\begin{aligned} \Delta G^{изб, \phi}(x_{Cu}, x_{Ti}, x_{Zr}, T) = & x_{Cu} x_{Ti} \sum_{i=0}^n (x_{Cu} - x_{Ti})^i (A_i^{Cu-Ti} + B_i^{Cu-Ti} T) + \\ & + x_{Ti} x_{Zr} \sum_{i=0}^n (x_{Ti} - x_{Zr})^i (A_i^{Ti-Zr} + B_i^{Ti-Zr} T) + x_{Cu} x_{Zr} \sum_{i=0}^n (x_{Cu} - x_{Zr})^i (A_i^{Cu-Zr} + B_i^{Cu-Zr} T) + \\ & + x_{Cu} x_{Ti} x_{Zr} (x_{Cu} L_{Cu} + x_{Ti} L_{Ti} + x_{Zr} L_{Zr}), \end{aligned} \quad (3)$$

где A_i^{Cu-Ti} , B_i^{Cu-Ti} , A_i^{Ti-Zr} , B_i^{Ti-Zr} , A_i^{Cu-Zr} , B_i^{Cu-Zr} – коэффициенты модели, учитывающие взаимодействие в соответствующих граничных двойных системах; n – степень полинома Редлиха-Кистера; L_{Cu} , L_{Ti} и L_{Zr} – коэффициенты модели, описывающие тройное взаимодействие.

Температурно-концентрационная зависимость энергии Гиббса жидкого сплава была описана выражением:

$$G^{\mathcal{J}}(x_{Cu}, x_{Ti}, x_{Zr}, T) = \sum_{i=Cu, Ti, Zr} x_i \cdot {}^\circ G_i^{\mathcal{J}}(T) + RT \sum_{i=Cu, Ti, Zr} x_i \ln(x_i) + \Delta G^{изб, \mathcal{J}}(x_{Cu}, x_{Ti}, x_{Zr}, T), \quad (4)$$

где ${}^\circ G_i^{\mathcal{J}}(T)$ – энергия Гиббса чистых жидких меди, титана и циркония; $RT \sum_{i=Cu, Ti, Zr} x_i \ln(x_i)$ – энергия Гиббса смешения идеального раствора компонентов; $\Delta G^{изб, \mathcal{J}}(x_{Cu}, x_{Ti}, x_{Zr}, T)$ – избыточная составляющая энергии Гиббса жидкого сплава:

$$\begin{aligned} \Delta G^{изб, \mathcal{J}}(x_{Cu}, x_{Ti}, x_{Zr}, T) = & \Delta G_{Cu-Ti}^{изб, \mathcal{J}}(x_{Cu}, x_{Ti}, T) + \Delta G_{Cu-Zr}^{изб, \mathcal{J}}(x_{Cu}, x_{Zr}, T) + \\ & + x_{Ti} x_{Zr} \sum_{i=0}^n (x_{Ti} - x_{Zr})^i (A_i^{Ti-Zr} + B_i^{Ti-Zr} T) + \Delta G_{Cu-Ti-Zr}^{изб, \mathcal{J}}(x_{Cu}, x_{Ti}, x_{Zr}, T), \end{aligned} \quad (5)$$

где $\Delta G_{Cu-Ti}^{изб, \mathcal{J}}(x_{Cu}, x_{Ti}, T)$ и $\Delta G_{Cu-Zr}^{изб, \mathcal{J}}(x_{Cu}, x_{Zr}, T)$ – избыточная энергия Гиббса жидких сплавов систем Cu–Ti [15] и Cu–Zr [15], описанные моделью идеального ассоциированного раствора (ИАР) [16]; A_i^{Ti-Zr} и B_i^{Ti-Zr} – коэффициенты модели, описывающей избыточную энергию Гиббса жидких сплавов системы Ti–Zr [15]; $\Delta G_{Cu-Ti-Zr}^{изб, \mathcal{J}}(x_{Cu}, x_{Ti}, x_{Zr}, T)$ – вклад от тройного взаимодействия Cu, Ti и Zr, описанный с использованием модели ИАР.

В CALPHAD-методе энергия Гиббса соединения, имеющего область гомогенности, может быть описана с использованием модели подрешеток в рамках Compound Energy Formalism (CEF) [17]. Рассмотрим в рамках CEF модели термодинамических свойств фаз на основе двойных интерметаллидов, представленных общей формулой Cu_kMe_l .

Для описания области гомогенности соединения $CuTi$ (в данном случае $Me = Ti$, $k = l = 1$) может быть использована подрешеточная формула $(\underline{Cu}, \underline{Ti})_k:(\underline{Cu}, \underline{Ti}, \underline{Zr})_l$. В данной формуле первой подрешеткой считается подрешетка меди, а второй – подрешетка титана. Знак подчеркивания обозначает главный компонент в соответствующей подрешетке. Согласно CEF температурно-концентрационная зависимость энергии Гиббса соединения Cu_kMe_l , имеющего область гомогенности в двойной и тройной системах, в расчете на один моль атомов, описывается выражением:

$$G^{Cu_kMe_l} = {}^1y_{Cu} {}^2y_{Cu} G_{Cu:Cu}^{Cu_kMe_l} + {}^1y_{Cu} {}^2y_{Ti} G_{Cu:Ti}^{Cu_kMe_l} + {}^1y_{Cu} {}^2y_{Zr} G_{Cu:Zr}^{Cu_kMe_l} + {}^1y_{Ti} {}^2y_{Cu} \times \\ \times G_{Ti:Cu}^{Cu_kMe_l} + {}^1y_{Ti} {}^2y_{Ti} G_{Ti:Ti}^{Cu_kMe_l} + {}^1y_{Ti} {}^2y_{Zr} G_{Ti:Zr}^{Cu_kMe_l} + RT \left[\frac{k}{k+1} ({}^1y_{Cu} \ln {}^1y_{Cu} + {}^1y_{Ti} \ln {}^1y_{Ti}) + \right. \\ \left. + \frac{1}{k+1} ({}^2y_{Cu} \ln {}^2y_{Cu} + {}^2y_{Ti} \ln {}^2y_{Ti} + {}^2y_{Zr} \ln {}^2y_{Zr}) \right] + {}^1y_{Cu} {}^1y_{Ti} [{}^2y_{Cu} L_{Cu,Ti:Cu}^{Cu_kMe_l} + {}^2y_{Ti} L_{Cu,Ti:Ti}^{Cu_kMe_l} + \\ + {}^2y_{Zr} L_{Cu,Ti:Zr}^{Cu_kMe_l}] + {}^2y_{Cu} {}^2y_{Ti} [{}^1y_{Cu} L_{Cu:Cu,Ti}^{Cu_kMe_l} + {}^1y_{Ti} L_{Ti:Cu,Ti}^{Cu_kMe_l}] + {}^2y_{Cu} {}^2y_{Zr} [{}^1y_{Cu} L_{Cu:Cu,Zr}^{Cu_kMe_l} + \\ + {}^1y_{Ti} L_{Ti:Cu,Zr}^{Cu_kMe_l}] + {}^2y_{Ti} {}^2y_{Zr} [{}^1y_{Cu} L_{Cu:Ti,Zr}^{Cu_kMe_l} + {}^1y_{Ti} L_{Ti:Ti,Zr}^{Cu_kMe_l}], \quad (6)$$

где ${}^1y_{Cu}$, ${}^1y_{Ti}$, ${}^2y_{Cu}$, ${}^2y_{Ti}$ и ${}^2y_{Zr}$ – доли компонентов в первой и второй подрешетках; $G_{Cu:Cu}^{Cu_kMe_l}$, $G_{Cu:Ti}^{Cu_kMe_l}$, $G_{Cu:Zr}^{Cu_kMe_l}$, $G_{Ti:Cu}^{Cu_kMe_l}$, $G_{Ti:Ti}^{Cu_kMe_l}$ и $G_{Ti:Zr}^{Cu_kMe_l}$ – свободные энергии гипотетических соединений, в которых подрешетки заняты атомами элементов, указанных внизу; $L_{Cu,Ti:Cu}^{Cu_kMe_l}$, $L_{Cu,Ti:Ti}^{Cu_kMe_l}$, $L_{Cu,Ti:Zr}^{Cu_kMe_l}$, $L_{Cu:Cu,Ti}^{Cu_kMe_l}$, $L_{Ti:Cu,Ti}^{Cu_kMe_l}$, $L_{Cu:Cu,Zr}^{Cu_kMe_l}$, $L_{Ti:Cu,Zr}^{Cu_kMe_l}$, $L_{Cu:Ti,Zr}^{Cu_kMe_l}$ и $L_{Ti:Ti,Zr}^{Cu_kMe_l}$ – параметры, характеризующие взаимодействие компонентов в подрешетках.

Для учета растворимости циркония в $CuTi$ в тройной системе $Cu-Ti-Zr$ его подрешеточная формула $(\underline{Cu}, \underline{Ti})_1:(\underline{Cu}, \underline{Ti})_1$ [15] была доработана в предположении, что цирконий может растворяться в подрешетке титана – $(\underline{Cu}, \underline{Ti})_1:(\underline{Cu}, \underline{Ti}, \underline{Zr})_1$. Тогда при описании энергии Гиббса соединения $CuTi$ при помощи (6), свободные энергии гипотетических соединений $G_{Cu:Cu}^{CuTi}$, $G_{Cu:Ti}^{CuTi}$, $G_{Ti:Cu}^{CuTi}$ и $G_{Ti:Ti}^{CuTi}$ и параметры взаимодействия $L_{Cu,Ti:Cu}^{CuTi}$, $L_{Cu,Ti:Ti}^{CuTi}$, $L_{Cu:Cu,Ti}^{CuTi}$ и $L_{Ti:Cu,Ti}^{CuTi}$ могут быть взяты из термодинамического описания системы $Cu-Ti$ [1], а значения $G_{Cu:Zr}^{CuTi}$, $G_{Ti:Zr}^{CuTi}$, $L_{Cu:Cu,Zr}^{CuTi}$, $L_{Ti:Cu,Zr}^{CuTi}$, $L_{Cu:Ti,Zr}^{CuTi}$ и $L_{Ti:Ti,Zr}^{CuTi}$ должны быть оптимизированы.

Интерметаллические соединения $Cu_{51}Zr_{14}$, $Cu_{10}Zr_7$, $CuZr$, $CuZr_2$, $CuTi_2$ в бинарных системах имеют стехиометрический состав. Для соединений $Cu_{51}Zr_{14}$, $Cu_{10}Zr_7$, $CuZr$ характерна ограниченная растворимость титана, а для изоструктурных интерметаллидов $CuZr_2$ и $CuTi_2$ – полная растворимость. Для всех этих соединений можно записать обобщенную подрешеточную формулу $(\underline{Cu})_k:(\underline{Me})_l$. Для учета взаимной растворимости титана и циркония в этих фазах модифицируется состав второй подрешетки, что приводит к формулам $(\underline{Cu})_k:(\underline{Ti}, \underline{Zr})_l$ или $(\underline{Cu})_k:(\underline{Ti}, \underline{Zr})_l$ в зависимости от двухкомпонентной системы, указывающим на возможность замещения титана и циркония во второй подрешетке. Выражение энергии Гиббса такого соединения может быть получено из (6):

$$G^{Cu_kMe_l} = {}^2y_{Ti} G_{Cu:Ti}^{Cu_kMe_l} + {}^2y_{Zr} G_{Cu:Zr}^{Cu_kMe_l} + \frac{l}{k+l} RT ({}^2y_{Ti} \ln {}^2y_{Ti} + {}^2y_{Zr} \ln {}^2y_{Zr}) + \\ + {}^2y_{Ti} {}^2y_{Zr} L_{Cu:Ti,Zr}^{Cu_kMe_l}, \quad (7)$$

где ${}^2y_{Ti}$, ${}^2y_{Zr}$ – доля компонентов во второй подрешетке; $G_{Cu:Ti}^{Cu_kMe_l}$ и $G_{Cu:Zr}^{Cu_kMe_l}$ – энергия Гиббса двойных соединений Cu_kTi_l и Cu_kZr_l , в которых вторая подрешетка полностью занята Ti или Zr; $L_{Cu:Ti,Zr}^{Cu_kMe_l}$ – параметр, характеризующий взаимодействие титана и циркония во второй подрешетке.

Для соединений $Cu_{51}Zr_{14}$, $Cu_{10}Zr_7$ и $CuZr$ параметр $G_{Cu:Zr}^{Cu_kMe_l}$ равен энергии Гиббса $G^{Cu_kZr_l}$ соответствующего соединения в системе Cu–Zr [15]. Параметры $G_{Cu:Ti}^{Cu_kMe_l}$ для этих фаз были оптимизированы в настоящей работе. Для γ -фазы параметры $G_{Cu:Ti}^{Cu_kMe_l}$ и $G_{Cu:Zr}^{Cu_kMe_l}$ соответствуют G^{CuTi_2} [15] и G^{CuZr_2} [15]. Параметры $L_{Cu:Ti,Zr}^{Cu_kMe_l}$ для $Cu_{51}Zr_{14}$, $Cu_{10}Zr_7$, $CuZr$ и γ -фазы были определены нами в ходе оптимизации.

Тройное соединение τ_1 имеет структуру фазы Лавеса $C14$ с пространственной группой $P6_3/mmc$. Исходя из формульного и фактического составов τ_1 , возможности замещения атомов меди и титана и атомов титана и циркония, нами была предложена подрешеточная формула $(Cu, Ti, Va)_3:(Ti, Zr)_2:(Cu, Ti)_1$, в которой в первой подрешетке с медью взаимодействуют титан и вакансии (Va). В соответствии с принятой подрешеточной формулой энергия Гиббса тройного соединения τ_1 , в расчете на один моль атомов, может быть рассчитана с использованием выражения:

$$G^{\tau_1}(x_{Ti}, x_{Zr}, T) = \sum_{p=Cu, Ti, Va} \sum_{q=Ti, Zr} \sum_{r=Cu, Ti} {}^1y_p {}^2y_q {}^3y_r G_{p:q:r}^{\tau_1} + R T \left[\frac{3}{6} \cdot \sum_{p=Cu, Ti, Va} {}^1y_p \ln {}^1y_p + \frac{2}{6} \cdot \sum_{q=Ti, Zr} {}^2y_q \ln {}^2y_q + \frac{1}{6} \cdot \sum_{r=Cu, Ti} {}^3y_r \ln {}^3y_r \right] + {}^1y_{Cu} {}^1y_{Ti} \times \\ \times \left[\sum_{q=Ti, Zr} {}^2y_q \sum_{r=Cu, Ti} {}^3y_r L_{Cu, Ti:q:r}^{\tau_1} + {}^2y_{Ti} {}^2y_{Zr} \sum_{p=Cu, Ti, Va} {}^1y_p \sum_{r=Cu, Ti} {}^3y_r L_{p:Ti, Zr:r}^{\tau_1} + {}^3y_{Cu} {}^3y_{Ti} \sum_{p=Cu, Ti, Va} {}^1y_p \sum_{q=Ti, Zr} {}^2y_q L_{p:q:Cu, Ti}^{\tau_1} \right] \quad (8)$$

где ${}^s y_{Cu}$, ${}^s y_{Ti}$, ${}^s y_{Zr}$ и ${}^s y_{Va}$ – доли меди, титана, циркония и вакансий в подрешетке s ($s = 1, 2, 3$); $G_{p:q:r}^{\tau_1}$ – свободные энергии гипотетических соединений с аналогичной структурой, в которых каждая из подрешеток занята атомами компонентов, указанных в нижнем индексе; $L_{Cu, Ti:q:r}^{\tau_1}$, $L_{Cu, Va:q:r}^{\tau_1}$, $L_{Ti, Va:q:r}^{\tau_1}$, $L_{p:Ti, Zr:r}^{\tau_1}$ и $L_{p:q:Cu, Ti}^{\tau_1}$ – параметры, характеризующие парное взаимодействие компонентов в подрешетках.

В ходе оптимизации было установлено, что учет параметров, характеризующих тройное взаимодействие, необходим только для β -фазы и γ -фазы. Расчеты показали, что вклад в энергию Гиббса жидких сплавов, связанный с тройным ассоциатом того или иного состава, не оказывает существенного влияния на их результат, а значения параметров $L_{Cu:Ti,Zr}^{Cu_{51}Zr_{14}}$, $L_{Cu:Cu,Zr}^{CuTi}$, $L_{Ti:Cu,Zr}^{CuTi}$, $L_{Cu:Ti,Zr}^{CuTi}$, $L_{Ti:Ti,Zr}^{CuTi}$, $L_{Cu,Va:Ti:Cu}^{\tau_1}$, $L_{Cu,Va:Zr:Cu}^{\tau_1}$, $L_{Cu,Va:Ti:Ti}^{\tau_1}$, $L_{Cu,Va:Zr:Ti}^{\tau_1}$, $L_{Va,Ti:Ti:Cu}^{\tau_1}$, $L_{Va,Ti:Zr:Cu}^{\tau_1}$, $L_{Va,Ti:Ti:Ti}^{\tau_1}$ и $L_{Va,Ti:Zr:Ti}^{\tau_1}$ близки к нулю. Результирующий набор параметров моделей, полученный в настоящей работе, представлен в табл. 1.

Полученная термодинамическая модель системы Cu–Ti–Zr была использована для расчета изотермических (рис. 2) и политермических сечений (рис. 3, 4) диаграммы состояния. На рис. 5 показаны проекция поверхности ликвидуса и ее увеличенный участок. На данном рисунке указан установленный в результате расчетов тип и температура неинвариантных

реакцій, указаны области первичной кристаллизации фаз, температуры неинвариантных превращений в бинарных системах, и двойными стрелками показаны направления понижения температуры вдоль моноинвариантных линий на ликвидусе.

Как показывают результаты расчета, трехкомпонентная жидкая фаза принимает участие в тринадцати четырехфазных неинвариантных реакциях, протекающих в интервале температур от 1085 до 1227 К. Температуры этих реакций оказываются ниже температур неинвариантных реакций с участием двухкомпонентной жидкой фазы в граничных системах. Это приводит к образованию в центральной части концентрационного треугольника, связанной с областью первичной кристаллизации τ_1 -фазы, и ограниченной, с одной стороны, областями первичной кристаллизацией $\text{Cu}_{51}\text{Zr}_{14}$ и (Cu)-фазы и, с другой стороны, областью первичной кристаллизации β -фазы, обширной концентрационной области, в которой поверхность ликвидуса лежит ниже ликвидуса двухкомпонентных сплавов, рис. 5. Согласно расчетам, температура в эвтектической точке E_5 1085 К является минимальной температурой ликвидуса в тройной системе. Протекание большого числа четырехфазных неинвариантных реакций в интервале температур, не превышающем 80 К, приводит к наличию восьми экстремумов на моноинвариантных кривых превращений с участием жидкой фазы в данной концентрационной области, рис. 5.

Согласно результатам расчета, температура плавления τ_1 -фазы составила 1146 К, что удовлетворительно согласуется с данными экспериментальных работ [5–7]. Состав, при котором τ_1 -фаза претерпевает конгруэнтное плавление, не в полной мере соответствует стехиометрическому составу и смещен в область, более богатую титаном и цирконием ($x_{\text{Cu}} = 0,450$, $x_{\text{Ti}} = 0,272$). Эта фаза имеет протяженную область первичной кристаллизации и принимает участие в пяти неинвариантных четырехфазных реакциях с участием жидкой фазы, рис. 5. Для поверхности ликвидуса системы в области сплавов, богатых медью, можно отметить протяженные области первичной кристаллизации CuTi , $\text{Cu}_{51}\text{Zr}_{14}$ и (Cu) фаз, рис. 5. Еще одной особенностью поверхности ликвидуса тройной системы является наличие на ней области первичной кристаллизации Cu_3Ti_2 , рис. 5, которая отсутствует в граничной системе. В нижней части концентрационного треугольника доминируют области первичной кристаллизации γ -фазы и β -фазы, рис. 5. Для последней характерно резкое повышение температуры с приближением к двухкомпонентной системе Ti–Zr.

Установленным в ходе расчета реакциям в соответствие могут быть приведены данные [3] о протекающих в системе неинвариантных превращениях с участием жидкой фазы и тройного соединения τ_1 : $\text{Ж}_1 \rightleftharpoons \text{CuTi} + \gamma + \tau_1$, $\text{Ж}_2 \rightleftharpoons \text{CuZr} + \gamma + \tau_1$ и $\text{Ж}_3 \rightleftharpoons \gamma + \beta + \tau_1$. В настоящей работе подтверждено равновесие Ж_2 , показано, что вместо реакции Ж_1 имеет место реакция переходного типа U_3 (рис. 5). Однако обнаруженная в [3] реакция Ж_3 в рамках настоящего термодинамического описания не может быть воспроизведена, так как β -фаза и τ_1 -фаза на ликвидусе в равновесии не находятся. В [5] для превращения с участием жидкости, CuTi , γ -фазы и τ_1 -фазы была определена температура, которая составила 1115 К, в то время, как согласно нашим расчетам реакция U_3 протекает при температуре 1124 К. В [7] при изучении сплава состава $\text{Cu}_{0,6}\text{Zr}_{0,2}\text{Ti}_{0,2}$ методом локального рентгеноспектрального анализа был установлен состав эвтектики ($x_{\text{Cu}} = 0,60$, $x_{\text{Ti}} = 0,21$), который хорошо согласуется с рассчитанным в настоящей работе составом жидкой фазы для превращения E_5 , ($x_{\text{Cu}} = 0,582$, $x_{\text{Ti}} = 0,224$). Можно отметить также удовлетворительное согласие между экспериментально установленными в [7] температурами ликвидуса сплавов $T_{\text{сол}}$ и рассчитанными в настоящей работе температурами неинвариантных превращений, которые осуществляются в соответствующих областях концентраций: сплавы $\text{Cu}_{0,53}\text{Ti}_{0,4}\text{Zr}_{0,07}$, $\text{Cu}_{0,55}\text{Ti}_{0,25}\text{Zr}_{0,2}$, $\text{Cu}_{0,6}\text{Ti}_{0,2}\text{Zr}_{0,2}$ и $\text{Cu}_{0,63}\text{Ti}_{0,17}\text{Zr}_{0,2}$ – $T_{\text{сол}} = 1096 \pm 3$ К, $T(E_5) = 1085$ К, (рис. 4, а); сплав $\text{Cu}_{0,46}\text{Ti}_{0,4}\text{Zr}_{0,14}$ – $T_{\text{сол}} = 1103$ К, $T(U_3) = 1124$ К (рис. 3, б и 4, а); сплав $\text{Cu}_{0,75}\text{Ti}_{0,2}\text{Zr}_{0,05}$ – $T_{\text{сол}} = 1123$ К, $T(U_2) = 1130$ К; сплава $\text{Cu}_{0,6}\text{Ti}_{0,1}\text{Zr}_{0,3}$ – $T_{\text{сол}} = 1108$ К, $T(U_5) = 1097$ К (рис. 4, б).

Таблиця 1

Параметры моделей энергии Гиббса (Дж/моль) фаз системы Cu–Ti–Zr

Фаза	Параметр
B	$L_{Cu} = L_{Ti} = L_{Zr} = -12000$
CuTi	$G_{Cu:Zr}^{CuTi} = 0,5 \cdot G_{Cu}^{SER} + 0,5 \cdot G_{Zr}^{SER} - 12534 + 3,372 \cdot T$; $G_{Ti:Zr}^{CuTi} = 0,5 \cdot G_{Ti}^{SER} + 0,5 \cdot G_{Zr}^{SER} + 12534 - 3,372 \cdot T$
Cu ₅₁ Zr ₁₄	$G_{Cu:Ti}^{Cu_{51}Zr_{14}} = 51/65 \cdot G_{Cu}^{SER} + 14/65 \cdot G_{Zr}^{SER} - 2585 - 1,876 \cdot T$
Cu ₁₀ Zr ₇	$G_{Cu:Ti}^{Cu_{10}Zr_7} = 10/17 \cdot G_{Cu}^{SER} + 7/17 \cdot G_{Zr}^{SER} - 10435 + 0,694 \cdot T$; $L_{Cu:Ti,Zr}^{Cu_{10}Zr_7} = 1150$
CuZr	$G_{Cu:Ti}^{CuZr} = 0,5 \cdot G_{Cu}^{SER} + 0,5 \cdot G_{Ti}^{SER} - 6977 - 3,486 \cdot T$; $L_{Cu:Ti,Zr}^{CuZr} = -20988 + 20,56 \cdot T$
γ	$L_{Cu:Ti,Zr}^{\gamma} = 11262 + 2585 (y_{Zr}^2 - y_{Ti}^2)$
τ ₁	$G_{Cu:Ti:Cu}^{\tau_1} = 4/6 \cdot G_{Cu}^{SER} + 2/6 \cdot G_{Ti}^{SER} + 5000$; $G_{Ti:Ti:Cu}^{\tau_1} = 1/6 \cdot G_{Cu}^{SER} + 5/6 \cdot G_{Ti}^{SER} + 15000$; $G_{Va:Ti:Cu}^{\tau_1} = 1/6 \cdot G_{Cu}^{SER} + 2/6 \cdot G_{Ti}^{SER} + 10000$; $G_{Cu:Zr:Cu}^{\tau_1} = 4/6 \cdot G_{Cu}^{SER} + 2/6 \cdot G_{Zr}^{SER} + 10000$; $G_{Ti:Zr:Cu}^{\tau_1} = 1/6 \cdot G_{Cu}^{SER} + 3/6 \cdot G_{Ti}^{SER} + 2/6 \cdot G_{Zr}^{SER} + 30000$ $G_{Va:Zr:Cu}^{\tau_1} = 1/6 \cdot G_{Cu}^{SER} + 2/6 \cdot G_{Zr}^{SER} + 15000$; $G_{Cu:Ti:Ti}^{\tau_1} = 3/6 \cdot G_{Cu}^{SER} + 3/6 \cdot G_{Ti}^{SER} + 5000$; $G_{Ti:Ti:Ti}^{\tau_1} = G_{Ti}^{SER} + 20000$; $G_{Va:Ti:Ti}^{\tau_1} = 3/6 \cdot G_{Ti}^{SER} + 25000$; $G_{Cu:Zr:Ti}^{\tau_1} = 3/6 \cdot G_{Cu}^{SER} + 2/6 \cdot G_{Zr}^{SER} + 1/6 \cdot G_{Ti}^{SER} + \Delta_f H^{\tau_1} - \Delta_f S^{\tau_1} T$; $\Delta_f H^{\tau_1} = -22900$; $\Delta_f S^{\tau_1} T = -10,63$ $G_{Ti:Zr:Ti}^{\tau_1} = 2/6 \cdot G_{Zr}^{SER} + 4/6 \cdot G_{Ti}^{SER} + 20000$; $G_{Va:Zr:Ti}^{\tau_1} = 2/6 \cdot G_{Zr}^{SER} + 1/6 \cdot G_{Ti}^{SER} + 5000$; $L_{Cu,Ti:Ti:Cu}^{\tau_1} = L_{Cu,Ti:Zr:Cu}^{\tau_1} = L_{Cu,Ti:Ti:Ti}^{\tau_1} = L_{Cu,Ti:Zr:Ti}^{\tau_1} = -58804 + 29,95 \cdot T$; $L_{Cu:Ti,Zr:Cu}^{\tau_1} = L_{Cu:Ti,Zr:Ti}^{\tau_1} = L_{Ti:Ti,Zr:Cu}^{\tau_1} = L_{Ti:Ti,Zr:Ti}^{\tau_1} = L_{Va:Ti,Zr:Cu}^{\tau_1} = L_{Va:Ti,Zr:Ti}^{\tau_1} = -17394 + 11,38 \cdot T$; $L_{Cu:Ti:Cu,Ti}^{\tau_1} = L_{Cu:Zr:Cu,Ti}^{\tau_1} = L_{Ti:Ti:Cu,Ti}^{\tau_1} = L_{Ti:Zr:Cu,Ti}^{\tau_1} = L_{Va:Ti:Cu,Ti}^{\tau_1} = L_{Va:Zr:Cu,Ti}^{\tau_1} = -43399$

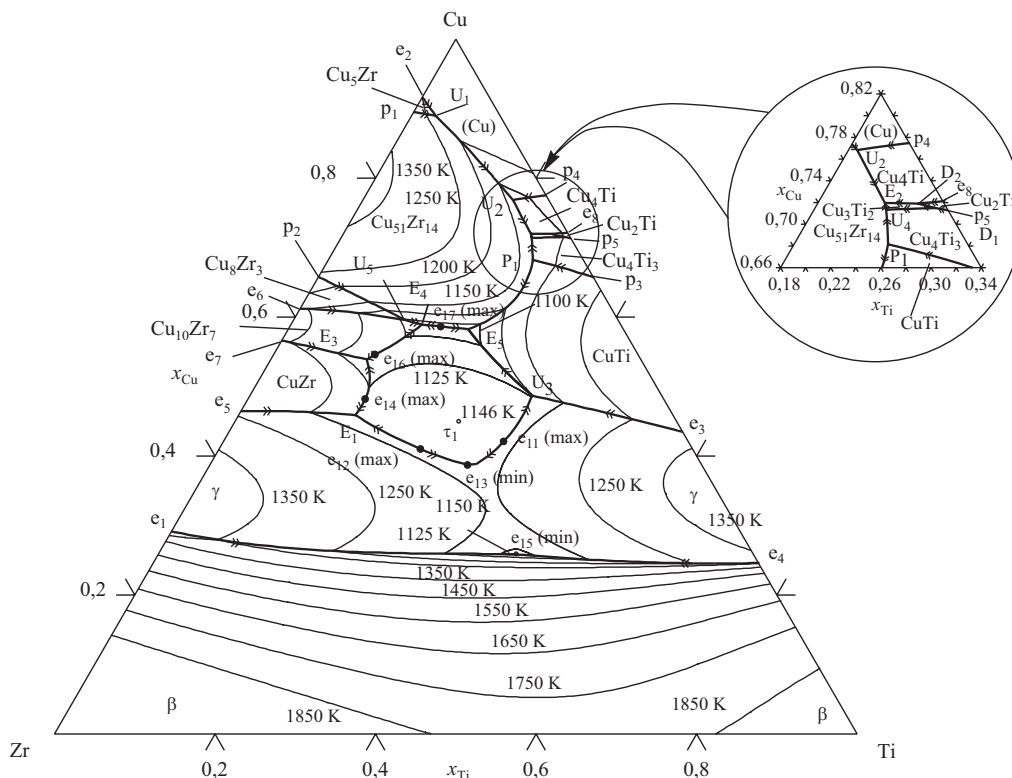


Рис. 5. Рассчитанная проекция поверхности ликвидуса в системе Cu–Ti–Zr

Предположение об образовании непрерывного твердого раствора между соединениями CuTi_2 и CuZr_2 (γ -фазы) было высказано в [2] и подтверждено экспериментально в [4] и [6]. В согласии с этим по нашим расчетам γ -фаза существует в этом сечении во всем интервале составов в исследованном интервале температур, рис. 2, рис. 3, а. Квазибинарное сечение CuTi_2 – CuZr_2 , рассчитанное в настоящей работе, показано на рис. 3, а. При температуре 1148 K и $x_{\text{Cu}} = 0,333$, $x_{\text{Ti}} = 0,381$ наблюдается минимум температуры плавления γ -твердого раствора. Результаты расчета удовлетворительно согласуются с данными [4], полученными методом ДТА. В соответствии с предложенной нами моделью системы Cu–Ti–Zr γ -фаза образует протяженную двухфазную область с β -фазой (рис. 2) и α -фазой (рис. 3, а). Из рис. 2, а видно, что в настоящей работе в рамках термодинамического описания удалось воспроизвести трехфазные области $\alpha + \beta + \gamma$, указание на существование которых дано в [2]. Как видно из рис. 3, б, согласно результатам расчетов γ -фаза образует обширную двухфазную область с τ_1 -фазой.

Важным вопросом строения диаграммы состояния системы Cu–Ti–Zr, нерешенным окончательно экспериментальным путем, остается вопрос о характере равновесий в сплавах с $x_{\text{Cu}} > 0,5$. Выше мы уже отмечали, что полученные в этой концентрационной области результаты [3] и [6] находятся в противоречии. Результаты настоящего расчета скорее подтверждают по смыслу экспериментальные данные [6]. Нам удалось воспроизвести не только все установленные в [6] фазовые поля, но и подтвердить прогнозируемые в этой работе поля $\text{Cu}_{51}\text{Zr}_{14} + \text{Cu}_{10}\text{Zr}_7 + \text{Cu}_8\text{Zr}_3$, $\text{Cu}_{51}\text{Zr}_{14} + \text{Cu}_4\text{Ti}_3 + \text{Cu}_3\text{Ti}_2$, $\text{Cu}_{51}\text{Zr}_{14} + \text{Cu}_4\text{Ti}_3$, а также корректно описать установленные в [6] области гомогенности двойных интерметаллидов в тройной системе, (рис. 2,б). Доминирующее положение в рассматриваемой области диаграммы состояния занимает треугольник $\tau_1 + \text{Cu}_{51}\text{Zr}_{14} + \text{CuTi}$. Интерметаллиды системы Cu–Ti, богатые медью, находятся в равновесии с $\text{Cu}_{51}\text{Zr}_{14}$. Более того, нами была установлена принципиальная невозможность воспроизведения в рамках термодинамического описания равновесий, предложенных в [3] для этой области составов.

Как видно из представленных на (рис. 3, б) и рис. 4 политепмических сечений, результаты нашего расчета удовлетворительно согласуются с установленными в [5] и [7] температурами ликвидуса, солидуса и твердофазных превращений. На рис. 3, б результаты исследования политепмического сечения CuTi–CuZr [5] совмещены с результатами расчета политепмического сечения $x_{Cu} = 0,46$. Расчет подтверждает конгруэнтное плавления τ_1 в согласии с результатами [5]: сечение проходит через точку ее конгруэнтного плавления. Из рисунка видно, что в рамках расчета удалось корректно воспроизвести область гомогенности τ_1 -фазы в интервале от температуры плавления до ~ 900 К.

ВЫВОДЫ

Таким образом, полученное в настоящей работе термодинамическое описание системы Cu–Ti–Zr опирается на наиболее полный набор экспериментальных данных о фазовых равновесиях в ней и о термодинамических свойствах расплавов, и корректно описывает их. В его основу положены новые термодинамические описания граничных двойных систем, которые, в свою очередь, наиболее полно отражают экспериментальные данные о термодинамике и равновесиях фаз.

ЛИТЕРАТУРА

1. Bunshah R. F. *Active-eutectoid alloys of titanium*. / R. F. Bunshah, D. Osterberg, E. Ence, H. Margolin // *United States Department of Commerce, Office of Technical Services, PB Report*. – 1960. 161.964. – 73 pp.
2. Ence E. *Study of the Ti–Cu–Zr system and the structure of Ti₂Cu* / E. Ence, H. A. Margolin // *Trans. Metal. Soc. AIME*. – 1961. – V. 221. – P. 320–322.
3. Woychik C. G., Massalski T. B. *Phase diagram relationships in the system copper–titanium–zirconium* / C. G. Woychik, T. B. Massalski // *Z. Metallkd.* – 1988. – V. 79, N 3. – P. 149–153.
4. Чеботников В. Н. *Структура и свойства сплавов разреза Ti₂Cu–Zr₂Cu системы Ti–Zr–Cu в аморфном и кристаллическом состояниях* / В. Н. Чеботников., В. В. Молоканов // *Изв. АН СССР. Неорган. матер.* – 1990. – Т. 26. – № 5. – С. 960–964.
5. Ковнеристый Ю. К. *Объемная аморфизация сплавов интерметаллидосодержащей системы Ti–Cu–Zr* / Ю. К. Ковнеристый, А. Г. Пашковская // *Аморф. (стеклообраз.) Мет. Матер. РАН. Ин-т Металлургии. М.*, 1992. – С. 153–157.
6. Klotz U. E. *Experimental investigation of the Cu–Ti–Zr system at 800°C* / U. E. Klotz, C. Liu, P. J. Uggowitzer, e. a // *Intermetallics*. – 2007. – V. 15. – P. 1666–1671.
7. Сторчак-Федюк А. М. *Дослідження литих сплавів системи Cu–Ti–Zr* / А. М. Сторчак-Федюк, В. М. Петюх, Л. В. Артюх // *Современные проблемы материаловедения. Серия «Физико-химические основы технологии порошковых материалов»*, Киев, 2007. – С. 22–26.
8. Абдулов А. Р. *Энтальпия смешения жидких сплавов системы Cu–Ti–Zr* / А. Р. Абдулов, М. А. Турчанин, П. Г. Агравал, А. А. Солорев // *Металлы*. – 2007. – № 1. – С. 28–34.
9. Турчанин М. А. *Термодинамика жидких сплавов и метастабильные фазовые равновесия в системе медь–титан* / М. А. Турчанин, П. Г. Агравал, А. Н. Фесенко, А. Р. Абдулов // *Порошковая металлургия*. – 2005. – № 5/6. – С. 67–80.
10. Turchanin A. A. *Enthalpies of formation of liquid and amorphous Zr–Cu alloys* / A. A. Turchanin, I. A. Tomilin, M. A. Turchanin, I. V. Belokonko, P. G. Agraval // *J. Non-Crystalline Solids*. – 1999. – V. 250–252. – P. 582–585.
11. Thiedermann U. *Mixing enthalpy measurements of liquid Ti–Zr, Fe–Ti–Zr and Fe–Ni–Zr alloys* / U. Thiedermann, M. Rosner-Kuhn, K. Drewes, G. Kuppermann, M. G. Frohberg // *J. Steel Research*. – 1999. – V. 70, N 1. – P. 3–8.
12. Arroyave R. *Thermodynamic assessment of the Cu–Ti–Zr system* / R. Arroyave, T. W. Eagar, L. Kaufman // *J. Alloys Compd.* – 2003. – V. 351, Issues 1–2. – P. 158–170.
13. Velikanova T. *Cu–Ti–Zr* / T. Velikanova, M. A. Turchanin // *Ternary Alloy Systems. Phase Diagrams, Crystallographic and Thermodynamic Data* / Eds. G. Effenberg, S. Ilyenko, Germany, Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag. – 2006. – V. 11C3. – 436–464 pp.
14. Dinsdale A. T. *SGTE data for pure elements* / A. T. Dinsdale // *CALPHAD*. – 1991. – V. 15, N 4. – P. 317–425.
15. Турчанин М. А. *Термодинамическое описание системы Cu–Ti–Zr: Часть III. Система Cu–Ti–Zr* / М. А. Турчанин, Т. Я. Великанова, П. Г. Агравал, А. Р. Абдулов, Л. А. Древаль // *Порошковая металлургия*. – 2008. – № 9/10. – С. 106–130.
16. Турчанин М. А. *О применении теории идеального ассоциированного раствора для описания температурно-концентрационной зависимости термодинамических свойств бинарных расплавов* / М. А. Турчанин, И. В. Белоконенко, П. Г. Агравал // *Расплавы*. – 2001. – № 1. – С. 58–69.
17. Hillert M. *The compound energy formalism* / M. Hillert // *J. Alloys Compd.* – 2001. – V. 320. – P. 161–176.

УДК 621.777

Алиева Л. И., Абхари П., Жбанков Я. Г.

ФОРМОИЗМЕНЕНИЕ В ПРОЦЕССЕ РАДИАЛЬНОГО ВЫДАВЛИВАНИЯ ВЫСОКИХ ФЛАНЦЕВ

Полые изделия типа труба с фланцем весьма распространены в машиностроении. Традиционные методы изготовления подобных деталей на предприятиях машиностроения – это сварка труб и механическая обработка резаньем, основными недостатками которых являются соответственно плохое качество детали за счет появления шва и большие потери металла на стружку.

Также распространенной технологией изготовления полых деталей является листовая штамповка. Принято считать, что этой технологии присуща высокая производительность, точность и качество изделий. Благодаря последовательному или совмещенному сочетанию операций вытяжки, пробивки, протяжки, и др. можно получить детали весьма хорошего качества. Общим недостатком методов листовой штамповки является многооперационность штамповки и нерациональный расход материала. Последнее обстоятельство оказывается существенным фактором при изготовлении деталей из цветных металлов и сплавов.

Технологические процессы холодного выдавливания полых деталей отличаются высокой эффективностью [1, 2, 3]. Некоторые из схем выдавливания представлены на рис. 1.

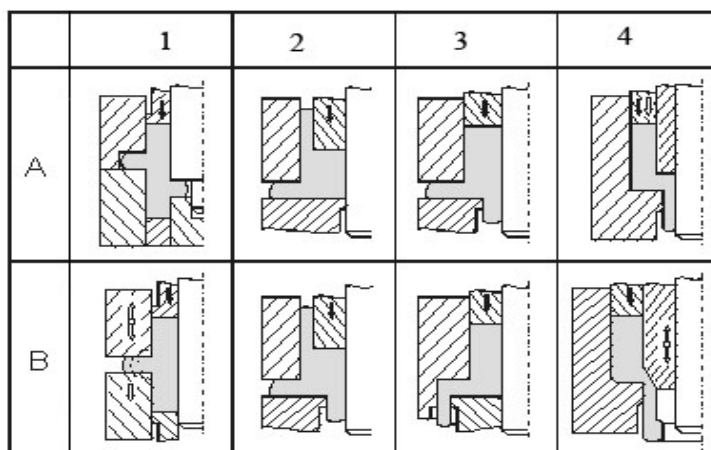


Рис. 1. Схемы выдавливания полых деталей

Благоприятная макроструктура металла и высокое качество поверхности детали получаются в результате выдавливания. Вместе с этим улучшаются и экономические показатели, за счет снижения расхода металла и трудоемкости изготовления, а в ряде случаев и за счет улучшения эксплуатационных свойств.

Одной из проблем производства деталей типа втулок с фланцем является дефектообразование в процессе выдавливания. Так при выдавливании относительно высоких фланцев на трубе возникает такой дефект формы как радиальная утяжина [4, 5]. Проблемой является прогнозирование возникновения данного дефекта при определенных соотношениях размеров выдавливаемой заготовки.

Одним из эффективных методов позволяющих с достаточной точностью определять формоизменение в процессах радиального выдавливания является метод конечных элементов.

Целью данной работы является разработка рекомендаций на основе численного моделирования по проектированию технологических процессов радиального выдавливания фланцев на трубной заготовке.

Моделирование проводилось при помощи метода конечных элементов реализованного в программе ANSYS. Моделировалось выдавливание деталей из материала АД1. Параметры механических свойств: материал заготовки АД1 (кривая истинных напряжений для которого описывается уравнением $\sigma_s(\varepsilon) = 141,9079\varepsilon^{0,2596}$), предел текучести $\sigma_{0,2} = 52$ МПа, модуль Юнга $E = 71000$ МПа, коэффициент Пуассона $\nu = 0,3$, и коэффициент трения между материалом заготовки и инструментом $\mu = 0,05$. Схема радиального выдавливания фланца приведена на рис. 2.

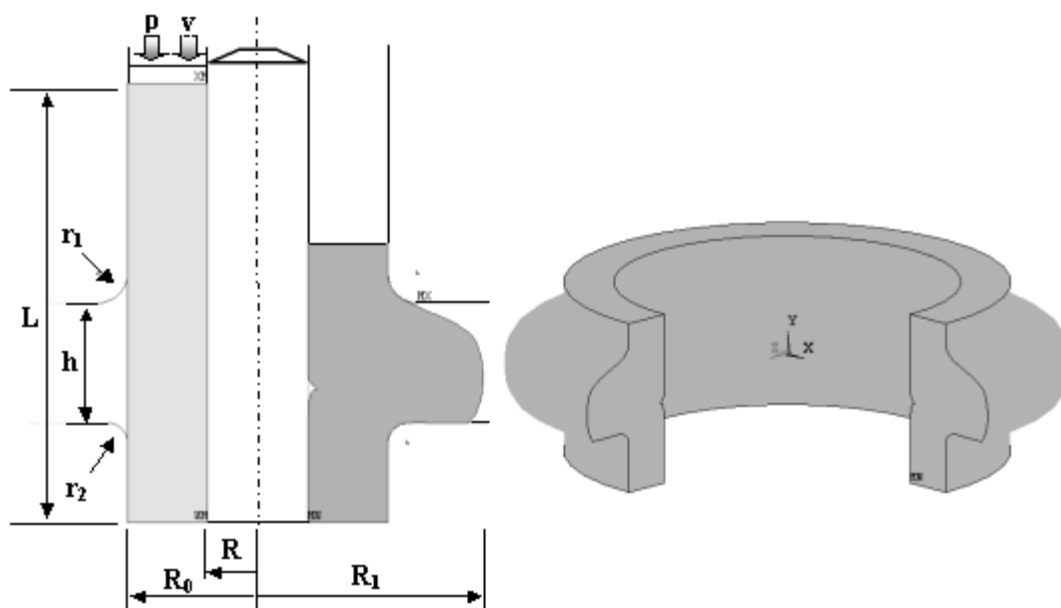


Рис. 2. Схема радиального выдавливания фланца в средней части трубы

Для моделирования процесса радиального выдавливания фланца использовали следующие геометрические параметры процесса: R_0 – наружный радиус заготовки ($R_0 = 18$ мм), R – внутренний радиус заготовки ($R = 14$ мм), t – толщина стенки заготовки равная разнице R_0 и R , h – высота приемной полости для выдавливаемого фланца ($h = 6$ мм), r_1 и r_2 – радиус скругления кромок инструмента ($r_1 = 1,5$ мм, $r_2 = 1$ мм), L – высота заготовки ($L = 22$ мм), t_f – величина фланца равная разнице R_0 и R_1 , h/t – относительная высота фланца ($h/t = 1,5$).

Было исследовано напряженно-деформированное состояние заготовки в процессе выдавливания. Результаты представлены на рис. 3.

Как видно из полей распределения деформации (рис. 3), очаг деформации по высоте ограничивается высотой приемной полости под фланец, а наибольшая интенсивность деформаций сосредоточена в средней части очага деформации. Как видно интенсивность напряжений по очагу деформации распределяется практически равномерно и достигает своего наибольшего значения в нижней части очага деформации. Также заметно, что максимальные интенсивности деформаций и напряжений сосредоточены в зоне появления утяжины.

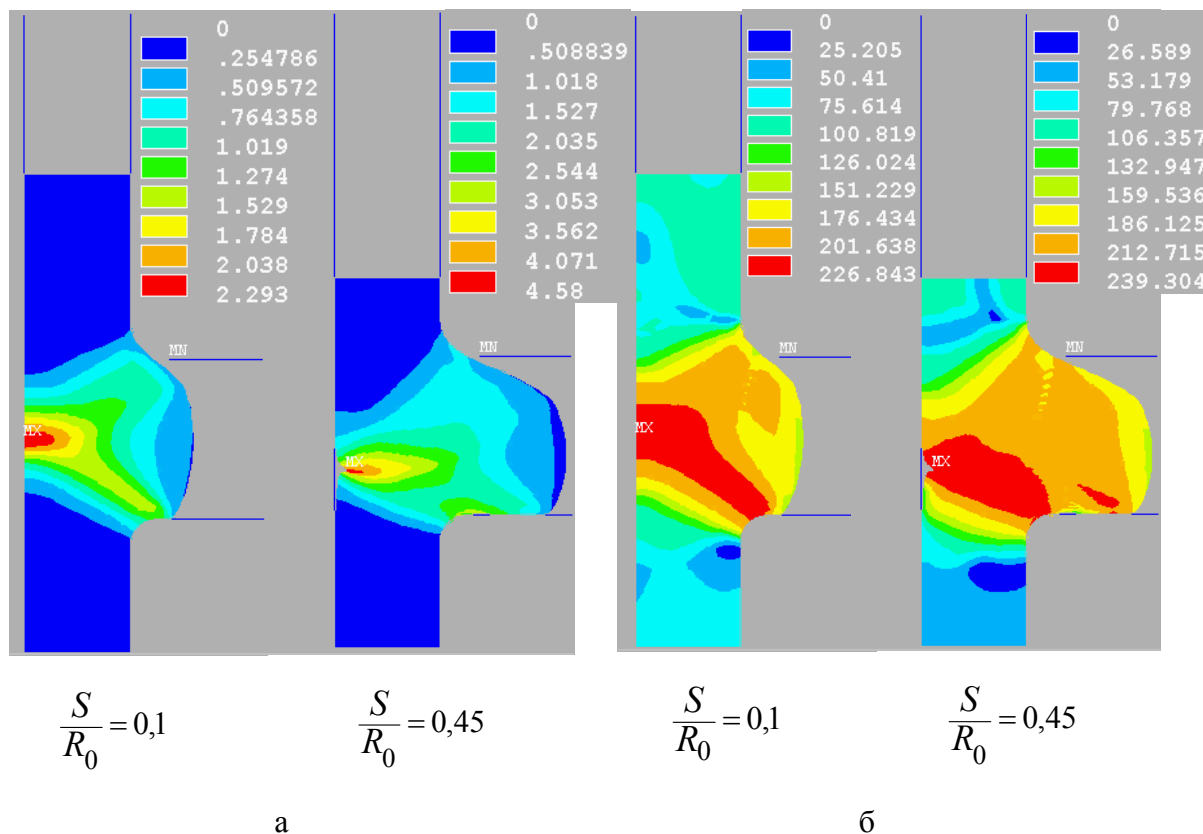


Рис. 3. Распределение интенсивности деформаций (а) и напряжений (б) на последовательных стадиях радиального выдавливания при относительном ходе

Был проведен ряд математических экспериментов, которые показали что при выдавливании относительно высоких фланцев появляется дефект утяжина. По результатам этих исследований были построены диаграммы для определения геометрических размеров процесса радиального выдавливания, при которых не будет происходить образование радиальной утяжины. Данные диаграммы представлены на рис. 4.

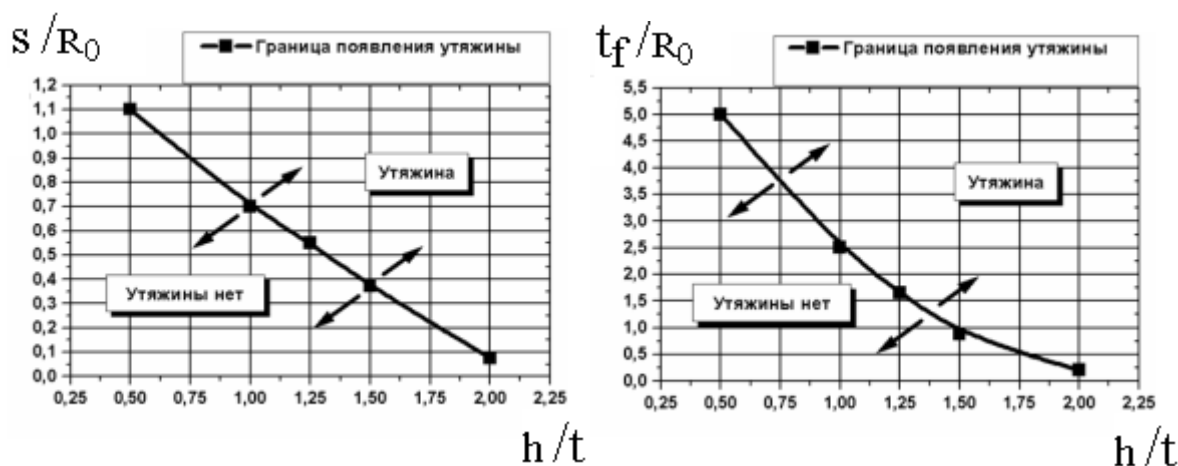


Рис. 4. Диаграммы для определения геометрических параметров процесса радиального выдавливания

Из построенных диаграмм видно, что при назначении геометрических параметров, которые лежат выше кривых, всегда будет образовываться утяжина. Также из диаграмм

видно, что при увеличении высоты выдавливаемого фланца возрастает вероятность появления утяжины.

Для радиального выдавливания относительно высоких фланцев был предложен способ радиального выдавливания с поднимающейся матрицей. Схема данного способа представлена на рис. 5.

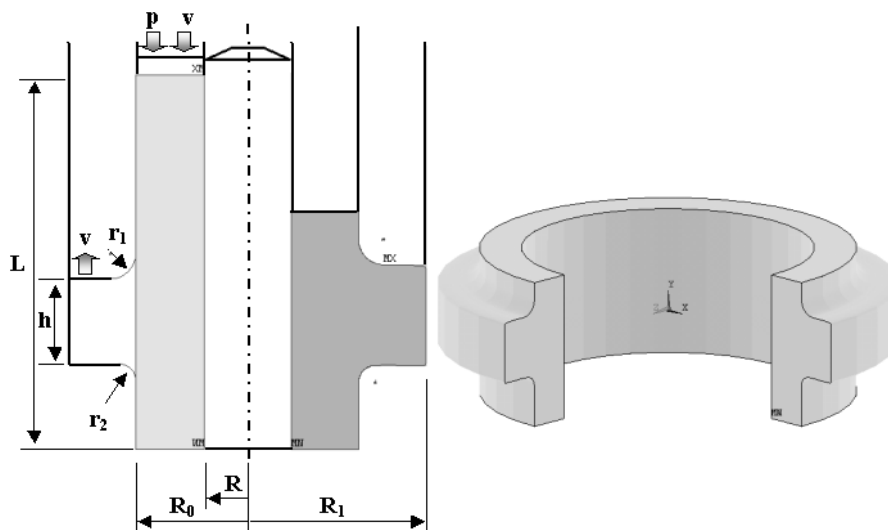


Рис. 5. Радиальное выдавливание с поднимающейся матрицей

Было исследовано напряженно-деформированное состояние заготовки в процессе радиального выдавливания с подвижной матрицей. Поля распределения интенсивности напряжений и деформаций по стадиям выдавливания представлены на рис. 6 – 7

Как видно из полей распределения интенсивности деформаций по очагу деформации его высота ограничивается высотой приемной полости под фланец, а наибольшая интенсивность деформаций сосредоточена в средней части очага деформации.

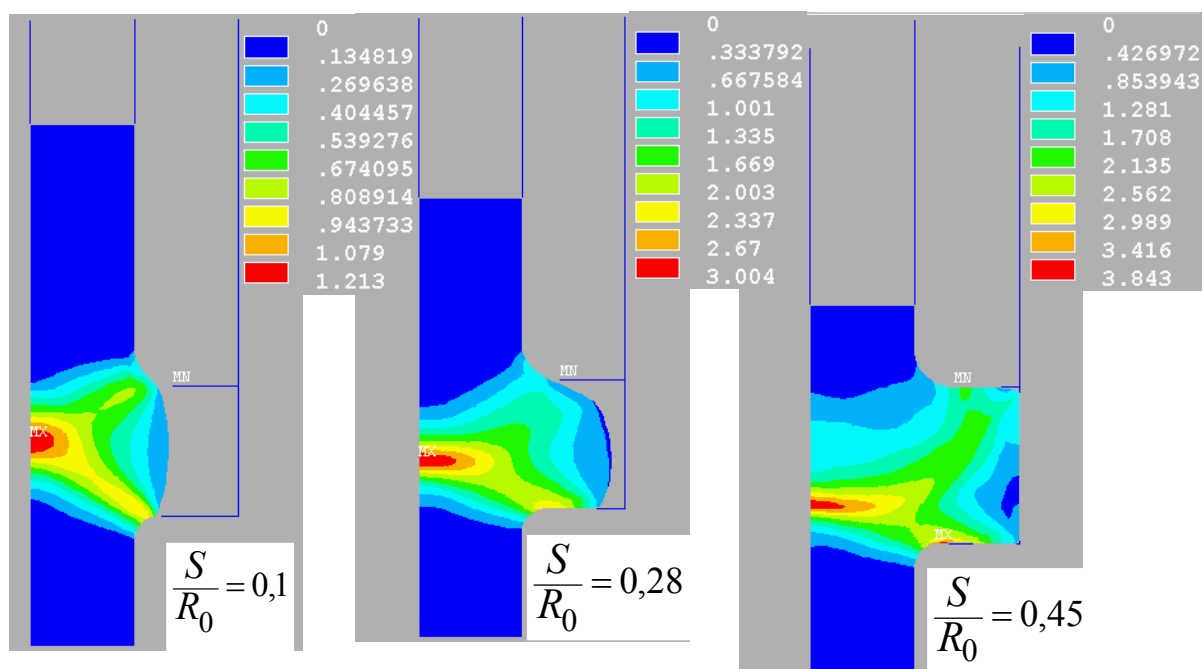


Рис. 6. Поля распределения интенсивности деформаций в заготовке по ходу радиального выдавливания с поднимающейся матрицей

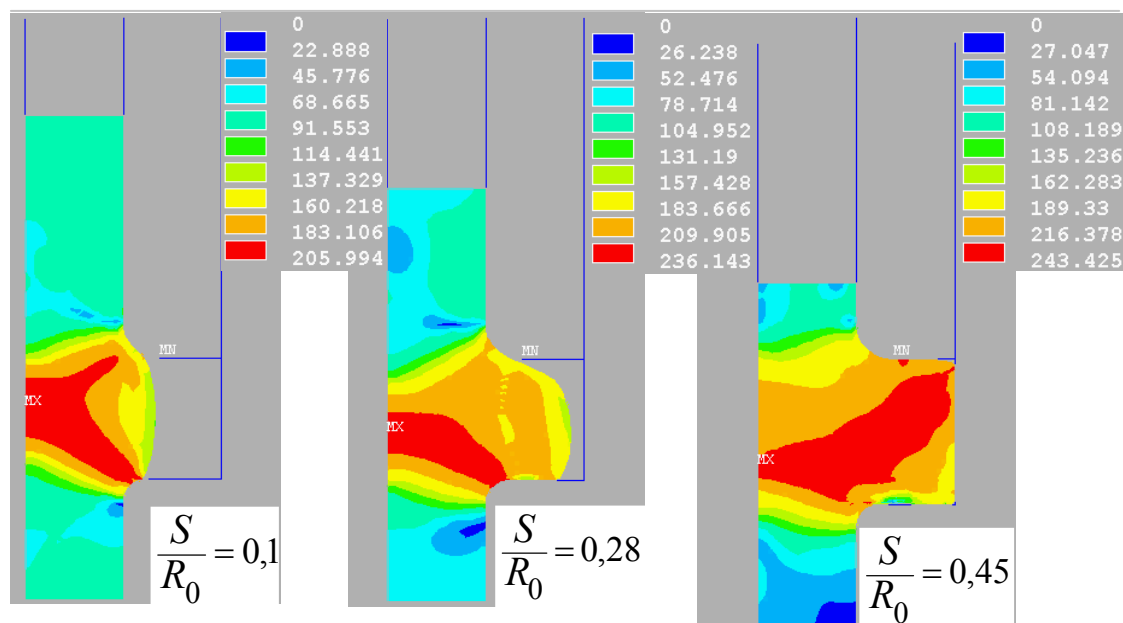


Рис. 7. Поля распределения интенсивности напряжений в заготовке по ходу радиального выдавливания с поднимающейся матрицей

Распределение интенсивности напряжений практически полностью повторяет картину радиального выдавливания по схеме представленной на рис. 2.

Данный способ позволяет получать полые детали типа втулки с относительно высоким фланцем без образования такого дефекта как утяжина на внутренней поверхности детали.

ВЫВОДЫ

Установлено, что при выдавливании высокого фланца на трубной заготовке появляется такой дефект формы как утяжина. Построены диаграммы для определения размеров исходных заготовок для выдавливания бездефектных деталей.

Произведено моделирование процесса выдавливания высоких фланцев по схеме радиального выдавливания с поднимающейся матрицей. Установлено, что по данной схеме деформирования, возможно, получать фланцы практически любой высоты.

Также было исследовано напряженно-деформированного состояния. Определено, что при радиальном выдавливании фланцев очага деформации имеет несимметричную форму. Также установлено, что по ходу деформирования зона больших деформаций в очаге деформации непрерывно смещается по ходу движения ползуна прессы.

ЛИТЕРАТУРА

1. *Cold Forging of Hollow Cylindrical Components Having an Intermediate Flange – Ubet Analysis and Experiment.* / H. Kudo, B. Avitzur, T. Yoshikai, J. Luksaza a. o. // *CIRP Annale.* – 1980. – 29, N 1. – P. 129–133.
2. Алиев И. С. Технологические возможности новых способов комбинированного выдавливания / И. С. Алиев // *Кузнечно-штамповочное производство.* – 1990. – № 2. – С. 7–9.
3. Алиева Л. И. Выдавливание втулок с фланцем / Л. И. Алиева, Р. С. Борисов // *Ресурсозберігаючі технології виробництва та обробки тиском матеріалів у машинобудуванні.* Зб. Наук. Пр. в 2-х ч. Ч.1 – Луганськ: вид-во СХУ ім. В. Даля, 2003. – С. 99–105.
4. Алиев И. С. Дефектообразование в процессе радиально-прямого выдавливания на конусной оправке / И. С. Алиев, Я. Г. Жбанков // www.nbu.gov.ua/e-journals/VDDMA/2007-2e10/07AISTCF.pdf
5. Алиева Л. И. Моделирование процесса формообразования полых деталей при радиальном выдавливании / Л. И. Алиева // *Ресурсозберігаючі технології виробництва та обробки тиском у машинобудуванні.* Зб. наук. пр. – Луганськ: СХУ ім. В. Даля, 2005. – С. 11–16.

УДК 620.193

Архипов О. Г., Зінченко О. В., Гусєв С. О.

ДОСЛІДЖЕННЯ ПРОЦЕСУ ДЕГРАДАЦІЇ СТАЛІ 12Х18Н10Т

Важливим аспектом надійної та безперебійної роботи нафтопереробної і хімічної промисловості України є її ефективний протикорозійний захист. Практика показує, що значна кількість обладнання і апаратури, яка експлуатується в нафтопереробній промисловості пропрацювали більш 20 років і тенденція до подовження ресурсу є сталою у всіх промислово-розвинутих державах. Важливу роль завдяки своєму широкому застосуванню відіграють нержавіючі сталі аустенітного і аустенітно-феритного класу: 12Х18Н10Т, 08Х21Н5Т, 10Х17Н13М3Б. Як правило, обладнання, виготовлене з сталі названих марок і аналогічних ним, працює в жорстких експлуатаційних умовах, внаслідок агресивної дії залишкової води, яка осідає з нафти [1]. Дослідженнями водневої проникності виявлено [2], що експлуатована сталь порівняно з вихідним станом суттєво мікропошкоджена, що можна пов'язати зі сумісною дією абсорбованого металом водню та тривалого навантаження. Тому, дослідження механічних характеристик сталей є одним з найбільш поширених видів випробувань і одночасно інформаційне насиченими.

Метою даної роботи є встановлення особливостей механічної поведінки експлуатованої сталі труби зміювика печі після 13 років експлуатації на ЗАТ «Ліник».

Основними видами досліджень механічних характеристик сталей, є дослідження на: розтяг-стиск, кручення, згин, втому, корозійну втому і удар. При дослідженні сталей на розтяг-стиск отримуємо залежність напружень від деформацій, яка називається діаграмою розтягнення (стискання). Розглянемо діаграму розтягнення пластичної конструкційної сталі в координатах $\sigma \rightarrow \varepsilon$ (рис. 1).

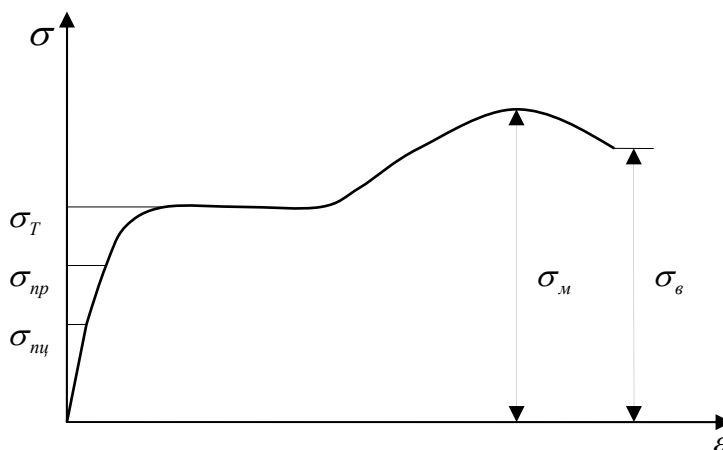


Рис. 1. Діаграма розтягнення сталі

В нашому випадку на цій загальній діаграмі важливими показниками зміни механічних характеристик сталей є: σ_T (або $\sigma_{0,2}$), σ_6 та їх співвідношення $\frac{\sigma_{0,2}}{\sigma_6}$. Де σ_T (або $\sigma_{0,2}$) – напруження границі текучості. Заміна σ_T на $\sigma_{0,2}$ робиться тоді, коли границі текучості відсутня або дуже маленька. В процесі текучості підвищується температура зразка, змінюється його електропровідність і магнітні якості; на полірованій поверхні з'являються густі, похилі під кутом 45° лінії – лінії Люверса; зразок тускніє. Але в істинному вигляді на реальних діаграмах, різних за хімічним складом сталей σ_T може бути відсутня або дуже малою.

Важливим показником при котрім відбувається повне руйнування зразка є σ_{ϵ} , який носить назву границя міцності або тимчасовий опір. І на всьому вищесказаному $\sigma_{0,2}$ і σ_{ϵ} у співвідношенні дають діапазон характеристик міцності і пластичності сталі і сплавів.

Так на ЗАТ «Ліник» в 1994 році труби змійовика печі П-102 були замінені після аварійного нагріву на нові зі сталі 12X18H10T діаметром 219×10 мм. Для досліджень були вибрані ділянки труб № 90 і № 94 довжиною 790 мм і 935 мм відповідно, які знаходились в нижній половині радіаційної частини змійовика печі П-102 після 13 років експлуатації.

В печі відбувається нагрів вуглецевим газом сировини (гідроочищений вакуумний дистилат). Продуктовий змійовик експлуатується при наступних технічних характеристиках: робочий тиск в радіаційній частині – 0,3 МПа; розрахунковий тиск – 1,8 МПа; температура сировини на виході з радіаційної частини – 390–410 °С; температура газів на виході з радіаційної камери ≤ 800 °С.

В процес роботи досліджувались механічні характеристики основного металу і зварних з'єднань, металографічні дослідження основного металу і зварних з'єднань, визначався характер і глибина корозії. Механічні іспити на розтяг велись при кімнатній і робочій температурі (450 °С) на стандартних зразках діаметром 5 мм за ГОСТ 1497 і ГОСТ 9651. Іспити на ударну в'язкість зварних з'єднань труб проводили на нестандартних зразках розміром 5×10 мм через значні зміщення труб при зваренні.

Хімічний аналіз підтвердив, що основний метал труб відповідає сталі 12X18H10T, а зварний шов за хімічним складом близький до основного металу. Результати механічних досліджень приведені в табл. 1.

Таблиця 1

Механічні характеристики дослідної сталі

№ труби і T, °С	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	$\sigma_{0,2}/\sigma_B$	δ , %	ψ , %	α_n , Дж/см ²
Труба № 90, кімнатна T, °С	577,8	316,9	0,55	49,6	70,7	161,7
	589,6	312,9	0,53	58,0	68,7	162,7
	604,3	385,5	0,64	46,4	69,2	157,8
Труба № 90, 450 °С	450,5	189,3	0,43	33,2	57,3	159,9
	464,0	189,3	0,41	33,3	55,8	163,8
	452,2	187,4	0,41	33,4	58,6	146,2
	449,3	196,2	0,43	34,0	58,4	161,9
	447,3	187,3	0,42	32,0	62,7	157,9
Труба № 94, кімнатна T, °С	583,7	326,7	0,56	46,0	63,9	153,9
	578,8	292,3	0,50	50,4	70,8	139,2
	574,9	246,2	0,43	51,2	68,8	128,4
Труба № 94, 450 °С	462,1	213,9	0,46	34,2	58,1	105,9
	447,3	184,4	0,41	33,2	58,7	143,2
	455,2	208,9	0,46	28,2	58,7	139,3
	457,1	208,9	0,46	32,0	55,2	153,0
	445,4	189,3	0,42	35,0	57,3	150,1
Ст. 12X18H10T, кімнатна T, °С, ГОСТ 9940	529,0	216,0	-	40,0	-	-
Ст. 12X18H10T, 450 °С, ГОСТ 14279	428,0	176,0	-	33,5	68,0	353,0

Аналіз результатів досліджень механічних характеристик дозволяє зробити такі висновки:

1. основний метал труб діаметром 219×10 мм після 13 років експлуатації має задовільні характеристики міцності і пластичності при кімнатній температурі, відношення величин $\sigma_{0,2}/\sigma_b$ знаходиться в межах 0,5–0,64, хоча і зафіксовані випадки зменшення цього відношення до величин 0,43. Досить великий діапазон значень характеристики $\sigma_{0,2}/\sigma_b$ свідчить про значні деградаційні процеси в структурі сталі [3];

2. при температурі 450 °С відзначається зниження механічних характеристик в межах допустимих для сталі 12X18H10T, хоча значення пластичності відповідає нижній межі, а в окремих зразках зниження складає 10 – 16 % відносно допустимої нижньої межі;

3. міцність зварних швів є задовільною як при кімнатній температурі, так і при температурі 4500С, хоча руйнування окремих зразків відбулось по шву, де були виявлені дефекти утворені при зваренні або під час експлуатації при підвищених температурах;

4. значення ударної в'язкості при кімнатній і робочій температурах для основного метала знаходиться в межах 105,9–163,8 Дж/см², а для зварних швів в діапазоні 96,8–229,0 Дж/см². Міста зламу мають крупнозернисту будову як в основному металі, так і в наплавленому металі зварних з'єднань, тоді як в вихідному стані ця сталь після ударних навантажень має в'язкий, волокнистий злам [4];

5. заміри значень твердості метала зварних з'єднань показали, що вони знаходяться в межах норми як для основного метала, так і для зварного шву і зони термічного впливу. Але для труб що були в експлуатації розбіг значень може сягати значень 20–25 НВ, тоді як у труб що не були в експлуатації ця різниця знаходиться в межах 2–3 НВ;

6. механічні іспити на загин показали, що кут загину для основного метала і зварних з'єднань труб № 90 і № 94, а також зварного з'єднання «стара труба + нова труба» дорівнює 180 ° і задовольняє вимогам нормативних документів. Механічні іспити на загин зварного з'єднання «стара труба + стара труба» вважаються незадовільними, оскільки при куті загину 90 ° з'явилися надриви в наплавленому металі.

Металографічні дослідження велись на зразках, вирізаних з зварних з'єднань всіх варіантів представлених труб, які містили в собі зварний шов, зону термічного впливу і основний метал. Травлення зразків проводилось розчином «царська горілка» для макродосліджень і електролітичним засобом 10 %-ним розчином хромового ангідриду для мікродосліджень.

Дослідженнями мікроструктури основного металу труб встановлено, що структура металу труб аустенітна з номером зерна 6–7. Спостерігаються виділення α -фази у вигляді дрібнодисперсної ферито-карбідної суміші, переважно розташованої по границям зерен в напрямку прокату листа. Відбулось випадання карбідів хрому як по границям, так і в тілі зерен, а також випадання дрібнодисперсних, типа γ -фази, утворень [5].

В зернах аустеніту спостерігається подвоєння і лінії ковзання. В основному металі труб відмічаються окремі пори і стрічкові їх скупчення. Мікроструктура зварних швів аустенітно-карбідна з включеннями α -фази характерними для аустенітних сталей. В зварних швах α -фаза розташована у вигляді прожилок по границям зерен, деякі з яких мають лінії ковзання. Зона термічного впливу має більш крупне аустенітне зерно з витягнутими вздовж прокату включеннями високотемпературного фериту [4]. Окремі пори мають місце як у шву, так і в зоні термічного впливу.

ВИСНОВКИ

Метал труб має типову для аустенітних сталей структуру. За час експлуатації в середовищі, що містить водень при підвищеній температурі відбулось випадання проміжної γ -фази, яка передує утворенню крихкої σ -фази. В окремих містах утворились пори і їх скупчення, що привело до рихлості матеріалу. Це обумовлено насиченням сталі воднем, що в свою чергу обумовило і погіршення механічних характеристик.

Спостерігається незначна нерівномірна корозія глибиною до 0,06 мм. Внутрішня поверхня на окремих ділянках зварних з'єднань піддана нерівномірній корозії типу піттингу глибиною до 0,3 мм. Такий же характер корозії відмічається в зоні термічного впливу. В основному металі труб на внутрішній поверхні під щільним шаром відкладень відбулась піттингова корозія з глибиною пошкоджень до 0,1 мм.

Корозію труб зі сталі 12X18H10T в даному випадку можна пояснити наявністю в сировині сірковмісних з'єднань. Цей процес посилюється, коли на стінках труб з'являються відкладення коксу і порушується нормальний теплообмін. Наявність сірководню в потоках сировини, що транспортується по трубам в присутності водної фази в нержавіючих сталях викликала локальні руйнування (піттингову корозію, міжкристалітну корозію і навіть корозійне розтріскування) особливо в період зупинок.

Виявлені закономірності можуть бути використані для оцінки ступеня деградації сталей. Як показники деградації сталей можуть використовуватись зміни $\sigma_{0,2}$, σ_b , $\sigma_{0,2}/\sigma_b$, σ . А величини ψ і α_n є менш інформативними.

Таким чином, за 13 років експлуатації при підвищеній температурі з періодичними зупинками в умовах дії агресивного середовища, що містить сірководень, відбулась суттєва деградація сталі труб. Це проявилось в погіршенні механічних характеристик і змінах у структурі сталі.

ЛІТЕРАТУРА

1. Слободян З. В. Корозійна тривкість трубої сталі у нафто водних середовищах / З. В. Слободян, Г. М. Никифорчин, О. І.Петруцак // *Фізико-хімічна механіка матеріалів*. – 2002. – № 3.– С. 93–96.
2. Nykyforchyn H. Rola wodoru w korozyjnym niszczeniu wewnetrznych powierzchni rurociagu naftowego / H. Nykyforchyn, D. Slobodyan, O. Petrushchak, E. Lunarska // *Ochrona przed korozja*. – 2002. – *Wydanie specjalne*. – S. 445–449.
3. Похмурський В. І. Оцінка чутливості методу поляризаційного струму до пошкодь елементів конструкцій / В. І. Похмурський, М. С. Хома, Р. М. Джала., О. Г. Архипов, М. Р. Чучман // *Фізико-хімічна механіка матеріалів*. – 2006. – № 4.– С. 74–77.
4. Похмурський В. Електрохімічний контроль обладнання, що підлягає дії середовищ хімічних і нафтохімічних виробництв в умовах вібрації / В. Похмурський, М. Хома, А. Кузюков, О. Архипов, В. Борисенко // *Фізико-хімічна механіка матеріалів*. – 2007. – № 6.– С. 47–54.
5. Мелехов Р. К. Конструкційні матеріали енергетичного обладнання / Р. К. Мелехов, В. І. Похмурський. – К.: Наук. Думка, 2002. – 381с.

УДК 621.785.546.471

Бартель Г. П., Богуцкий А. А., Корчак Н. С.

ПЕРСПЕКТИВНАЯ ТЕХНОЛОГИЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ЛИТЫХ ЗАГОТОВОК ПУАНСОНОВ ДЛЯ ХОЛОДНОЙ ВЫСАДКИ

Характерной особенностью развития современного машиностроения является стремление производить формообразование деталей не столько за счет использования обработки металлов резанием, сколько за счет применения прогрессивных методов получения точных заготовок. Максимально приблизить формы и размеры заготовок к готовым деталям можно применением методов точного литья заготовок в керамические оболочковые формы, литья под давлением, кокильного литья, а также, применением горячей объемной штамповки, холодной штамповки, раскатки и др.

Однако при изготовлении небольших партий деталей, экономия металла и снижение затрат на обработку резанием при замене заготовок из проката на точные заготовки во многих случаях не компенсирует дополнительных затрат на изготовление специальной оснастки и эксплуатацию дорогостоящего оборудования (машин литья под давлением, кокильного литья, кузнечнопрессового оборудования, холодной штамповки).

Экономическая целесообразность использования холодной штамповки в значительной мере определяется стоимостью штампов, приходящейся на единицу изделия, величина которой в основном обуславливается их стойкостью. Увеличение стойкости штампов повышает производительность труда в цехах холодной штамповки. Первоначальные расходы на инструмент, изготавливаемый из проката штамповой стали, составляет около 15–25 % от себестоимости продукции [1, 2]. Затраты на ремонт и восстановление рабочих частей штампов еще больше увеличивают затраты на оснастку.

Целью работы является изучение методов снижения себестоимости и повышения стойкости холодновысадочного штампового инструмента путем применения литых заготовок.

Изучены причины выхода из эксплуатации холодновысадочных пуансонов, используемых для вырубки отверстий диаметрами 8 и 12 мм в прокате стали 45 толщиной 3,2 мм. В условиях НПП «Промтехконструкция» пуансоны изготавливаются из проката стали 9ХС (рис. 1).



×1

Рис. 1. Образцы пуансонов, отобранные для исследования

Основная причина отказа пуансонов при эксплуатации – истирание или абразивный износ, приводящий к уменьшению диаметра пуансона. В процессе перешлифовки по высоте пуансона происходит частичный перегрев и снижение твердости рабочей кромки, что дополнительно ускоряет процесс механического износа при последующей эксплуатации (рис. 2).

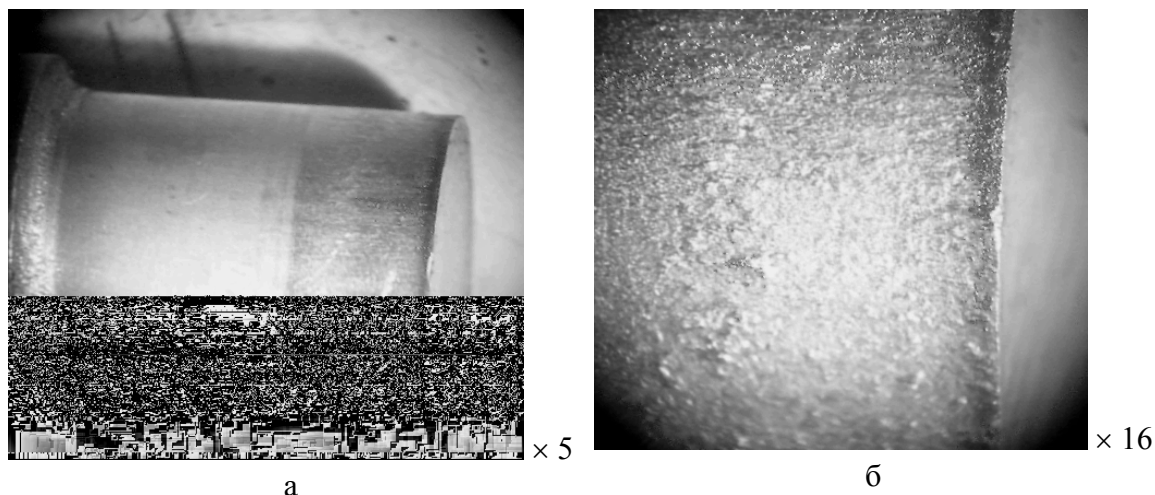


Рис. 2. Рабочая поверхность пуансона после эксплуатации

Для повышения стойкости холодновысадочных пуансонов возможно применение инструментальной стали большей легированности, например, быстрорежущей: Р6М5, Р12Ф3, Р6М5К5 и др., которые имеют более высокое сопротивление истиранию. Однако данные стали, после термической обработки по режимам режущего инструмента, имеют недостаточную контактную прочность и в процессе работы выкрашиваются [3–5]. Стоимость проката быстрорежущей стали достаточно высока и его использование для изготовления цельных пуансонов экономически невыгодна.

Для повышения стойкости инструмента в литературе рекомендуется использование инструментальных марок стали с пониженным содержанием легирующих элементов (РЛ1, РЛ2, ЭК41, ЭК42, РОМ5СТ, ДИ21, ДИ22, ДИ23 и т. д.). В этих марках стали карбидная неоднородность менее выражена, а применение оптимальных способов воздействия на расплав, обеспечивает получение «разорванной» эвтектической сетки карбидов. В литом состоянии для изготовления холодновысадочных пуансонов небольших диаметров такие стали, практически не применяются.

В данной работе для повышения стойкости вырубных штампов предложено изготавливать заготовки пуансонов из ранее заявленной стали для литого инструмента типа 11Р3М3Ф2СБ1Л [6].

Сталь получали методом переплава отходов отработавшего режущего инструмента из быстрорежущей стали Р6М5 в индукционной печи ИСТ006 с магнезитовой футеровкой. Разбавление химического состава по вольфраму производили вводом отходов стали 45. Дополнительное долегиrowание молибденом и ниобием производили вводом ферромольбдена и феррониобия в тигель после расплавления металлозавалки, кремнием – вводом 45 % ферросилиция перед выпуском расплава в ковш. На дно ковша добавляли комплексный модификатор состоящий из феррованадия, феррониобия и силикокальция в количестве 0,2 % по расчету.

Заливка расплава стали производилась с температуры 1500 °С .

Металл разливали в сухую комбинированную форму.

Для уменьшения отрицательного влияния карбидной неоднородности использована оригинальная технология литья стали в комбинированную форму состоящую из металлической вставки (кокиль) и песчаноглинистой смеси. Причем рабочая часть инструмента

охлаждается с повышенной скоростью в металлический кокиль, а не рабочая – с замедленной скоростью, в песчаноглинистой смеси.

После заливки заготовок пуансонов в комбинированные формы, охлаждения и удаления литниковой системы, отливки были подвергнуты двухкратному отпуску при температуре 500 °С длительностью 1 час каждый для распада части остаточного аустенита и снятия напряжений.

Для измерения твердости и изучения макро и микроструктуры две заготовки (одна непосредственно после литья, другая – после двухкратного отпуска) были шлифованы на малых режимах, исключая нагрев выше 150 °С.

Значения твердости, определенная в различных частях (рис. 3), показывают взаимосвязь повышенной скорости охлаждения рабочей части пуансона в кокиле с повышенной твердостью. Так в рабочей зоне твердость в литом состоянии составила HRC₃ 62,5...61,5, а в не рабочей части – HRC₃ 61...61,5.

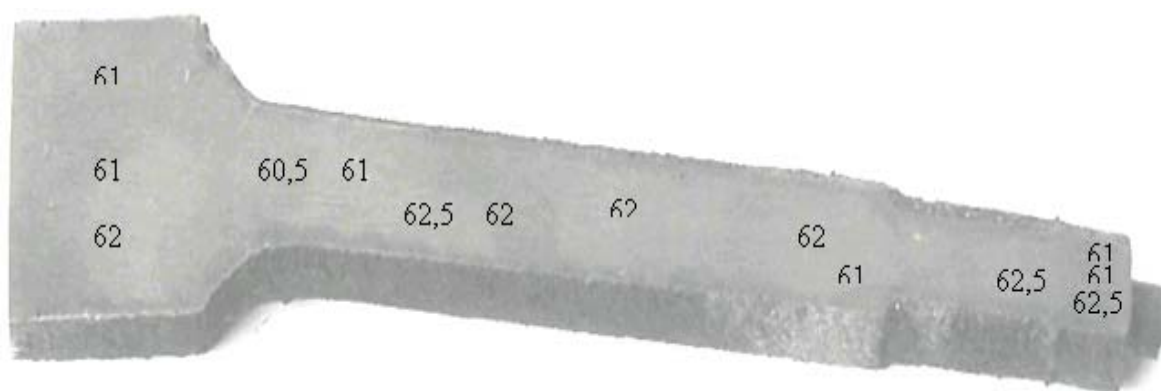


Рис. 3. Значение твердости пуансона по зонам непосредственно после литья в кокиль (без отпуска)

После отпуска в рабочей части пуансона значения твердости несколько увеличились HRC₃ 62,5...63, по-видимому, за счет распада остаточного аустенита, а в остальных – уменьшились до HRC₃ 56...58, за счет отпуска мартенсита меньшей легированности (рис. 4).



Рис. 4. Значение твердости пуансона по зонам после литья в кокиль и двухкратного отпуска при 500 °С длительностью по 1 ч

После порезки образцов, изготовления микрошлифов и травления в 4 %-ном растворе азотной кислоты в спирте изучали микроструктуру при различных увеличениях.

Результаты исследования микроструктуры показывают, что в рабочей зоне пуансона наблюдается очень мелкозернистое литое зерно. Размер зерна менее 13 балла по ГОСТ5639-82. структура, без эвтектической сетки карбидов (рис. 5, а). Фотография

микроструктуры при увеличении 1000 подтверждает этот вывод (рис. 5, б) и позволяет прогнозировать повышенную стойкость инструмента в процессе работы.

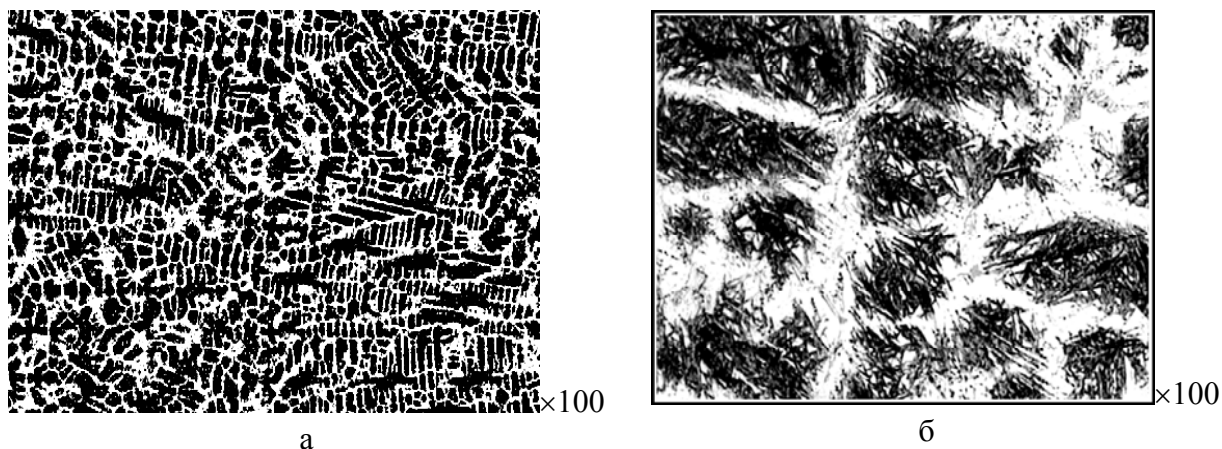


Рис. 5. Микроструктура стали в рабочей зоне пуансона

Способ изготовления литых заготовок для холодновысадочного инструмента защищен патентом [7]

ВЫВОДЫ

1. Разработана технология, обеспечивающая получение субмикроскопического литого зерна и повышенную износостойкость холодновысадочных пуансонов за счет большей легированности твердого раствора в рабочей части пуансона.

2. Внедрение новой технологии изготовления литых заготовок износостойкого штампового инструмента для холодной высадки из экономно легированной быстрорежущей стали типа 11РЗМЗФ2СБ1Л позволит увеличить стойкость инструмента свыше четырех раз по сравнению с прокатом из стали 9ХС, а также обеспечит экономию 75% металла.

ЛИТЕРАТУРА

1. Зубцов М. Е. Стойкость штампов / М. Е. Зубцов, В. Д. Корсаков // Л.: Машиностроение, 1971. – 200 с.
2. Столбов В. Ф. Влияние состава быстрорежущей стали на работоспособность литого инструмента / В. Ф. Столбов, Ю. В. Ксенофонтов // Технология машиностроения. Научно-техн. реф. сборн. – М.: НИИМАШ. – 1967. – № 11–12. – С. 40–42.
3. Литые режущие инструменты / Сб. стат. под ред. И. А. Ревис. – Л.: ЛДНТП, 1968. – 52 с.
4. Панов А. Г. Литые штампы для работы в условиях циклического температурно-силового нагружения / А. Г. Панов // Литейное производство. – 1999. – № 8. – С. 20.
5. Гурьев А. М. Проблемы повышения стойкости литого штампового инструмента. Научное издание / А. М. Гурьев, А. Н. Жданов, А. Т. Евтушенко, А. М. Кириенко // Алт. гос. техн. ун-т им. И. И. Ползунова. – Барнаул: Изд-во АлтГТУ, 1997. – 142 с.
6. Пат. С22С38/00. Економнолегована швидкорізальна сталь для литого інструмента / Бартель Г. П., Дардесов А. О. – № u200500040; Заявл. 03.06.03; Опубл. 15.09.2005, Бюл. № 9.
7. Пат. на кор. мод 20721 U Україна, МКИ В22D 15/00. Способ виготовлення зносостійкої штампової оснастки з високим градієнтом механічних властивостей / Бартель Г. П., Манюк В. І. – № u200607683; Заявл. 10.07.2006; Опубл. 15.02.2007, Бюл. № 2.

УДК 621.785.546.471

Бартель Г. П., Дардесов А. А.

ВЛИЯНИЕ ТЕРМОВРЕМЕННОЙ ОБРАБОТКИ РАСПЛАВА НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ИНСТРУМЕНТАЛЬНОЙ СТАЛИ

Литые заготовки используются ограничено для изготовления инструмента. Это связано с недостаточной ударной вязкостью литой по традиционной технологии стали, связанной с повышенной карбидной неоднородностью и нестабильностью эксплуатационных свойств готового инструмента. Надежность литого инструмента во многом определяется степенью однородности литой структуры, получаемой при первичной кристаллизации. Чем больше неоднородность литой структуры, тем ниже значения прочности и вязкости стали и надежности литого инструмента. Однако, литые режущие инструменты с успехом используются на ряде промышленных предприятий [1, 2], литые штампы для горячей пластической деформации показывают стойкость нередко выше, чем кованные [3, 4], а вкладыши или вставки в штампы горячего деформирования обеспечивают в литом состоянии в два раза выше износостойкость, чем в катаном [5, 6].

Улучшение свойств литой инструментальной стали достигается различными способами воздействия на процесс первичной кристаллизации расплава, обеспечивающими повышение однородности литой структуры: вибрация расплава, ускоренное охлаждение, ввод модификаторов, предварительный перегрев расплава, оптимизация химического состава в пределах марочного и др. [3–11].

При наличии в литой структуре «разорванной» сетки эвтектических карбидов, последующей термической обработкой возможно обеспечить высокие эксплуатационные свойства инструменту. Более того, нестабильность свойств литого инструмента с эвтектической сеткой указывает на имеющиеся резервы в повышении стойкости за счет термической обработки. Последующая высокотемпературная обработка, приводящая к частичному растворению эвтектической сетки позволяет обеспечить высокие эксплуатационные свойства литому инструменту [12].

В работах Б. А. Баума, Т. В. Тягунова, Г. А. Хасина указывается, что в жидких расплавах одинакового химического состава, находящихся в одних и тех же условиях, параметры ближнего порядка и характер распределения атомов примесей могут существенно различаться. Строение расплава влияет на структуру твердого металла и его механические свойства [13]. Отмечается, что металл после переплавных процессов как в осях дендритов, так и в межосных участках характеризуется повышенной плотностью, меньшим значением параметра кристаллической решетки, более равномерным распределением и меньшей плотностью точечных и линейных дефектов, более высокими значениями модуля упругости и характеристической температуры Дебая. Авторы исследовали влияние термовременной обработки жидкой стали X12 при повышенных температурах на механические свойства стали в твердом состоянии. Значения прочности и пластичности стали X12 были заметно выше после такой обработки. По мнению авторов, повышение температуры выплавки стали X12 способствует уменьшению содержания хрома и увеличению концентрации углерода в аустените первичных дендритов. Это приводит к повышению объемной доли первичных дендритов и уменьшению доли эвтектики и эвтектических карбидов [14].

На крупных машиностроительных заводах (например, ЗАО «НКМЗ») изготовление литого инструмента производится переплавом отходов собственного, отработавшего или поломанного при эксплуатации. Однако в литературе имеются сведения, что добавка в шихту большого количества отходов или неоднократная переплавка их приводит к ухудшению микроструктуры литого инструмента [15, 16].

Поскольку уменьшение доли твердой и хрупкой фазы в гетерогенных сплавах способствует повышению их пластичности, то уменьшение объемной доли эвтектических карбидов $(Cr, Fe)_7C_3$ в литой стали Х12 объясняет рост относительного удлинения и сужения металла, подвергнутого термовременной обработке. Однако, такие исследования для быстрорежущей стали с учетом влияния на жидкотекучесть, микроструктуру и другие литейные свойства при ускоренном охлаждении отсутствуют.

Целью работы являлось изучение влияния термовременной обработки расплава на жидкотекучесть и микроструктуру после градиентного охлаждения с повышенными скоростями в медном кристаллизаторе (рис. 1), заформованном в песчаноглинистой смеси.

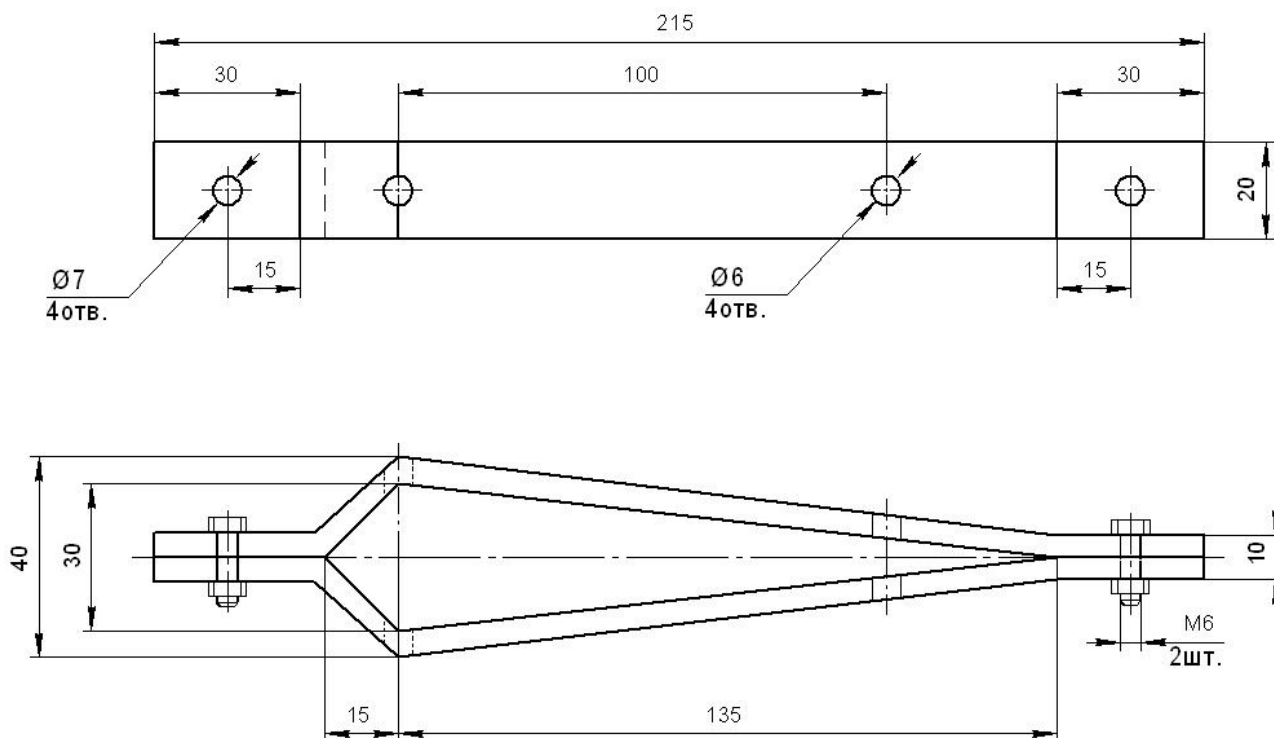


Рис. 1. Медный кристаллизатор

Исследовали влияние термовременной обработки на свойства экономнолегированной стали типа 11P3M3Ф2Б. Отработанный инструмент из стали P6M5 расплавляли в индукционной печи ИСТ-006, подвергали перегреву до 1700 °С без защитной среды и выдерживали в течении 1, 10 и 30 мин, охлаждали в ковше до 1500 °С и заливали в металлические клиновидные кристаллизаторы для исследования по методике, изложенной в работе [17]. В конце каждого цикла выдержки для раскисления расплава вводили SiCa в количестве 0,1 % от массы металлозавалки.

В результате термовременной обработки расплава при 1700 °С с различными выдержками и заливки с 1500 °С после каждого режима получили образцы клиновидной формы. Скорость охлаждения по исследуемым сечениям изменялась от 15 до 45 °С/с [17].

Результаты исследования химического состава проб, приведенные в табл. 1, показывают, что в процессе выдержки расплава при 1700 °С происходят изменения в составе сплава. Такие элементы как углерод, ванадий и кремний активно взаимодействуют с кислородом из воздушной среды и «угарают». В сторону уменьшения происходит также изменение содержания хрома, вольфрама и ниобия.

Таблиця 1

Химический состав проб после термовременной обработки расплава при 1700 °С
различной длительности

Длительность выдержки при 1700 °С, мин	Химический состав по массе, %												
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	V	W	Co	Cu	Nb
1	1,10	0,55	0,29	0,21	0,21	3,48	0,20	2,82	2,51	3,74	0,05	0,04	0,75
10	0,75	0,16	0,25	0,019	0,019	2,53	0,16	2,60	2,26	3,46	0,05	0,04	0,69
30	0,60	0,25	0,24	0,017	0,017	2,44	0,16	2,59	2,18	3,35	0,05	0,04	0,64

Исследование заполняемости формы по клиновой пробе после заливки с одинаковой температуры 1500 °С, приведенное на рис. 2–4, показывает, что увеличение длительности выдержки при температуре перегрева 1700 °С значительно снижает жидкотекучесть. Это может быть как результатом выравнивания или изменения химического состава расплава, уменьшения количества легкоплавких составляющих в расплаве, так и образованием повышенного количества окислов различных легирующих элементов. В процессе выдержки при 1700 °С, в расплаве изменялось, также, содержание углерода, что при заливке металла снизило жидкотекучесть по сравнению с пробой (рис. 2), происходило также насыщение газами, что видно по газовым раковинам в пробе 3 (рис. 4).

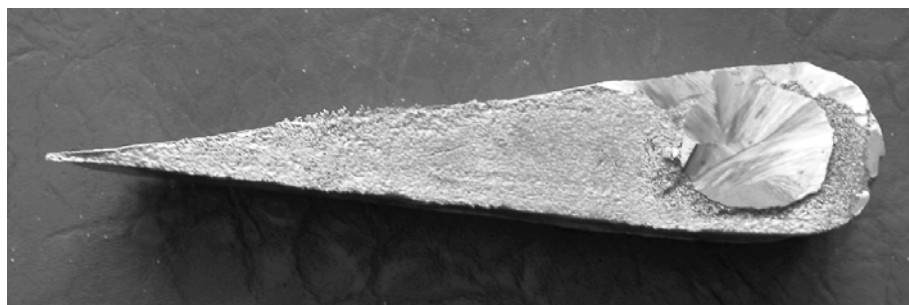


Рис. 2. Форма клиновой пробы после заливки с 1500 °С предварительно перегретого расплава до 1700 °С и выдержки в течение 1 мин



Рис. 3. Форма клиновой пробы после заливки с 1500 °С предварительно перегретого расплава до 1700 °С и выдержки в течение 10 мин

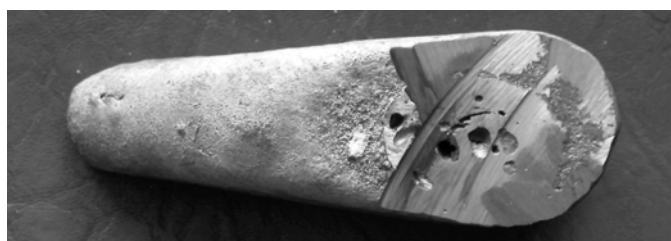


Рис. 4. Форма клиновой пробы после заливки с 1500 °С предварительно перегретого расплава до 1700 °С и выдержки в течение 30 мин

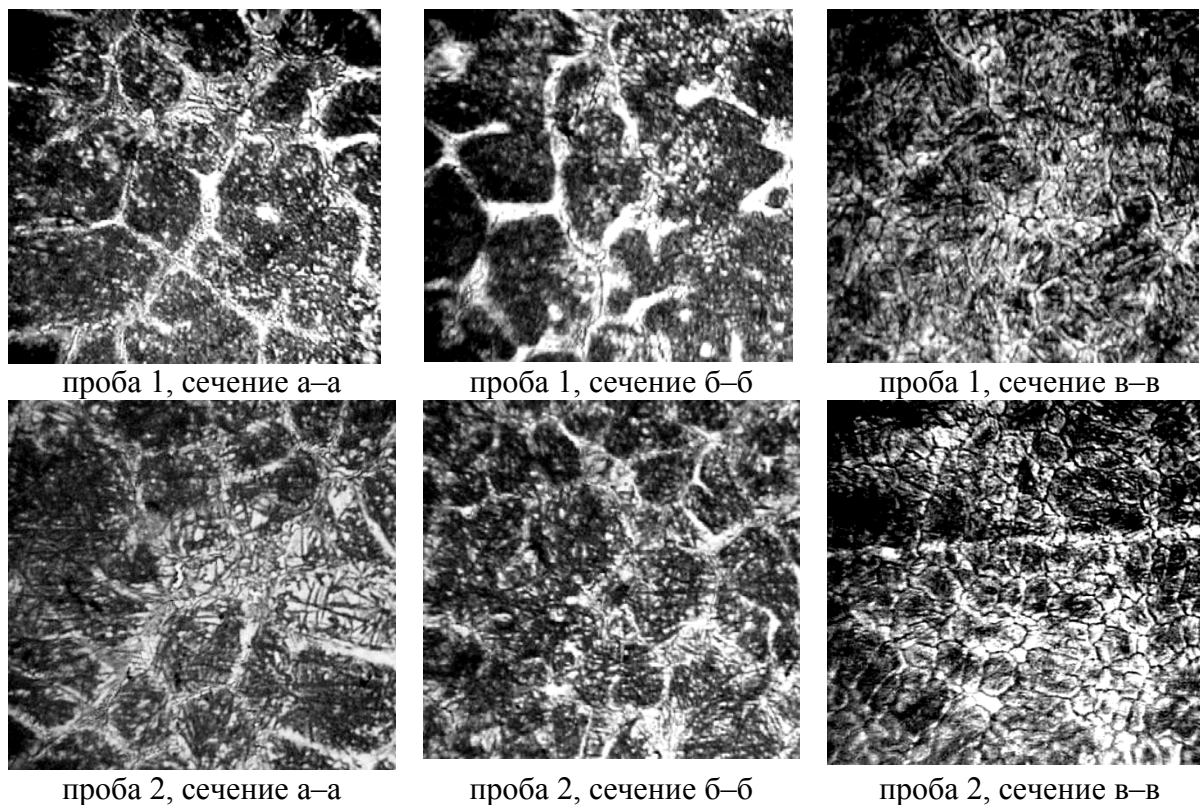


Рис. 5. Микроструктуры в сечении клиновых проб

Влияние термовременной обработки расплава в течение 10 мин. (проба 2) в сравнении с пробой № 1 приведены на рис. 5, где а, б, в – сечения проб а-а, б-б и в-в соответственно [17].

Результаты исследования величины литого зерна и толщины эвтектической сетки показывают, что термовременная обработка расплава обеспечивает получение разорванной эвтектической сетки карбидов меньшей толщины (рис. 5).

Как видно из приведенных микроструктур, термовременная обработка способствует выравниванию химического состава и увеличению содержания остаточного аустенита, особенно, с увеличением скорости охлаждения расплава.

Графическая зависимость величины зерна от скорости охлаждения, представленная на рис. 6 показывает, что с увеличением скорости теплоотвода влияние предварительного перегрева расплава на размеры литого зерна уменьшается рис. 6.

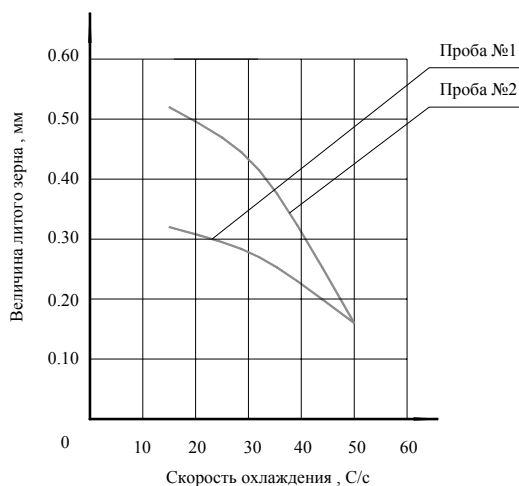


Рис. 6. Зависимость величины литого зерна от скорости охлаждения расплава

Содержание остаточного аустенита, фиксируемое по ширине светлой нетравящейся зоны по границам зерен, увеличивается с повышением скорости охлаждения расплава после термовременной обработки расплава.

Твердость литых проб непосредственно после охлаждения в форме и на воздухе после выбивки составила HRC₃ 61–64.

ВЫВОДЫ

1. Подтверждено положительное влияние термовременной обработки расплава на уменьшение количества первичных карбидов.

2. При термовременной обработке расплава происходит более полное растворение первичных карбидов и выравнивание расплава по химическому составу, что подтверждается шириной светлой зоны, состоящей из легированного аустенита и первичных карбидов.

3. Увеличение светлой зоны по границам литого зерна после затвердевания расплава, подвергнутого термовременной обработке связано с сохранением остаточного аустенита большой легированности.

4. Термовременная обработка расплава при повышенных температурах без защитной атмосферы приводит к дополнительному «угару» легирующих элементов, что затрудняет применимость данной технологии в производстве.

5. Необходимы дальнейшие исследования по оптимизации термовременной обработки расплава инструментальных сталей.

ЛИТЕРАТУРА

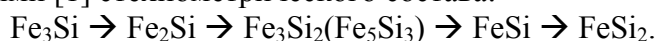
1. Столбов В. Ф. Влияние состава быстрорежущей стали на работоспособность литого инструмента / В. Ф. Столбов, Ю. В. Ксенофонтов // *Технология машиностроения. Научно-техн. реф. сборн.* – М.: НИИМАШ. – 1967. – № 11–12. – С. 40–42.
2. Ревис И. А. Литые режущие инструменты / Сб. стат. под ред. И. А. Ревис. – Л.: ЛДНТП, 1968. – 52 с.
3. Позняк Л. А. Особенности термической обработки литой штамповой стали для горячего деформирования / Л. А. Позняк, В. И. Ульшин, В. З. Камалов. – 1987. – С. 35–40.
4. Казакова В. И. Современное состояние и тенденции развития штамповых сталей / В. И. Казакова, И. А. Борисов // *Технология, экономика, организация производства и управления. Сер. 8, вып. 37. Обзор.* – М.: ЦНИИТЭИтяжмаш. – 1990. – 28 с.
5. Панов А. Г. Литые штампы для работы в условиях циклического температурно-силового нагружения / А. Г. Панов // *Литейное производство.* – 1999. – № 8. – С. 20.
6. Хомяк Б. С. Пути повышения износостойкости пресового инструмента. / Б. С. Хомяк // *Технология, организация и экономика машиностроительного производства. Сер. 3. Кузнечно-прессовое машиностроение. Технология и оборудование.* – Вып. 8. – М.: ВНИИТЭМР, 1986. – 68 с.
7. Заблоцкий В. К. Влияние особенностей кристаллизации и термической обработки на структуру и свойства литой быстрорежущей стали / В. К. Заблоцкий, Ю. А. Геллер // *Изв. Вузов. Черная металлургия.* – 1967. – № 7. – С. 140–144.
8. Ковалев Г. Д. Наплавка режущего инструмента безвольфрамовой быстрорежущей сталью / Г. Д. Ковалев, Н. А. Горпенюк, Б. Н. Горпенюк // *Сварочное производство.* – 1991. – № 3. – С. 28–30.
9. Ларіков Л. Н. Структура та властивості сплавів швидкоохолоджених з рідкого стану / Л. Н. Ларіков, С. Є. Кодратюк, О. М. Стоянова // *Металознавство та обробка металів.* – 1996. – № 1–2. – С. 30–37.
10. Кондратюк С. Є. Зміцнююча термічна обробка швидкокорізальної сталі, виготовленої за КЛП-технологією / С. Є. Кондратюк, Б. Б. Вінокур // *Металознавство та обробка металів.* – 1997. – № 1. – С. 30–34.
11. Патон Б. Е. Электрошлаковое кокильное литье / Б. Е. Патон, Б. И. Медовар, Ю. В. Орловский. – К.: Знание, 1982. – 64 с.
12. Геллер Ю. А. Инструментальные стали / Ю. А. Геллер. – М.: Металлургия, 1983. – 527 с.
13. Баум Б. А. Свойства сплавов в отливках / Б. А. Баум, Т. В. Тягунов, Г. А. Хасин // М.: Наука, 1975. – С. 166–169.
14. Баум Б. А. Жидкая сталь / Б. А. Баум, Г. А. Хасин, Г. В. Тягунов. – М.: Металлургия. – 1984. – 208 с.
15. Ревис И. А. Структура и свойства литого режущего инструмента / И. А. Ревис, Т. А. Лебедев. – Л.: Машиностроение, 1972. – 128 с.
16. Изготовление литого инструмента на Сестрорецком инструментальном заводе им. Воскова / Н. А. Ординарцев, В. Ф. Столбов, О. В. Зуев, Г. В. Грудков // Сб. стат. под ред. И. А. Ревис. – Л.: ЛДНТП, 1968. – 52 с.
17. Бартель Г. П. Методика исследования литого инструмента / Г. П. Бартель, Н. Н. Федоров, М. А. Фесенко // *Материалы VII междунар. конф. «Пути повышения качества и экономичности литейных процессов», 9–11 сентября 2003 г.* – Одесса: ОНПУ. – 2003. – С. 53–54.

УДК 669.017.113:669.13

Белов Б. Ф., Троцан А. И., Бродецкий И. Л., Харлашин П. П., Паренчук И. В.

СТРУКТУРИЗАЦИЯ СПЛАВОВ ФЕРРОСИЛИЦИЯ В ЖИДКОМ И ТВЕРДОМ СОСТОЯНИЯХ

На протяжении последнего столетия система железо – кремний является предметом исследований металлургов и металлургов [1, 2]. Это связано с практической значимостью сплавов ферросилиция для раскисления и легирования стали, эффективность использования которых зависит от физико-химических свойств промежуточных фаз – интерметаллидов (силицидов железа), существующих на диаграмме состояний бинарной системы Fe–Si. Известная диаграмма состояний Fe–Si относится к эвтектической системе с промежуточными химическими соединениями [1] стехиометрического состава:



Однако условия образования интерметаллидов – температуры, область гомогенности и термическая стабильность не известны. Не установлен также стехиометрический состав промежуточных фаз Fe_3Si_2 или Fe_5Si_3 , $\text{FeSi}_{2,33-2,44}$ – «лебоит», интерметаллид FeSi_2 называют «мнимой» фазой. Приведенные четыре эвтектические фазы, состав которых находится в широком интервале концентрации (20,0-58,0) % Si, плавятся в узком интервале температур 1195 – 1240 °C (смотри вставку на рис.1).

В связи с этим становится актуальной задачей построение новой диаграммы Fe – Si с помощью разработанного авторами графоаналитического метода [3], позволяющего выполнить анализ структурно-химического состояния (СХС – анализ) исходных компонентов и промежуточных фаз во всём интервале концентраций и температур до точки их кипения. СХС-анализ силицидов железа включает определение химического и фазового состава, температуры образования и плавления, области гомогенности твёрдых и жидких растворов, что позволяет выполнить оптимизацию марочного состава ферросилиция.

Целью работы является построение новой полигональной диаграммы состояния системы Fe – Si.

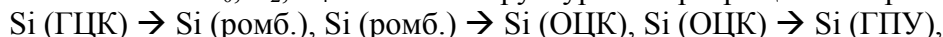
Построенная полигональная диаграмма состояний (ПДС) системы Fe–Si (рис. 1) представляет собой тетра-полигон в координатах «состав – температура», на ординатах которого обозначены фигуративные точки железа и кремния, отвечающие их мезо-изоморфным превращениям под влиянием температуры (t °C) – термические критические точки или под влиянием исходных и промежуточных фаз – химические критические точки. Для железа – это термические критические точки:

- в твёрдом состоянии: $\Phi_0(200) \rightarrow \Phi_1(550) \rightarrow \Phi_2(900) \rightarrow \Phi_3(1400) \rightarrow \Phi_4(1535)$;
- в жидком состоянии: $\Phi_5(1640) \rightarrow \Phi_6(1800) \rightarrow \Phi_7(2770)$.

Топологический температурный ряд экспериментально установлен для твердого [4] и жидкого [5] железа. Для кремния последовательный ряд критических точек включает: $K_0(350) \rightarrow K_1(550) \rightarrow K_2(700) \rightarrow K_3(900) \rightarrow K_4(1200) \rightarrow K_5(1420) \rightarrow K_6(1500) \rightarrow K_7(1600) \rightarrow K_8(2477)$,

где K_0, K_2, K_4 – термические и K_1, K_3 – химические точки для твердого кремния; K_6, K_7 – термические точки для жидкого кремния; K_5, K_8 – точки плавления и кипения.

Критические точки K_0, K_2, K_4 отвечают структурным превращениям кремния:



экспериментально установленным в работе [6]. Для жидкого Si температуры структурных превращений приведены в работе [7]. При температурах ниже линии Φ_0K_0 химические реакции не происходят, исходные компоненты образуют механическую смесь. На абсциссе диаграммы указаны все промежуточные фазы, которые условно обозначены двухзначными

числами: первая цифра отвечает стехиометрическим коэффициентам Fe, вторая – Si; обозначенные литерой Ф и К, соответственно.

На коноде $\Phi_1 K_1$ (550°C) в узловой точке пересечения линий предельной взаимной растворимости исходных компонентов $\Phi_0 2\Phi$ и $K_0 2\Phi$ образуется первичная промежуточная фаза стехиометрического состава Fe_2Si , обозначенная на линии абсцисс цифрами 2.1 и на концентрационном поле диаграммы – 2Φ .

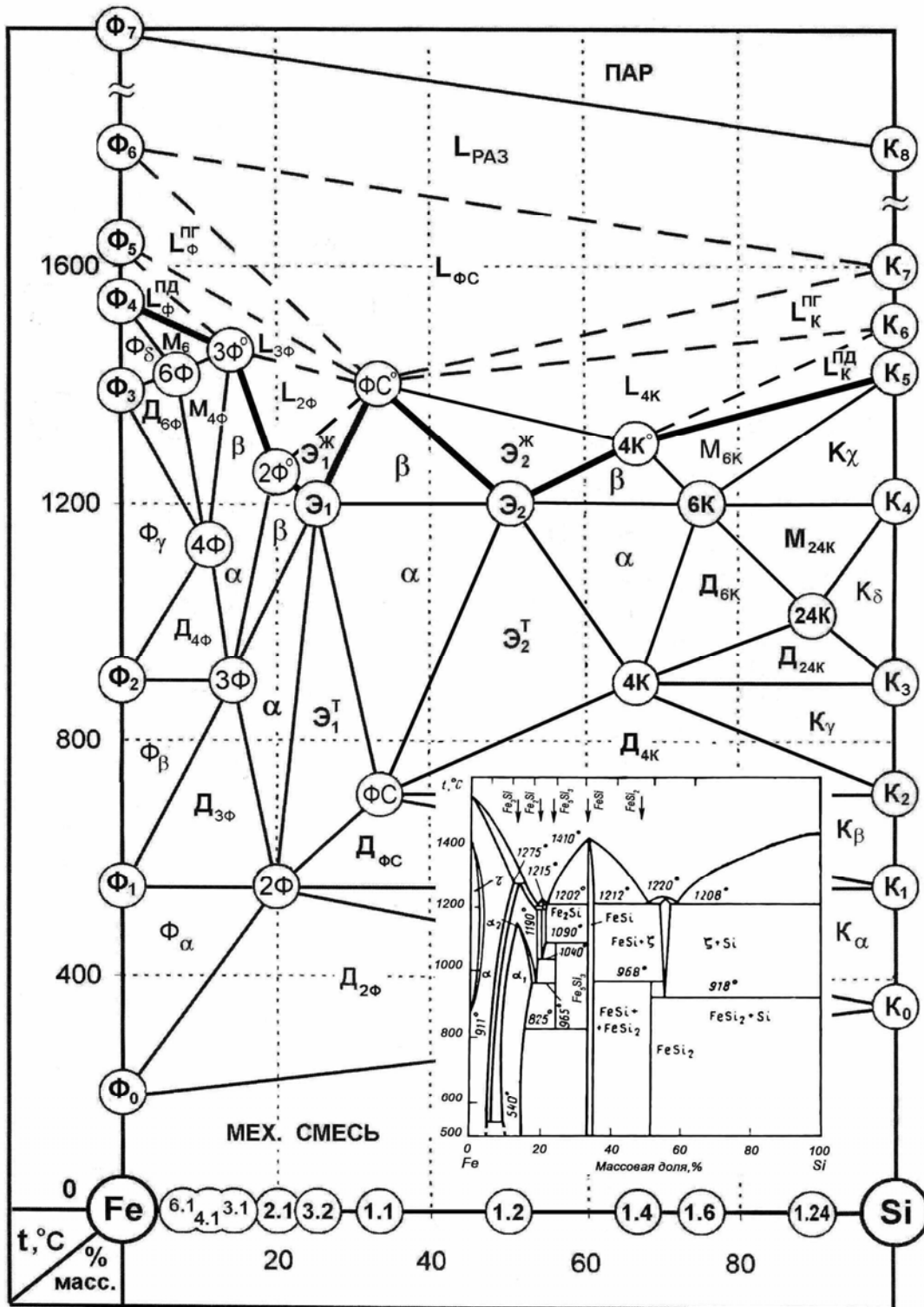
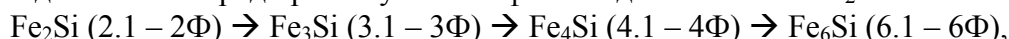
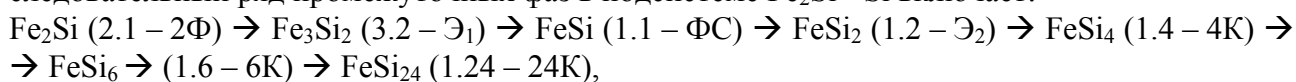


Рис. 1. Полигональная диаграмма системы железо-кремний

Первичная промежуточная фаза условно разделяет систему Fe–Si на две подсистемы: Fe – Fe₂Si и Fe₂Si – Si, в которых последовательно образуются вторичные промежуточные фазы. Последовательный ряд промежуточных фаз в подсистеме Fe – Fe₂Si включает:



из которых сингулярными фазами, имеющими конгруэнтную точку плавления, являются силициды Fe₂Si и Fe₃Si. Остальные (Fe₄Si, Fe₆Si) плавятся инконгруэнтно – при нагревании распадаются и переходят в жидкость в сингулярных точках 3Φ⁰ и Φ₄ линии ликвидуса. Последовательный ряд промежуточных фаз в подсистеме Fe₂Si – Si включает:



которые плавятся инконгруэнтно, кроме эквиатомного силицида FeSi, эвтектических фаз (Э₁ и Э₂) и тетрасилицида железа.

Прямые линии разделяют концентрационное поле диаграммы на триангуляционные фазы, отвечающие области гомогенности твёрдых растворов на базе железа, кремния и промежуточных фаз. На базе железа образуются непрерывные твёрдые растворы Φ_α (область Φ₀Φ₁2Φ) → Φ_β (Φ₁Φ₂3Φ) → Φ_γ (Φ₂Φ₃4Φ) → Φ_δ (Φ₃Φ₄6Φ) с максимальной растворимостью кремния в железе, отвечающей составу промежуточных фаз в точках 2Φ → 3Φ → 4Φ → 6Φ соответственно. На базе кремния образуются непрерывные твёрдые растворы K_α (K₀K₁2Φ) → K_β (K₁K₂ΦC) → K_γ (K₂K₃4K) → K_δ (K₃K₄24K) → K_ε (K₄K₅6K) с максимальной растворимостью железа в кремнии, равной его содержанию в химическом составе промежуточных фаз в точках 2Φ → ΦC → 4K → 24K → 6K, соответственно.

Промежуточные фазы образуются как в твёрдом, так и в жидком состояниях. На их базе образуются как твёрдые, так и жидкие растворы, область гомогенности которых на диаграмме ограничены прямыми линиями сольвуса (сплошные) – предельные растворимости твёрдых фаз, линии ликвуса (штриховые) – предельные растворимости жидких фаз, соответственно.

Твёрдые растворы в области гомогенности промежуточных фаз различаются на моноструктурные (М – состояния) и дистрактурные (Д – состояния). М – состояния реализуются при нагреве до температур, превышающих точки образования промежуточных фаз и представляют собой одноструктурные однофазные непрерывные растворы в интервале их гомогенности до концентраций пограничных фаз, тогда как Д – состояния реализуются при охлаждении от температур ниже точки образования промежуточных фаз в результате их диспропорционирования (распада) на исходные компоненты, составляющие периодически повторяющиеся парные структурные элементы однофазного твёрдого раствора типа перлита для железоуглеродистых сплавов из структурных элементов феррита и цементита [8].

Д - состояния силицидов находятся в областях гомогенности:



Моноструктурные фазы находятся в областях гомогенности:



Сингулярные фазы, которые образуются в твёрдом состоянии и плавятся инконгруэнтно в сингулярных точках линии ликвидуса, находятся в однофазных модификациях двух типов: α – низкотемпературная и β – высокотемпературная. Высокотемпературная β – модификация переходит в жидкость без разложения и существует в области гомогенности, ограниченной линиями ликвус. Такими фазами являются: моносилицид железа (FeSi) в области гомогенности ΦCЭ₁Э₂ΦC⁰, где α – модификация и β – модификация, жидкая фаза (L_{ΦC}); дисилицид железа (Fe₂Si) в области гомогенности (2Φ3Φ2Φ⁰Э₁), где α – Fe₂Si и β – Fe₂Si, жидкая фаза (L_{2Φ}); трисилицид железа (Fe₃Si) в области гомогенности (3Φ4Φ3Φ⁰2Φ⁰) где α – Fe₃Si и β – Fe₃Si, жидкая фаза (L_{3Φ}).

Сингулярные фазы существуют в области гомогенности однофазных жидких растворов при плавлении над линией ликвидуса и при кристаллизации образуют однофазный твердый раствор с периодическими парными структурными элементами из исходных компонентов. К таким фазам на диаграмме относятся эвтектики (\mathcal{E}_1 и \mathcal{E}_2). Эвтектическая фаза \mathcal{E}_1 , отвечающая стехиометрическому составу химического соединения Fe_3Si_2 при эвтектической температуре 1200°C , в жидком состоянии существует в области гомогенности $\mathcal{E}_1^{\text{жс}}$, в твердом состоянии – в области \mathcal{E}_1^T .

Эвтектическая фаза \mathcal{E}_2 при температуре 1200°C , отвечает стехиометрическому составу химического соединения FeSi_2 существующего в жидком состоянии в области гомогенности $\mathcal{E}_2^{\text{жс}}$ и твердом состоянии \mathcal{E}_2^T . Интерметаллид FeSi_4 плавится конгруэнтно при 1300°C , область гомогенности в жидком состоянии $L_{4\text{K}}$. Ликвидус (жирная линия), проведенный через сингулярные точки $\Phi_4 \rightarrow 3\Phi^0 \rightarrow 2\Phi^0 \rightarrow \mathcal{E}_1 \rightarrow \Phi\text{C}^0 \rightarrow \mathcal{E}_2 \rightarrow \text{K}_5$, ограничивает области гомогенности жидких растворов на базе сингулярных фаз: $L_{3\Phi} \rightarrow L_{2\Phi} \rightarrow \mathcal{E}_1^{\text{жс}} \rightarrow L_{\Phi\text{C}} \rightarrow \mathcal{E}_2^{\text{жс}} \rightarrow L_{4\text{K}}$, существующих в окрестности точек плавления выше линии ликвидуса.

Жидкость, в соответствии с феноменологической теорией строения металлургических фаз по модели гармонических структур вещества (теория МГС – фаз,) [9] представляет собой набор статических размерных структурных элементов различной степени упорядоченности: трёхмерные полиэдрические, двумерные полигональные и моно-нульмерные разупорядоченные структуры, сумма относительных долей которых равна единице, а их соотношение изменяется в зависимости от температуры - с ростом температуры возрастает доля разупорядоченной жидкости, которая становится равной единицы в области полного разупорядочения, когда образуется идеальная жидкость.

Для растворов на базе жидкого железа области гомогенности $L_{\text{Ф}}^{\text{II}}$ и $L_{\text{Ф}}^{\text{III}}$; для растворов на базе жидкого кремния области гомогенности $L_{\text{К}}^{\text{II}}$ и $L_{\text{К}}^{\text{III}}$; область гомогенности идеальной жидкости - тотального раствора $L_{\text{РАЗ}}$ находится выше линии $\Phi_6\text{K}_7$ до политермы $\Phi_7\text{K}_8$, соединяющей точки кипения железа и кремния.

Фазовый состав промышленных сортов ферросилиция представлен интерметаллидами Fe_3Si , Fe_5Si_3 (Fe_2Si), FeSi , FeSi_2 и чистым кремнием [10]. Комплексными исследованиями (синхронный термический анализ, дифференциальная сканирующая калометрия (ДСК) [2], оптическая и электронная микроскопия, микрорентгеноспектральный анализ [11, 12]) фазовых превращений в промышленных сортах «элитного» ферросилиция $\Phi\text{C}45$, $\Phi\text{C}65$, $\Phi\text{C}75$ было обнаружено эвтектическое плавление при $1213\text{--}1223^\circ\text{C}$ для сплавов $\Phi\text{C}45$ и $\Phi\text{C}65$, отвечающее температуре плавления эвтектики (\mathcal{E}_2) при $(1208\text{--}1212)^\circ\text{C}$ на классической (КДС) и 1200°C на полигональной (ПДС) диаграммах состояний системы железо–кремний.

Температуры твердофазных превращений типа перитектоидных или эвтектоидных, обнаруженные ДСК, практически совпадают с ПДС в точках 700°C образования моносилцида (FeSi), на базе которого образуется сплав марочного состава $\Phi\text{C}30$, в точке образования (900°C) тетрасилцида кремния (FeSi_4) – базового интерметаллида сплава марки $\Phi\text{C}65$ и в точке образования (1200°C) дисилцида (FeSi_2) – базового интерметаллида для сплава марки $\Phi\text{C}50$. Температура полного расплавления сплавов $\Phi\text{C}45$ на ПДС составляет $1220\text{--}1230^\circ\text{C}$, точка плавления $\Phi\text{C}65$ отвечает температуре 1300°C не идентифицированно-го превращения на ДСК.

В табл. 1 приведена классификация сплавов ферросилиция, включающая химические реакции, температуры образования и плавления, состав и плотность образования силицидов железа, последовательный ряд которых в виде:

$Fe \rightarrow Fe_6Si \rightarrow Fe_4Si \rightarrow Fe_3Si \rightarrow Fe_2Si \rightarrow Fe_3Si_2(\text{Э}_1) \rightarrow FeSi \rightarrow FeSi_2(\text{Э}_2) \rightarrow FeSi_4 \rightarrow FeSi_6 \rightarrow FeSi_{24} \rightarrow Si$, позволяет оптимизировать марочный состав сплавов ферросилиция.

Таблица 1

Классификация сплавов ферросилиция

№ п/п	Линейные системы	Промежуточные фазы						Температура, °С *)	
		Химические реакции	Стехиометрический состав	Условные обозначения	Si _{Fe} , масс. %	Fe/Si	ρ, г/см ³	Образования	Плавления
1.	Fe-Si	$2Fe+Si \leftrightarrow Fe_2Si$ $3(Fe_2Si) \leftrightarrow Fe_3Si+Fe_3Si_2$	Fe ₂ Si	2.1(2Ф) ФС20	20,0	4,0	6,72	<u>550</u> н. д.	<u>1250</u> 1215
2.	Fe-Fe ₂ Si	$Fe+Fe_2Si \leftrightarrow Fe_3Si$ $2Fe_3Si \leftrightarrow Fe_4Si+Fe_2Si$	Fe ₃ Si	3.1(3Ф) ФС15	14,3	6,0	7,03	<u>900</u> н. д.	<u>1480</u> н.д.
3.	Fe-Fe ₃ Si	$Fe+Fe_3Si \leftrightarrow Fe_4Si$ $3(Fe_4Si) \leftrightarrow Fe_6Si+2(Fe_3Si)$	Fe ₄ Si	4.1(4Ф) ФС10	11,1	8,0	7,20	<u>1150</u> н. д.	<u>-.-.</u> н.д.
4.	Fe-Fe ₄ Si	$2Fe+Fe_4Si \leftrightarrow Fe_6Si$ $Fe_6Si \leftrightarrow 3Fe+Fe_3Si$	Fe ₆ Si	6.1(6Ф) ФС5	7,7	12,0	7,47	<u>1430</u> н. д.	<u>-.-.</u> н.д.
5.	Si-Fe ₂ Si	$Si+Fe_2Si \leftrightarrow 2(FeSi)$ $4(FeSi) \leftrightarrow Fe_3Si_2+FeSi_2$	FeSi	1.1(ФС) ФС30	33,3	2,0	5,94	<u>700</u> н. д.	<u>1400</u> 1410
6.	Si-FeSi	$3Si+FeSi \leftrightarrow FeSi_4$ $2(FeSi_4) \leftrightarrow (FeSi_2)+FeSi_6$	FeSi ₄	1.4(4К) ФС65	66,7	0,50	4,20	<u>900</u> н. д.	<u>1300</u> н.д.
7.	Si-FeSi ₄	$20Si+FeSi_4 \leftrightarrow FeSi_{24}$ $FeSi_{24} \leftrightarrow FeSi_4+20Si$	FeSi ₂₄	1.24(24К) ФС90	92,3	0,08	2,80	<u>1000</u> н. д.	<u>-.-.</u> н.д.
8.	FeSi ₄ - FeSi ₂₄	$9(FeSi_4)+FeSi_{24} \leftrightarrow 10(FeSi_6)$ $FeSi_6 \leftrightarrow FeSi_4+2Si$	FeSi ₆	1.6(4К) ФС75	75,0	0,33	3,75	<u>1200</u> н. д.	<u>-.-.</u> н.д.
9.	FeSi- FeSi ₄	$2(FeSi)+FeSi_4 \leftrightarrow 3(FeSi_2)$	FeSi ₂	1.2(Э ₂) ФС50	50,0	1,0	5,1	<u>1200</u> 1212	<u>1200</u> 1212
10.	FeSi- Fe ₂ Si	$FeSi+Fe_2Si \leftrightarrow Fe_3Si_2$	Fe ₃ Si ₂	3.2(Э ₁) ФС25	25,0	3,0	6,45	<u>1200</u> 1203	<u>1200</u> 1203

*) – н.д. – нет справочных данных

Существующий ГОСТ 1415–93 [13] включает концентрации сплавов в интервале 19,0–92,0 % Si, отвечающих марочному составу промышленных ферросплавов:

ФС20 → ФС25 → ФС45 → ФС65 → ФС75 → ФС90.

На полигональной диаграмме состояний Fe-Si (рис. 1) эти сплавы базируются на интерметаллидах $Fe_2Si \rightarrow Fe_3Si_2 \rightarrow FeSi_2 \rightarrow FeSi_4 \rightarrow FeSi_6 \rightarrow FeSi_{24}$, соответственно. Технологическая эффективность ферросплавов зависит от условий их образования и характера плавления.

Сингулярные фазы с конгруэнтной точкой плавления, образующиеся в твердом состоянии, не разлагаются при длительном хранении и сохраняются в жидком состоянии. Такими сплавами на базе силицидов железа являются ФС15 (Fe₃Si) → ФС20 (Fe₂Si) → ФС30 (FeSi) → ФС65 (FeSi₄). Силициды, образующиеся в жидком состоянии - эвтектические сплавы ФС25 (Fe₃Si₂) и ФС50 (FeSi₂) метастабильны в твердом состоянии. Силициды железа

с инконгруэнтным характером плавления: $\text{Fe}_6\text{Si} \rightarrow \text{Fe}_4\text{Si} \rightarrow \text{FeSi}_4 \rightarrow \text{FeSi}_6 \rightarrow \text{FeSi}_{24}$, метастабильны в жидком состоянии. Следовательно, к оптимальным составам ферросилиция относятся сплавы на базе сингулярных фаз, образующихся в твердом состоянии, которые являются стабильными фазами в области гомогенности твердых и жидких растворов.

Кроме того, оптимизация состава сплавов зависит от их технологического назначения: более плотные сплавы применяются для раскисления металлического расплава, легкие – для шлака. К первым относятся $\text{ФС5} \rightarrow \text{ФС10} \rightarrow \text{ФС15} \rightarrow \text{ФС20} \rightarrow \text{ФС25} \rightarrow \text{ФС30} \rightarrow \text{ФС50}$, плотность которых равна $5,10\text{--}7,47 \text{ г/см}^3$; другие сплавы: $\text{ФС65} \rightarrow \text{ФС75} \rightarrow \text{ФС90}$ имеют плотность $2,80\text{--}4,20 \text{ г/см}^3$. Из выше приведенного ГОСТа к оптимальным сплавам ферросилиция относятся ФС20 и ФС65 , образующиеся на базе сингулярных силицидов железа, тогда как в соответствии с ПДС Fe – Si этот ряд дополняется сплавами ФС15 и ФС30 .

ВЫВОДЫ

Таким образом, построенная ПДС – методом полигональная диаграмма состояний Fe-Si хорошо согласуется с известными экспериментальными данными, что позволяет с высокой достоверностью определить условия образования и природу силицидов железа с целью оптимизации марочного состава и разработки нового стандарта сплавов ферросилиция для повышения эффективности процессов раскисления при печной и внепечной обработки стали.

ЛИТЕРАТУРА

1. Вол А. Е. *Строение и свойства двойных металлических систем*. Т. 2 / А. Е. Вол. – М.: Физмат-издат, 1962. – 725 с.
2. Гасик М. М. *Исследования фазовых превращений в промышленном ферросилиции методом синхронного термического анализа* / М. М. Гасик, В. Л. Зубов, М. И. Гасик // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. – 2002. – Вып. № 4. – С. 41–45.
3. Пат. №2825 *Методика построения полигональных диаграмм состояния бинарных металлургических систем* / Б. Ф. Белов, А. И. Троцан, П. С. Харлашин, Ф. С. Крейденко. – Від 14.03.2000 року.
4. Каменецкая Д. С. *Железо высокой степени чистоты* / Д. С. Каменецкая, И. Б. Пилецкая, В. И. Ширяев. – М.: Металлургия. – 1978. – 248 с.
5. Филиппов Е. С. *О структурном превращении в жидком железе* / Е. С. Филиппов // *Изв. ВУЗов, ЧМ*. – 1972. – № 9. – С. 110–115.
6. Куцова В. З. *Структурные превращения в кремнии и их влияние на кристаллизацию силуминов* / В. З. Куцова, К. И. Узлов // *Теория и практика металлургии*. – 1997. – № 2. – С. 19–23.
7. Туровский Б. М. *Исследование температурной зависимости вязкости расплавленного кремния* / Б. М. Туровский, И. И. Иванова // *Изв. АН СССР, Неорг. материалы*. – 1974. – № 12. – С. 2108–2111.
8. Курдюмов Г. В. *Превращения в железе и стали* / Г. В. Курдюмов, Л. М. Утевский, Р. И. Энтин. – М.: Наука. – 1977. – 236 с.
9. Белов Б. Ф. *Структуризация металлургических фаз в жидком и твердом состояниях* / Б. Ф. Белов, А. И. Троцан, П. С. Харлашин // *Изв. ВУЗов, ЧМ*. – 2002. – № 4. – С. 70–75.
10. Игнатъев В. С. *Изучение свойств ферросплавов и лигатур для микролегирования и раскисления стали* / В. С. Игнатъев, В. А. Вихлевицук, В. М. Черногрицкий и др. // *Изв. ВУЗов, ЧМ*. – 1988. – № 6. – С. 37–42.
11. Гасик М. И. *Определение структурных составляющих и избыточных фаз выделения в слитках 75 %-ного ферросилиция* / М. И. Гасик, В. Л. Зубов // *Сталь*. – 2000. – № 9. – С. 26–30.
12. Зубов В. Л. *Рентгеноспектральное исследование микроструктуры 45 %-го ферросилиция машинной разливки* / В. Л. Зубов, А. Н. Овчарук, М. И. Гасик // *Металлург. и горнорудная промышленность*. – 2000. – № 4. – С. 33–34.
13. Гасик М. И. *Теория и технология электрометаллургии ферросплавов* / М. И. Гасик, Н. П. Лякишев. – М.: СП Интернет Инжиниринг, 1999. – 764 с.

УДК 621.74

Бернасовски М., Карбовничек М., Миленин А.

РАЗВИТИЕ МОДЕЛИРОВАНИЯ УПРАВЛЕНИЯ ДОМЕННОЙ ПЕЧЬЮ

Доменная печь от начала своего развития сильно влияла на качество, а особенно на себестоимость продукции стали. Её строение, размеры и степень сложности процессов, протекающих в рабочем пространстве, в течении долгого времени ограничивали возможность получения достаточной информации о процессе.

Вместе с прогрессом измерительной техники, информатики и развитием теории доменного процесса развивалось также его математическое моделирование. Сначала большинство моделей было основано на всё более точных материальных и тепловых балансах. Их целью было достижение стабилизации химического состава чугуна вследствие оптимизирования зон действия физико-химических реакций. Такие математические модели неплохо выполняли поставленные задачи при стабильной работе доменных печей. Однако незначительные изменения в технологии приводили к ошибкам. Такие же выводы были опубликованы многими учёными. Установлено, что степень осложнения доменного процесса требует использования целой группы математических моделей объединённых в информационную систему. Тогда на ведущих металлургических предприятиях начали возникать компьютерные системы, помогающие в управлении доменной технологией. Системы те были приспособлены к специфике отдельных доменных печей и повлияли на улучшение качества и снижение себестоимости чугуна. В этой группе были системы Вест Альпине, Раутаруукки, Тыбас.

Параллельно коллектив кафедры сплавов железа проводил работу над моделированием доменного процесса с целью создания компьютерной системы, принимающей во внимание технологические условия польских металлургических заводов. Из разработанных моделей создано комплексную систему, которая была внедрена на заводе в Кракове [1]. Эта система позднее была расширена по заявке АрселорМиттал на возможность использования пылеугольного топлива.

Целью данной статьи является краткий обзор исследований, выполненных в Краковской горно-металлургической академии при разработке компьютерной системы управления доменной печью.

При конструировании компьютерной системы для доменной печи № 5 (ДП № 5) в краковском отделе концерна АрселорМиттал необходимо было учесть техническую и технологическую специфику агрегата. Особенно надо было обратить внимание на:

- отсутствие возможности применения комбинированного дутья;
- недостаточно высокую температуру дутья, исходящую из плохого технического состояния воздухонагревателей;
- недостаточное обеспечение высококачественной шихтой (продукция агломерата не покрывает даже половины потребностей двух доменных печей, кроме того недобор шихты не может быть покрыт одним сортом доступных окатышей).

Кроме этого в последнее время возросли трудности со снабжением высококачественным коксом. Тем не менее система, специально разработанная для ДП №5 должна была ограничить нежелательные влияния приведённых трудностей и привести к:

- увеличению качества чугуна, а конкретно стабилизации содержания в нём кремния в границах 0,5–0,7%, серы – 0,03–0,04% на выпуске из доменной печи и 0,005 % после внепечной десульфурации, а также температуры в границах 1470–1490 °С;
- уменьшению расхода кокса и тем самым – себестоимости чугуна;

- продлению кампании благодаря усилению защиты углеродистой футеровки в горне строгими добавками к шихте соединений титана, а также управлением газовым потоком в шахте;
- стабильной работе доменной печи без подвержения накоплению щелочных соединений.

База данных системы пользуется автоматически собираемой информацией с измерительной аппаратуры доменной печи. Она хранит также величины выбранных параметров предыдущих вычислений.

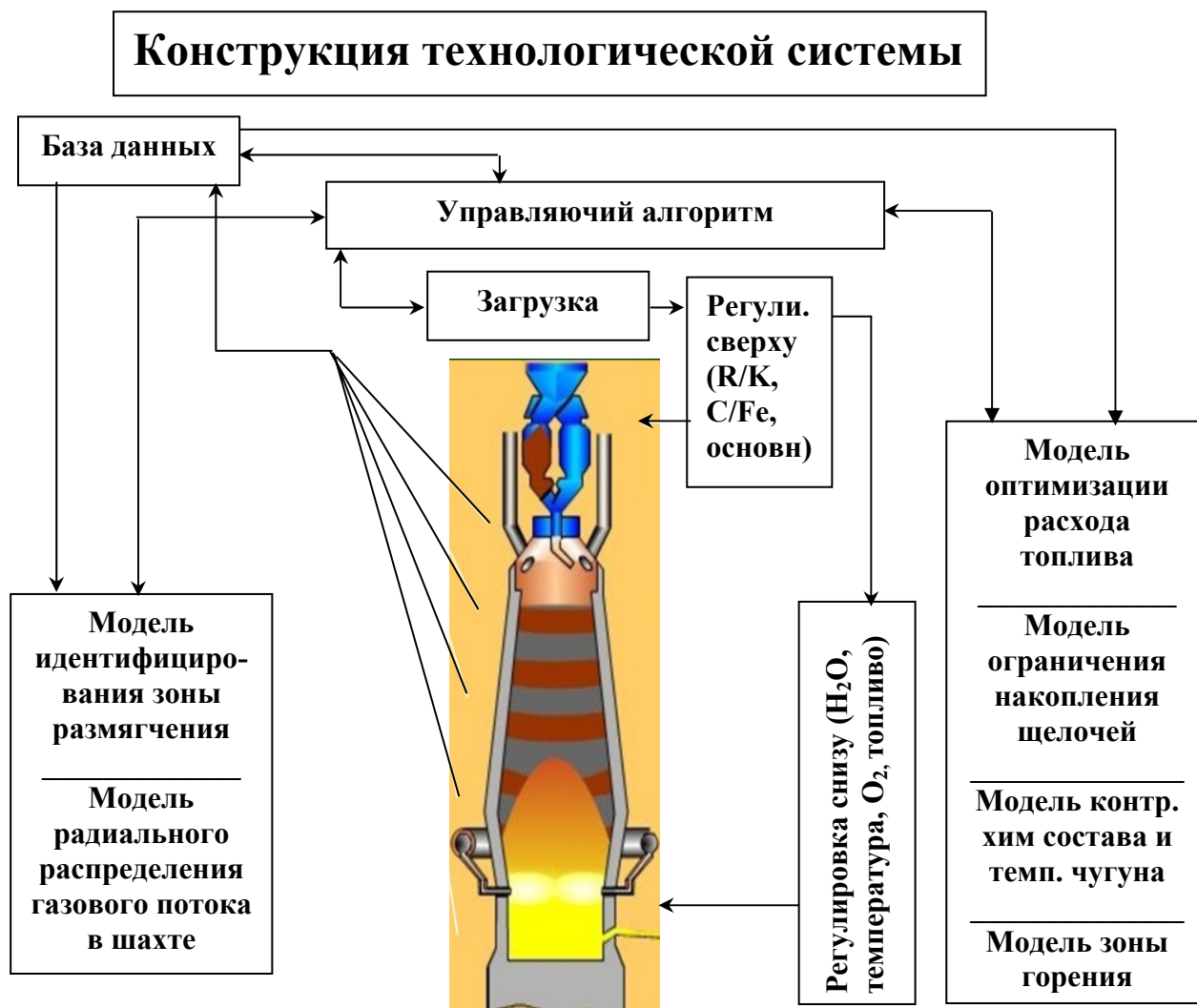


Рис. 1. Конструкция технологической системы

В состав системы входят следующие математические модели (рис. 1):

- расчёт состава шихты;
- тепловой и материальный балансы;
- идентификация зоны когезии;
- модель радиального распределения газового потока в шахте;
- модель оптимизации расхода топлива;
- управляющий алгоритм, который анализирует результаты вычислений и выдаёт регулировочные рекомендации.

Описанная система разработки технологии с июля 2004 г. непрерывно действовала на ДП № 5 в Кракове. По истечении одного года проведен анализ работы доменной печи. Получены следующие результаты [2]:

- продукция чугуна возросла с 768 795 т/год до 1 013 535 т/год несмотря на снижение богатства шихты на 1 %;
- содержание Si в чугуне уменьшилось в среднем на 0,1 %;
- немного возросла температура чугуна в среднем до 1467⁰С;
- наибольший прогресс зарегистрирован в снижении расхода кокса, этот параметр снизился с 541 кг/т до 536 кг/т чугуна, что дало подтвержденный экономический эффект в размере около 4,5 млн. злотых в течении года.

В этом же периоде параллельно строилась установка для вдувания пылеугольной пыли. Оценив пользу компьютерной системы, Арселор Миттал выступил с предложением модернизировать её и учесть новые параметры. Коллектив кафедры закончил работу над модернизацией системы и отдал в пользование заказчику в апреле 2008 г. [3].

Конструкция компьютерной системы разработки доменной технологии позволяет расширять её добавляя новые математические модели, описывающие существенные явления, происходящие в агрегате. В настоящее время авторы приготовили две новые модели, совместимые с работающей системой. Первая касается предвидения перехода определенного количества кремния из шлака в чугун, а вторая – образования на графитной футеровке горна гарнисажа Ti (C, N).

На основании анализа доменного процесса, статистических моделей, работающих компьютерных систем в Польше и в мире, а также собственных исследований, в последние годы удалось выделить группу параметров, воздействующих в наибольшей степени на содержание кремния в чугуне. Это дало возможность прогнозирования содержания кремния. К наиболее важным влияющим на этот процесс параметрам можно отнести: объём влажного дутья, массу влаги в дутье, температуру дутья, содержание кремния в чугуне в предыдущем выпуске, содержание SiO₂ в колошниковой пыли, рудную нагрузку подачи, содержание окатышей в шихте, основность шлака в предыдущем выпуске, основность шихты.

Для создания модели использовался метод нейронных сетей. Используя разные типы нейронных сетей и обучающих алгоритмов, удалось получить множество моделей сети. Одна из сетей дала неплохие результаты: для допустимой ошибки 0÷0,05 % правильно предвидит около 45 % результатов, для 0 ÷ 0,1 %–70 %, для 0 ÷ 0,2 %–93 %, а для 0 ÷ 0,3 % правильно предвидит 100 % проб [4]. Из этого следует, что использование методов искусственного интеллекта (к которым принадлежит метод нейронных сетей) в некоторых областях моделирования доменного процесса может быть желательным и эффективным. Нейронные сети могут работать самостоятельно или дублировать существующие физико-химические модели и анализировать результаты вычислений.

Учитывая сложное распределение титана по фазам, которое дополнительно сильно зависит от термодинамических условий доменной печи, можно сделать вывод, что достаточно трудно подобрать содержание TiO₂ в шихте, гарантирующее контролируемое наращивание гарнисажа в течении определённого отрезка времени [5]. По этому поводу авторы разработали математическую модель образования Ti(C, N) в условиях доменной печи. В расчёте определяются массы окатышей, агломерата и флюса, необходимые для образования требуемой массы шлака и его основности, поддерживая одновременно правильный тепловой баланс печи. Модель рассчитывает массы TiC и TiN учитывая их плотность, время образования на стенах и факт, что они образуют идеальный раствор, а также геометрию горна.

В последнее время в Европе усилилось проэкологическое движение, стремящееся к охране окружающей среды. Одним из направлений является ограничивание парникового эффекта за счёт уменьшения выброса в атмосферу CO_2 . Разработаны методы сепарирования CO_2 из колошникового газа и его возврата после очистки в доменную печь. Лишённый углекислоты газ можно ввести в печь в двух местах: в горн и в зону косвенного восстановления. При возможном использовании в будущем любого варианта необходимо будет снова модернизировать существующую систему, а возможно даже полностью её перестроить.

ВЫВОДЫ

Коллектив кафедры доменного производства, а в настоящее время – кафедры металлургии сплавов железа, десятки лет работал над теорией и практикой производства чугуна. Эту многолетнюю работу увенчала разработка и внедрение компьютерной системы проектирования доменной технологии конкретно для доменной печи №5 в концерне АрселорМиттал.

Система в настоящее время работает и позволяет экономить топливо за счёт оптимального управления процессом. Коллектив постоянно работает над улучшением системы и её расширением на новые модели печей.

При создании системы использован метод нейронных сетей, являющийся одним из методов создания систем искусственного интеллекта. Показано, что нейронные сети в рассмотренных задачах могут работать самостоятельно или дублировать существующие физико-химические модели и анализировать результаты вычислений.

С целью учёта уменьшения выброса в атмосферу CO_2 разработаны методы его сепарирования из колошникового газа и возврата после очистки в доменную печь. Лишённый углекислоты газ можно ввести в печь в двух местах: в горн и в зону косвенного восстановления.

ЛИТЕРАТУРА

1. *Komputerowy system wspomagania technologii wielkopiecowej w HTS SA / Łędzki A., Stachura R., Sadowski A., Bernasowski M., Migas P., Klimczyk A // Hutnik- Wiadomości Hutnicze. – 2004. – № 3. – S. 88–92.*
2. *Ocena działania komputerowego systemu wspomagania technologii wielkopiecowej w Krakowskim Oddziale Mittal Steel Poland w warunkach rzeczywistych / Łędzki A., Stachura R., Klimczyk A., Bernasowski M., Migas P., Zieliński K // Hutnik- Wiadomości Hutnicz. – 2006.–№ 7. – S. 309–312.*
3. *Weryfikacja przydatności komputerowego systemu wspomagania technologii do sterowania wielkim piecem przy zastosowaniu paliw zastępczych / Łędzki A., Stachura R., Bernasowski M., Klimczyk A., Migas P // Hutnik – Wiadomości Hutnicz. – 2008.–№ 7. – S. 345 – 349.*
4. *Klimczyk A Zastosowane sieci neuronowych w procesie wielkopiecowym na świecie / Klimczyk A., Stachura R. // Hutnik – Wiadomości Hutnicze. – 2004. – № 2. – S. 66 – 70.*
5. *Analiza termodynamiczna przemian związków tytanu na drodze od strefy mięknięcia do garu wielkiego pieca / Łędzki A., Bernasowski M., Klimczyk A., Migas P., Stachura R., Wcisło Z. // Hutnik – Wiadomości Hutnicze. – 2007. – № 7. – S. 344 – 347.*

Работа финансирована на основе механизма ЕЕА, номер проекта PL0083
Supported by EEA financial mechanism no PL0083

УДК 621.74:669.13

Берчук Д. Н., Бубликов В. Б.

ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ ПРОЦЕССОВ ВНУТРИФОРМЕННОГО МОДИФИЦИРОВАНИЯ ЧУГУНА МАГНИЕВЫМИ ЛИГАТУРАМИ Fe–Si–Mg (ФСМг–7) И Fe–Si–Mg–Ca (ЖКМК–4)

Мировое производство отливок из высокопрочного чугуна динамично развивается и сравнялось с выпуском отливок из серого чугуна [1]. Недостаточно высокий уровень производства высокопрочного чугуна в Украине в значительной мере определяется применением устаревших технологий модифицирования расплава магниевыми лигатурами в открытых ковшах, которые характеризуются низким усвоением магния (30–35 %), неудовлетворительной экологией и недостаточной стабильностью, а также отсутствием по приемлемой цене шихтовых материалов с содержанием серы менее 0,015 %. Машиностроение Украины не может успешно развиваться без технологического переоснащения литейного производства, в том числе организации на современном уровне производства отливок из высокопрочного чугуна.

Важнейшую роль в получении высокопрочного чугуна играет процесс модифицирования. В результате модифицирования изменяются химический состав, строение, физико-химические свойства жидкого чугуна и создаются условия для формирования в процессе кристаллизации шаровидного графита. Анализ тенденций развития свидетельствует, что наиболее перспективными являются поздние методы модифицирования в проточных реакторах, совмещенные с операцией заливки литейных форм. В результате сокращения до минимума интервала времени от модифицирования расплава до его кристаллизации позднее модифицирование обеспечивает более высокий уровень модифицирующего воздействия на структурообразование высокопрочного чугуна при значительно меньшем расходе модификатора [2].

Анализ опубликованных работ свидетельствует, что наиболее перспективным методом получения отливок из высокопрочного чугуна является процесс модифицирования в проточных реакторах. При модифицировании чугуна в проточных реакторах повышается стабильность технологии, уменьшается склонность к отбелу, улучшаются экологические условия труда, снижается в 2-3 раза расход модификатора, упрощается технология модифицирования. Альтернативные процессы модифицирования в ковшах, конвертерах, автоклавах и др. значительно уступают модифицированию в проточных реакторах по технологическим, экологическим и экономическим показателям [3].

Стабильность современных процессов внутриформенного модифицирования определяется кинетикой процессов, протекающих в проточных реакторах, что в свою очередь зависит от тепло- и массообменных процессов. Скорость тепло- и массообменных процессов межфазного взаимодействия расплава с зернистым модификатором определяется:

- природой модифицирующего сплава;
- гранулометрическим составом модификатора;
- геометрией проточного реактора;
- гидродинамикой движения расплава;
- температурой расплава.

Для эффективного внутриформенного модифицирования расплава, также необходимо дезактивировать избыточное количество поверхностноактивных элементов, таких как сера, кислород и др., которые препятствуют образованию шаровидного графита в процессе кристаллизации чугуна [4]. Поэтому актуальными представляются исследования, направленные на разработку эффективных технологий модифицирования расплава чугуна с повышенным содержанием серы, выплавленного с применением в шихте передельного чушкового чугуна.

Целью работы являлось исследование процесса внутриформенного модифицирования магниевыми лигатурами Fe–Si–Mg (ФСМг–7) и Fe–Si–Mg–Ca (ЖКМК–4) и влияния их на структурообразование и механические свойства высокопрочного чугуна.

Плавки проводили в индукционной электропечи на шихте, состоящей из 70 % чушкового передельного чугуна марки М2 с содержанием $\sim 0,04\%$ S и из 30 % возврата высокопрочного чугуна с содержанием $\sim 0,018\%$ S. Заданное содержание кремния в чугуне перед модифицированием обеспечивалось добавкой в печь в конце плавки расчетного количества ферросилиция ФС50. Химический состав чугуна перед модифицированием находился в следующих пределах (массовая доля, %): 3,45–3,8 C; 1,70–2,10 Si; 0,25–0,38 Mn; 0,018–0,031 S; 0,06–0,09 P. Модифицирование проводилось магний-кальциевой лигатурой марки ЖКМК–4Р, содержащей (массовая доля, %): 7,2 Mg; 7,3 Ca; 48 Si; 1,6 PЗМ; остальное Fe и магниевой лигатурой ФСМг–7, содержащей (массовая доля, %): 7,2 Mg; 1,3 Ca; 52,3 Si; 0,9 PЗМ; остальное Fe. Расход лигатуры гранулометрического состава 2...10 мм составлял 1,5 % от массы модифицируемого чугуна. Совместно с лигатурой ЖКМК–4 вводился порошок плавикошпатового концентрата марки ФФ95 в количестве 15 % от массы лигатуры. Заливку осуществляли при 1450 °С.

Литниково-модифицирующая система (рис. 1) состояла из стояка с заливочной воронкой (1), подводящего канала (2), расположенного по касательной к боковой поверхности цилиндрической реакционной камеры (3), соединительного канала (4), шлакоуловителя (5) с фильтром (6) и сливного канала (7). Для проведения порционного разделения модифицированного в центробежном реакторе расплава применялась ранее разработанная методика [5]. Форму с литниково-модифицирующей системой устанавливали на портале, чтобы обеспечить разливку вытекающего из сливного канала расплава во вторую ниже расположенную на движущейся тележке форму с последовательно размещенными десятью дискретными емкостями для отливки стандартных клиновидных проб с толщиной у основания 15 мм.

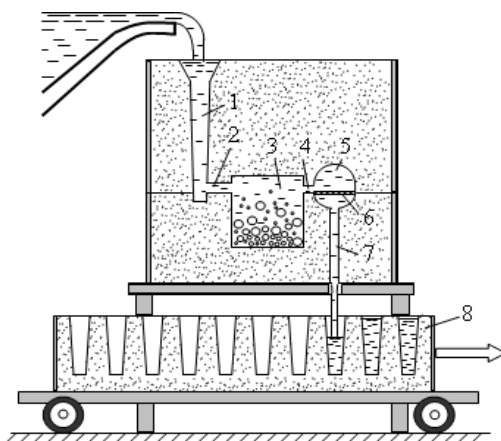


Рис. 1. Схема порционного разделения модифицированного в литейной форме чугуна: 1 – стояк, 2 – подводящий канал, 3 – реакционная камера, 4 – соединительный канал, 5 – центробежный шлакоуловитель, 6 – фильтр, 7 – сливной канал, 8 – форма для дискретных клиновидных проб

Выходящий из реактора поток расплава с частицами лигатуры попадает в шлакоуловитель, где фильтруется через жесткую тканевую сетку с размером каналов 1×1 мм. При прохождении через фильтр гасится турбулентная пульсация и режим движения расплава становится близким к ламинарному. В шлакоуловителе скапливаются включения продуктов реакции модифицирования и происходит дорастворение частиц лигатуры, вынесенных потоком из центробежного реактора. Отфильтрованный расплав через сливной канал заливается в дискретные емкости второй ниже расположенной движущейся формы. Порционное

разделение модифицированного в проточном реакторе расплава позволяет получить данные о кинетике перехода химических элементов из лигатуры в чугун. Кроме того, на основе металлографического анализа и механических испытаний образцов из дискретно отлитых проб можно определить закономерности взаимосвязи этих факторов с содержанием магния.

В проведенных опытах продолжительность разделения модифицируемого в проточном реакторе расплава на 10 дискретных проб составляла от 26 до 31 с, то-есть время заливки одной пробы можно принять ~ 3 с. Количество Mg, перешедшего из лигатуры в чугун в фиксируемой пробой с конкретным номером момент процесса модифицирования, характеризует скорость растворения лигатуры в данный промежуток времени. Так, например, проба № 1 соответствует промежутку времени от 1 до 3 с; № 5 – от 12 до 15 с; № 10 от 27 до 30 с.

На основе данных спектрального анализа дискретно отлитых проб построены кинетические графики, описывающие переход Mg в чугун на протяжении процесса модифицирования в центробежном реакторе (рис. 2). Максимально высокая скорость растворения лигатуры ФСМг–7, достигаемая в начале процесса, свидетельствует о том, что межфазное взаимодействие протекает преимущественно в движущейся жидко-твердой среде при предельно развитой реакционной поверхности [5].

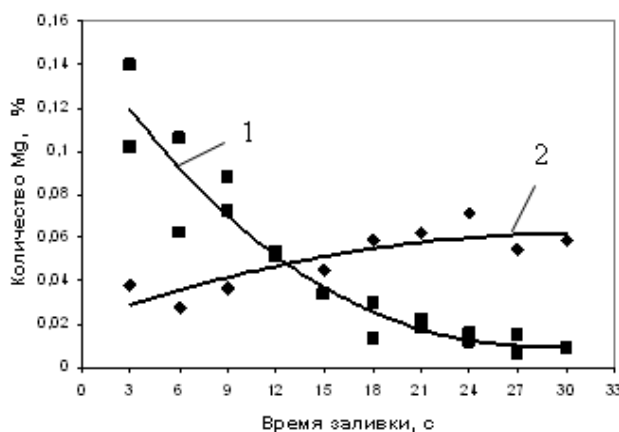


Рис. 2. Кинетика перехода Mg в чугун из лигатуры: 1 – ФСМг–7; 2 – ЖКМК – 4Р

Переход Mg в чугун на всем протяжении процесса модифицирования магний-кальциевой лигатурой описывается близким к линейному графиком. Варьирование содержания Mg в дискретно отлитых пробах находится в пределах 0,028–0,071 %, что не мешает иметь высокие показатели степени сфероидизации графита (ССГ) и механических свойств во всем диапазоне содержания магния. При модифицировании ФСМг–7 диапазон содержания магния в пробах значительно шире – 0,0065–0,14 %, а ССГ более 85 % достигается при содержании магния 0,03 % и более.

Полученные экспериментальные данные свидетельствуют, что процессы модифицирования магний-кальциевой лигатурой ЖКМК-4Р и магниевой лигатурой ФСМг7 радикально отличаются. В начальный момент заливки, при попадании расплава в реактор с модификатором ФСМг–7, в результате размывающего действия струи и центробежного режима движения происходит быстрое вовлечение частиц лигатуры, плотность которых в 2 раза меньше плотности жидкого чугуна, в совместное с расплавом движение. При одновременном действии архимедовых и центробежных сил частицы лигатуры должны преимущественно сосредотачиваться в верхней зоне реактора вокруг оси вращения, совпадающей с геометрической осью реактора. При модифицировании ФСМг–7 в центробежном проточном реакторе межфазное взаимодействие протекает преимущественно в движущейся жидко-твердой среде в условиях предельно развитой реакционной поверхности. При таком характере межфазного взаимодействия скорость растворения магниевой лигатуры максимальна в начале процесса и далее быстро снижается по мере уменьшения реакционной поверхности.

Для ЖКМК–4Р характерна обратная зависимость. Растворение магний-кальциевой лигатуры ЖКМК–4Р с 15 % CaF_2 происходит значительно медленнее, чем магниевой лигатуры ФСМг-7 с постепенным небольшим увеличением скорости растворения, обусловленным повышением температуры расплава в реакторе. Такая кинетика растворения характерна для межфазного взаимодействия в зоне поверхности раздела «расплав-засыпка лигатуры», величина которой определяется поперечным сечением проточного реактора [5]. Скорость растворения магний-кальциевой лигатуры лимитируется вязкостью и температурой образующегося при плавлении лигатуры шлака, который, заполняя поровое пространство, препятствует проникновению расплава вглубь засыпки и тормозит тепломассообменные процессы между расплавом и лигатурой.

Представленные на рис. 3 взаимосвязи количества магния с параметрами структуры дискретно отлитых проб в значительной мере обусловлены ранее рассмотренными закономерностями влияния этих факторов на степень перехода Mg из лигатуры в чугун. При модифицировании ФСМг-7 стабильное получение ССГ более 85 % достигается при содержании в чугуне 0,03 % Mg и более. Показатель ССГ в пределах 50–80 % соответствует чугуны с вермикулярным графитом.

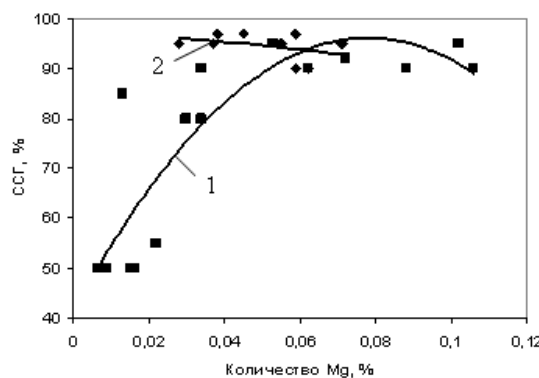


Рис. 3. Влияние содержания Mg на ССГ при модифицировании чугуна: 1 – ФСМг-7; 2 – ЖКМК-4Р

При модифицировании ЖКМК–4Р, как отмечалось выше, во всем диапазоне содержания магния в пробах показатель ССГ находится на уровне выше 85 %, что соответствует шаровидной форме графита в структуре отливок.

Выявленные закономерности перехода Mg из лигатур в расплав и соответствующие изменения параметров структуры определяют уровень и характер механических свойств чугуна в дискретно отлитых на протяжении процесса модифицирования пробах (рис. 4).

Усиленная наличием кальция более высокая модифицирующая способность лигатуры ЖКМК–4 и специфический характер ее межфазного взаимодействия с расплавом чугуна обеспечивают получение шаровидного графита во всех дискретных пробах. Поэтому варьирование содержания магния в отдельных пробах оказывает лишь незначительное влияние на изменение уровня механических свойств. Таким образом, при любой компоновке расположения отливок в литейной форме все отливки равно, как и элементы литниковой системы будут получены из высокопрочного чугуна с шаровидным графитом.

При модифицировании лигатурой ФСМг-7 переход магния в чугун отличается значительной неравномерностью. В начальный период заливки в чугун переходит магния намного больше, чем требуется для получения шаровидного графита в отливках, а в пробах, отлитых ближе к концу процесса внутриформенного модифицирования содержание магния недостаточное для получения шаровидного графита, что является следствием предельно интенсивного растворения лигатуры ФСМг-7 в центробежном реакторе.

При применении центробежных реакторов для внутриформенного модифицирования лигатурой ФСМг-7 с целью сужения диапазона колебаний содержания магния в отливках рекомендуются литниковые системы, обеспечивающие одновременное и равномерное заполнение однотипных отливок расплавом в процессе заливки литейной формы.

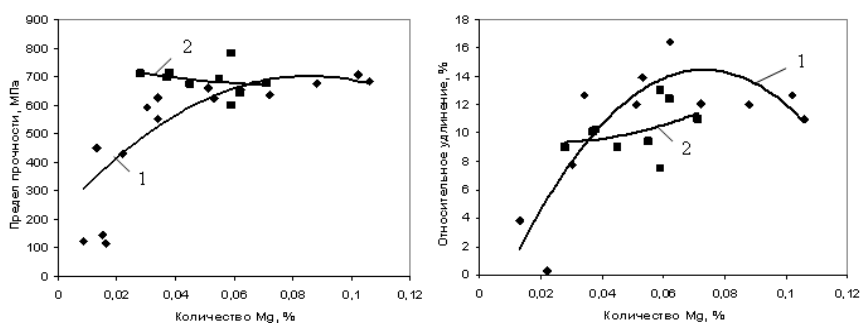


Рис. 4. Влияние содержания Mg на механические свойства чугуна, модифицированного: 1 – ФСМг–7; 2 – ЖКМК – 4Р

В результате этого содержание магния в металле отливок будет усредняться и находиться на уровне, гарантирующим получение чугуна с шаровидным графитом. Интенсивные режимы растворения лигатуры ФСМг–7 при внутриформенном модифицировании рекомендуются для производства относительно однородных по толщине стенок отливок (втулки, шестерни, шкивы и др.), конструкция которых не препятствует усреднению химического состава чугуна к моменту начала их затвердевания. На основе результатов исследований разработаны и внедрены в производство высокоэффективные технологии получения отливок из высокопрочного чугуна, отличающихся высокой стабильностью механических свойств, герметичностью, хорошей обрабатываемостью резанием на станках-автоматах.

ВЫВОДЫ

Экспериментально подтверждена целесообразность применения центробежных проточных реакторов для модифицирования чугуна магниевыми лигатурами. Дополнительное наложение центробежных и центростремительных сил способствуют быстрому образованию в реакторе с ФСМг–7 движущейся грубо дисперсной среды, состоящей из жидкого чугуна и частиц лигатуры. В движущейся жидко-твердой среде расширяется зона взаимодействия фаз, предельно увеличивается реакционная поверхность, интенсифицируется движение расплава относительно частиц лигатуры, что способствует их ускоренному растворению в начальный период процесса модифицирования.

Экспериментально установленная на протяжении процесса внутриформенного модифицирования относительно равномерная скорость перехода Mg из лигатуры в чугун, для ЖКМК–4Р, является характерной для межфазного взаимодействия в зоне границы раздела «расплав-засыпка лигатуры», величина которой определяется площадью поперечного сечения горизонтально проточного реактора. Максимальное количество магния из лигатуры ЖКМК–4 переходит в чугун в конце заливки.

Установлены закономерности влияния содержания магния в чугуне на его структуру и механические свойства при внутриформенном модифицировании лигатурами ФСМг–7 и ЖКМК–4. Сформулированы рекомендации по применению исследованных модификаторов для внутриформенного модифицирования.

ЛИТЕРАТУРА

1. Мировое производство отливок в 2005 г // *Литейное производство*. – 2007. – № 3. – С. 30–32.
2. Alan Moore. Is the future of ductile iron precarious / Alan Moore // *Foundry Trade Journal*. – 1992. – № 11. – С. 544–545.
3. In-mould treatment processes in iron foundry practice // *Foundry Trade Journal*. – 2003. – V. 177. – № 3599. – P. 28–31.
4. Суменкова В.В. Исследование термодинамики реакций взаимодействия активных элементов модификаторов с примесями чугуна / В. В. Суменкова, Д. Н. Берчук, В. Б. Бубликов // *Процессы литья*. – 2006. – N 4. – С. 29–34.
5. Бубликов В. Б. Межфазное взаимодействие при внутриформенном модифицировании чугуна / В. Б. Бубликов // *Процессы литья*. – 1997. – № 3. – С. 39–47.

УДК 669.054.8'71

Бредихин В. Н., Кульбида Е. П., Данилова Т. А.

ТЕХНОЛОГИЯ И ОБОРУДОВАНИЕ ДЛЯ КОМПЛЕКСНОЙ ПЕРЕРАБОТКИ ОТХОДОВ АЛЮМИНИЯ

Жизненный цикл любого изделия, машины, аппарата заканчивается по причине морального или физического их износа. Лом (отходы потребления), в большинстве случаев, это сложное, многокомпонентное сырьё, при переработке которого требуются специальные технологические схемы и соответствующее аппаратурное оформление.

При этом решаются не только технологические проблемы – получения качественных конечных продуктов- металлов и неметаллов, но и экологические, в первую очередь, решение проблем охраны окружающей среды.

Алюминиевый лом содержит в своём составе металлы и неметаллы, поэтому одна из основных задач в начале технологического процесса это разрушение связи между этими компонентами с использованием операций фрагментирования, дробления, измельчения – т. е. получение механической смеси материалов [1]. Механическая смесь материалов проходит цикл операций сепараций, при которых происходит выделение полезного компонента и металлургический передел.

Однако следует отметить что фрагментирование, дробление и измельчение алюминиевого лома не простая задача, т. к. компоненты лома обладают диаметрально противоположными прочностными механическими характеристиками (вязкость, твёрдость, пластичность и др.) [2].

Целью работы является разработка технологического ряда дробильных агрегатов для дробления алюминиевых отходов имеющих различное физическое состояние.

Металлургическая переработка подготовленного лома имеет значительное количество экологических проблем. При этом чем дешевле шихта, т. е. чем меньше затраты на её подготовку, тем дороже металлургический передел. Однако затраты на подготовку шихты, в конечном счёте, значительно снижает как технологические, так и экологические проблемы в последующих операциях.

Дроблённый лом в дальнейшем проходит ряд технологических сепарационных операций по удалению железа, проводников тока, бумаги и разделения дроблённого алюминиевого лома на сплавы (группы сплавов) – шихта для металлургического передела. В данном сообщении агрегаты для фрагментирования, сепарации и дробления стружки, шлака и кабельного лома не рассматриваются.

На рис. 1 представлена линия дробления кускового алюминиевого лома с использованием дробилки АДЗА175 × 160, а в табл. 1 даны технические характеристики дробильных агрегатов, которые решают аналогичные задачи [3].

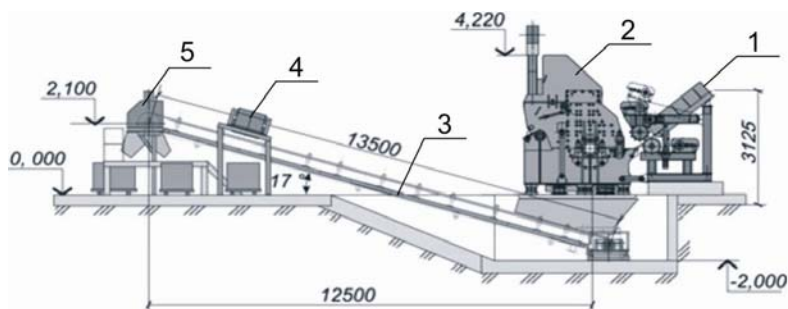


Рис. 1. Линия дробления алюминиевого лома: 1 – устройство загрузки; 2 – дробилка; 3 – конвейер; 4, 5 – сепаратор магнитный 1 и 2 стадии

Таблица 1

Техническая характеристика агрегатов для дробления алюминиевого лома

№	Наименование показателей	Единицы измерения	Тип агрегата	
			АДЗА 129 × 150	АДЗА 175 × 160
1.	Производительность при дроблении: • литейных алюминиевых сплавов • деформируемых алюминиевых сплавов	т/час	4 ÷ 6 2 ÷ 3	6 ÷ 8 4 ÷ 5
2.	Максимальные размеры исходного сырья, не более: • длина профилируемых деталей ленты: • ширина • толщина литейный лом алюминиевых сплавов с максимальным содержанием железа до 30%: • длина • ширина • высота • толщина стенки	мм	2000 2000 1400 10 500 300 300 30	2000 3000 1400 10 500 300 600 50
3.	Номинальные размеры ротора: • длина по дискам • диаметр по окружности молотков	м	1,50 1,29	1,63 1,75
4.	Размер щелей колосниковых решёток: • нижней, под ротором • верхней, над ротором	мм	200 × 80 186 × 138	145 × 80 186 × 130
5.	Масса молотка	кг	50,0	70,0
6.	Частота вращения ротора	мин ⁻¹	600	600
7.	Мощность привода вращения ротора	кВт	250	315
8.	Скорость подачи лома валками загрузочного устройства	мм/сек	146,7	146,7
9.	Общее усилие прессования валками	т	2,0	3,0
10.	Масса агрегата без запчастей, в том числе: • дробилки • загрузочного устройства	т	65,51 41,81 14,7	95,6 62 23,7
11.	Габаритные размеры агрегата: • длина × ширина × высота	м	7,2 × 8,5 × 3,9	11,2 × 10,4 × × 5,9

В настоящее время основными агрегатами для плавки алюминиевых отходов являются пламенные отражательные печи. Однако стремление сократить потери металла при переплаве шихты с развитой, загрязнённой поверхностью (лом, стружка, шлак и т. п.) и большое газообразование послужило основной причиной для разработки роторных печей с горизонтальной осью вращения (рис. 2), а в дальнейшем и разработки роторных печей с наклонной осью вращения, рис. 3.



Рис. 2. Роторная печь вместимостью 16 т по алюминию

Институтом разработан технологический ряд печных агрегатов роторных печей с горизонтальной и наклонной осью вращения, различной вместимостью в диапазоне 5 ÷ 20 т по алюминию. В табл. 2, представлены технические характеристики таких печей [4, 5].

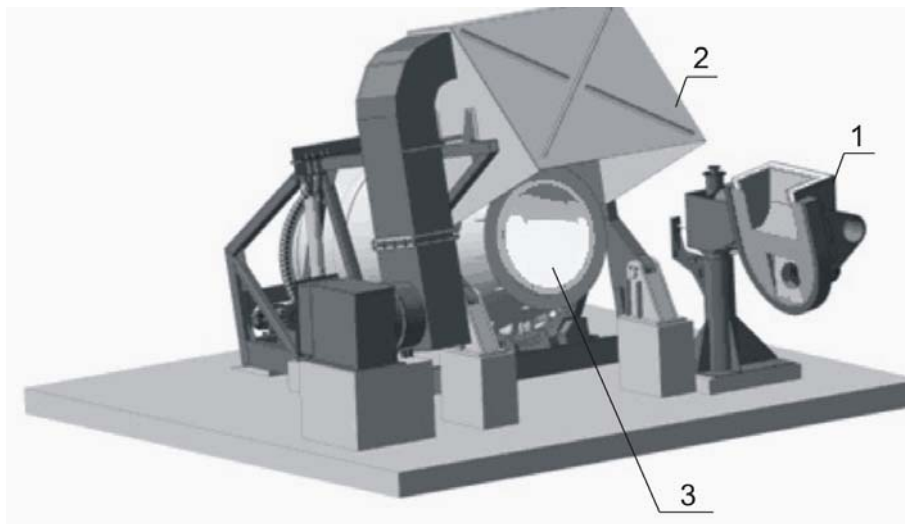


Рис. 3. Роторная наклонная печь вместимостью 5 т по алюминию (компьютерная сборка): 1 – крышка печи с горелочным устройством; 2 – зонт аспирационный; 3 – печь

Этот тип печей имеет значительные преимущества перед всеми типами печей эксплуатируемыми в настоящее время для плавки лома цветных металлов и в первую очередь для плавки шлаков и загрязнённых отходов. Преимущества роторных печей с наклонной осью вращения заключаются в следующем:

- сокращение расхода флюса (соли) на 50 %;
- увеличение производительности печи на 70 %;
- увеличенное загрузочное окно;
- отсутствие дополнительных выпускных окон для слива шлака, т.е. снижение газовых выбросов в цех на 20 ÷ 25%.

Для ускорения процесса плавки и повышения теплотехнического КПД печные агрегаты оснащены устройствами виброционных питателей для подачи дробленого лома в печь, а также приспособлениями для очистки расплава и безокислительной разливки металла на облегчённые конвейера в слитки массой 4 ÷ 6 кг, рис. 4 [4, 5].

Таблица 2

Техническая характеристика роторных наклонных печей

№ п/п	Наименование показателей	Единицы измерения	Тип печи	
			ПРНА-0,54	ПРНА-5
1.	Вместимость печи, 20	т	0,54	5,0
2.	Максимальная глубина ванны	мм	500	1040
3.	Вид топлива		Природный газ, 35600 кДж/м ³	
4.	Горелочное устройство	Тип	ГБФ-0,45	ГБФ-2,2
5.	Тепловая мощность: • минимальная • номинальная	МВт	0,19 0,45	0,9 2,2
6.	Загрузочное окно	мм	Ø680	Ø1400
7.	Привод вращения печи	Тип	фрикционная	цепная
8.	Мощность привода вращения печи	кВт	4,0	15,0
9.	Частота вращения корпуса печи	мин ⁻¹	2 ÷ 10	2
10.	Привод наклона печи	Тип	Гидравлический	
11.	Масса без запчастей, в т. ч.: • метал. конструкций • футеровки	т	5,66 2,215 3,45	40,0 24,15 15,85
12.	Габаритные размеры: • длина • ширина • диаметр банджа • высота при загрузке шихты • высота при сливе металла	м	3,37 1,97 1,43 2,51 3,27	6,20 4,00 2,50 3,71 4,71

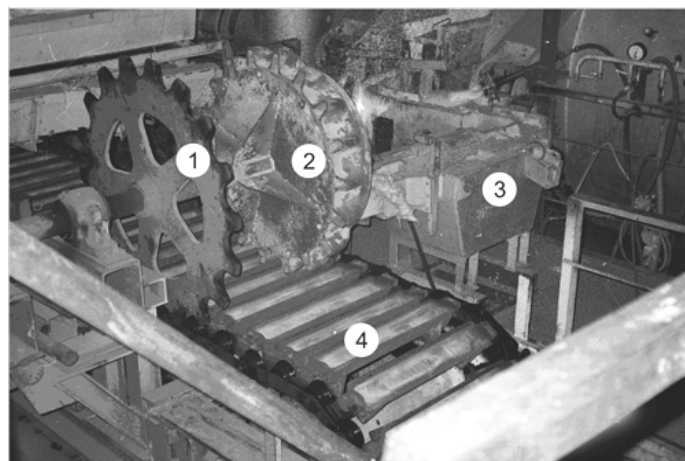


Рис. 4. Устройство очистки и безокислительной разливки металла в изложницы: 1 – синхронизатор; 2 – блок безокислительного розлива; 3 – блок фильтрования; 4 – конвейер разливочный

Одной из последних разработок в технологии переработки алюминиевого лома является агрегат по обработке шлака. Перед металлургами на протяжении многих лет стояла задача: максимально очистить расплав от оксидов при этом получить минимальное количество шлака с минимальным содержанием в нём металлической составляющей [6].

Как видим эти требования взаимно исключают. Поэтому шлак содержит до 50 % металла и возврат его является первоочередной задачей при металлургическом переделе.

Для извлечения металлической составляющей из шлака, т. е. отделения оксидной части от металлической необходимо проводить как можно быстрее после извлечения шлака из печи, т.к. извлеченный из печи шлак попадает в атмосферу богатую кислородом и при остывании (до 300 °С) в течении 5 ÷ 10 мин. металлическая часть интенсивно переходит в оксидную. При остывании шлака протекает неуправляемая химическая термитная реакция. Температура шлака повышается до 1500 °С, при этом кислород, азот и диоксид углерода образуют с алюминием оксиды, нитриды и карбиды алюминия. В процессе термитных реакций в шлаке сгорает порядка 1 % в минуту металлического алюминия. Следовательно, в это время остывающий шлак не только способствует снижению извлечения металла из-за перехода его в оксидную форму, но и происходит значительное образование газов – т. е. создаются дополнительные экологические проблемы.

Разработанное устройство основано на прессовании горячего шлака, когда под воздействием давления жидкий металл отделяется от твердой составляющей (оксидная и солевая часть) и перемещается в сторону наименьшего давления, рис. 5.

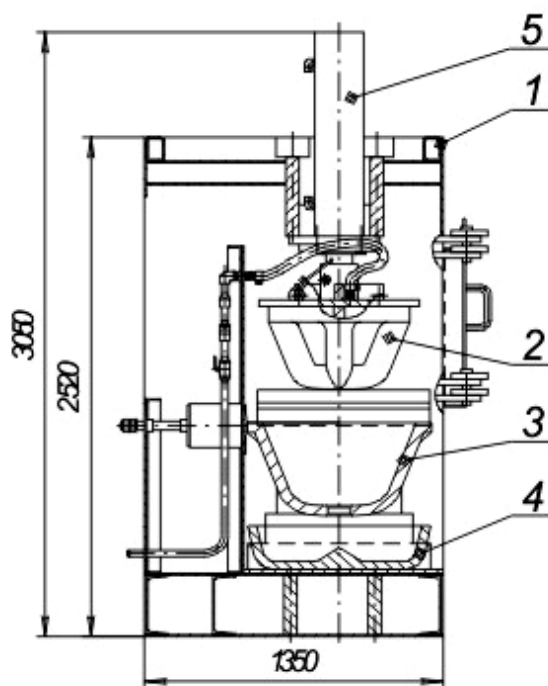


Рис. 5. Пресс для разделения металлической и оксидной составляющих алюминиевого шлака (усилие 80 т): 1 – рама; 2 – пуансон; 3 – изложница (камера прессования); 4 – основание изложницы; 5 – гидроцилиндр

Прессование горячего шлака является самой совершенной технологией при переработке лома и отходов на сегодняшний день, табл. 3.

Представленная технология решает не только технологическую задачу – максимальное извлечение металла, но решает и экологическую задачу – снижает в 2 ÷ 3 раза выбросы пыли и газа, требует малых заводских площадей, имеет низкие капитальные и эксплуатационные затраты.

Таблица 3

Техническая характеристика установки по переработке алюминиевых горячих шлаков ПОГАШ-80

1. Номинальное усилие прессования, тс	80
2. Номинальное давление рабочей жидкости в гидросистеме, кгс/см ²	160
3. Максимальный ход штока гидроцилиндра, мм	500
4. Размеры камеры прессования, м длина × ширина	1,8 × 0,9
5. Объём шлаковницы, дм ³	270
6. Время цикла охлаждения, мин.	5 ÷ 10
7. Установленная мощность электрооборудования, кВт	30
8. Масса пресса без оснастки и маслостанции, т	6,98
9. Габаритные размеры, м длина (при открытой двери) × ширина × высота	2,1(4,2) × 1,7 × 3,0

ВЫВОДЫ

Разработаны современная технология и оборудование, которые позволяют проводить весь комплекс шихтоподготовительных и металлургических операций при переработке лома и отходов, содержащих алюминий. Предложенная технология и комплекс оборудования внедрены на ряде предприятий стран СНГ и Украины и позволяют перерабатывать различного вида алюминиевые отходы.

Использование роторных наклонных печей сокращает расход флюса (соли) на 50 %; производительность печи увеличивается на 70 %; снижаются объемы газовых выбросов в цех на 20 ÷ 25 %; загрузочное окно увеличивается на 30 ÷ 50 %, что позволяет загружать крупногабаритный лом; отсутствуют дополнительные выпускные окна для слива шлака.

При переработке алюминиевого лома извлечение металла в готовую продукцию составляет 90 ÷ 93 % при этом загрязнение окружающей среды как твердыми, так и газообразными продуктами сокращается в 2 ÷ 3 раза.

ЛИТЕРАТУРА

1. Колобов Г. А. Сбор и обработка вторичного сырья цветных металлов / Г. А. Колобов, В. Н. Бредихин, В. М. Чернобаев // Учебник для вузов. – М.: Металлургия, 1993. – 228 с.
2. Бредихин В. Н. Современные технологии для переработки отходов цветных металлов / В. Н. Бредихин, А. И. Шевелев. – М.: ЦНИИЭИЦМ, В.1. – 1991. – 74с.
3. Смирнов В. А. Обогащение руд и отходов цветных металлов: [монография] / В. А. Смирнов, В. Н. Бредихин, В. А. Шевелев. – ДонНТУ-Донецк. – Кальмиус. – 2008. – 500 с.
4. Контракт на разработку печного оборудования для ООО «Русский металл», Россия, ДонНИ-ПИЦМ, Донецк. – 2004.
5. Колобок Г. А. Металлургия цветных металлов: [монография] / Г. А. Колобов, В. Н. Бредихин, Н. А. Маняк, А. И. Шевелев. – ДонНТУ, Донецк. – Кальмиус. – 2007. – 462 с.

УДК 621.74:669.13

Бубликов В. Б.

РАЗВИТИЕ ТЕХНОЛОГИЙ И ПОВЫШЕНИЕ СВОЙСТВ ВЫСОКОПРОЧНОГО ЧУГУНА

Высокопрочный чугун с шаровидным графитом относится к прогрессивным литым конструкционным материалам современного машиностроения. Получение отливок из высокопрочного чугуна взамен заготовок из стального проката, поковок и литья позволяет на 20–25 % уменьшить массу деталей, в 1,3–5 раз повысить коэффициент использования металла, значительно снизить трудоёмкость и экономить до 850 кВт энергии на одной тонне отливок [1]. Из высокопрочного чугуна изготавливают отливки массой от десятков грамм до 100 т и более. Мировой выпуск высокопрочного чугуна динамично растёт и составляет более 20 млн. т /год, то есть около 30 % общего выпуска отливок из всех видов сплавов. В Украине выпуск отливок из высокопрочного чугуна на порядок меньше из-за кризиса машиностроения и устаревших технологий производства. Повышение свойств высокопрочного чугуна, создание прогрессивных технологий, обеспечивающих улучшение качества отливок при снижении стоимости из производства, является актуальным направлением научных разработок, результаты которых будут востребованы промышленными предприятиями.

Модифицирование в технологиях высокопрочного чугуна является главным структуро- и свойствообразующим фактором. Действующие на ряде предприятий технологии модифицирования жидкого чугуна металлическим магнием и ферросилицием предельно устарели и не гарантируют от возможности образования цементита в структуре отливок за исключением толстостенных. Полученный высокопрочный чугун характеризуется высокой объёмной усадкой, склонностью к образованию в отливках усадочной пористости и неблагоприятным сочетанием прочностных и пластических показателей.

Прогрессивные методы модифицирования чугуна базируются на применении магниевых лигатур, изоляции процесса от воздушной атмосферы путем применения закрытых ковшей или проточных реакторов, повышающих степень перехода магния и других модифицирующих элементов из лигатуры в чугун, что обеспечивает повышение эффективности модифицирующего воздействия на структурообразование и улучшает экологию [2–4]. Применение магниевых лигатур открыло дорогу высокопрочному чугуну в массовое и крупносерийное производство отливок для автомобилей, тракторов, сельхозмашин, компрессоров, насосов, электрических машин, запорной арматуры, военной техники и др.

Целью работы являлось исследование процессов модифицирования и разработка на основе анализа полученных результатов прогрессивных технологий, обеспечивающих повышение технологических и механических свойств высокопрочного чугуна.

Установлено, что наряду с магнием, который обеспечивает получение шаровидного графита, наличие в составе магниевых лигатур кальция позволяет значительно улучшить технологичность и механические показатели получаемого высокопрочного чугуна. В реакциях десульфурации и раскисления термодинамическая активность кальция выше, чем магния. Кальций уменьшает переохлаждение, обусловленное вводом в жидкий чугун магния, способствует увеличению количества центров кристаллизации шаровидного графита, уменьшает вероятность отбела отливок, снижает усадку, увеличивает количество феррита в металлической основе [5]. В институте созданы высокоэффективные комплексные модификаторы, получаемые на основе ферросиликокальция, в состав которых наряду

с магнием и кремнием могут также вводиться барий, РЗМ и др. модифицирующие элементы. Экспериментально установлено, что эвтектическая кристаллизация высокопрочного чугуна, полученного модифицированием железо-кремний-магний-кальциевой лигатурой марки ЖКМК-4, в отличие от полученного модифицированием никель-магниевого лигатурой и ферросилицием, проходит при повышенной на 15–20 °С температуре. В результате модифицирования комплексным модификатором ЖКМК-4 образуется значительно большее количество включений шаровидного графита N при соответственно меньшем их диаметре d (рис. 1).

По сравнению с модифицированием никель-магниевого лигатурой и ферросилицием графитизирующая способность комплексного модификатора возрастает с повышением скорости охлаждения, что подтверждается высокой эффективностью применения комплексных модификаторов в производстве тонкостенных отливок. Полученный модифицированием ЖКМК-4 высокопрочный чугун отличается почти в 5 раз меньшей склонностью к отбелу, меньшей усадкой, улучшенной обрабатываемостью резанием.

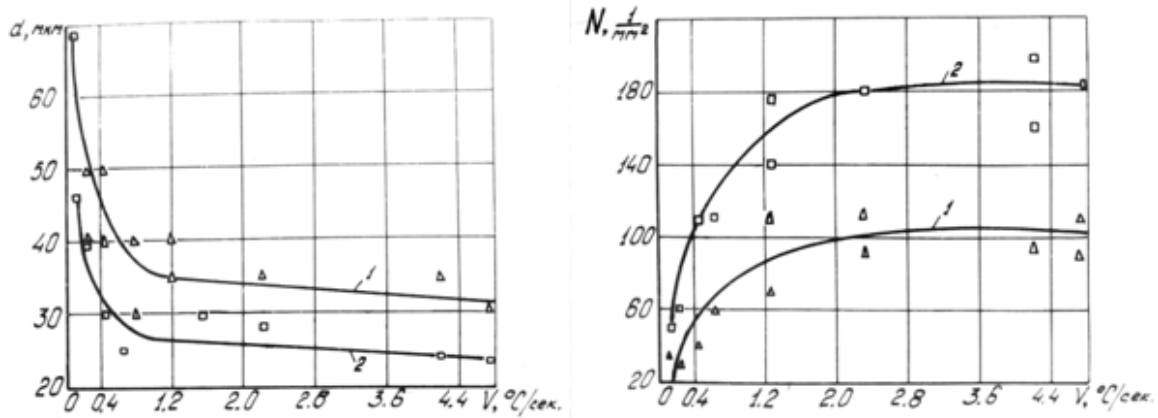


Рис. 1. Влияние модифицирования NiMg – лигатурой совместно с ферросилицием (1) и комплексным модификатором ЖКМК-4 (2) на диаметр (d) и количество (N) сфероидов графита в зависимости от скорости (V) охлаждения отливки

Механические свойства различно модифицированных чугунов (рис. 2) значительно отличаются.

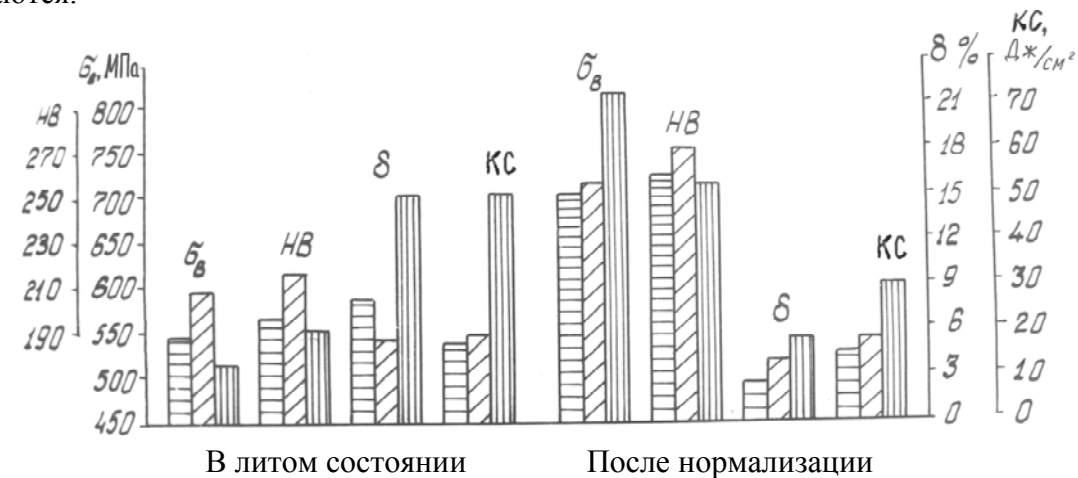


Рис. 2. Влияние модификаторов на механические свойства высокопрочного чугуна:

▨ – (Mg + FeSi75); ▩ – (NiMgCe + FeSi75); ▧ – ЖКМК-4

Наиболее благоприятным сочетанием показателей механических свойств характеризуется высокопрочный чугун, полученный модифицированием ЖКМК–4. В литом состоянии он отличается высокими показателями относительного удлинения (δ) и ударной вязкости (КС). После нормализации по прочности (σ_B), относительному удлинению и ударной вязкости значительно превосходит высокопрочные чугуны, полученные модифицированием магнием или никель-магниевого лигатурой совместно с ферросилицием.

Технологии на основе применения комплексных модификаторов позволили решить проблему получения ударостойкого высокопрочного чугуна для корпусных деталей компрессоров, насосов, электромашин и др. изделий.

Значительное повышение механических свойств перлитного высокопрочного чугуна обеспечивается в результате применения комплексных модификаторов в сочетании с легированием медью. Механические свойства разработанного низколегированного перлитного высокопрочного чугуна в литом состоянии составляют: $\sigma_B = 800\text{--}900$ МПа, $\delta = 5\text{--}7\%$; 241–285 НВ, а после нормализации – $\sigma_B = 950\text{--}1050$ МПа, $\delta = 6\text{--}8\%$, 269–300 НВ, что значительно превышает требования стандартов.

Важным этапом развития технологий высокопрочного чугуна явилось создание внековшевых поздних методов модифицирования расплава в процессе его заливки, в том числе и внутри литейных форм. При внутриформенном модифицировании процесс изолируется от воздушной атмосферы. В результате этого радикально улучшается экология. Модифицирование протекает без пироэффекта и дыма. Позднее модифицирование устраняет характерную для ковшевых методов проблему потери эффекта модифицирования в течение времени транспортирования модифицированного расплава и заливки литейных форм. Вследствие сокращения времени между модифицированием и кристаллизацией достигается повышение эффективности модифицирования в 2–3 раза. Увеличивается количество центров эвтектической кристаллизации, интенсифицируется графитизация, формируется мелкокристаллическая структура с повышенным количеством феррита в металлической основе, что повышает пластичность высокопрочного чугуна (рис. 3). В целом метод внутриформенного модифицирования позволяет получать в литом состоянии высокопластичный ферритный высокопрочный чугун, который традиционно получают с применением энергоемкой термической обработки.

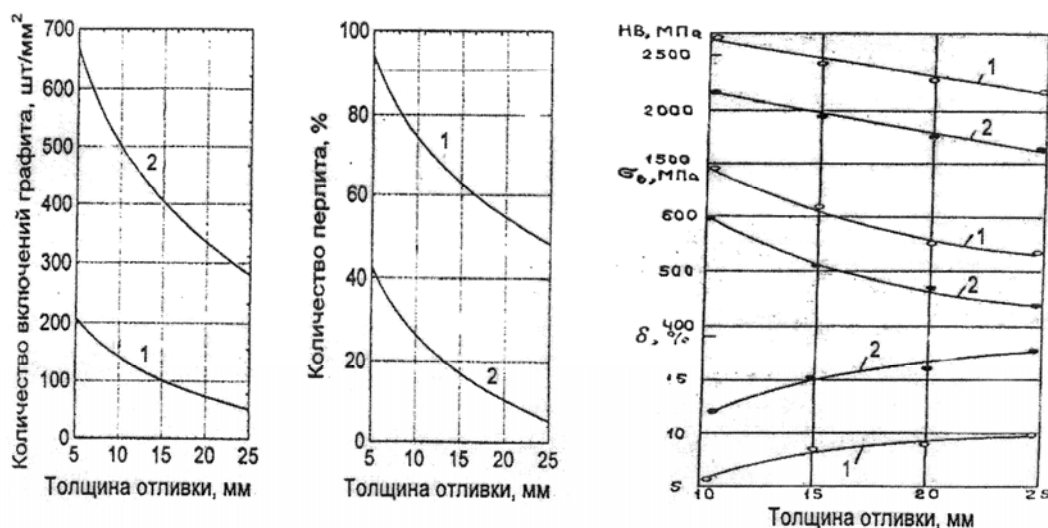
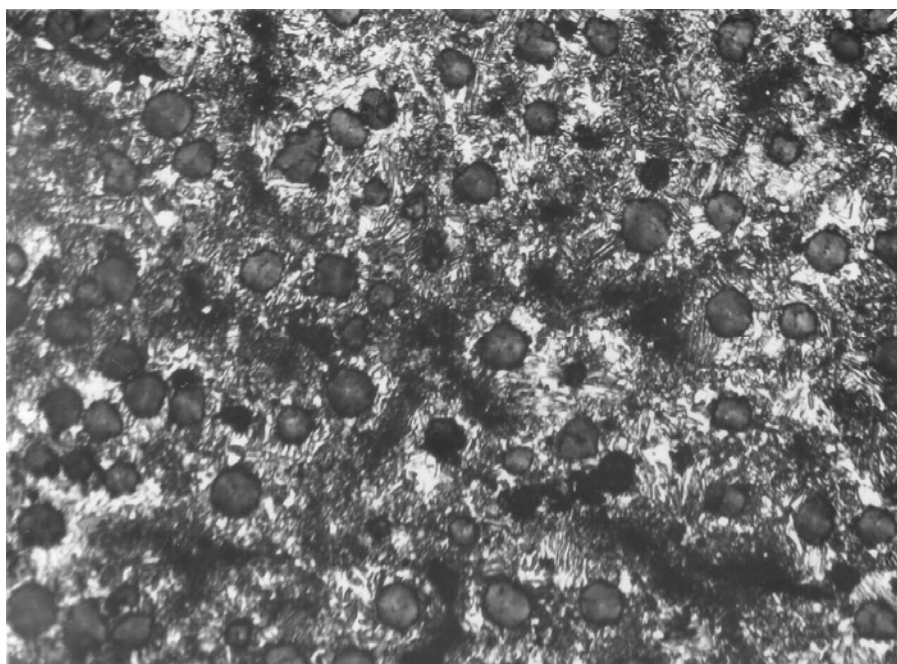


Рис. 3. Влияние процесса модифицирования на структуру и механические свойства отливок из высокопрочного чугуна: 1 – ковшевое модифицирование; 2 – внутриформенное модифицирование

Разработаны высокоэффективные технологии получения отливок из высокопрочного чугуна методом внутрiformенного модифицирования при литье в песчано-глинистые формы, в облицованные кокили, оболочковые формы на смоляных связующих. Технико-экономическая эффективность разработанных технологий подтверждена их внедрением на ряде предприятий России и Украины, производящих из высокопрочного чугуна корпуса высокого давления, коленчатые валы, втулки, шестерни, рычаги, анкеры, кронштейны, опоры и др. изделия.

Важным фактором повышения механических и эксплуатационных свойств высокопрочного чугуна является термическая обработка. Нормализация отливок из перлитного высокопрочного чугуна обеспечивает гомогенизацию структуры, повышение уровня и сужение интервалов рассеивания механических свойств. Ферритизирующий отжиг повышает относительное удлинение, ударную вязкость и хладостойкость высокопрочного чугуна. Изотермическая закалка (аустемперинг) обеспечивает получение бейнитного высокопрочного чугуна, по зарубежной терминологии аусферритного, что более точно, так как его металлическая основа состоит из аустенита и пересыщенного углеродом игольчатого феррита.

Разработаны состав и технология получения низколегированного бейнитного высокопрочного чугуна. Применение для нагрева отливок селитровой ванны позволило радикально сократить продолжительность этой операции и сузить интервал колебаний их температуры перед изотермической закалкой в селитровой ванне с температурой 380 °С. Разработанная технология при оптимальной температуре нагрева обеспечивает получение высокопрочного чугуна с аустенито-ферритной металлической основой (рис. 4) и благоприятным сочетанием высокой прочности ($\sigma_b > 1000$ МПа; $\sigma_{0,2} > 650$ МПа) и пластичности ($\delta > 10$ %) при относительно невысокой (269–285 НВ) твердости (рис. 5).



× 100

Рис. 4. Микроструктура низколегированного высокопрочного чугуна после изотермической закалки в бейнитной области

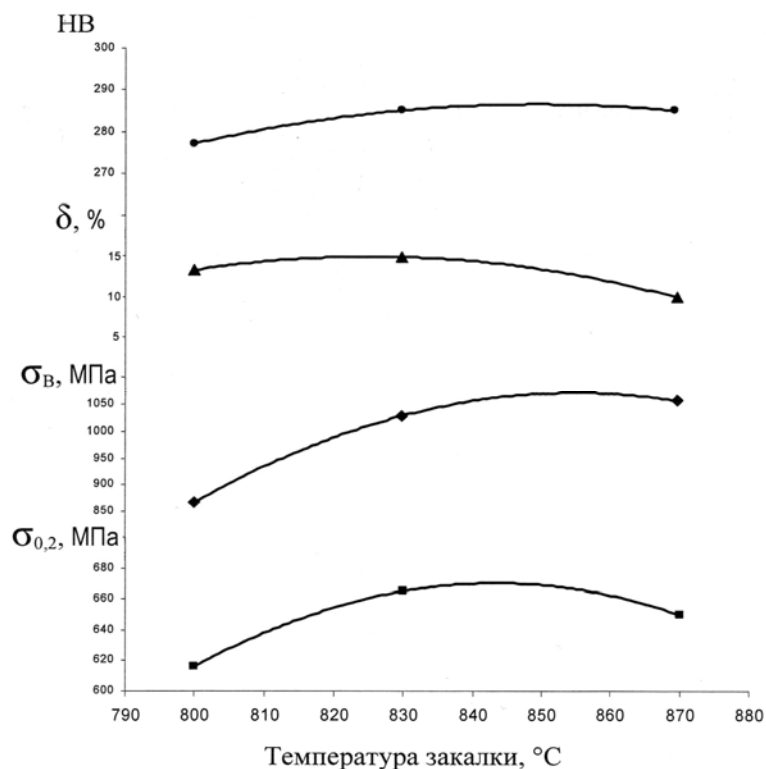


Рис. 5. Влияние температуры заправки на механические свойства низколегированного бейнитного высокопрочного чугуна

ВЫВОДЫ

Применение легирующих элементов (Cu, Ni, Mo), ускоряющих изотермическое превращение и обеспечивающих мелкозернистость структуры, а также стабилизация в узких интервалах параметров изотермической заправки открывает перспективу формирования в тонкостенных отливках наноструктуры и значительного повышения уровня механических и служебных свойств высокопрочного чугуна.

Возможности дальнейшего прогрессивного развития технологий высокопрочного чугуна далеко не исчерпаны. Очевидна актуальность разработки новых более эффективных модификаторов, повышения степени модифицирования путем улучшения условий межфазного взаимодействия, дальнейшего раскрытия закономерностей, управляющих формированием структуры и свойств, создания новых марок высокопрочных чугунов и ресурсосберегающих технологий, удовлетворяющих требованиям прогресса современного машиностроения.

ЛИТЕРАТУРА

1. Яновський А. М. Литейное производство: возможности и резервы / А. М. Яновский // *Металл и литье Украины*. – 2007. – № 11–12. – С. 54–57.
2. Lerner Y. S. Over view of ductile iron treatment methods / Y. S. Lerner // *Foundry trade journal*. – 2003. – V. 177, 3607. – P. 25–27.
3. Ковалевич Е. В. Способы модифицирования чугуна для получения шаровидной формы графита / Е. В. Ковалевич // *Литейное производство*. – 2006. – № 2. – С. 23–25.
4. Бубликов В. Б. О применении кальция, бария, магния в составе модификаторов для внутриформенного графитизирующего модифицирования высокопрочного чугуна / В. Б. Бубликов, Д. Н. Берчук // *Процессы литья*. – 2007. – № 5. – С. 23–27.
5. Бубликов В. Б. Кальций в высокопрочном чугуне / В. Б. Бубликов // *Процессы литья*. – 2007. – № 5. – С. 4–10.

УДК 621.74.045

Будагьянц Н. А., Жижкина Н. А., Гутько Ю. И.

ЦЕНТРОБЕЖНОЕ ЛИТЬЕ ВАЛКОВ ДЛЯ ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКИ

Производительность прокатного стана и качество выпускаемой металлопродукции во многом предопределяются эксплуатационной стойкостью и надежностью валков. В связи с этим важной научной и практической задачей для производителей валков является изготовление изделия, одновременно стойкого к износу и поломкам. Производить прокатный инструмент такого качества возможно путем применения высокоэффективных материалов и создания специальной технологии изготовления.

Опыт мировой практики производства валков [1–6] показал, что для обеспечения необходимого комплекса служебных свойств разработано и освоено множество технологий. Основными из них являются: двухслойное литье в стационарные формы; центробежный способ; бандажирование; ковка; применение объемной и термической обработки, в том числе с нагревом высококонцентрированными источниками энергии (электронный и лазерные лучи); литье под регулируемым давлением; с использованием электрошлакового переплава (ЭШП); наварка рабочего слоя. Установлено, что центробежный способ литья двухслойных валков имеет ряд технологических, экономических, качественных и эксплуатационных преимуществ. Применение такого метода обеспечивает широкие возможности в выборе материалов, как рабочего слоя, так и сердцевины, с уровнем свойств, максимально отвечающих требованиям заказчиков. Например, стало возможным применение для рабочего слоя таких малотехнологичных материалов, как высокохромистый чугун или заэвтектоидная сталь. Центробежный способ производства обеспечивает более высокий выход годного литья, значительную экономию легирующих элементов. Изготовленные по этому методу валки отличаются более равномерным распределением основных и легирующих элементов в рабочем слое, а, следовательно, структурой и эксплуатационными свойствами. Применение центробежной технологии позволяет также улучшить качество сердцевины валков за счет обеспечения однородности структуры и уровня физико-механических свойств сплавов. Все это способствует повышению работоспособности валков.

Анализ зарубежного опыта изготовления валков центробежным методом показал, что каждая фирма-производитель в зависимости от особенностей своего производства разработала собственную технологию [3–6]. При этом установлено, что в основном используют центробежные машины с вертикальной или горизонтальной осью вращения. Однако представленная в литературе информация недостаточна для создания технологии центробежного литья валков. В связи с этим в отечественных условиях были проведены большие поисковые экспериментальные и теоретические научно-исследовательские работы, которые основывались на изучении процесса кристаллизации расплава во вращающейся форме на специально созданном оборудовании. Полученные математические модели использовали для создания промышленно-исследовательских машин разных конструкций, на которых оценивалась работоспособность и надежность узлов оборудования и связанные с этим сложности в управлении технологическим процессом. В результате экспериментов установлено, что при литье массивных заготовок наиболее эффективны машины с вертикальной осью вращения, а мелких – с горизонтальной.

В условиях центробежного литья исследовали особенности кристаллизации валков из различных сплавов. Установили взаимосвязи между химическим составом, условиями формирования и свойствами валков, которые позволили прогнозировать качество и уровень служебных свойств прокатного инструмента [7]. С учетом этих разработок проводили выбор температурных и временных параметров центробежного литья [8]. Результаты выполненных экспериментов показали, что расширить пределы продолжительности выдержки между

заливками порцій рабочего слоя и сердцевины, а также снизить вероятность появления несвариваемости позволяет применение флюсов [9]. На основе выполненных исследований был разработан технологический процесс получения двухслойных валков из разнородных сплавов, соответствующий экологическим показателям и современным требованиям к качеству и надежности прокатного инструмента [10].

В ходе экспериментов большое внимание уделялось конструкции литейных форм. Были разработаны теплоизоляционные покрытия, сохраняющие свою прочность при продвижении расплава во вращающемся кокиле. Определены их эффективные величины для валков различных типоразмеров. При этом установлено, что скорость кристаллизации регулируется величиной слоя теплоизоляционного покрытия кокиля. Ее увеличение повышает теплосопrotивление формы, что тем самым снижает скорость кристаллизации металла и уровень твердости рабочего слоя валка. С другой стороны, они зависят от массы отливки. Установлено, что с увеличением ее диаметра скорость кристаллизации и твердость рабочего слоя снижаются [7, 8]. В связи с этим значительный интерес представляет характер изменения служебных свойств валков в зависимости от величины теплоизоляционного покрытия формы разного размера.

Целью настоящей работы являлись исследования совместного влияния величины слоя теплоизоляционного покрытия кокиля и диаметра отливки на формируемый при литье уровень твердости рабочего слоя валков.

Для реализации этого эксперимента анализировали валки с фиксированными величинами: содержания химических компонентов в рабочем слое, температуры заливки его металла и времени выдержки между ним и сердцевиной. Исследуемые отливки отличались диаметром ($D_{отл} = 695 - 850$ мм) и величиной теплоизоляционного покрытия ($\delta_{покр} = 2,5 - 3,5$ мм). Такой интервал значений $\delta_{покр}$ обусловлен требуемым уровнем твердости рабочего слоя валка. То есть для изготовления валков с твердостью более 70 HS увеличение слоя покрытия кокилей не целесообразно (рис. 1). Измерения твердости проводили на образцах, отобранных от верхних торцов бочек валков исследуемой группы.

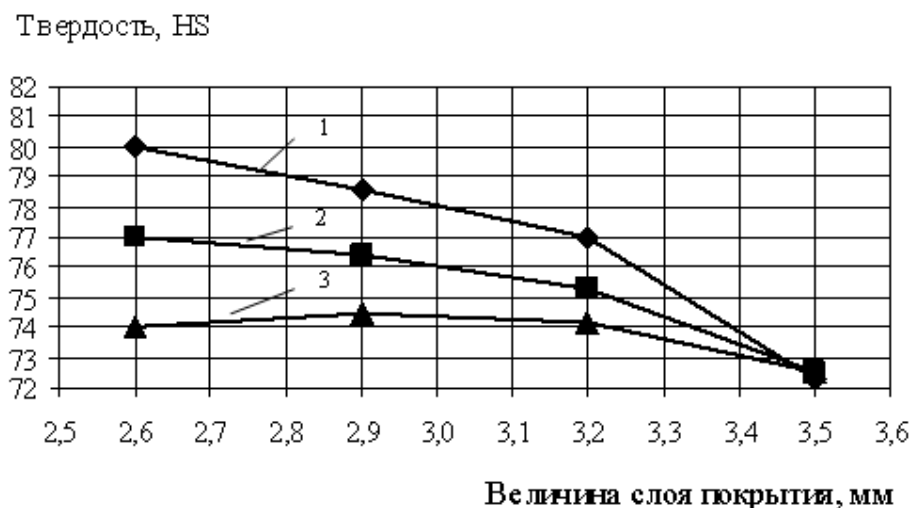


Рис. 1. Влияние величины слоя теплоизоляционного покрытия на уровень твердости рабочего слоя отливок: 1 – $D_{отл} = 695$ мм; 2 – $D_{отл} = 730$ мм; 3 – $D_{отл} = 850$ мм

В результате анализа получено, что уровень твердости отливок с большим диаметром в меньшей степени зависит от величины слоя теплоизоляционного покрытия (см. рис. 1). Так, в исследуемом интервале значений при увеличении величины покрытия снижение уровня твердости валков $D_{отл} = 850$ мм меньше в 2 раза, чем у изделий $D_{отл} = 695$ мм.

При этом установлено, при одинаковой величине слоя теплоизоляционного покрытия кокиля уровень твердости на отливках меньшего диаметра значительно выше, чем на валках большего размера. Следовательно, действие размера отливки усиливает отрицательное влияние величины слоя теплоизоляционного покрытия на уровень твердости.

Анализ показаний в исследуемом интервале значений позволил построить модель, описывающую влияние величины слоя теплоизоляционного покрытия кокиля и диаметра отливки на уровень твердости:

$$HS=74,05 - 0,83D_{отл} - 1,63\delta_{покр} + 1,25D_{отл}\delta_{покр}, \quad (1)$$

На основе результатов экспериментов, после вычисления коэффициентов модели и проверки их на значимость, было получено следующее уравнение регрессии:

$$HS=74,05 - 1,63\delta_{покр} + 1,25D_{отл}\delta_{покр}, \quad (2)$$

Из полученных уравнений (1–2) следует, что влияние диаметра отливки в выбранном интервале варьирования не значимо ($b_1 = -0,83$). Действие второго фактора наиболее значимо ($b_2 = -1,63$). Коэффициент b_2 имеет знак «минус», что значит – с увеличением величины слоя теплоизоляционного покрытия кокиля скорость охлаждения и твердость снижается. При достижении этого фактора верхнего уровня (+1) или $\delta_{покр} = 3,5$ мм это снижение составит 1,63 HS. Уровень твердости повышается на 1,63 HS, если величина слоя теплоизоляционного покрытия составляет 2,5 мм (фактор находится на нижнем уровне (-1)).

Парное взаимодействие величины слоя теплоизоляционного покрытия и диаметра отливки также значимо ($b_{1,2} = 1,25$). Максимальное повышение уровня твердости (2,88 HS) наблюдается, если оба фактора находятся на нижнем пределе. При минимальной величине покрытия и максимальном диаметре он повышается только на 0,38 HS. Уровень твердости снижается, если оба фактора находятся на верхнем уровне. Максимальное его снижение наблюдается при $\delta_{покр} = 3,5$ мм (+1) и $D_{отл} = 695$ мм (-1).

Среднее значение твердости для валков в исследуемом интервале факторов составило 74,05 HS.

Адекватность уравнения подтверждена проверкой с помощью критерия Фишера, следовательно, модель прогнозирует результаты эксперимента в выбранной области факторов с требуемой точностью.

ВЫВОДЫ

1. Производство прокатных валков, стойких к износу и поломкам, возможно путем применения высокоэффективных материалов и создания специальной технологии изготовления. При этом установлено, что центробежное литье предпочтительнее других методов. Разработка такой технологии и создание специального оборудования основывались на экспериментальных и теоретических исследованиях особенностей кристаллизации валков из различных сплавов. Определение взаимосвязей между технологическими параметрами и свойствами отливок позволило управлять качеством прокатного инструмента согласно требованиям заказчиков.

2. В ходе экспериментов выявлено, что скорость кристаллизации и уровень твердости регулируется величиной слоя теплоизоляционного покрытия кокиля. С другой стороны, они

зависят от массы отливки. Установлено, что увеличение каждого из этих факторов снижает скорость кристаллизации металла и уровень твердости рабочего слоя валка.

3. Исследования совместного влияния величины слоя теплоизоляционного покрытия кокиля и диаметра отливки на твердость рабочего слоя валков показали, что ее уровень на заготовках $D_{отл} = 850$ мм меньше в 2 раза зависит от толщины покрытия, чем у изделий $D_{отл} = 695$ мм. При этом действие размера отливки усиливает отрицательное влияние величины слоя теплоизоляционного покрытия на уровень твердости.

4. Методом планирования эксперимента выявлено, что влияние диаметра отливки на уровень твердости подавляется скоростью кристаллизации, зависящей от теплоизоляционного покрытия. Регулируя его толщину, можно изменять твердость от 72 HS до 76 HS. При этом установлено, что этот фактор действует отрицательно: с его увеличением уровень твердости снижается. Это свойство поддается регулированию и при парном взаимодействии диаметра отливки с $\delta_{покр}$, но сила влияния такого взаимодействия менее существенная. В этом случае твердость регулируется в пределах 73–75 HS.

5. Вследствие постоянно возрастающих требований потребителей к эксплуатационной стойкости прокатного инструмента научно-исследовательские работы по усовершенствованию технологии получения валков и разработке новых более эффективных материалов для их изготовления актуальны и будут представлены в последующих публикациях.

ЛИТЕРАТУРА

1. Будагьянц Н. А. Пути повышения качества рабочего слоя в двухслойных прокатных валках / Н. А. Будагьянц, Н. А. Жижкина, Ю. В. Дяченко // *Материалы ежегодной Международной научно-технической конференции «Прогрессивные технологии в машиностроении» (Одесса, 2000)*. – К.: изд-во «Ассоциация технологов и машиностроителей Украины», 2000. – С. 22–23.
2. Левье Р. Чугуны, применяемые при производстве прокатных валков: просп. / Р. Левье, Ж. Веркен // *Шеван-Кетен. Франция, 1986*. – 45 с.
3. Инестан К. Новые типы валков с высокими эксплуатационными показателями / К. Инестан, М. Гроунис // *Iron & Steel Engineering*. – 1974. – April. – 35 с.
4. Дуган Дж. Критическое сравнение валков, отлитых в стационарные формы, с валками, отлитыми центробежным способом. Сравнение способов отливки в производстве рабочих валков / Дж. Дуган, Ан. Бигги // *Просп. INNSE. Италия, 1985*. – 15 с.
5. Высококачественные центробежнолитые валки и методы центробежного литья фирмы «Хитачи киндзоку»: просп. / Хитачи киндзоку. Япония. – Т. – 1987. – 20 с.
6. Juntaro H. Centrifugal Casting of Composite Rolls for Steel Mills / H. Juntaro, F. Masahiro, N. Yoshihiro // *Materials of 35 Congress International Foundries*. – Токио: Japan Foundry men's Society, 1968. – Vol. a/35–b/35. – P. 1–9.
7. Жижкина Н. А. Влияние химического состава и скорости кристаллизации на структуру и свойства рабочего слоя двухслойных валков / Н. А. Жижкина, Н. А. Будагьянц // *Ресурсозберігаючі технології виробництва та обробки тиском матеріалів у машинобудуванні: Зб. наук. пр.* – Луганськ: СНУ. – 2001. – С. 222–227.
8. Будагьянц Н. А. Исследование влияния технологических параметров на служебные свойства прокатных валков / Н. А. Будагьянц, Н. А. Жижкина // *Технологические системы*. – 2001. – № 2. – С. 58–59.
9. Будагьянц Н. А. Обеспечение надежности свариваемости при литье двухслойных валков / Н. А. Будагьянц, Н. А. Жижкина // *Теория и практика металлургии*. – 1999. – № 6. – С. 53–55.
10. Пат. 2148471 РФ, МКИ 7 В 22 D 13/02. Способ центробежного литья двухслойных прокатных валков с рабочим слоем из высоколегированного чугуна / Н. А. Будагьянц, В. И. Кондратенко, Ю. В. Дяченко, Н. А. Жижкина и другие (Украина). – № 98114937; Заявл. 30.07.1998; Опубл. 10.05.2000, Бюл. № 13. – 6 с.
11. Воздвиженский В. М. Литейные сплавы и технология их плавки в машиностроении / В. М. Воздвиженский, В. А. Грачев, В. В. Спасский. – М.: Машиностроение, 1984. – 431 с.

УДК 621.745.5:669.15/26

Бурнашев В. Р.

ПЛАЗМЕННО-ДУГОВАЯ ГАРНИСАЖНАЯ ПЛАВКА ФЕРРОСПЛАВОВ И ЛИГАТУР

Большинство редких металлов характеризуется высокой химической активностью и тугоплавкостью. Поэтому для их выплавки и литья необходимы следующие условия: отсутствие взаимодействия с материалом тигля и компонентами воздуха; высокоинтенсивный источник нагрева. Появление большого количества специальной техники предопределило перспективность применения плазменно-дуговой гарнисажной плавки в медном водоохлаждаемом тигле. Она обладает всеми вышеперечисленными свойствами для переработки таких отходов.

Переплавление отходов специальной техники в различные ферросплавы и лигатуры представляется наиболее выгодным видом переработки по многим причинам. Прежде всего, в этом случае возможна одностадийная переработка сложнелегированных сплавов в готовый продукт, потребность в котором в металлургической промышленности неизменно высока. Во-вторых, при производстве ферросплавов и лигатур могут быть снижены основные параметры процесса. Например, температуры, необходимые для производства ферровольфрама, ферромolibдена, феррониобия заметно ниже, чем для переplавки соответствующих металлов.

Анализ некоторых физических и технологических свойств тугоплавких металлов, приведенных в работах [1–3], позволяет сделать следующие выводы.

Представленные металлы отличаются друг от друга физическими и технологическими свойствами. Если вольфрам обладает самой высокой температурой плавления – 3380 ± 40 °С, минимальным коэффициентом линейного расширения, низкой жидкотекучестью и упругостью пара, то хром плавится при температуре 1875 ± 5 °С, обладает максимальным коэффициентом линейного расширения и очень высокой упругостью пара. Молибден и ниобий находятся по своим свойствам посередине в ряду тугоплавких металлов [2]. Титан обладает наиболее высокой жидкотекучестью и минимальным коэффициентом усадки.

Прослеживается также явная зависимость температуры плавления хрома, ниобия и титана от давления в рабочем пространстве печи [4]. В промышленных условиях [5] плавка тугоплавких металлов производится в медных или графитовых охлаждаемых тиглях.

Известно также, что в основном плавку тугоплавких металлов проводят на постоянном токе. При горении электрической дуги постоянного тока примерно 70 ÷ 85 % выделяемого тепла концентрируется на аноде [5]. По этой причине в литейной плазменно-дуговой печи ванна жидкого металла являлась анодом. Это обеспечивало повышение температуры жидкого металла.

Целью данной работы являлось разработка технологии получения ферросплавов и лигатур методом плазменно-дуговой гарнисажной плавки в медном водоохлаждаемом тигле.

В полупромышленном масштабе гарнисажная плавка тугоплавких металлов используется несколько десятков лет и по этой технологии получают фасонные отливки превосходного качества. Необходимое условие метода – сохранение тонкой защитной оболочки или гарнисажа из застывшего на стенке тигля металла при дальнейшем ведении плавки. Толщина оболочки гарнисажа зависит от температуры плавления металла, его теплопроводности и степени перегрева расплава перед разливкой.

При гарнисажной плавке в медном водоохлаждаемом тигле металл можно поддерживать в жидком состоянии столько, сколько необходимо для его очистки без опасения загрязнять его примесями из тигля.

Исследования проводились на установке УПГ-1л [3], оснащенной четырьмя плазмотронами ПДМ-7 конструкции ОКТБ ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ. Расстояние от среза сопла до исследуемого материала поддерживалось 40 мм. Эксперименты начинали с того, что загружали шихту в медный водоохлаждаемый тигель емкостью 1000 см³. Затем вакуумировали печь, заполняли камеру аргоном до давления $1 \cdot 10^{-1}$ МПа. В работе использовался чистый газообразный аргон по ГОСТ 10157-79 и гелий. Расход плазмообразующего газа контролировали ротаметрами – общий по РС-5, на каждом плазмотроне по РС-3.

Смесь шихтовалась следующим образом. Для ферротитана: Ti – 70 %, Fe – 30 %; для феррониобия: Nb – 55 %, Fe – 45 %; для ферромолибдена: Mo – 50 %, Fe – 50 %.

В качестве основы ферросплавов использовалась следующая шихта: титановая листовая обрезь ВТ1-0 и ВТ-6, листовая обрезь ниобиевого сплава марки 5НВЦ и 2НВЦ, молибденовая стружка и обломки экранов марки МС и МЧ.

Суммарная сила тока плазмотронов варьировалась от 1600 до 2000 А. Шихта расплавлялась и при радиальном расположении плазмотронов перемешивалась. Выдержка после расплавления для ферротитана составила 15 минут, для ферромолибдена и феррониобия – 20–25 минут. В результате были получены образцы ферротитана, феррониобия (рис. 1) и ферромолибдена.



Рис. 1. Внешний вид полученных образцов ферросплавов: а – гарнисаж ферротитана; б – гарнисаж феррониобия

Объем ванны был постоянным. При этом производительность переплава составила:

- 16 кг/ч для феррониобия при удельном расходе электроэнергии 5 кВт·кг, аргона – 0,12 м³/кг;
- 15 кг/ч для ферромолибдена при удельном расходе электроэнергии 4 кВт·кг, аргона – 0,12 м³/кг;
- 20 кг/ч для ферротитана при удельном расходе электроэнергии 2,5 – 3 кВт·кг, аргона – 0,12 м³/кг.

Сравнение химического состава ферросплавов, полученных методом ПДГП, и ферросплавов, выпускаемых по ГОСТ 4759-79 показало, что ферросплавы, полученные в плазменно-дуговой печи наименее загрязнены различными примесями, в том числе кремнием, углеродом и др. (табл. 1). Это привело к снижению их температуры плавления. Этот показатель является одним из самых важных при выплавке и легировании различных сталей и сплавов. Полученные результаты исследований делают привлекательным процесс плазменно-дуговой гарнисажной плавки при получении ферросплавов тугоплавких металлов.

Таблица 1

Состав стандартных ферросплавов и полученных методом ПДГП

Ферросплав	Содержание элементов, % масс.									Примечание
	Nb	Ta	Ti	Mn	Al	Si	Sn	Fe	C	
ГОСТ 475979	Сумма 58		1,5 1,5 8	- - -	3,0 3,0 5,0	1,5 1,5 1,5	- - -		0,1 0,1 0,2	T _{пл}
Получен ПДГП FeNb	55	-	-	-	0,25	0,3	-	Ост.	0,1	1500÷ 1550
Ферро- молибден	Mo	W	P	Cu	As	Si	Sb	Sn	C	T _{пл}
ФМ1	58	0,1	0,05	0,5	0,03	0,8	0,02	0,015	0,1	1800
ФМ3	55	1	0,2	2,5	0,1	2,0	0,10	0,10	0,2	1850
ГОСТ 4759-79										
Получен. ПДГП	55	0,15		-	-	0,25	-	-	0,1	1750 1800
Ферротитан	Ti	W	P	Cu	Mo	Zr	Отно- сит. Al Ti	Sn	C	Относит. Si Ti
TiB	>60	0,6	0,05	0,3	0,6	0,6	0,07	0,1	0,2	0,012
TiB1	<60	3,0	0,05	0,5	2,5	2,0	0,1	0,15	0,4	0,02
Пол. ПДГП	70,2	0,01	-	-	0,1	-	-	-	0,15	-

В условиях ПДГП возможно также получение лигатур из металлов с различными физико-химическими свойствами, например, комплексные лигатуры на основе никеля с добавками гафния, церия, циркония алюминия, иттрия, или на основе алюминия – с добавками гафния, циркония, церия; на основе титана – с добавками алюминия и хрома. Примером такого типа лигатур являются сплавы никеля с элементами IV-й группы

Известно, что элементы IV-й группы являются сильными нитридообразующими элементами. С другой стороны, активность азота в плазме чрезвычайно высока. Поэтому при проведении плавки обращалось внимание на глубину откачки рабочей камеры, полноту её промывки аргоном и контроль за чистотой плазмообразующего газа. Такие условия эксперимента выбирались для предотвращения образования в расплаве нитридов и снижения расхода легирующих элементов.

Определение потерь при выплавке осуществлялось для всех элементов, входящих в лигатуру. Материальный баланс плавки позволил определить расходные коэффициенты: для никеля – 1,015; для циркония – 1,27; для гафния – 1,049; для церия – 1,15; для алюминия – 1,25; для иттрия – 1,04 [6]. После выплавки лигатуры определяли её химический состав (табл. 2). Полученные расходные коэффициенты можно использовать на практике для расчета шихты при выплавке комплексных лигатур на никелевой основе с редкими и редкоземельными металлами.

Практика применения лигатур свидетельствует о необходимости учета при оценке их качества не только химического состава, но и физических свойств. Речь идет, прежде всего, о температуре плавления и плотности, которые в значительной мере определяют эффективность легирования стальной ванны [7].

В настоящей работе были проведены замеры температуры плавления лигатур. Эти измерения позволили установить, что с увеличением в составе лигатур редких и редкоземельных металлов до 40 % температура их плавления повышается на 150...200 °С (табл. 2).

Таблица 2

Состав и некоторые свойства комплексных лигатур на никелевой основе

№ лигатуры	Химический состав, % масс.						Степень усвоения, %					Содержание газов, % объема		Плотность, г/см ³	Температура плавления, °С
	Ni	Zr	Hf	Ce	Yt	Al	Zr	Hf	Ce	Yt	Al	O	N		
1	70	15	7	7	0,5	0,5	79	99	83	100	60	0,049	0,012	8,672	1220..1300
	–	11,9	6,9	5,8	0,5	0,3									
2	60	15	15	7	1,5	1,5	61	97	81	–	100	0,047	0,013	8,649	1350..1400
	–	9,1	14,6	5,7	–	1,6									
3	50	20,7	14,6	11	2	2	66	92	97	90	75	0,045	0,015	8,427	1420..1450
	–	13,7	13,5	10,7	1,8	1,5									

Примечание: в знаменателе указан фактический состав, в числителе – расчетный.

Плотность лигатуры не должна существенно отличаться от плотности легируемого металла. Определено, что с увеличением в составе лигатуры редких и редкоземельных металлов её плотность несколько снижается (табл. 2), однако находится в пределах плотности основы лигатуры – никеля.

ВЫВОДЫ

Проведенные исследования подтвердили перспективность использования плазменно-дуговой гарнисажной плавки для получения ферросплавов из тугоплавких металлов и комплексных лигатур с редкими и редкоземельными металлами. Качество и свойства полученных лигатур удовлетворяют требованиям производства.

ЛИТЕРАТУРА

1. Зеликман А. Н. *Металлургия редких металлов* / А. Н. Зеликман. – М.: *Металлургия*. – 1980. – 328 с.
2. Гуляев Б. Б. *Литье из тугоплавких металлов* / Б. Б. Гуляев, О. Н. Магницкий, Л. А. Демидова. – М.: *Машиностроение*. – 1964. – 292 с.
3. Бурнашев В. Р. *Плазменно-дуговая гарнисажная плавка и литье тугоплавких металлов и сплавов* / В. Р. Бурнашев, М. Л. Жадкевич, В. А. Шаповалов // *ПроСЭМ*. – 2002. – № 2. – С. 35–38.
4. *Физические величины: Справочник* / А. П. Бабичев, Н. А. Бабушкина, А. М. Братковский и др.; под ред. И. С. Григорьева, Е. З. Мейлихова. – М.: *Энергоатомиздат*, 1991. – 1231 с.
5. Неустроев А. А. *Вакуумные гарнисажные печи* / А. А. Неустроев, Г. Л. Ходорковский. – М.: *Металлургия*, 1967. – 212 с.
6. Латаш Ю. В. *О возможности применения плазменно-дуговой гарнисажной плавки для выплавки комплексных лигатур из химически активных металлов* / Ю. В. Латаш, Г. Ф. Торхов, В. Р. Бурнашев // *ПроСЭМ*. – 1993. – № 2. – С. 39–43.
7. *Изучение свойств ферросплавов и лигатур для микролегирования и раскисления сталей* / В. С. Игнатъев, В. А. Вихлевицук, В. М. Черногорецкий, В. П. Пиптюк, В. С. Тхоревский, Л. В. Коловой // *Изв. Вуз. Черная металлургия*. – 1988. – № 6. – С. 37–42.

УДК 669.714.004.3

Гнатушенко А. В., Биктагиров Ф. К., Шаповалов В. А., Игнатов А. П.

ПЕРЕРАБОТКА АЛЮМИНИЕВОЙ СТРУЖКИ В СОЛЕВЫХ РАСПЛАВАХ

Вовлечению в оборот вторичных ресурсов, в том числе лома и отходов алюминия и его сплавов, уделяется особое внимание. Среди алюминиевых отходов значительную долю составляют мелкие отходы, в том числе стружка. Последняя, ввиду наличия на ее поверхности пленки оксида алюминия и остатков смазочно-охлаждающей жидкости (СОЖ), а также незначительной ее толщины и низкой насыпной массы, представляет наибольшую сложность для утилизации. Переработка стружки в наиболее распространенных для плавки алюминия отражательных и индукционных печах характеризуется значительными потерями на угар. Кроме того, металл загрязняется водородом и неметаллическими включениями и зачастую требуется дополнительное его рафинирование [1, 2].

В современном производстве очистку алюминиевых расплавов осуществляют различными методами: отстаиванием, продувкой инертными и активными газами, фильтрованием через сетчатые и зернистые фильтры, вакуумированием, наложением вибрационных и ультразвуковых колебаний, обработкой хлористыми солями и флюсами, электрофлюсовым рафинированием (ЭФР). Последний способ, по мнению некоторых авторов [3, 4], является одним из наиболее эффективным по степени рафинирования от неметаллических включений и газов В табл. 1 в качестве примера дан сравнительный анализ методов рафинирования сплава АМг6, который подтверждает вышесказанное [3].

Таблица 1

Влияние различных методов рафинирования на загрязненность сплава АМг6

Показатели качества металла	Методы рафинирования				
	Традиционные	Вакуумирование	Продувка газом	Комплексные методы	ЭФР
Содержание водорода, см ³ /100 г	0,5-0,7	0,25-0,35	0,25-0,35	0,25-0,35	0,26-0,38
Объем пористости, %	0,6-0,7	0,2-0,3	0,3-0,4	0,2-0,3	0,2-0,3
Содержание неметаллических включений, балл	3	2	3-4	1-2	1

При электрофлюсовом рафинировании осуществляется обработка жидкого металла при разливе его через слой расплавленного флюса. В качестве флюса обычно используются расплавы хлоридов и фторидов в различных сочетаниях. Ввиду того, что при этом температура расплавленного флюса превышает температуру плавления алюминия, такое рафинирование можно совместить с плавлением металла в слое флюса. Стружка, имея развитую поверхность и небольшую толщину, как раз и является удобным материалом для плавки в слое перегретого флюса. Хлориды (соли) в жидком состоянии являются хорошими проводниками и их нагрев наиболее предпочтительно осуществлять за счет выделения джоулевого тепла в расплаве при прохождении через него электрического тока.

Целью работы было изучить технологию переработки алюминиевой стружки путем ее переплава в расплавленных солях, подогреваемых подводимым к флюсовой ванне током.

Освоенная технология заключается в следующем. В футерованной огнеупорным материалом емкости (тигле) с помощью токоподводов, подключенных к источнику питания (трансформатору), из хлоридов щелочных и щелочноземельных металлов наводится флюсовая (солевая) ванна. В перегретый до нужной температуры солевой расплав сверху постепенно подается алюминиевая стружка, которая погружается в флюсовую ванну и плавится в ней, скапливаясь в жидком виде в нижней части тигля (рис. 1).

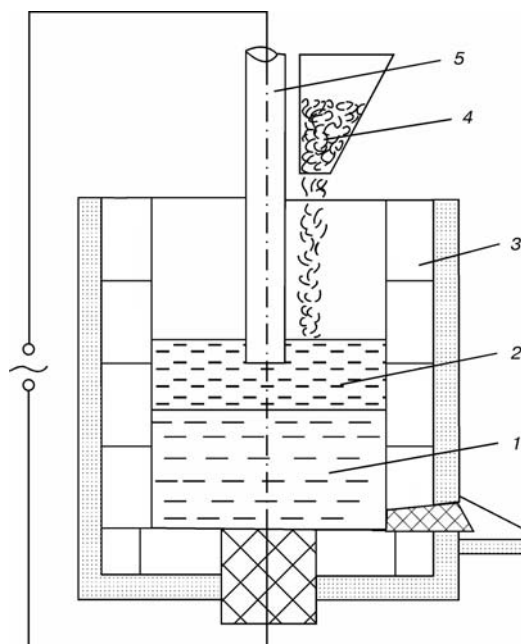


Рис. 1. Схема переработки алюминиевой стружки в солевом расплаве:

1 – металлическая ванна; 2 – солевой расплав; 3 – огнеупорный тигель; 4 – бункер со стружкой; 5 – верхний токоподвод

По мере необходимости алюминий периодически сливается в литейную форму через лоток. Достоинством данной технологии является то, что стружка плавится погружаясь в солевой расплав без контакта с окружающей атмосферой, что позволяет до минимума свести потери металла на окисление и угар. А возможность при таком способе нагрева за счет изменения подводимой к шлаковой ванне тока и напряжения в широких пределах варьировать составом и температурой солевой ванны обеспечивает эффективное рафинирование металла от газов и неметаллической составляющей, в том числе оксидной пленки. Оборудование для реализации данной технологии отличается простотой в управлении и обслуживании, оно компактно и требует сравнительно небольших капитальных затрат.

Исследований по плавке в солевых расплавах выполнялись как с чистым алюминием, так и его сплавами. Одними из наиболее распространенных алюминиевых сплавов являются поршневые сплавы системы Al–Si–Cu, в частности сплав АК12М2MgH (АЛ25). Полное использование стружки данного сплава для изготовления поршней, в том числе ввиду наличия в нем таких дорогостоящих легирующих как медь и никель, экономически привлекательно. Особенно если осуществлять переработку стружки непосредственно вблизи мест ее скопления без значительных транспортных расходов.

Эксперименты проводились в плавильной емкости (тигле), состоящем из стального сварного кожуха футерованного изнутри огнеупорным материалом. Для выпуска металла в нижней части тигля имелось сливное отверстие. Размеры рабочего пространства тигля:

диаметр 400 мм, высота – 460 мм. Схема питания печи однофазная одноэлектродная с донным токоподводом. В качестве верхнего токоподвода использовался нерасходуемый водоохлаждаемый металлический электрод с графитовым наконечником диаметром 150 мм. Слив металла осуществлялся в специально подготовленные чугунные изложницы.

Первоначально использовалась стружка двух видов – сухая и загрязненная остатками СОЖ (табл. 2).

Таблица 2

Химический состав и состояние алюминиевой стружки

№ партии	Состояние стружки	Содержание компонентов, %								
		Si	Cu	Mg	Ni	Mn	Ti	Fe	Zn	Al
1	Сухая	10,5	1,6	1,3	0,85	0,3	0,056	0,6	0,5	ост.
2	Загрязненная	10,1	3,1	0,8	0,8	0,4	0,06	0,75	0,5	ост.
	Требования на сплав АЛ25	10–13	1,5–3,0	0,8–1,3	0,8–1,3	0,3–0,6	0,05–0,2	≤ 0,8	≤ 0,5	ост.

В табл. 3 приведены данные переплава указанной стружки в солевом расплаве на основе хлорида натрия. Выбор NaCl в качестве флюса связан с тем, что он имеет подходящую для переработки алюминия температуру плавления – 804 °С и плотность при температуре плавления – 1,5 кг/дм³. В случае необходимости небольшие добавки ряда других хлоридов, в частности KCl, позволяет снизить температуру плавления солевой смеси. Хлорид натрия широко распространенный и сравнительно дешевый материал и легко поддается утилизации после использования.

Таблица 3

Результаты переработки алюминиевой стружки

№ п/п	Номер партии переплавляемой стружки	Содержание компонентов, %									Выход годового, %	[H], см ³ /100 гр.	Примечание
		Si	Cu	Mg	Ni	Mn	Ti	Fe	Zn	Al			
1	1	10,5	1,55	0,7	0,8	0,3	0,06	0,5	0,5	ост.	94-96	0,42	
2	1	10,3	1,6	1,2	0,95	0,33	0,06 3	0,7	0,5	ост.	94-96	0,41	Добавка Mg-содерж. компон.
3	2	10,2	3,2	0,25	0,85	0,5	0,06	0,8	0,5	ост.	78-80	0,88	
4	2	10,1	3,1	1,3	0,86	0,38	0,05 5	0,7	0,5	ост.	78-80	0,82	Добавка Mg-содерж. компон.

Как видно, химический состав получаемого металла соответствует исходному за исключением магния, содержание которого может быть в 2–3 раза ниже первоначального. Связано это с тем, что все остальные легирующие элементы в ряду активности стоят правее алюминия и в случае растворения в солевой ванне полностью восстанавливаются в металл. Для исключения же потерь магния необходимо повышать его активность во флюсе. Согласно расчетам и экспериментальным данным при введении в состав флюса магнийсодержащих компонентов (хлорид, фторид или карбонат магния) в количестве 10–15 % угар магния удается предотвратить. Более того, можно даже долегировать магнием металл сверх исходного, поддерживая содержание магнийсодержащих компонентов в солевом расплаве на определенном уровне. Приведенные в табл. 3 и на рис. 2 данные подтверждают сказанное.

Проведенные исследования показали, что качество получаемого металла во многом зависит от состояния исходной стружки. При переплаве загрязненной СОЖ стружки не только пониженный выход годного (отношение массы полученного металла к массе переплавленной стружки), но и повышенное содержание водорода в металле (табл. 3).

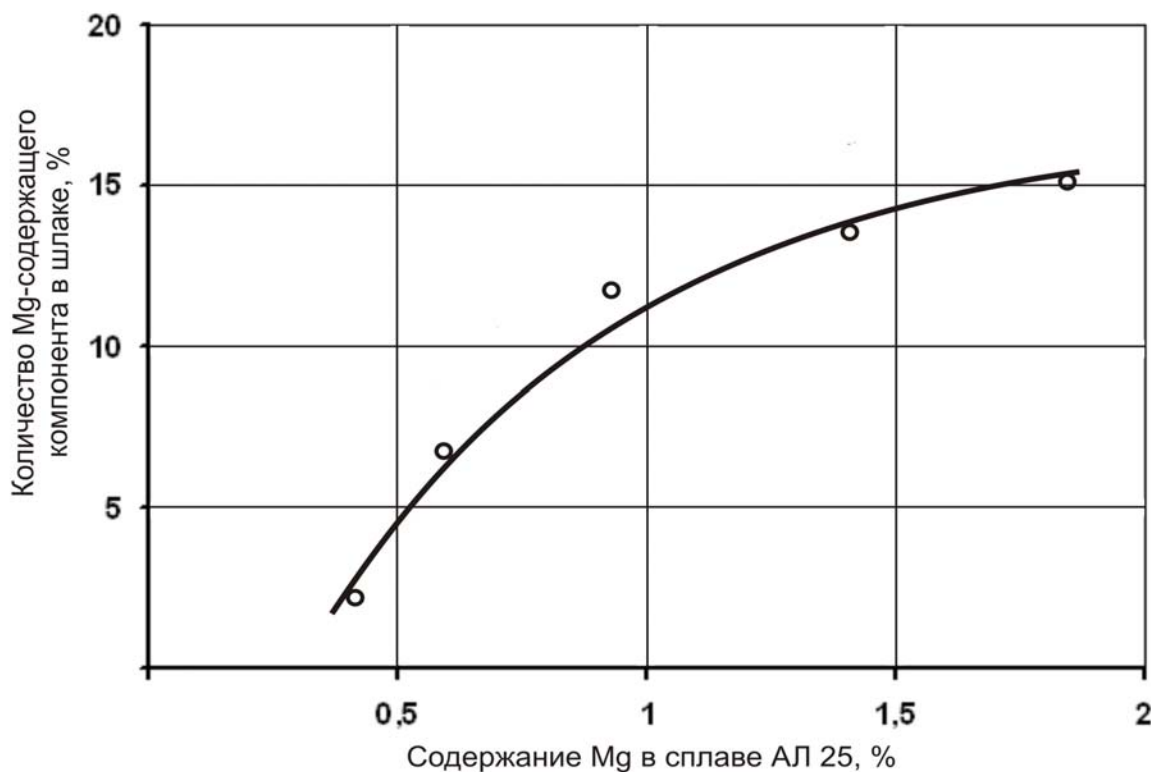


Рис. 2. Зависимость между концентрациями магния в алюминиевом сплаве и магнийсодержащих компонентов в солевой ванне

Низкий выход годного объясняется тем, что потери при прокатке загрязненной стружки составляют до 15 %, в то время как сухой стружки 2–3 %. По мере плавки сильно загрязненной стружки во флюсе постепенно накапливаются различные примеси, в том числе карбиды, что ведет к ухудшению его свойств и нарушению стабильности процесса. Поэтому для обеспечения в нужных пределах вязкости и температуры плавления солевого расплава требуется периодическое его обновление, что приводит к увеличению расхода флюса, либо введения в его состав сравнительно дорогих разжижающих компонентов, например, криолита.

Для рассматриваемого вида плавки на установке, оснащенной трансформатором с установленной мощностью 100 кВа и тиглем (печью) с диаметром плавильного пространства 400 мм, производительность в зависимости от вида стружки (мелкая, средняя, крупная) составляет от 70 до 100 кг/ч при расходе электроэнергии 400–500 кВт/ч на тонну переплавляемого металла. Расход флюса при плавке стружки, незагрязненной смазочно-охлаждающей жидкостью, составляет 10–15 % от массы металла. Металл, полученный при переработке подготовленной стружки (измельченной и просушенной), на изломе имеет мелкокристаллическую структуру, в то время как после переплава той же стружки в индукционной печи для излома характерно крупнокристаллическое строение. Это является следствием более низкого в первом случае содержания в сплаве Al₂₅ газов и неметаллических включений. Так согласно газовому анализу содержание водорода в металле при плавке в солевой ванне находится на уровне 0,40 см³/100г, что является хорошим результатом для металла, полученного из стружки.

Повышение производительности переработки алюминиевой стружки в солевых расплавах можно достичь за счет увеличения размера внутренней полости тигля. Так расчетная производительность плавки при диаметре плавильного пространства 1000 мм составит около 500 кг/ч при расходе электроэнергии до 350 кВт/ч на тонну перерабатываемой стружки.

Подобные исследования и работы проводятся и в других странах, в частности в России. В литературе имеются сведения о переработке в так называемых ионных расплавах (хлориды, фториды, бромиды различных металлов) алюминиевой стружки и мелкого алюминиевого лома, загрязненного различными примесями [5, 6]. Авторы этих работ приводят сведения о возможности за счет выбора соответствующего состава ионного расплава, варьирования его плотностью и температурой плавления, разделять легкие и тяжелые фракции подобных отходов, а также переводить в ионный расплав нежелательные и вредные примеси, добываясь получения чистого металла.

ВЫВОДЫ

Таким образом, выполненные исследования и эксперименты показали, что плавка в солевых расплавах по своим технико-экономическим и металлургическим показателям может быть эффективной для переработки алюминиевой стружки с получения качественных алюминиевых заготовок.

ЛИТЕРАТУРА

1. Демидик В. Н. Переработка алюминиевых отходов / В. Н. Демидик // *Процессы литья*. – 2003. – № 3. – С. 8–12.
2. Еришов Г. С. Высокопрочные алюминиевые сплавы из вторичного сырья / Г. С. Еришов, Ю. Б. Бычко. – М.: «Металлургия», 1979. – 192 с.
3. Флюсовая обработка и фильтрование алюминиевых расплавов / А. В. Курдюмов, С. В. Инкин, В. С. Чулков, Н. И. Графас. – М.: «Металлургия», 1980. – 169 с.
4. Производство отливок из сплавов цветных металлов / А. В. Курдюмов, М. В. Пикунов, В. М. Чурсин, Е. Л. Бибииков. – М.: «Металлургия», 1986. – 416 с.
5. Переработка лома и отходов цветных металлов в ионных расплавах / Г. Ф. Казанцев, Н. М. Барбин, Н. Г. Бродова, Е. А. Ватолин, Г. К. Моисеев. – Екатеринбург: УрО РАН, 2005. – 211 с.
6. Барбин Н. М. Энерго- и ресурсосберегающая солевая электрическая печь для переплава отходов алюминия / Н. М. Барбин, Г. Ф. Казанцев // *Материалы международного семинара. «Экол. и бизнес: трансфер. технол.»*. – М.: Москва, 1995 – 1996. – С. 48–51.

УДК 621.746.7.001

Гресс А. В.

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ СЕГРЕГАЦИИ ПРИМЕСЕЙ В КРИСТАЛЛИЗУЮЩЕЙСЯ НЕПРЕРЫВНОЛИТОЙ БЛУМОВОЙ СТАЛЬНОЙ ЗАГОТОВКЕ

Практически все служебные характеристики металла связаны с процессом его кристаллизации и предопределяются, в первую очередь, явлением макропериодичности распределения примесей в закристаллизовавшейся отливке. Степень ликвации примесей в отливке зависит от скорости передвижения ликватов по двухфазной зоне (ДФЗ) и интенсивности конвективных потоков металла в жидком ядре слитка.

Поскольку физическое моделирование процессов ликвации примесей чрезвычайно сложно и трудоемко ввиду высокой агрессивности и непрозрачности моделируемых сред, чаще всего для их изучения привлекают методы математического моделирования.

В настоящее время накоплен значительный экспериментальный материал по вопросам формирования слитка и непрерывнолитой заготовки, позволяющий делать достаточно обоснованные выводы о применимости той или иной теории кристаллизации, учитывающей явление ликвации примесей. Как правило, в этих теориях различная степень ликвации примесей при кристаллизации сплава объясняется разным для каждой примеси коэффициентом ее распределения между твердой и жидкой фазами. Верность такого утверждения не вызывает сомнений, однако оно не объясняет глубинного характера происходящих при кристаллизации слитка ликвационных явлений, в том числе отмеченного при практических исследованиях несовпадения по фазам характера изменения концентрации ликватов по объему слитка, их взаимного влияния и различной скорости ликвации примесей.

К наиболее современным разработкам в направлении развития теории кристаллизации следует отнести теорию квазиравновесной ДФЗ В.Т. Борисова. В то же время, эта теория и развивающие ее последующие разработки несвободны и от некоторых недостатков, связанных, в первую очередь, с вопросами определения концентрационного состояния слитка. В частности, роль гидродинамического движения жидкости зачастую сводится к увеличению эффективного коэффициента диффузии. Реализация этого допущения переносит положения теории Г.П.Иванцова об экспоненциальном характере распределения примесей и температуры в диффузионном слое на всю ДФЗ, тогда как сейчас уже имеются экспериментальные данные [1], свидетельствующие о существовании в кристаллизующемся расплаве областей с отрицательными температурными градиентами. Кроме того, при имеющихся попытках численной реализации модели квазиравновесной ДФЗ предполагается зависимость сечения жидкой фазы от коэффициента распределения одной какой-либо примеси, в то время как в реальности ликвирует множество компонентов расплава, причем степень ликвации каждого из ликватов зависит от активностей остальных компонентов расплава. Неучет этих явлений неизбежно приводит к появлению несоответствий между результатами экспериментальных и теоретических исследований.

Весьма удачные попытки [2] объяснить появление зональной ликвации массопереносом примесей конвективными потоками жидкого металла предполагают наличие на вершинах дендритов, находящихся у поверхности изоликвидуса, диффузионного пограничного слоя, содержащего повышенное количество ликватов. Считается, что ширина этого слоя зависит от коэффициента диффузии примеси, вязкости расплава, расстояния от начала пограничного слоя, скорости обтекающих потоков [3] и имеет конечные значения (0,3–2,5 мм [4, 5]). В то же время, пространственные координаты ДФЗ при таких исследованиях рассчитываются, чаще всего, согласно теории квазиравновесной ДФЗ, которая, как уже указывалось, предполагает

плавное уменьшение концентрации примесей от поверхности изосолидуса к поверхности изоликвидуса. Возникает вопрос – каким же образом в приповерхностном слое изоликвидуса возникает диффузионный слой? Очевидной причиной тому является термокапиллярный перенос ликватов.

Целью работы являлось разработка математической модели процесса ликвации растворенных в металле примесей.

Нами, с целью исследования процесса ликвации растворенных в металле примесей, при разработке математической модели учитывалось наличие в кристаллизующемся сплаве нескольких видов микрообластей с различным химическим составом (с повышенным содержанием серы, углерода и т. п.). Факт наличия в сплаве таких микронеоднородностей подтвержден работами Г. Н. Еланского, В. А. Кудрина, В. И. Явойского, К. С. Филиппова, В. М. Галкина, П. С. Харлашина и др. Микрообласти отделены друг от друга слоем относительно чистого от примесей расплава и взаимодействуют друг с другом согласно законам межатомных химических взаимодействий. По мере кристаллизации расплава микрообласти, обогащенные примесями, перемещаются в пространстве ДФЗ в результате капиллярного эффекта. Освободившуюся область между дендритами занимает маточный расплав. Различная скорость перемещения ликватов и характер их распределения по сечению слитка объясняется движением в междендритном пространстве ДФЗ соответствующих микрообластей, отличающихся друг от друга физическими свойствами (плотностью, поверхностным натяжением на границе кристалл – жидкость и т.п.), которые, в свою очередь, зависят от энергии межатомного взаимодействия примесей и матрицы.

Физическая, математическая постановка задачи, доказательство адекватности численной модели теплового, концентрационного и термонапряженного состояния отливки реальному процессу ее формирования приведены в работах [6, 7].

В процессе численных исследований моделировали затвердевание непрерывнолитой стальной блюмовой заготовки (половина толщины заготовки, $H = 0,08 - 0,2$ м), содержащей 0,1–0,7 % углерода, 0,02–0,04 % серы, разливаемую на криволинейной МНЛЗ со скоростью V_p в диапазоне 0,1–1,5 м/мин с подачей металла в кристаллизатор с перегревом $\Delta t_{nm} = 10 - 50$ °С над линией ликвидуса и температурой поверхности t_k заготовки на выходе из кристаллизатора в пределах 1000–1250 °С.

Статистическая обработка результатов экспериментов и сравнение с научными данными показали, что динамика изменения температуры поверхности заготовки в пределах бункера зоны вторичного охлаждения удовлетворительно описывается найденной нами зависимостью:

$$t_n = t_{ок} + (t_k - t_{ок})^{1 - \frac{v_p \tau - l_{кр}}{l_{б}}}, R = 0,96, \quad (1)$$

где $t_{ок}$, t_k – соответственно, температура поверхности заготовки в конце бункера ЗВО и на выходе из кристаллизатора; v_p – скорость разливки; $l_{кр}$, $l_{б}$ – длина кристаллизатора и бункера ЗВО, соответственно; τ – время процесса затвердевания выбранного сечения заготовки.

С помощью разработанной нами математической модели ликвации примесей были исследованы тепломассообменные процессы, протекающие, в том числе, в ДФЗ кристаллизующегося слитка. Определено, что распределение примесей в пределах ДФЗ носит волнообразный, а не экспоненциальный характер (рис. 1, здесь: D – доля твердой фазы; $KL = C/C_{cp}$ – индекс ликвации, индекс « cp » – среднее значение величины).

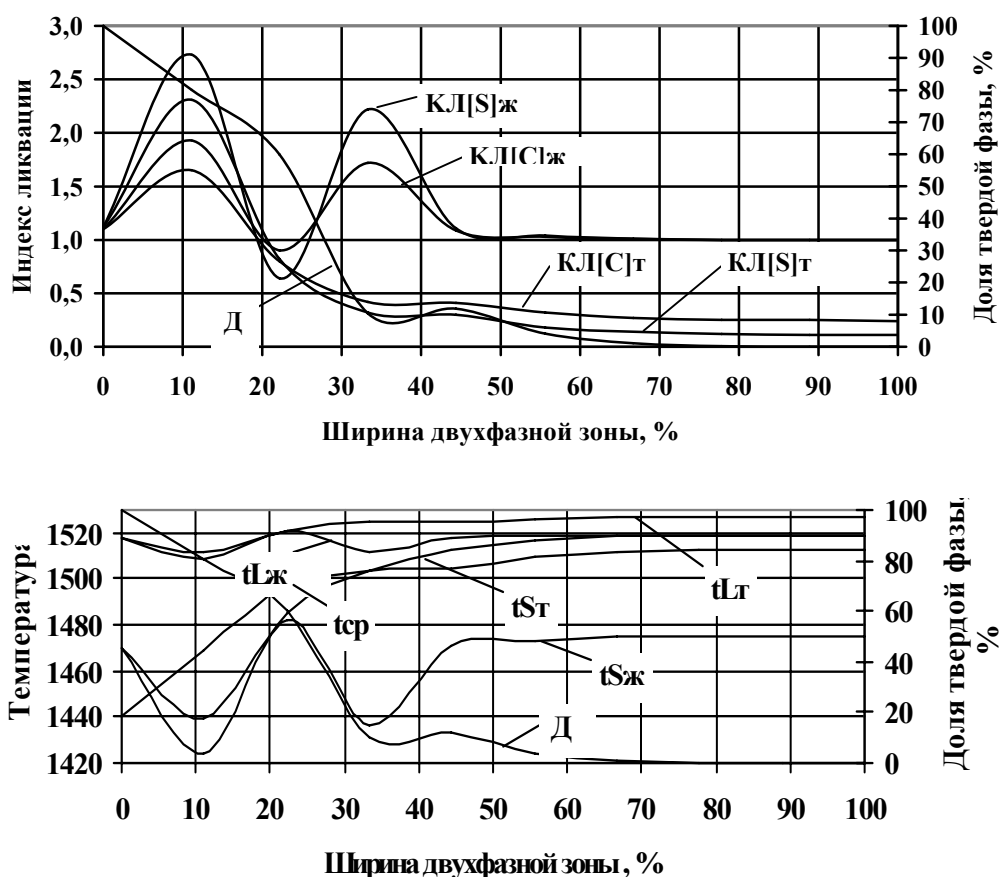


Рис. 1. Распределение расчетных параметров по ширине ДФЗ в заготовке с $[C] = 0,1 \%$ и $[S] = 0,025 \%$

Анализ полученных данных свидетельствует, что высокая локальная концентрация примесей в какой-либо точке ДФЗ приводит к соответствующему понижению величины концентрационного переохлаждения и замедлению скорости кристаллизации. В то же время, наличие участков с относительно небольшим количеством ликватов обуславливает возникновение условий для «внеочередного» затвердевания сплава, связанного с увеличением концентрационного переохлаждения. Соответствующие увеличение доли твердой фазы и уменьшение расстояния между осями дендритов тормозят передвижение ликватов по ДФЗ и способствуют возникновению ликвационных полос. Создание зон с пониженной или повышенной концентрацией ликватов определяет нестабильность содержания примесей и доли твердой фазы во времени и пространстве ДФЗ. Так, например, повышение концентраций примесей на участках с ранее относительно увеличенной доли твердой фазы приводит к уменьшению скорости ее роста и соответствующему перераспределению ликватов.

Установлено: 1) скорость перемещения ликватов по ширине ДФЗ и по ходу кристаллизации заготовки не носит равномерного характера; 2) минимумы концентраций примесей в расчетной точке ДФЗ совпадают с максимальной скоростью их перемещения; 3) увеличение скорости передвижения ликватов происходит при отсутствии повышения доли твердой фазы по направлению к изоликвидусу; 4) расположение минимумов и максимумов скоростей передвижения примесей совпадает в пространстве ДФЗ; 5) минимумы индексов ликвации совпадают с минимальной долей твердой фазы, а их максимумы – с максимальной при конечной скорости передвижения ликватов по ДФЗ и, наоборот – при их нулевой скорости.

Исследования упруго-вязкого термонапряженного состояния кристаллизующейся непрерывнолитой заготовки отличаются учетом типоразмера и химического состава заготовки, термоциклирования ее поверхности и условий прохождения слитка по роликовой проводке МНЛЗ. Расчеты напряжений (упруго-пластическая задача) в формирующейся корке заготовки (включая ДФЗ) проводились с учетом эффекта релаксации напряжений. Напряжения в корке под влиянием ферростатического давления при прохождении заготовки по роликовой проводке ЗВО рассчитывались с использованием метода Мора.

С помощью численной модели упруго-вязкого термонапряженного состояния кристаллизующейся непрерывнолитой заготовки, адаптированной в компьютерную модель тепломассообмена и ликвации примесей, определено, что распределение упруго-вязких термических напряжений по толщине корки не носит равномерного характера (рис. 2) из-за неравномерного распределения ликваторов, температуры и влияния роликовой проводки.

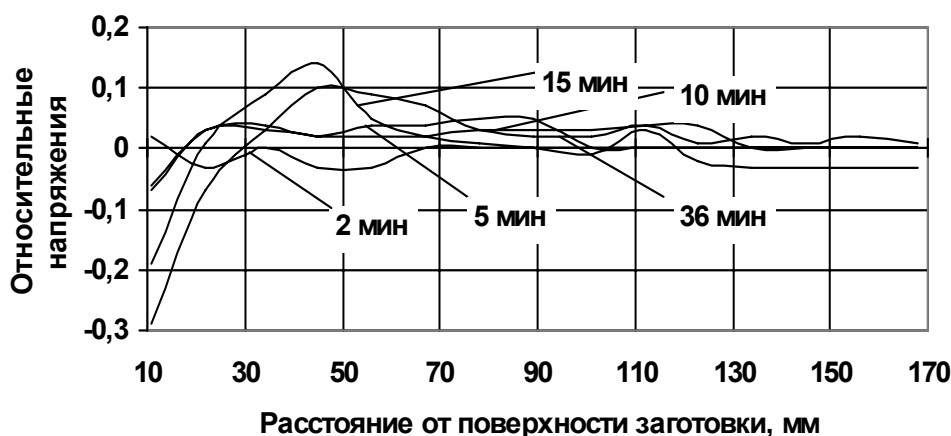


Рис. 2. Распределение термонапряжений по толщине корки заготовки сечением 335 × 400 мм из стали 20 по истечении различного времени процесса кристаллизации

Обработка результатов численных экспериментов позволила установить количественную взаимосвязь между степенью ликвации ($L = (C_{\max} - C_{\min}) / C_{cp}$, индексы «max» и «min» – соответственно, максимальное и минимальное значение величины), средней и максимальной скорости ликвации ($V \cdot 10^5$, м/с) углерода и серы и их содержанием в ковшовой пробе (здесь и далее параметры уравнений расположены в порядке убывания t -критерия).

$$L_C = 0,677 + 0,0485 / [C_{cp}] + 1,84 \cdot 10^{-8} e^{[C_{cp}][Mn_{cp}]/[S_{cp}]}, R \approx 1; \tag{2}$$

$$L_S = 1,851 - 3,92 \cdot 10^{-7} \cdot e^{[C_{cp}][Mn_{cp}]/[S_{cp}]} - 0,079 [Mn_{cp}]^3, R = 0,60; \tag{3}$$

$$V_C^{cp} = 4,386 - 5,575 [C_{cp}] + 2,73 \cdot 10^{-7} e^{[C_{cp}][Mn_{cp}]/[S_{cp}]}, R = 0,72; \tag{4}$$

$$V_S^{cp} = 12,75 - 6,1 e^{[C_{cp}]} + 4,68 e^{[C_{cp}][Mn_{cp}]/[S_{cp}]}, R = 0,71; \tag{5}$$

$$V_C^{\max} = 3,58 + 0,434 / [C_{cp}], R = 0,90; \tag{6}$$

$$V_S^{\max} = 5,975 + 0,693 / [C_{cp}], R = 0,73. \tag{7}$$

Установлено, що причиною несовпадения екстремумов розподілення примісесей в теле сталюого слитка являється різниця швидкостей переміщення ликватів. Визначено, що відношення швидкостей переміщення примісесей не являється постійною величиною і залежить від вихідного хімічного складу сплаву.

$$\frac{V_S^{cp}}{V_C^{cp}} = 1,707 + 0,053 \ln [C_{cp}], R = 0,99. \quad (8)$$

$$\frac{V_S^{\max}}{V_C^{\max}} = 1,594 - 2 \cdot 10^{-17} \frac{[Mn_{cp}]}{[S_{cp}]} + 0,12 [C_{cp}] + 2,76 \cdot 10^{-4} \left([C_{cp}] \frac{[Mn_{cp}]}{[S_{cp}]} \right), R \approx 1. \quad (9)$$

Згідно з рівняннями (8) і (9), при збільшенні вмісту вуглецю швидкість переміщення мікрообластей, багатих серою і маючих більший коефіцієнт поверхневого напруження на границі кристалл – рідина, зростає значуще, ніж багатих вуглеродом. Це призводить до непропорційного накопичення примісесей в локальному об'ємі слитка. Вероятність такого явища зростає по мірі збільшення концентрації вуглецю. Іншими словами, в сталях з підвищеним вмістом вуглецю вероятность несовпадения положення екстремумов концентрацій ликватів зростає.

Сравнение результатов численного эксперимента с результатами анализа макроструктуры литых заготовок позволило установить, что формирование корковой зоны заканчивается с возникновением направленного массопереноса в пределах ДФЗ. Далее формируется зона столбчатых кристаллов. Начало формирования зоны равноосных кристаллов совпадает с моментом прекращения фильтрации примесей через ДФЗ.

Численные исследования зависимости ширины структурных зон ($D_{КЗ}$, $D_{ЗСК}$, $D_{ЗПК}$, %) от содержания углерода и полутолщины заготовки проводились по плану рототабельного центрального композиционного планирования. Статистическая обработка результатов экспериментов позволила найти следующие регрессионные зависимости:

$$D_{КЗ} = 23,218 - 147,82H + 336,354H^2, R = 0,95; \quad (10)$$

$$D_{ЗСК} = 52,685 - 38,116[C] + 22,517[C]^2 + 104,633H^2 - 290,66H, R = 0,99; \quad (11)$$

$$D_{ЗПК} = 27,183 + 35,509[C] + 105,56H^2 - 16,69[C]^2, R = 0,96. \quad (12)$$

Анализ способов влияния на распределение примесей в литой заготовке показал, что уменьшению ликвации способствует применение различных методов перемешивания жидкого металла в лунке заготовке. Установлено, что ликвационные явления весьма уменьшаются при перемешивании металла, например электромагнитном, в промежутки времени, соответствующие формированию на границе выливаемости в ДФЗ области положительной ликвации (рис. 3, без УЭМПМ – штриховые линии, с УЭМПМ – сплошные линии).

Визначено, що кількість пристроїв перемішування і їх розташування на технологічній осі МНЛЗ повинні залежати від хімічного складу сталі, інтенсивності перемішування, сечення заготовки і швидкості її розливу. Наприклад, для умов ДМК знайдено, що отримання якісної заготовки сеченням 400×400 мм з вмістом вуглецю 0,7 %, отримання якісної заготовки сеченням 400×400 мм з вмістом вуглецю 0,7 %, отримання якісної заготовки сеченням 400×400 мм з вмістом вуглецю 0,7 %, отримання якісної заготовки сеченням 400×400 мм з вмістом вуглецю 0,7 %.

серы 0,025 % и скоростью разливки 0,5 м/мин требует работы УЭМПМ на 2,4–17,5 и с 32 мин процесса кристаллизации. Уменьшение углерода до 0,1 % при тех же условиях требует работы УЭМПМ на 1–36,7 и с 39,7 мин процесса затвердевания. Сравнение наших тестовых расчетов местоположения устройств перемешивания на технологической оси других МНЛЗ с литературными данными показало их хорошее соответствие.

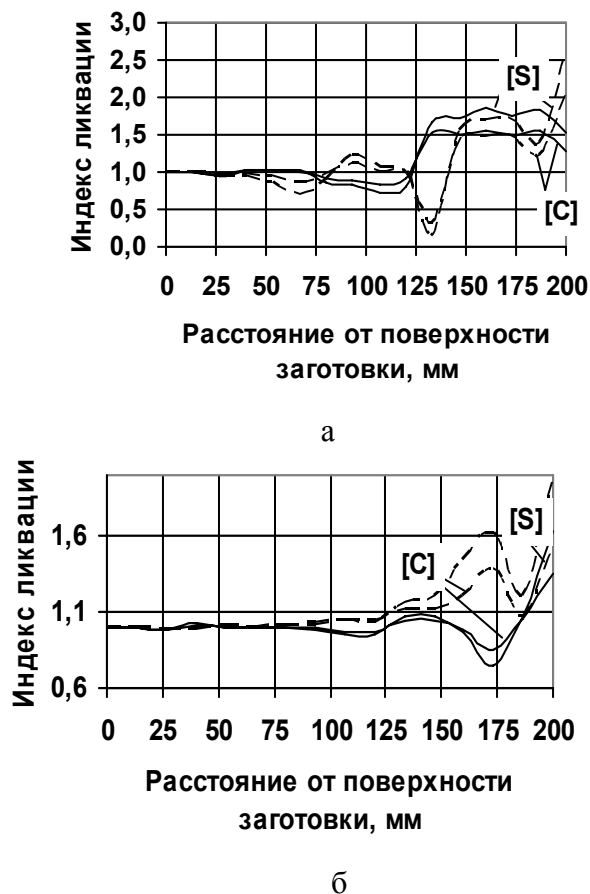


Рис. 3. Распределение ликватов по толщине заготовки сечением 400 × 400 мм: а – содержание углерода 0,7 %; б – содержание углерода 0,1 %

Найдены зависимости, описывающие динамику изменения толщины корки металла (мм) по линии изосолидуса (ДС), изоликвидуса (ДЛ), ширины ДФЗ (ДДФЗ) и глубины лунки жидкого металла (Лжф, м) от параметров процесса:

$$D_S = 37,457 - 0,264 \tau^2 + 8,362 \tau + 0,0039 \tau^3 - 41,019[C] - 0,1434H - 0,096 \Delta t_{nm}, R = 0,98; \quad (13)$$

$$D_L = 13,329 + 9,273 \tau - 0,171 \tau^2 + 0,0011 \tau^3 + 29,133[C] - 0,32 \Delta t_{nm} + 0,035H, R = 0,97; \quad (14)$$

$$D_{ДФЗ} = -24,13 - 0,0028 \tau^3 + 0,0925 \tau^2 + 70,152[C] + 0,91 \tau + 178,25H - 0,01 \Delta t_{nm}, R = 0,84; \quad (15)$$

$$L_{жф} = 0,93 + 0,019 \Delta t_{nm} + 1,062 \cdot 10^{-3} V_p H^2, R = 0,99. \quad (16)$$

Согласно расчетам, скорость роста оболочки заготовок по линии изосолидуса несколько отстает от скорости кристаллизации по линии изоликвидуса и не подчиняется закону квадратного корня, в соответствии с которым коэффициенты затвердевания равны 20,4 мм/мин^{0,5} ($R = 0,89$) и 31,3 мм/мин^{0,5} ($R = 0,94$), соответственно.

ВЫВОДЫ

1. Получила дальнейшее развитие теория кристаллизации сплавов различного состава, базирующаяся на учете наличия в кристаллизующемся сплаве микрообластей с различным химическим составом, что имеет значение для получения металлопродукции с минимальным развитием ликвационных явлений.

2. На основе анализа результатов моделирования на разработанной математической модели теплообменных и термомеханических процессов при кристаллизации сплавов установлено, что распределение примесей, температуры, доли твердой фазы и термонапряжений в пространстве и времени существования ДФЗ не стабильно и носит волнообразный, а не плавный характер, и, как и степени ликвации, расхождения экстремумов концентраций примесей в готовом слитке, скорости перемещения примесей по ДФЗ зависит, главным образом, от химического состава стали, сечения заготовки и интенсивности конвективных потоков в жидкой сердцевине слитка.

3. С помощью разработанной математической модели теплообменных процессов при кристаллизации стали определено, что проникновение регулируемых конвективных потоков металла в зону выливаемости ДФЗ в течение промежутка времени затвердевания, соответствующего времени существования в зоне выливаемости положительной ликвации, способствует уменьшению ликвационных явлений в готовой заготовке.

ЛИТЕРАТУРА

1. *О температурных полях в кристаллизующихся стальных отливках* / В. М. Щеглов, И. Н. Примак, И. М. Стась, Е. Л. Бречко // *Международ. науч.-техн. конгресс «Процессы плавки, обработки и разливы металлов: отливки, слитки, заготовки»*. – К., 2006. – С.17–18.
2. *Теплообменные процессы финишных операций обработки стали. В двух книгах. Кн. 1. Теоретические основы и исследования теплообменных процессов ковшовой металлургии и разливы стали в изложницы* / А. П. Огурцов, Ф. В. Недопекин, А. В. Гресс, И. А. Павлюченков. – Днепропетровск: Издательство ДГТУ, 2007. – 430 с.
3. *Ефимов В. А. Технологии современной металлургии* / В. А. Ефимов, А. С. Эльдарханов. – М.: Новые технологии, 2004. – 784 с.
4. *Левич В. Г. Физико-химическая гидродинамика* / В. Г. Левич. – М.: Физматгиз, 1959. – 699 с.
5. *Савинцев П. А. О контактном плавлении в системах с малой растворимостью в твердом состоянии* / П. А. Савинцев, А. А. Шебзухов, Х. Т. Шидов // *Физическая химия поверхностных явлений при высоких температурах*. – Киев: Наук. думка, 1971. – С. 196–200.
6. *Огурцов А. П. Непрерывное литье стали* / А. П. Огурцов, А. В. Гресс. – Днепропетровск: Системные технологии, 2002. – 675 с.
7. *Теплообменные процессы финишных операций обработки стали. В двух книгах. Кн. 2. Теплообменные процессы при разливы стали на МНЛЗ* / А. П. Огурцов, Ф. В. Недопекин, А. В. Гресс, И. А. Павлюченков. – Днепропетровск: Издательство ДГТУ, 2007. – 301 с.

УДК 621.791:621.762

Гринь А. Г., Свиридов А. В.

ОПТИМИЗАЦИЯ СОСТАВА ПОРОШКОВОЙ ПРОВОЛОКИ ДЛЯ СВАРКИ МЕДИ ПО ГАЗОНАСЫЩЕННОСТИ НАПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА

При сварке меди наряду с необходимостью обеспечения высоких показателей теплопроводности и электропроводности металла сварных швов возникает необходимость снижения в нём растворимости кислорода, так как он существенно ухудшает стойкость швов против образования пор, горячих трещин. Применяемые сварочные материалы для изготовления сварных конструкций выполненных из меди, не всегда обеспечивают требуемый уровень раскисления [1, 2]. Для обеспечения необходимого уровня раскисления сварных швов на меди, перспективным является применение соответствующих элементов в составе самозащитных порошковых проволок.

Как известно [3, 4], для связывания кислорода на стадии сварочной ванны в состав шихты должны быть введены активные раскислители. Порошковые проволоки для сварки и наплавки меди с целью металлургического воздействия на сварочную ванну содержат в качестве раскислителей Zr, Ce, La, Ti, Al, Mn, Si. Активность раскислителя можно оценить по величине его остаточной концентрации в металле при данной температуре, необходимой для получения определенной степени раскисления меди.

$$[\% \text{Cu}_2\text{O}] \cdot [\% \text{Me}]^n = f(T) \quad (1)$$

При выборе раскислителей важное значение имеют вопросы удаления неметаллических включений из металла шва, так как свойства сварных соединений зависят не только от того насколько полно восстановлена закись меди, но и от того насколько полно продукты реакций раскисления удалены из жидкого металла, т.к. элементы обладающие наибольшей раскисляющей способностью, дают как правило, тугоплавкие окислы с большой плотностью (Zr, Ce, La) [5]. Удаление таких включений из сварочной ванны будет затруднено. Окислы же Al, Ti обладают также высокой раскисляющей способностью, но имеют гораздо меньшую плотность. Наиболее эффективно будут удаляться окислы Si, имеющие низкую температуру плавления и малую плотность. Сравнительно невысокая температура плавления окислов Mn также дает основания для использования его в качестве раскислителя. Как показывает практика металлургического производства наибольший эффект в удалении различного рода включений из металла достигается при его комплексном раскислении [6]. В случае использования комплексного раскисления активность окислов в продуктах реакции ниже в сравнении с активностью соответствующих чистых окислов при раздельном раскислении. В аспекте кинетики процесс комплексного раскисления обеспечивает образование легкоплавких продуктов раскисления, быстро удаляющихся из сплава, что важно при сварке меди. Одновременно происходит поглощение металлом водорода, растворимость которого зависит от температуры и наличия в шве легирующих элементов [1]. Принимая во внимание результаты исследований, выполненных авторами [1–6], необходимо отдать предпочтение элементам раскислителям, как алюминий, кремний, марганец, титан и цирконий.

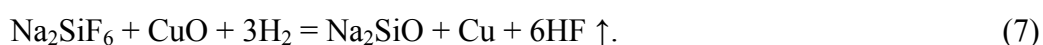
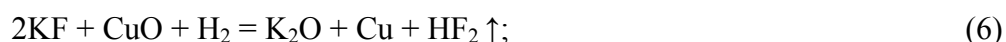
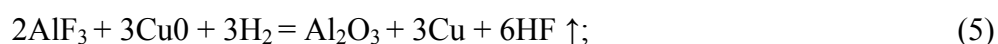
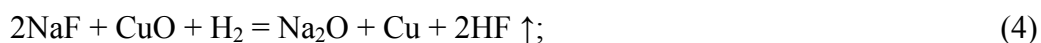
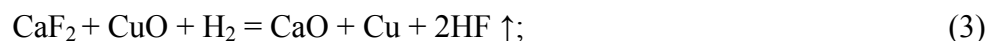
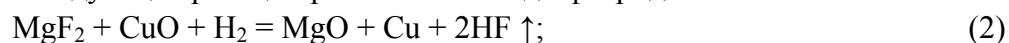
Целью настоящей работы является определение оптимального состава раскислителей в проволоке, при котором обеспечивается минимальное содержание газов в металле шва при сварке меди.

Газонасыщенность металла шва вызывает его пористость, наличие оксидных включений, трещин. Чтобы установить влияние легирующих элементов на порообразование, определяли содержание водорода, кислорода азота в наплавках, выполненных разработанными порошковыми проволоками.

Для проведения экспериментов изготавливались порошковые проволоки трубчатой конструкции с изменяющимся составом легирующей части шихты. При разработке состава самозащитной порошковой проволоки для сварки меди в качестве шлакообразующих использовали фторидные соединения.

Предварительно подбирались такие фториды, температура начала, взаимодействия которых с оксидами меди была бы не ниже 1350К, то есть когда медь находится в расплавленном состоянии.

Исследовались следующие реакции раскисления меди фторидами:



Реакции начинаются при температуре более 1600 К. Наиболее высокая температура раскисления свойственна фториду натрия. Эта реакция маловероятна даже на стадии электродных капель. Наиболее целесообразно применение следующих фторидов: CaF_2 , Na_2SiF_6 , KF . Применение AlF_3 и MgF_2 оказалось менее возможным в связи с тем, что в первом случае образуется Al_2O_3 , который загрязняет металл шва ухудшая его механические свойства, а во втором случае при одинаковых температурах начала реакции раскисления CaF_2 и MgF_2 первый входит в состав минерала и следовательно является более дешёвым. Фтористый кальций и фтористый натрий в количестве до 35 % в составе проволоки улучшает отделение шлака и формирование сварного шва. Фтористый магний ухудшает формирование шва при положительном влиянии на стабильность плавления электрода. Кремнефтористый натрий наиболее заметное влияние оказывает при его содержании в шихте проволоки более 15 %. Положительное влияние его заключается в связывании водорода в столбе дуги в нерастворимые соединения типа HF , а также диссоциацией (8), что в совокупности приводит к снижению парциального давления водорода.



В качестве газошлакообразующих компонентов в составе порошковой проволоки применили – плавленый шпат и натрий кремнефтористый в количестве 12–15 % и 20–25 % соответственно, при общем содержании их до 40 %.

Оболочка проволоки из медной ленты $0,8 \times 15$ мм. Коэффициент заполнения проволоки после протяжки составил 16 – 18 %. Проволоки перед сваркой прокаливали в течении часа при температуре 200 °С.

Определение диффузионного водорода проводилось по методике, описанной в работе [1]. Порошковой проволокой диаметром 3 мм производились наплавки на составной образец из меди М1 размером $8 \times 10 \times 100$ мм, закрепленный в массивной медной форме. Режим наплавки: $I_{св} = 360 - 380$ А; $U_{д} = 28 - 30$ В; $V_{св} = 18$ м/ч. Ток постоянный, полярность обратная. Источник питания – выпрямитель ВДУ–506. Предварительный подогрев образца – 150°C . Наплавки извлекались из формы, охлаждались в проточной воде и после сушки в струе горячего воздуха помещались в эвдиометры со спиртом для определения диффузионного водорода. Время затрачиваемое на подготовку образца с момента включения сварочного тока до помещения в эвдиометр, составляло во всех случаях 40–60 с, а время выдержки образцов в эвдиометрах – 72 ч. Температура спирта поддерживалась в пределах $25-27^{\circ}\text{C}$. Образцы имели примерно одинаковый вес 65 – 70 г.

Для определения остаточного водорода, кислорода из тех же наплавки изготавливались образцы диаметром 7 мм и длиной 22 мм. Содержание кислорода и остаточного водорода определялось методом вакуумного плавления на газовом анализаторе. Азот определялся химическим анализом в виду того, что, при наличии в металле нитридообразующих элементов, этот метод дает более достоверные результаты [1].

Для получения математической модели влияния Al, Ti, Zr, Mn, Si на содержание $[\text{H}_2]$ диф, $[\text{H}_2]$ ост, $[\text{N}_2]$, $[\text{O}_2]$ использовали Квази – Ньютоновский метод – математического планирования эксперимента [7], строились уравнения регрессии 2- го порядка – зависимость функции отклика (результаты эксперимента) Y_i , от независимых переменных (факторов) X_i .

$$Y_i = b_0 + \sum_{i=1}^k b_i x_i + \sum_{i \leq j}^k b_{ij} x_i x_j, \quad (9)$$

где b_0 ; b_i ; b_{ij} – коэффициенты уравнения регрессии;

X_i – фактор влияния ($X_1 - \text{Al}$, $X_2 - \text{Ti}$, $X_3 - \text{Zr}$, $X_4 - \text{Mn}$, $X_5 - \text{Si}$);

Y_i – результат эксперимента ($Y_1 - [\text{H}_2]_{\text{диф}}$, $Y_2 - [\text{H}_2]_{\text{ост}}$, $Y_3 - [\text{N}_2]$, $Y_4 - [\text{O}_2]$).

На первой стадии работы проверяли гипотезы об адекватности представления результатов эксперимента полиномами первой степени. По полученным экспериментальным данным рассчитывали коэффициенты регрессии и по критериям множественной корреляции – R проверяли их значимость на 5 % уровне [7]. Рассчитывали значимость не только линейных эффектов, но также и эффектов взаимодействия. Определяя дисперсию воспроизводимости эксперимента – Varias explained, однородность дисперсии по каждому опыту проверяли по критерию Фишера (F). На основании выполненных расчетов в среде программирования Statistika 6.0, были получены следующие уравнения, описывающие комплексное влияние легирующих компонентов на газонасыщенность металла сварного шва.

$$[\text{H}_2]_{\text{д}} = 1,38 + 0,642 \times \text{Al} - 0,089 \times \text{Al}^2 - 2,676 \times \text{Mn} + 2,53 \times \text{Mn}^2 - 0,797 \times \text{Si} - 0,014 \times \text{Si}^2 + 1,503 \times \text{Ti} + 6,000 \times \text{Ti}^2 + 3,670 \times \text{Zr} - 14,127\text{Zr}^2; \quad (10)$$

$$[\text{H}_2]_{\text{ост}} = 4,536 - 1,131 \times \text{Al} + 0,288 \times \text{Al}^2 + 9,097 \times \text{Mn} - 8,366 \times \text{Mn}^2 + 7,779 \times \text{Si} \times 2,625 \times \text{Si}^2 - 5,692 \times \text{Ti} + 19,754 \times \text{Ti}^2 - 28,615 \times \text{Zr} + 90,133 \times \text{Zr}^2; \quad (11)$$

$$[\text{N}_2] = 0,006 - 0,001\text{Al} + 0,001\text{Al}^2 + 0,009 \times \text{Mn} - 0,008 \times \text{Mn}^2 + 0,007\text{Si} - 0,002 \times \text{Si}^2 + 0,016 \times \text{Ti} - 0,004 \times \text{Ti}^2 - 0,009 \times \text{Zr} + 0,049 \times \text{Zr}^2; \quad (12)$$

$$[O_2] = 0,037 - 0,001 Al - 0,001 Al^2 - 0,012 \times Mn + 0,006 \times Mn^2 - 0,007 \times Si + 0,001 \times Si^2 - 0,032 \times Ti + 0,037 \times Ti^2 - 0,052 \times Zr + 0,067 \times Zr^2; \quad (13)$$

Для полученных зависимостей (10) – (13) установлена адекватность математической модели второй степени с 97 % – ой достоверностью. При этом коэффициент корреляции во всех случаях был близок к единице и в среднем составил $R = 0,95$, что подтверждает высокую степень точности расчета влияния рассматриваемых факторов X_i на изменения зависимых переменных Y_i . В качестве примера на рис. 1 приведена зависимость полиномиальной поверхности 2–го порядка – характеризующая содержание $[H_{2ост}]$ в металле сварного шва от содержания легирующих элементов Mn, Al, в составе порошковой проволоки, позволяющая судить о характере влияния добавок раскислителей.

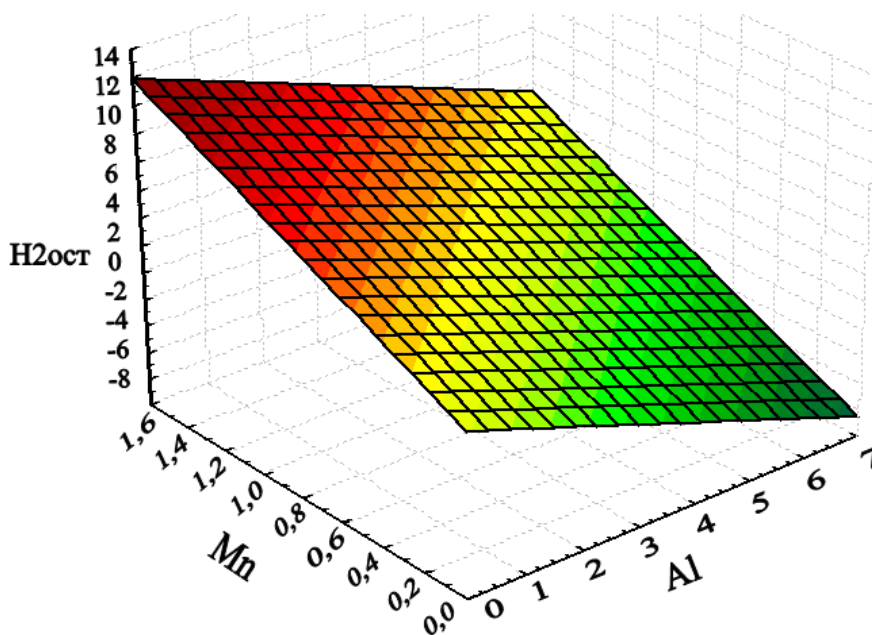


Рис. 1. Зависимость содержания $[H_{2ост}]$ в металле сварного шва от содержания легирующих элементов Mn, Al.

При сварке меди основной причиной образования пор является водород или его взаимодействие с кислородом, в результате чего образуется нерастворимые в меди пары воды. Азот практически не растворим в меди и не влияет на пористость швов, поэтому уравнение (12) в данном случае можно не рассматривать.

Как видно из полученных зависимостей (10)–(13) введение легирующих элементов в медь является причиной изменения ее абсорбционной способности. В связи с этим изменение состава медного шва отражается на величине его газонасыщенности. Как следует из расчетов и экспериментальных данных, титан, цирконий и кремний снижают остаточное содержание водорода, что объясняется образованием этими элементами гидридов, имеющих высокую сорбционную способность по отношению к водороду, увеличивают его растворимость. Увеличение растворимости пропорционально содержанию элементов (Zr, Ti). Содержание титана и циркония в проволоке должно быть строго ограничено (1–3 %), при более низком их содержании в сварных швах наблюдается пористость, а при содержании более 3 % повышается его прочность, но при этом снижается теплопроводность.

Определенное влияние Al на содержание остаточного водорода связано с тем, что часть окислов алюминия захватывается потоками расплавленного металла и попадает в глубь ванны. В работах [5, 6] отмечается, что присутствие оксида алюминия в расплаве способствует появлению пор, поскольку шлаковые включения в жидком металле служат центрами выделения атомарного водорода и скопления газовых пузырей, состоящих из молекул водорода.

Установлено, что нижний предел легирования кремнием 1 % обусловлен снижением показателя пористости, а верхний предел 3 % условиями обеспечения стабильности процесса и формирования шва. Содержание марганца в проволоке может колебаться в диапазоне 1–3 %, его основная роль – снижение пористости и хорошего формирования шва.

Из полученной системы уравнений (10) – (13) характеризующих влияние легирующих элементов на газонасыщенность, весьма важно определить оптимальное соотношение легирующих элементов в проволоке. Для получения оптимальных свойств комплексно легированного металла шва была проведена оптимизация состава порошковой проволоки, методом «системы нелинейных уравнений». Для выполнения оптимизации использовались следующие условия:

1. Содержание элементов раскислителей в составе порошковой проволоки, для обеспечения ими минимальной газонасыщенности металла шва должно находиться в пределах: $1 \leq Al \leq 14 \%$; $1 \leq Ti \leq 3 \%$; $1 \leq Zr \leq 3\%$; $1 \leq Mn \leq 3 \%$; $1 \leq Si \leq 3 \%$.

2. Предел газонасыщенности металла шва при котором не образуются поры: $0,2 \leq [H_2]_{\text{диф}} \leq 2,82 \text{ см}^3/100\text{г}$, $4,2 \leq [H_2]_{\text{ост}} \leq 13,5 \text{ см}^3/100\text{г}$, $0,0012 \leq [O_2] \leq 0,0085\%$, $0,013 \leq [N_2] \leq 0,023\%$.

В результате оптимизации были получены составы прессованных порошковых проволок которые отвечают поставленным условиям.

Поиск оптимального состава прессованной порошковой проволоки содержащей элементы – раскислители, осуществляли по минимальному содержанию $[H_2]_{\text{сум}}$, $[O_2]$ в металле шва, так как эти показатели характеризуют качество медного сварного шва.

Исходя из этого, оптимальным составом шихты порошковой проволоки был выбран: алюминиевый порошок – 9 %, титановый порошок – 3 %, цирконий – 2 %, медный порошок – 35 %, марганец – 3 %, кремний – 3 %, CaF_2 – 15 %, Na_2SiF_6 – 30 %. Опытной проволокой были сварены образцы рис. 2 для определения содержания газов в металле шва. Определялся химсостав металла шва. Результаты приведены в табл. 1.

Таблица 1

Результаты оптимизации - оптимальное содержание элементов – раскислителей при допустимой газонасыщенности в металле шва

Содержание элементов раскислителей в металле шва.					Содержание газов в металле сварного шва.				
Al	Ti	Zr	Mn	Si	$[H_2]_{\text{диф}}$	$[H_2]_{\text{ост}}$	$[H_2]_{\text{сум}}$	$[O_2]$	$[N_2]$
%					$\text{см}^3/100\text{г}$				
0,63	0,47	0,08	1,5	1,73	1,9	3,2	5,10	0,0012	0,013

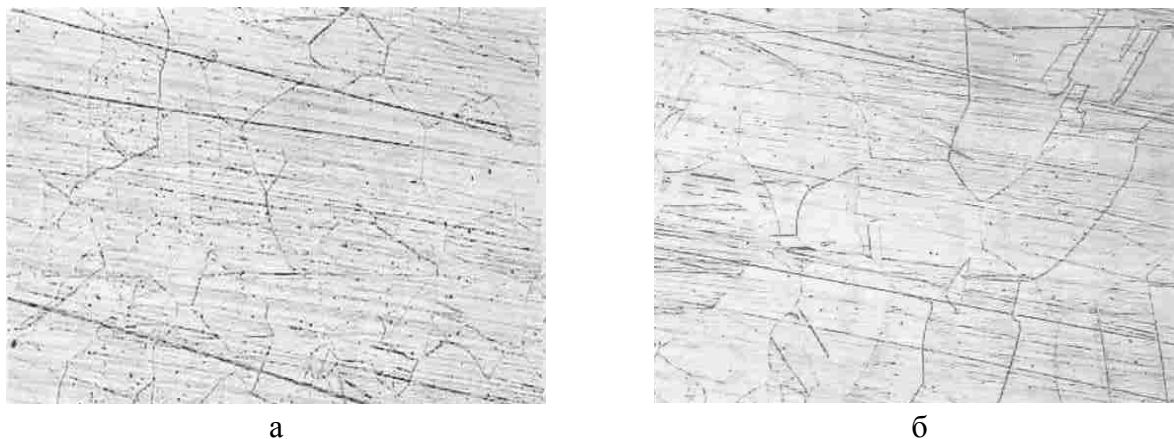


Рис. 2. Сварное соединение из меди М1: а – структура металла сварного шва; б – структура металла на границе сплавления, $\times 100$

Экспериментальная проверка качества сварных соединений при сварке открытой дугой проволокой полученного состава, содержащего легирующие элементы в установленном диапазоне легирования показала хорошее совпадение теоретических и экспериментальных данных. Металл шва имеет характерную для меди однофазную крупнозернистую структуру с ориентацией зерен в направлении теплоотвода (рис. 2). Использование данного состава прессованной порошковой проволоки обеспечивает минимальное содержание газов в металле шва.

ВЫВОДЫ

1. Использование методов планирования эксперимента позволило при сравнительно небольшом числе опытов получить математическую модель оптимизации состава порошковой проволоки, из анализа которой установлено оптимальное соотношение легирующих элементов в металле шва, обеспечивающего минимальную газонасыщенность.

2. Эффективное использование фторидных соединений, в качестве газошлакообразующей части наполнителя проволоки способствует интенсивному удалению водорода из металла сварочной ванны. Введение в сердечник проволоки в необходимом количестве активных раскислителей позволит связать кислород, растворенный в сварочной ванне, и предотвратить его диффузию на границу сплавления в процессе кристаллизации металла шва.

ЛИТЕРАТУРА

1. Походня И. К. *Металлургия дуговой сварки* / И. К. Походня. – К: Наукова думка. – 2004. – 430 с.
2. Походня И. К. *Механизированная сварка порошковой проволокой, пути повышения эффективности изготовления сварных конструкций* / И. К. Походня // *Сварщик*. – № 5. – 2002. – С. 42–47.
3. Фролов В. В. *Теоретические основы сварки* / Фролов В. В. – М: Высшая школа. – 1970. – 592 с.
4. Самсонова Г. В. *Физико – механические свойства окислов: Справочник* / под ред. Г. В. Самсонова. – М: Металург. – 1969. – 456 с.
5. Фролов В. В. *Особенности металлургических процессов при сварке меди под керамическими флюсами* / В. В. Фролов. – Сб: *Межвузовская конференция по сварке*. – М.: Машигиз. – 1975. – С. 172–188.
6. Кассов Д. С. *Исследование возможности сварки меди самозащитной порошковой проволокой* / Д. С. Кассов, А. И. Цветков, С. А. Шоно. – К. 1975. – Вып 15. – С. 28–29.
7. Винарский М. С. *Планирование эксперимента в технологических исследованиях* / М. С. Винарский, М. В. Лур'є. – К. Техника. – 1975. – 166 с.

УДК 621.74.55

Гулько И. И., Порожня С. В.

АВТОМАТИЗИРОВАННЫЙ РАСЧЕТ КОНСТРУКТИВНЫХ ПАРАМЕТРОВ ЛОПАСТНОГО СМЕСИТЕЛЯ

В последнее время, как за рубежом, так и в Украине широкое распространение получил способ производства отливок в формах из холоднотвердеющих смесей (ХТС). Для качественного приготовления смеси необходимо выбрать эффективную конструкцию смесителя. Удачный выбор смесителя зависит от множества технологических параметров и условий, оптимальное сочетание которых трудно определить без использования ЭВМ. Автоматизированное проектирование позволяет упорядочить имеющуюся обширную информацию по данной теме в соответствии с логической схемой построения объекта и системной связью между элементами решаемой задачи.

Целью работы является теоретическое обоснование расчета конструктивных параметров лопаток смесителя ХТС для создания методики автоматизированного расчета смесителя с определённой последовательностью решения задач и переходом к объемному проектированию рассматриваемого объекта.

Объектами исследования выбраны (рис. 1):

- известный двухрукавный смеситель лопастной непрерывного действия (рис. 1, а) [1, 4];
- новый оригинальный смеситель с аэрационной камерой предварительного перемешивания (рис 1, б) [2].

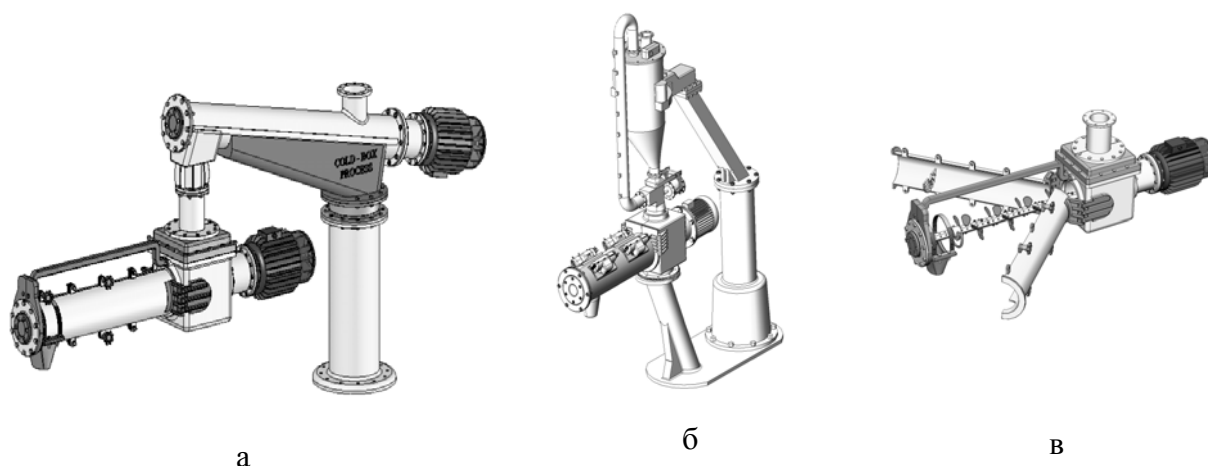


Рис. 1. Смесители ХТС: а – вид двухрукавного смесителя; б – вид смесителя лопастного с аэрационной камерой предварительного перемешивания; в – вид камеры перемешивания в раскрытом виде

Эти смесители объединяет наличие камеры окончательного перемешивания смеси ХТС с помощью лопастного вала (вид этой камеры представлен на рис. 1, в).

В ранних работах [5, 6, 7] были объяснены алгоритмы расчета конструктивных параметров смесительной камеры и вала, но автоматизированный подход к расчету смесителя требует обоснований и оптимизацию нахождения габаритных размеров всех элементов смесителя, в том числе лопаток, установленных по форме винта на валу.

Воспользуемся известными теориями [3] для обоснования механизма перемешивания песчинок с катализатором и отвердителем лопастями в рукаве смесителя. Для этого, представим захватываемую порцию смеси в виде треугольника с отношением высоты к основанию 1 : 10,

хотя более подробный анализ показывает, что объем формовочной смеси, находящийся на валу смесителя в поле центробежных сил, получает более сложное очертание свободной поверхности.

На рис. 2 обозначим искомую свободную поверхность порции смеси как фигуру ABC, которая с одной стороны ограничена радиальной лопаткой AC и, с другой стороны, частью направляющей дуги корпуса смесителя BC. При этом смесь условно принимается как идеально сыпучее тело, обладающее внутренним трением и не имеющее связности.

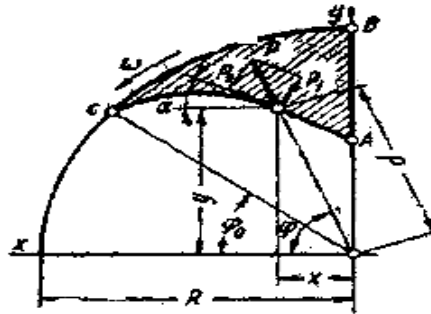


Рис. 2. К расчету формы свободной поверхности порции смеси

Получим дифференциальное уравнение свободной поверхности:

$$\frac{P_1}{P_2} = \operatorname{tg}(\varphi - \delta), \operatorname{tg} \varphi = \frac{y}{x}, \operatorname{tg} \delta = \frac{dy}{dx}. \quad (1)$$

Если P – центробежная сила частицы смеси, находящейся на свободной поверхности, то P_1 и P_2 – ее нормальная и тангенциальная составляющие:

$$\frac{P_1}{P_2} = \ln(x), \quad (2)$$

то условие равновесия частицы выразится в виде:

$$\operatorname{tg} \left(\operatorname{arctg} \frac{y}{x} - \operatorname{arctg} \frac{dy}{dx} \right) = \frac{1}{f}. \quad (3)$$

Однако расчеты носят приближенный характер, поэтому нет необходимости использовать дифференциальное исчисление. Поэтому, необходимо найти более простую логическую форму определения порции смеси, захватываемую лопаткой. Для дальнейших расчетов определим массу и форму порции смеси, находящуюся на лопатке смесителя. Представим произвольную форму лопатки на рис. 3, а.

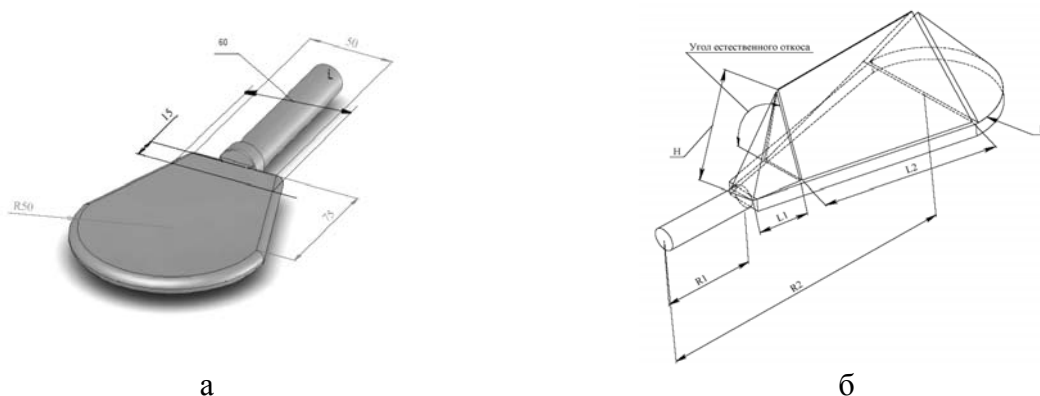


Рис. 3. Лопатка смесителя к расчету массы пакета смеси: а – вид лопатки; б – к расчету массы пакета смеси

Проектируемый смеситель относится к классу высокоскоростных. При повышенных частотах вращения смешивающего вала формовочная или стержневая смесь в желобе смесителя находится во псевдо сжиженном состоянии. Предположим, что мгновенная форма порции смеси будет определяться углом естественного откоса материала (этот угол составляет величину порядка 30°, рис. 3, б), при этом не учитывается влияние на форму пакета центробежных и инерционных нагрузок. Методика автоматизированного конструирования вида и габаритов лопатки в зависимости от изменяющихся нагрузок следующая.

Найдем окружное усилие $P_{окр}$:

$$P_{окр} = \frac{M_{вр}}{r} \cdot K_{дин}, \tag{4}$$

где r – расстояние от оси вала до середины лопатки, м; $K_{дин}$ – коэффициент динамичности, если $K_{дин} = 2...∞$, то принимаем $K_{дин} = 250$ [3].

Расчёт массы пакета смеси, находящегося на лопатке смесителя будем вести по формуле:

$$m = \rho \cdot V, \tag{4}$$

где ρ – плотность пакета смеси, кг/м³; V – объём пакета смеси на лопатке, м³.

Для вычисления объёма пакета смеси на лопатке разбиваем пространственную фигуру (рис. 3, б) на три более простые: половину конуса и две трапеции (рис. 4) и рассчитывается объём каждого геометрического тела в отдельности.

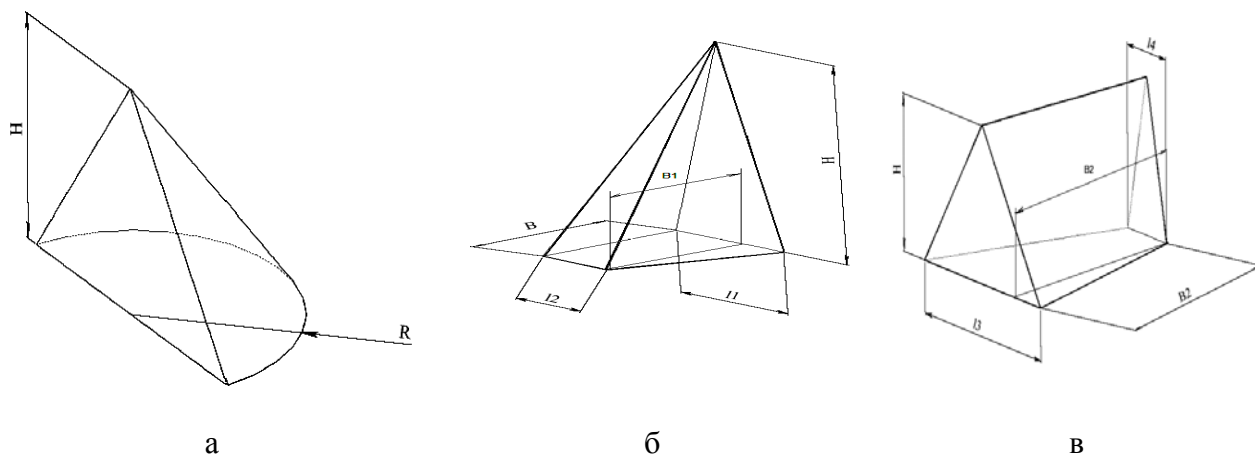


Рис. 4. К расчёту объёма пакета смеси: а – к расчёту объёма конуса; б – к расчёту объёма пирамиды 1 к расчёту объёма смеси пирамиды 2

Объём конуса (рис. 4, а) найдем по формуле:

$$V_k = \frac{1}{2} \left(\frac{1}{3} \cdot \pi \cdot R^2 \cdot H \right) = \frac{1}{6} \cdot \pi \cdot R^2 \cdot H . \tag{5}$$

Объём пирамиды 1 (рис. 4, б) - по формуле:

$$V_{п1} = \frac{1}{3} \cdot S_{осн} \cdot H = \frac{1}{3} \cdot \left(\frac{l1 + l2}{2} \cdot B1 \right) \cdot H . \tag{6}$$

Объём пирамиды 2 (рис. 4, в) – по формуле:

$$V_{п2} = \frac{1}{3} \cdot S_{осн} \cdot H = \frac{1}{3} \cdot \left(\frac{l3 + l4}{2} \cdot B2 \right) \cdot H . \tag{7}$$

Таким образом, общий объём пакета смеси составит:

$$V = V_k + V_{II2} + V_{III} = \frac{1}{6} \cdot \pi \cdot R^2 \cdot H + \frac{1}{3} \cdot \left(\frac{l_1 + l_2}{2} \cdot B_1 \right) \cdot H + \frac{1}{3} \cdot \left(\frac{l_3 + l_4}{2} \cdot B_2 \right) \cdot H. \quad (8)$$

Упростим полученное выражение:

$$V = \left(\frac{1}{6} \cdot \pi \cdot R^2 + \frac{1}{3} \cdot \frac{l_1 + l_2}{2} \cdot B_1 + \frac{1}{3} \cdot \frac{l_3 + l_4}{2} \cdot B_2 \right) \cdot H = \left(0,5 \cdot \pi \cdot R^2 + \frac{l_1 + l_2}{2} \cdot B_1 + \frac{l_3 + l_4}{2} \cdot B_2 \right) \cdot H. \quad (9)$$

Тогда масса пакета смеси составит:

$$m = \rho \cdot V = \rho \cdot \left(0,5 \cdot \pi \cdot R^2 + \frac{l_1 + l_2}{2} \cdot B_1 + \frac{l_3 + l_4}{2} \cdot B_2 \right) \cdot H. \quad (10)$$

Определим удельное давление лопатки на смесь, с учетом массы смеси. На основании данных о размерах лопатки (рис. 5) определим её площадь.

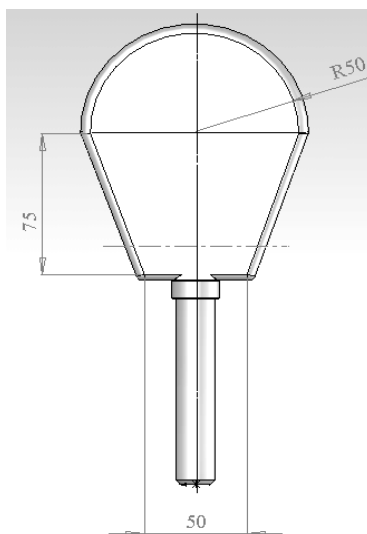


Рис. 5. К определению площади лопатки

Как и прежде условно разобьем площадь лопатки на две фигуры: полукруг и равнобокую трапецию и найдем, таким образом, площадь лопатки в целом:

$$S_{\text{лоп}} = S_{\text{тр}} + S_{\text{кр}}. \quad (11)$$

Площадь трапеции определим, как произведение полусуммы оснований на высоту:

$$S_{\text{тр}} = 1/2 (S_0 + S_1). \quad (12)$$

Площадь полукруга - как половина произведения числа пи на квадрат радиуса лопатки:

$$1/2 S_{\text{кр}} = \frac{1}{6} \cdot \pi \cdot R^2. \quad (13)$$

Определим удельное давление $p_{\text{уд}}$, для чего подберем оптимальный угол поворота лопаток смесителя, обеспечивающий условия не разрушения частиц смеси. При этом будем иметь в виду, что допустимая прочность смеси $[\sigma] = 3200$, кг/см².

Исследуем зависимость удельного давления на смесь от угла поворота лопаток с помощью пакета Excel – рис. 6 [8]. Используя построенную диаграмму [8], подбираем в зависимости от величины удельного давления оптимальный угол поворота лопаток.

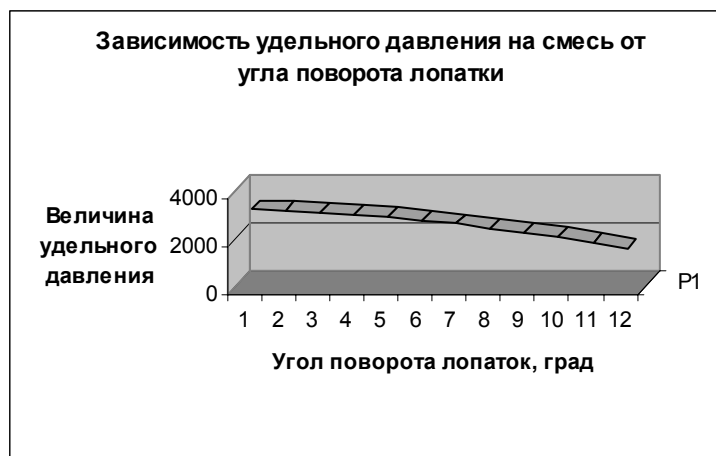


Рис. 6. Определение оптимального угла поворота лопаток смесителя

ВИВОДИ

Составлена методика расчета предельно допустимых значений частоты вращения вала и угла наклона лопаток из условия не разрушения зерен песка.

Проведенные теоретические и конструкторские исследования, позволили выработать такую методику автоматизированного расчета параметров лопастных смесителей, которая позволяет в процессе проектирования производить учет изменяющихся технологических параметров производства приготовления холоднотвердеющих смесей.

В дальнейших работах [5–7] составлены алгоритмические модели проектируемого объекта, произведена реализация этих моделей в виде компьютерной программы для расчета конструктивных параметров лопастных смесителей непрерывного и периодического действия. В ходе статистических исследований проведена аппроксимация данных для оптимизации конструкции смесителя. Получена возможность находить оптимальное сочетание таких параметров смесителя, как диаметр желоба, частота вращения смешивающего вала и коэффициент заполнения желоба.

Таким образом, используя предлагаемый подход, можно перейти к автоматизированному проектированию.

ЛИТЕРАТУРА

1. Зайгеров И. Б. Оборудование литейных цехов / И. Б. Зайгеров. — Мн.: Высшая школа, 1980. — 368 с.
2. Пат. 27197 Україна, МПК В22С 5/00. Змішувач для приготування холоднотвердіючих сумішей з аераційною камерою попереднього змішування / І. І. Гунько, С. В. Порохня, А. В. Ковлев., А. С. Дмитренко. — и № 2007 05105; Заявл. 10.05.2007; Опубл. 25.10.2007.
3. Добронравов В. В. Курс теоретической механики / В. В. Добронравов, Н. Н. Никити. — М.: Высш. Школа, 1983. — 575 с.
4. Пат. 7485 Україна, МПК 7 В01F 7/04. Змішувач безперервної дії для приготування холоднотвердіючих сумішей / І. І. Гунько, А. В. Дудченко (Україна). — и № 20041210832; Заявл. 27.12.2004; Бюл. №6 від 15.06.2005.
5. Гунько И. И. Автоматизированное проектирование формовочных машин / И. И. Гунько, А. С. Дмитренко // Сб. Машинобудування та металлообробка. — Кировоград: КДТУ. — 2003. — С. 25.
6. Гунько И. И. Оптимизация состава смеси ХТС с помощью компьютерных технологий / И. И. Гунько, С. В. Порохня, А. С. Жирков // Вестник ДГМА. — Краматорск: ДГМА, 2005. — № 1. — С. 88–92.
7. Гунько И. И. Методика автоматизированного проектирования лопастных смесителей / И. И. Гунько, С. В. Порохня, А. С. Жирков // Вестник ДГМА. — Краматорск: ДГМА, 2005. — № 3. — С. 88–92.
8. Останин А. Н. Применение математических методов и ЭВМ. Вычислительные методы проектирования оптимальной конструкции: Учеб пособие для вузов. / А. Н. Останин, В. А. Гузля, Н. Н. Гурский [и др.]; под ред. А. Н. Останина. — Мн.: Высш. школа, 1989. — 279 с.

УДК 621.74.55

Гулько И. И., Порохня С. В.

ПОСТРОЕНИЕ 3D-МОДЕЛЕЙ ИМПУЛЬСНЫХ ГОЛОВОК

За последние годы резко выросла сложность и трудоемкость проектирования изделий. Для реальной возможности создания системы автоматизированного проектирования литейных машин из большого многообразия современных критериев оценки проектного объекта принята оценка машины по критериям надежности, а система автоматизированного проектирования литейных машин (САПР) взята в качестве метода конструирования объекта.

Этапы создания машин:

– проектирование. Во время проектирования надежность зависит от конструкции машины и ее узлов, применяемых материалов, методов защиты от различных вредных влияний, системы смазки, приспособленности к ремонту и обслуживанию и некоторых других конструктивных особенностей;

– изготовление. На этом этапе работы надежность зависит от качества изготовления деталей, методов контроля выпускаемой продукции, возможностей управления ходом технологического процесса, от качества процесса сборки машины и ее узлов, методов испытания готовой продукции и других показателей технологического процесса;

– эксплуатация. Во время эксплуатации показатели безотказности и долговечности обнаруживаются только в процессе использования машины и зависят от методов и условий эксплуатации машины, принятой системы ее ремонта, методов технического обслуживания, режимов работы и других эксплуатационных факторов.

Помимо постоянного совершенствования конструкций машин и их узлов, современные предприятия выполняют конструкторскую работу с использованием компьютерной техники и новых технологий. Один из таких путей и предлагают авторы этой работы.

Для создания условий автоматизированного проектирования формовочной машины, необходимо двигаться постепенно, выполняя все этапы получения компьютерных чертежей. Перечислим сложные массивные этапы достижения указанной цели:

– выявить взаимосвязь между технологией производства форм и стержней и конструкцией машин, выполняющих такое производство;

– разработать алгоритмы, которые позволят делать выбор оптимальных параметров конструкции и установить определенную последовательность расчетных задач при проектировании машины – основного оборудования, входящего в состав целого комплекса;

– построить математические и алгоритмические модели расчета машины;

– создать расчетные программы оригинальных изделий;

– построить полную алгоритмическую модель расчета агрегата;

– провести объемное проектирование на примере некоторых узлов машин.

Прохождение некоторых этапов было рассмотрено авторами в ранних работах [1, 5–7].

Целью настоящей работы является построение объемных моделей импульсных головок и их детализация.

Современное проектирование опирается на хорошо отработанные методики, которые позволяют привести в порядок большую информацию об объекте, соответственно логической схеме построения объекта и соответственно системной связи между элементами решаемой задачи. При разработке программы для расчета конструктивных параметров машин использован диалоговый метод [2, 3], который основан на оперативном обмене информацией между ПЭВМ и проектировщиком в процессе оптимального проектирования.

Построение 3D-модели импульсных головок низкого и высокого давления проведена в программе, которая была выполнена с применением в качестве языка реализации Microsoft

Visual Basic, а также Autodesk Inventor 7.0 в качестве программы для построения базы данных готовых элементов.

Исходными данными для данной программы служит габарит опок и производительность. Затем начинается обработка и расчет основных параметров импульсной головки. После расчета параметров импульсной головки программа выдает рекомендации, относительно компоновки машины (тупикового или проходного типа и т. д.), конструкции механизма протяжки модели, рабочего давления уплотнения (высокого или низкого) и т. д. Далее идет обращение к базе данных готовых элементов, из которой, в зависимости от рассчитанных параметров и выданных рекомендаций, выбирается 3D-модель оборудования, дополнительные компоненты, и демонстрируется схема работы оборудования. Одновременно с этим из 3D-версии оборудования моделируется 2D-версия, которая выводится в окно программы в качестве гиперссылки. Схема выдачи рекомендаций в главном окне программы дана на рис. 1.



Рис. 1. Выдача рекомендаций в главном окне программы

Расчет импульсных головок выведен на экран и представлен на рис. 2.

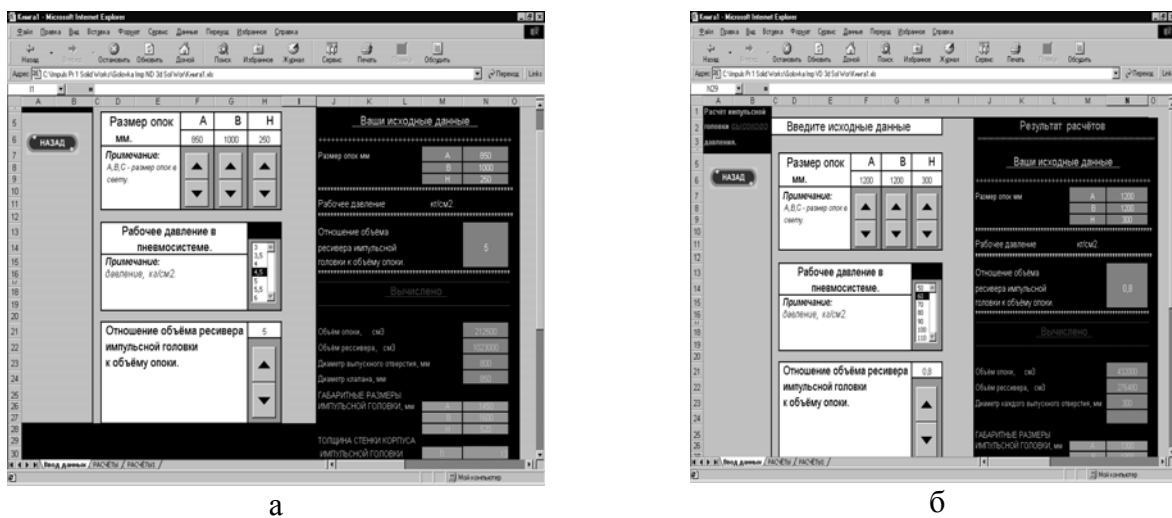


Рис. 2. Результаты расчетов головок низкого (а) и высокого давления (б)

Работа программ основана на специально разработанных алгоритмах [6, 7], которые используются для построения трехмерных рабочих моделей машин в зависимости от расчетов

машин по общепринятым формулам. Так, для проектирования формовочной машины необходимо знать габариты используемых опок [1], и после произведенного расчета можно получить более точные их габариты. Каждый объект в работе рассматриваем в математическом исполнении.

Разработка математической модели начинается с построения расчетной схемы. В данном случае формовочную машину представляем в виде объекта, состоящего из ряда сборочных единиц, логически описать, которые не вызывает затруднения и поддается упрощению и схематизации: импульсная головка; станина; траверса; колонны. Методики математических и алгоритмических моделей названных сборочных единиц опубликованы авторами в ранних работах [5–7].

Обработка необходимых математических расчетов и логических операций выполняется в специальных электронных таблицах, выполненных на основе программы Excel. Автоматическое трехмерное проектирование и построение двухмерных чертежей выполняется в программе Solid Works (SW). Работа в пакете объемного проектирования (SW) [2, 4] существенным образом отличается от обычных программ для автоматизированного проектирования, и представляет собой параметрическую программу создания трехмерной модели тела, состоящего из элементов. Наиболее важное свойство Solid Works состоит в том, что эта программа – инструмент конструктора.

Работа начинается с создания эскиза, используя программу SW. После проведения по оригинальным компьютерным программам расчетов конструктивных параметров импульсных головок с помощью переходных программ осуществляем выход к вычерчиванию в пакете Solid Works эскизов головок (рис. 3). Термин «эскиз» здесь целиком подходит, поскольку эскизом называется грубый первоначальный набросок общего вида детали. В среде SW процесс создания чертежей пользуется возможностью возвращения на более ранние этапы процесса проектирования и внесение изменений путем редактирования эскиза, замены значений размеров, что чрезвычайно важна для конструктора.

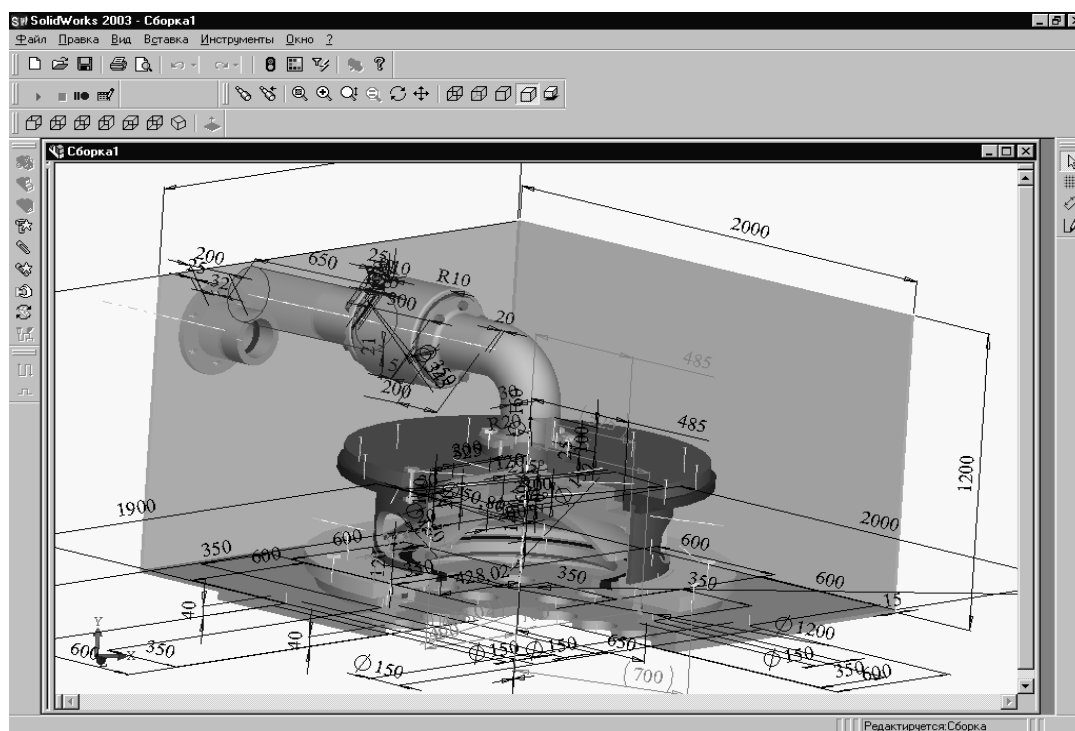


Рис. 3. Сборочный чертеж импульсной головки низкого давления

Затем в пакете Solid Works выполняется детализовка представленной сборочной единицы. Изображение детали клапана головки дано на рис. 4, а, а его объемное изображение на рис. 4, б.

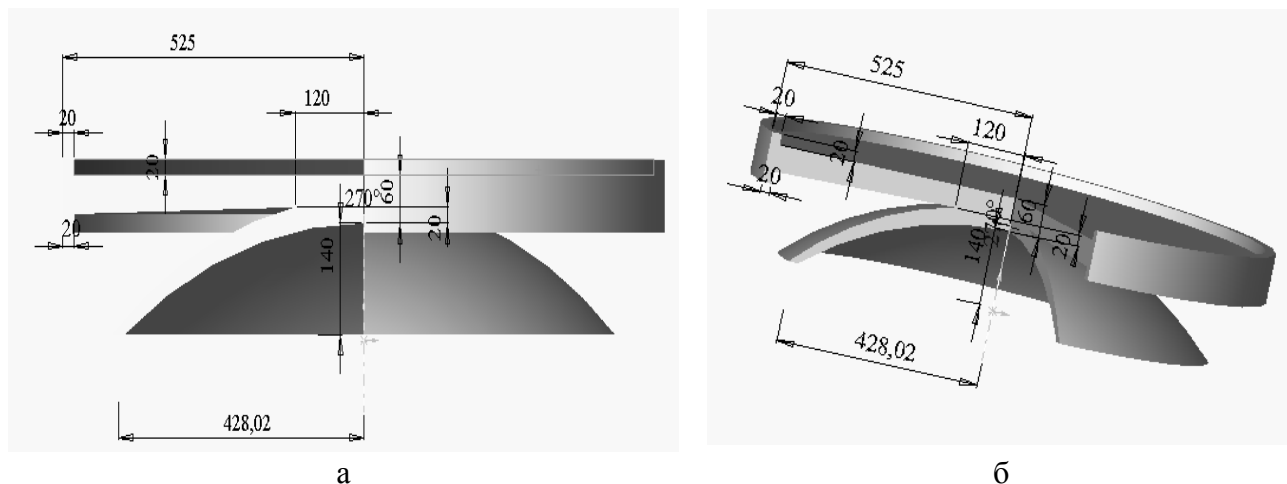


Рис. 4. Чертеж клапана головки низкого давления: а – чертеж клапана; б – объемное изображение

Затем ведется разработка оригинальных программ для проектирования и расчета основных параметров литейных машин или используются уже имеющиеся программы и пакеты программ. Объемное изображение формовочного блока с импульсной головкой низкого давления, подачей оснастки, дозированной засыпкой смеси и протяжкой модели дано на рис. 5.

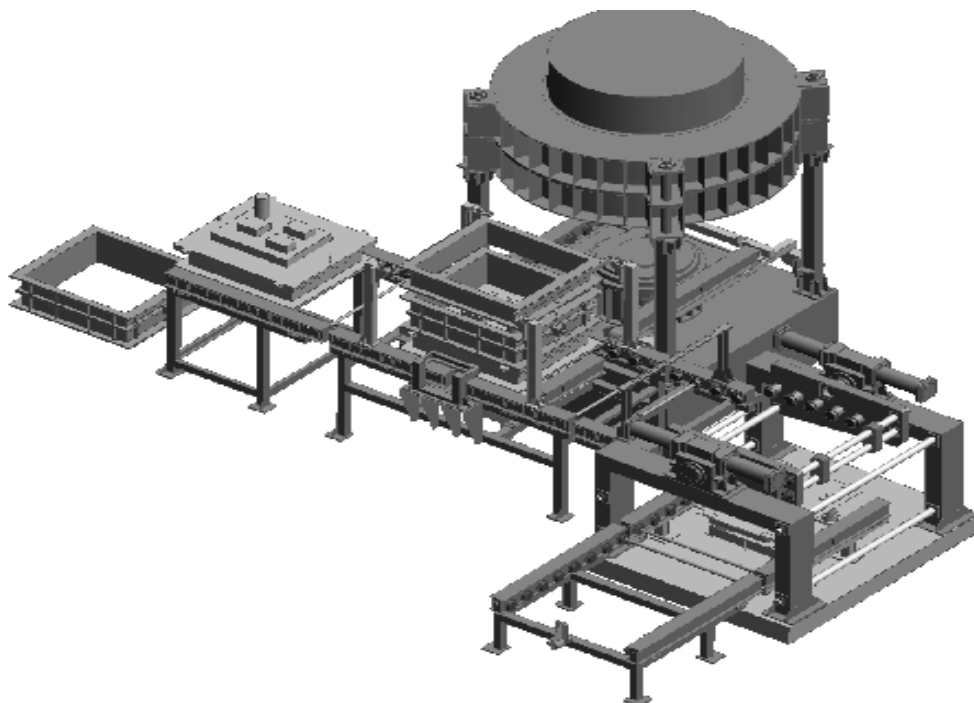


Рис. 5. Формовочный блок импульсной формовки низкого давления

Далее показаны сборочный чертеж головки высокого давления (рис. 6) и чертеж ее детали – клапана (рис. 7).

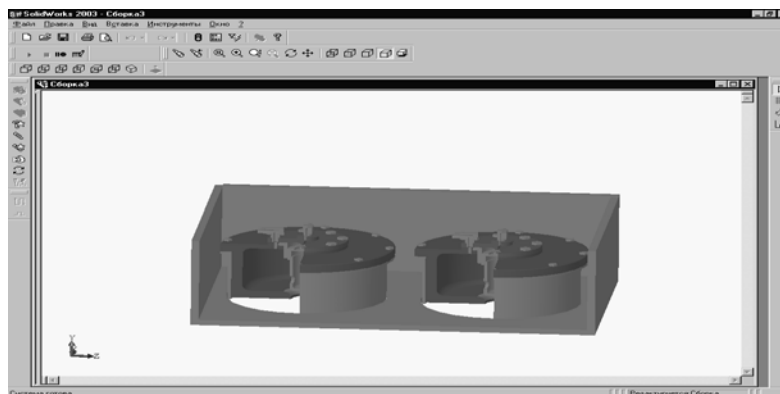


Рис. 6. Сборочный чертеж головки высокого давления

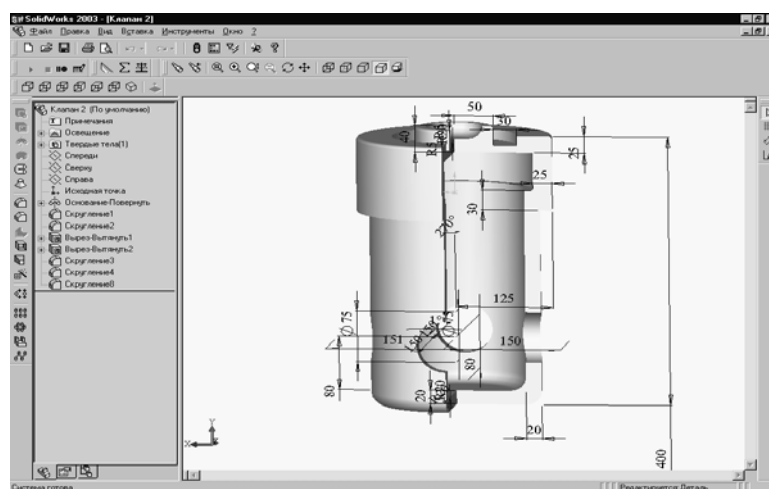


Рис. 7. Чертеж клапана головки высокого давления

ВЫВОДЫ

Работа в пакете при диалоговом методе автоматизированного проектирования значительно облегчает конструкторскую работу и уменьшает количество возможных чертежных ошибок. В результате проведенной работы получены чертежи импульсных головок и общего вида формовочной машины. Это вклад в создание банка данных для диалогового режима объемного проектирования.

ЛИТЕРАТУРА

1. Гунько І. І. Автоматизоване проектування ливарних машин на прикладі імпульсних формувальних агрегатів: методичний посібник з грифом ISBN / І. І. Гунько, С. В. Порохня. – Краматорськ.: ДДМА. – 2005. – 104 с.
2. Батищев Д. И. Методы оптимального проектирования: учеб. пособие для вузов / Д. И. Батищев. – М.: Радио и связь, 1984. – 284 с.
3. Останин А. Н. Применение математических методов и ЭВМ. Вычислительные методы проектирования оптимальной конструкции: учеб. пособие для вузов / А. Н. Останин, В. А. Гугля, Н. Н. Гурский [и др.]; под ред. А. Н. Останина. – Мн.: Высш. школа, 1989. – 279 с.
4. Гунько І. І. Методика автоматизованого розрахунку на ЕВМ параметрів імпульсної головки низького тиску / І. І. Гунько, В. О. Ковригин // Металл і литве України. – 2003. – № 11–1. – С. 10–11.
5. Гунько І. І. Автоматизований розрахунок параметрів імпульсних головок високого і низького тиску / І. І. Гунько, В. О. Ковригин // Литейне виробництво. – 2003. – № 10. – С. 32–34.
6. Гунько І. І. Методика автоматизованого проектування на ЕВМ імпульсної машини низького тиску / І. І. Гунько, В. О. Ковригин // Сб.: Пути підвищення якості та економічності литейних процесів. – Одеса: ОГУ. – 2003. – С. 61–64.
7. Гунько І. І. До розрахунку працездатності імпульсних формувальних машин і ліній / І. І. Гунько // Методичний посібник з грифом МОН 5-7763-0777-5. – Краматорськ.: ДДМА. – 2003. – 80 с.

УДК 621.74.55

Гулько И. И., Порохня С. В.

ПУТИ УСОВЕРШЕНСТВОВАНИЯ ФОРМОВОЧНОЙ МАШИНЫ

Для построения оптимальной конструкции машины необходимо проводить критический литературный анализ [1–6], результатом которого будет появление новой рациональной схемы машины. Пути усовершенствования могут быть самыми разнообразными, в том числе с использованием известных компьютерных пакетов «STATISTICA», «EXCEL».

Целью данной работы является усовершенствование импульсной машины путем нахождения оптимальной формы несущей части конструкции машины – колонны. Для этого (после составления расчетной схемы машины) необходимо: на основании статистических данных определить числовые показатели габаритных размеров проектируемого объекта, сделать основные выводы о его надежности, характере распределения нагрузок, выработать рекомендации по оптимизации расчетных параметров. Для проведения оптимизации рационального сечения колонны проведен выбор формы сечения колонны:

- труба (с наружным диаметром D_n , внутренним диаметром $D_{вн}$);
- прямоугольник (внешняя длина h и внешняя ширина b , внутренняя длина h_1 и внутренняя ширина b_1);
- швеллер (задаем номера профилей – 10, 16, 20, 24, 30, 36).

Дальнейшие расчёты выполнялись на ЭВМ с помощью пакета программ «STATISTICA» [3]. Для этого создаем таблицы для колонн типа труба – из 5 переменных и на 12 возможных вариантов, для колонн с сечением типа швеллер и прямоугольник – из 7 переменных и на 12 вариантов.

Далее определяются моменты сопротивления W для каждого случая. В соответствующей колонке таблиц и вводятся следующие формулы [1, 2, 4]:

- для колонны типа труба:

$$W = 0,17 D^3; \quad (1)$$

- для колонны прямоугольного сечения :

$$W = b \cdot h^3 - b_1 \cdot h_1^3 / 6 \cdot h; \quad (2)$$

- для колонны типа швеллер:

$$W = 0,32(b_1 \cdot \delta_1^3 + b_2 \cdot \delta_2^3). \quad (3)$$

Работая в пакете STATISTICA, выводим значения моментов сопротивления. Далее в задаются значения количества колонн n (2 и 4 штук для каждого типа сечений). Затем в определяются изгибающие напряжения $\sigma_{и}$:

$$\sigma_{и} = 2306850 / W \times n. \quad (4)$$

По полученным данным строятся линейные графики.

Путь построения трехмерных графиков следующий [5, 6, 7].

1. Рационально выбирается диапазоны размеров колонн (с любым шагом) и заносятся в таблицы.

2. Проводятся расчеты:

- назначаются условия работоспособности конструкции:

$$\sigma_{и} \geq [\sigma]_{и}; \quad (5)$$

- с учетом запаса прочности (1,5...2), тогда:

$$[\sigma]_{и} = (1,5 \dots 2) \sigma_{и}; \quad (6)$$

- принимается материал для изготовления колонны, пусть Сталь3, для которой

$$[\sigma]_{и} = 100 \text{ МПа}; \quad (7)$$

- тогда, все колонны будем проверять на работоспособность по условию:

$$(1,5 \dots 2) \sigma_{и} = 100. \quad (8)$$

3. Для определения изгибающего момента по формулам (1) – (4) принимается, что импульсная машина уплотняет смесь в опоках с габаритными размерами 1000 × 800 × 300 мм и результаты заносятся в таблицы.

4. Строятся линейные графики.

5. Для построения трехмерного графика воспользуемся командой «Построение поверхности». В открывшемся окне задаются переменные W , n и σ_u , выбираются тип графика и программа выдает соответствующие трехмерные графики.

6. Строится сводный график, помогающий получить оптимальную по затратам и прочности конструкцию колонны формовочной машины.

Покажем действие указанной методики на примере расчета колонны импульсной машины «типа труба». Для колонн типа труба назначаем – наружный диаметр – D_n от 100 до 350 мм, внутренний диаметр – $D_{вн}$ от 50 до 300 мм с шагом 5 мм. Исходные данные заносим в таблицу пакета «STATISTICA» (рис. 1).

	1	2	3	4	5
	D, см	d, см	W, см	n, шт	σ , МПа
1	10	5	170	2	678,4853
2	15	10	573,75	2	201,0327
3	20	15	1360	2	84,81066
4	25	20	2656,25	2	43,42306
5	30	25	4590	2	25,12908
6	35	30	7288,75	2	15,82473
7	10	5	170	4	339,2426
8	15	10	573,75	4	100,5163
9	20	15	1360	4	42,40533
10	25	20	2656,25	4	21,71153
11	30	25	4590	4	12,56454
12	35	30	7288,75	4	7,912365

Рис. 1. Исходные данные и результаты расчёта колонны «типа труба»

По результатам расчета строится график зависимости напряжений изгиба от момента сопротивления. При увеличении момента сопротивления, а значит и диаметров колонн, напряжения изгиба падают.

Для определения оптимального варианта для колонны типа труба, строится объёмный график (рис. 2).

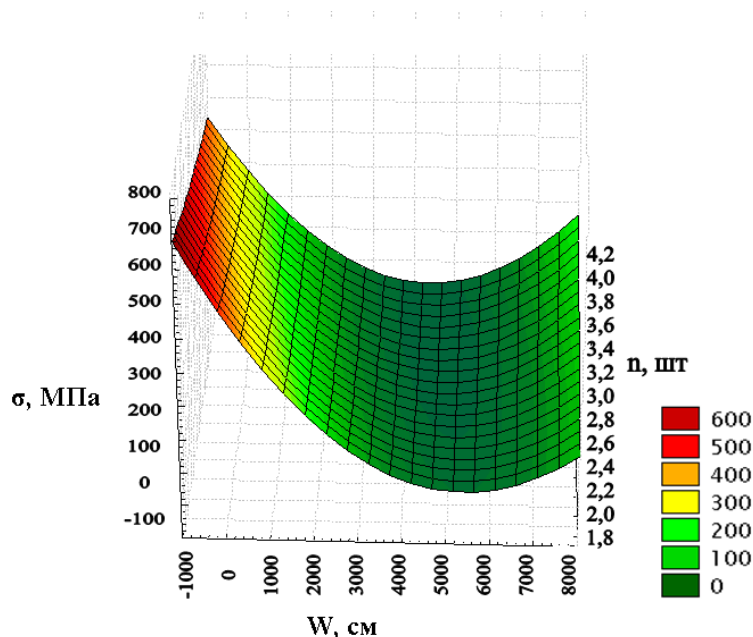


Рис. 2. График зависимости напряжений изгиба от размера и количества колонн

Из графика (рис. 2) видим, что условию формулы (8) отвечают варианты, когда установлены две колонны диаметрами $D_n = 250$ и $D_{вн} = 200$ мм или четыре колонны диаметрами $D_n = 200$ и $D_{вн} = 150$ мм.

Покажем также действие указанной методики на примере расчета колонны прямоугольного сечения. Выбираем диапазоны (с любым шагом) размеров колонн и заносим в таблицу пакета «STATISTICA» (рис. 3).

	1	2	3	4	5	6	7
	b, см	h, см	b ₁ , см	h ₁ , см	W, см ²	n, шт	σ, МПа
1	15	10	10	5	229,1667	2	503,3127
2	20	15	15	10	583,3333	2	197,73
3	25	20	20	15	1104,167	2	104,46113
4	30	25	25	20	1791,667	2	64,377209
5	35	30	30	25	2645,833	2	43,594016
6	40	35	35	30	3666,667	2	31,457045
7	15	10	10	5	229,1667	4	251,65636
8	20	15	15	10	583,3333	4	98,865
9	25	20	20	15	1104,167	4	52,230566
10	30	25	25	20	1791,667	4	32,188605
11	35	30	30	25	2645,833	4	21,797008
12	40	35	35	30	3666,667	4	15,728523

Рис. 3. Исходные данные и результаты расчёта колонны прямоугольного сечения

Выбираем для колонн типа прямоугольник пустотелый длину его стороны от 100 до 350 мм и ширину от 50 до 300 мм.

Для выполнения статистической обработки предварительные расчеты должны быть проведены заранее, как и в предыдущем примере. Пользуясь методикой работы на компьютере в пакете «STATISTIKA», заполним таблицу (рис. 3). По таблице строим график зависимости напряжений изгиба от момента сопротивления. Результат построения показывает, что при увеличении момента сопротивления, а значит и размеров колонн, напряжения изгиба падают. Чтобы определить оптимальный вариант для колонны прямоугольного сечения, строим объёмный (рис. 4).

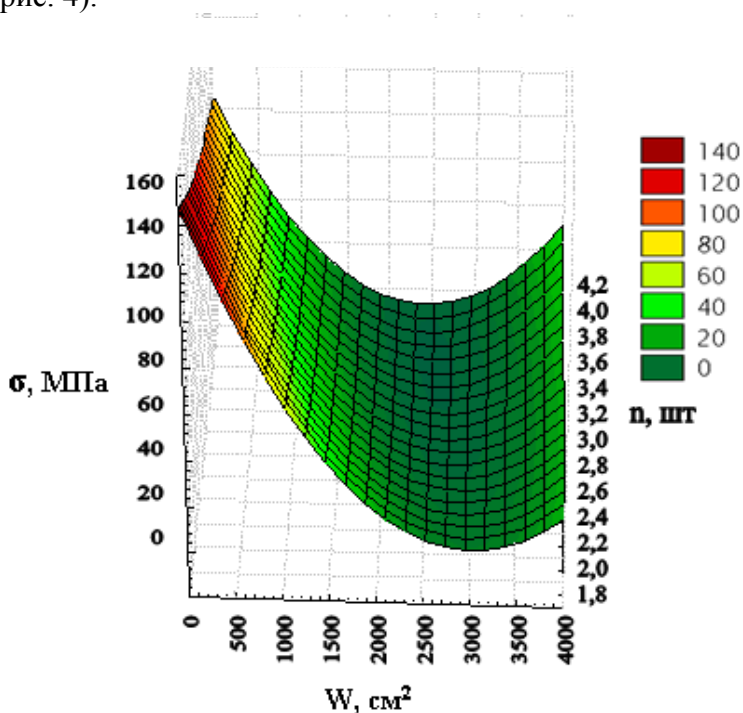


Рис. 4. Зависимость напряжений изгиба от размера и количества колонн

Условию формулы (8) отвечают варианты, когда установлены две колонны с внешними размерами 350 × 300 мм и внутренними – 300 × 250 мм или четыре колонны с внешними размерами 250 × 200 мм и внутренними – 200 × 150 мм.

Покажем работу указанной методики на примере колонны типа швеллер. Для колонн типа швеллер задаем размеры швеллеров с номерами профилей: 10, 16, 20, 24, 30, 36. Для выполнения статистической обработки предварительные расчеты должны быть проведены заранее, как и в предыдущих примерах. Пользуясь методикой работы на компьютере в пакете «STATISTIKA», заполнить таблицу строим график зависимости напряжений изгиба от момента сопротивления (рис. 5).

	raset						
	1	2	3	4	5	6	7
	b ₁ , см	b ₂ , см	δ ₁ , см	δ ₂ , см	W, см ²	n, шт	σ, МПа
1	10	4,6	0,45	0,76	293,054	2	393,5879
2	16	6,4	0,5	0,84	579,3306	2	199,0962
3	20	7,6	0,52	0,9	835,256	2	138,0924
4	24	9	0,56	1	1321,478	2	87,28292
5	30	10	0,65	1,1	2154,875	2	53,52631
6	36	11	0,75	1,26	3719,164	2	31,01302
7	10	4,6	0,45	0,76	293,054	4	196,794
8	16	6,4	0,5	0,84	579,3306	4	99,54809
9	20	7,6	0,52	0,9	835,256	4	69,0462
10	24	9	0,56	1	1321,478	4	43,64146
11	30	10	0,65	1,1	2154,875	4	26,76315
12	36	11	0,75	1,26	3719,164	4	15,50651

Рис. 5. Исходные данные и результаты расчёта колонн типа швеллер в пакете «STATISTIKA»

Анализ результатов расчета показывает, что при увеличении момента сопротивления, а значит и размеров колонн, напряжения изгиба также падают, как для прямоугольного и круглого сечений. Чтобы определить оптимальный вариант для колонны типа швеллер, строим объёмный график (рис. 6).

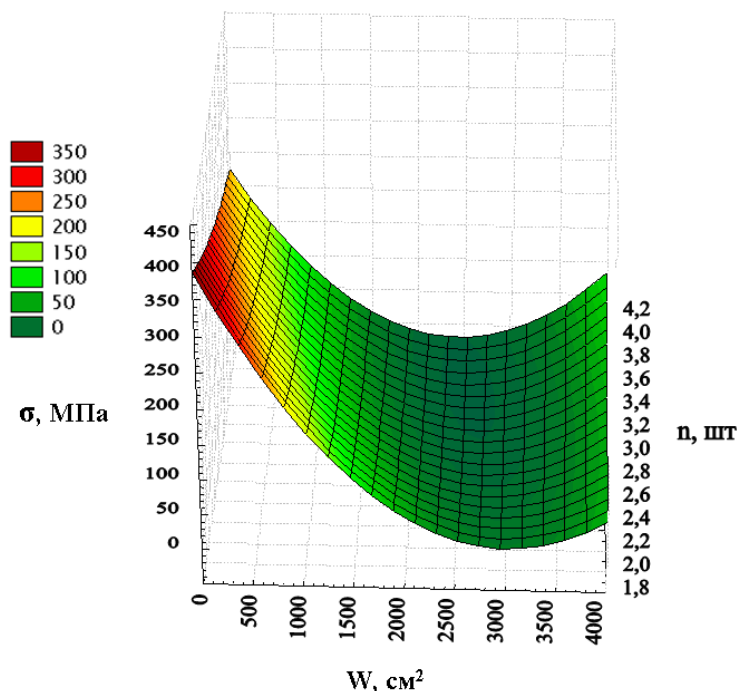


Рис. 6. Зависимость напряжений изгиба от размера и количества колонн типа швеллер

Оптимальным вариантом являются, когда установлены две колонны с номером профиля 30 или четыре колонны с номером профиля 24.

Итак, в результате расчёта мы выявили общую зависимость для всех колонн: при увеличении размеров и количества колонн напряжения изгиба падают. Определили оптимальный вариант по каждому виду колонн.

Анализ выбранных вариантов всех трех типов колонн представлен на рис. 7.

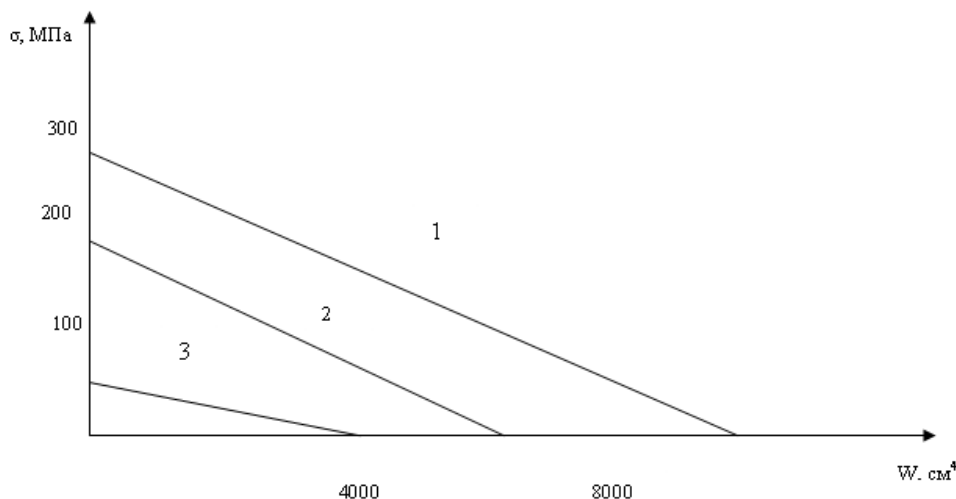


Рис. 7. Зависимости напряжений изгиба от момента сопротивления для колонн различных сечений: 1 – колонна типа труба; 2 – типа прямоугольник; 3 – типа швеллер

Наибольшей жёсткостью обладают колонны, выполненные из швеллера, меньшей – прямоугольного сечения и наименее жёсткие колонны, выполненные из труб (рис. 7). Наиболее оптимальным вариантом является установка колонн типа швеллер. Правда, в некоторых случаях возможна установка колонн прямоугольного сечения или колонн типа труба, так как они при определённых габаритных размерах отвечают условию работоспособности конструкции. Поэтому при выборе количества колонн следует исходить не только из условия работоспособности, но и принимать во внимание конструктивные особенности машины и безопасность. Поэтому установка четырёх колонн для данной машины наиболее оптимальный вариант. Кроме того, если имеется общая для всех случаев область, в которой при всех типах конструкции колонн выдерживается условие надежности машины, то тогда выбирается более дешевый тип колонны.

ВЫВОДЫ

Использование ЭВМ для расчёта позволяет значительно сэкономить время и сделать более точный и глубокий анализ влияния конструктивных параметров узлов машин на прочностные характеристики конструкции.

ЛИТЕРАТУРА

1. Гунько І. І. До розрахунку працездатності імпульсних формувальних машин і ліній: методичний посібник з грифом МОН 5-7763-0777-5 / І. І. Гунько. – Краматорськ: ДДМА, 2003. – 80 с.
2. Горский А. И. Расчеты машин и механизмов автоматических линий / А. И. Горский. – М.: Машиностроение, 1980. – 300 с.
3. Орлов Г.М. Автоматизация и механизация процесса изготовления литейных форм / Г. М. Орлов. – М.: Машиностроение, 1988. – 264 с.
4. Гунько І. І. Автоматизоване проектування ливарних машин на прикладі імпульсних формувальних агрегатів: методичний посібник з грифом ISBN / І. І. Гунько, С. В. Порожня. – Краматорськ: ДДМА, 2005. – 104 с.
5. Гунько І. І. Методика автоматизованого расчета на ЭВМ параметров импульсной головки низкого давления / І. І. Гунько, В. О. Ковригин // Металл и литье Украины. – 2003. – № 11–12. – С.10–11.
6. Гунько І. І. Автоматизований расчет параметров импульсных головок высокого и низкого давления / І. І. Гунько, В. О. Ковригин // Литейное производство. – 2003. – № 10. – С. 32–34.

УДК 621.746.221

Дан Л. А.

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ФГМ КАК СПОСОБ ПОВЫШЕНИЯ РАЗГАРОСТОЙКОСТИ ЧУГУННЫХ И СТАЛЬНЫХ ОТЛИВОК

При эксплуатации большого количества теплонапряженных конструкций и изделий в металлургии, энергетике, машиностроении нередко наблюдается растрескивание поверхностного слоя деталей и его последующее выкрашивание. В некоторых случаях такой механизм разрушения – образование сеток трещин (сеток разгара) определяет долговечность конструкций, механизмов и машин. Появление сеток разгара в результате периодических нагревов и охлаждений характерно для рабочих поверхностей сталеразливочных поддонов и изложниц, прокатных валков, роликов МНЛЗ, деталей печной арматуры, выпускных клапанов двигателей внутреннего сгорания и т. д.

Нет единого мнения о причинах образования сетки разгара. Первые систематические исследования явления разгара металла под действием периодических нагревов и охлаждений провел Д. К. Чернов [1]. Он изучал образование разгара в канале стального орудия при сгорании пороха во время стрельбы и показал, что тонкий поверхностный слой стали при горении пороха нагревается и расширяется в направлении радиуса ствола орудия. Слои металла оказывают влияние друг на друга, поэтому при расширении они пластически деформируются и уплотняются. После выстрела массивная часть пушки за счет теплопроводности охлаждает нагретый слой внутреннего канала ствола. Так как расширение металла происходило не свободно, а с уплотняющей деформацией, то при усадке сталь не может вернуться к первоначальному объему и между отдельными слоями ее происходят надрывы. Эти надрывы при очередных теплосменах расширяются, пока не образуют замкнутых петель сетки разгара. Таким образом, Д. К. Чернов развил механическую теорию образования сетки разгара в различных металлах.

В работе [2] автор считает, что образование сетки разгара на поверхности чугуновой изложницы связано, в первую очередь, с ростом чугуна, а также с внутренними напряжениями в металле. Напряжения в чугуне возникают из-за периодических нагревов и охлаждений во время заполнения изложницы сталью, затвердевания слитка и охлаждения изложницы после извлечения из нее слитка. В работе [3] главной причиной возникновения сетки разгара автор считает не рост чугуна, а напряжения в металле из-за возникающих значительных градиентов температуры во время ее эксплуатации.

Целью настоящей работы было дальнейшее развитие представлений о разгаре поверхности металлических изделий при периодических нагревах и охлаждениях и поиск путей его замедления.

При исследовании механизма взаимодействия поверхностных слоев металла с окружающей атмосферой провели исследование порошкообразных образцов серого чугуна и низкоуглеродистой стали на дериватографе «Derivatograph-1500». Методика проведения эксперимента подробно описана в работах [4–7]. При проведении исследований в конические кварцевые тигли помещали навески порошка серого чугуна (содержание химических элементов, % масс.: С – 3,83; Si – 0,76; Mn – 1,41; S – 0,08; P – 0,044) и низкоуглеродистой стали (содержание химических элементов, % масс.: С – 0,05; Si – 0,5; Mn – 0,82; S – 0,03; P – 0,044) со средним размером зерен ~ 0,2 мм массой 1 г. Скорость нагрева образцов в воздушной среде

была постоянной во всех опытах – 10 град/мин. Максимальная температура нагрева была 1200 °С.

В процессе нагрева образцов в дериватографе фиксировали изменение их массы по ходу опыта, скорость изменения массы и выделение или поглощение тепла вследствие протекания химических реакций окисления - восстановления различных элементов. Пример дериватограммы приведен на рис. 1. По оси абсцисс графика отложено время нагрева (от 0 до 120 мин). По оси ординат – температура (кривая Т), изменение массы образца (кривая TG), скорость изменения массы образца (кривая DTG) и выделение или поглощение тепла в образце во время его нагрева (кривая DTA).

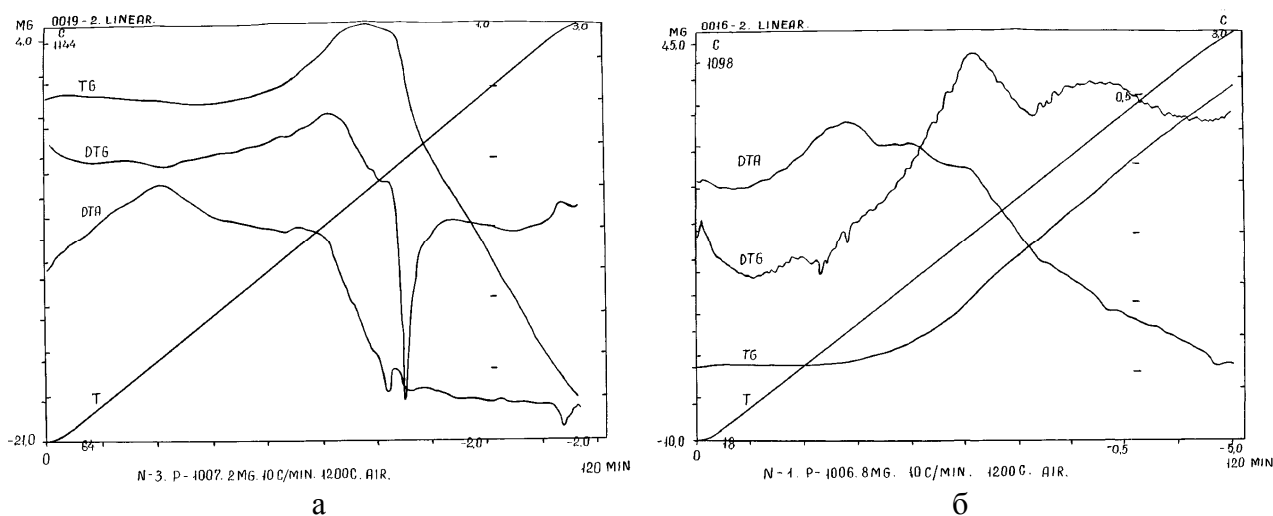


Рис. 1. Пример дериватограмм: а – сталь; б – чугун

По ходу опытов как с порошком стали, так и с порошком чугуна (см. рис. 1) отмечали увеличение массы образцов после нагрева их до температур более 600 °С. Однако, начиная с температур более 800 °С, для проб чугуна наблюдали резкое уменьшение массы.

Для объяснения полученных закономерностей проанализировали кривую поглощения – выделения тепла, снятую во время дериватографических исследований. При нагреве и стальных и чугунных образцов во всех опытах сначала отмечали выделение тепла, затем – его поглощение.

Очевидно, что и изменение массы образцов и тепловой эффект протекавших в тигле дериватографа реакций является результатом реализации двух тенденций: окисления железа (увеличение массы) и восстановления образовавшихся оксидов, сопровождающего реакцию газификации углерода (убыль массы).

Во всех опытах первый, небольшой по величине, пик эндоэффекта наблюдали при температурах около 300 °С. Он не сопровождался изменением массы образца. Наиболее вероятной его причиной могла стать релаксация напряжений, возникших при подготовке проб чугуна и стали.

Окисление при более высоких температурах Fe до FeO, Fe₃O₄ и Fe₂O₃ протекало с эндоэффектом.

При переходе во время нагрева образцов через критические точки диаграммы железо – углерод также регистрировали перегибы на кривой DTA не отражавшиеся на ходе кривой TG.

Заметное поглощение тепла, начинавшееся в системе выше 1000 °С только в образцах чугуна (см. рис. 1, б), наиболее вероятно являлось следствием восстановления оксидов

железа монооксидом углерода по схеме $\text{Fe}_2\text{O}_3 \rightarrow \text{Fe}_3\text{O}_4 \rightarrow \text{FeO} \rightarrow \text{Fe}$. При этом окисление углерода, содержащегося в чугуне, до СО шло с выделением тепла. Одновременно в экспериментах отмечалось уменьшение массы образцов.

Рассматривая процесс окисления, следует иметь в виду, что объем продуктов реакции – оксидов ($V_{\text{ок}}$) отличается от объема атомов металла ($V_{\text{ме}}$). При окислении железа до высшего оксида Fe_2O_3 $V_{\text{ок}}$ превышает $V_{\text{ме}}$ более, чем в два раза [8]. В слое окарины развиваются значительные механические напряжения, которые усиливают эффект действия напряжений в металле детали, и приводят к растрескиванию ее поверхности.

На основании проведенных исследований было предложено для замедления окисления и образования сетки разгара на металлических изделиях насыщать поверхностные объемы металла атомами элементов, которые бы при взаимодействии с кислородом образовывали плотные оксиды, объем которых был бы близок к объему атомов самих элементов [9]. Для железа такими элементами могут стать Ca, Mg, Al и др. Таким образом, положительный эффект будет достигнут путем создания функционально-градиентного материала (ФГМ) на основе рядовой стали или чугуна.

Для создания ФГМ с повышенной разгаростойкостью рабочей поверхности на основе серого чугуна в лабораторных условиях была реализована серия опытов, связанная с насыщением поверхности образцов атомами Ca, Mg, Al, Si, Ti за счет термодиффузии в условиях имитирующих эксплуатационные.

Образцы серого доэвтектического чугуна диаметром 30 и длиной 160 мм помещали в нагревательную установку, обеспечивавшую их торцевой нагрев. При этом «горячий» край образцов находился в рабочей камере установки при 1000 °С (в течение всего времени опыта он контактировал с одной из засыпок, в состав которых входили соединения кальция, магния, кремния или алюминия), а «холодный» был выпущен наружу и периодически охлаждался водой. От начала опыта до его завершения проводили по 50 термоциклов, состоявших из периода нагрева – 25 мин и периода охлаждения «холодного» конца образцов – 5 мин.

После завершения опытов измеряли длину, диаметр «горячего» конца и массу образцов. На рис. 2 представлены результаты вычисления среднего относительного изменения размеров (роста) образцов в двух взаимно перпендикулярных плоскостях в зависимости от состава засыпки.

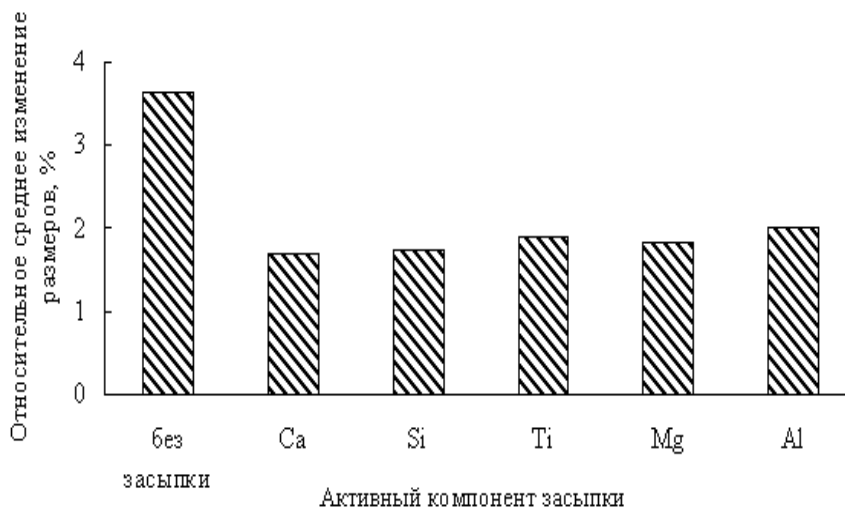


Рис. 2. Изменение размеров образцов в зависимости от материала засыпки

Анализ полученных результатов показывает, что создание на рабочей поверхности чугуновых образцов защитного слоя, содержащего атомы Ca, Mg, Al, Si, Ti позволяет в 1,8–2,3 раза уменьшить рост чугуна при эксплуатации в условиях высоких температур. При этом наиболее эффективное воздействие из исследованных элементов оказывает кальций и кремний; несколько меньшее – магний и титан.

Данные по относительному увеличению массы образцов в ходе опытов хорошо коррелируют с приведенными выше: минимальное относительное увеличение массы образцов вследствие окисления отмечали при использовании засыпок, содержащих кальций и кремний.

ВЫВОДЫ

Таким образом, проведенные исследования кинетики окисления чугуна и стали при высоких температурах, позволили выработать новый подход в создании разгаростойких материалов. Получение за счет термодиффузии, протекающей в период эксплуатации, на основе рядовых сталей и чугунов функционально-градиентных материалов, содержащих кальций и кремний в рабочем слое, обеспечивает снижение интенсивности образования сетки разгара на ней.

ЛИТЕРАТУРА

1. Чернов Д. К. О выгорании каналов в стальных орудиях // *Избранные труды по металлургии и металловедению* / Д. К. Чернов. – М.: Наука, 1983. – С. 119 – 133.
2. Николайчик Н. П. Повышение стойкости чугуновых изложниц / Н. П. Николайчик. – М.: Металлургиздат, 1956. – 235 с.
3. Блинов Н. И. Производство и стойкость изложниц / Н. И. Блинов // *Сталь*. – 1949. – № 11. – С. 1021 – 1032.
4. Особенности механизма образования сетки разгара на стальных и чугуновых изделиях / А. М. Скребцов, Б. А. Павлюк, М. Г. Крашенинников, Л. А. Дан // *Изв. вузов. Черная металлургия*. – 1990. – № 3. – С. 86 – 88.
5. Скребков А. М. Исследование свойств чугуна изложниц после их эксплуатации / А. М. Скребцов, М. Г. Крашенинников и др. // *Изв. вузов. Черная металлургия*. – 1991. – № 3. – С. 94 – 97.
6. Скребков А. М. Изменение свойств чугуна изложниц и поддонов для разлива стали во время их термоциклирования / А. М. Скребцов, М. Г. Крашенинников, Ю. А. Демченко // *Изв. вузов. Черная металлургия*. – 1992. – № 5. – С. 93 – 94.
7. Изменение свойств чугуна изложниц и поддонов в начальный период термоциклической эксплуатации / А. М. Скребцов, М. Г. Крашенинников, Б. А. Павлюк, Ю. А. Демченко // *Изв. вузов. Черная металлургия*. – 1994. – № 5. – С. 72 – 74.
8. Ростовцев С. Т. Теория металлургических процессов / С. Т. Ростовцев. – М.: Металлургиздат, 1956. – 516 с.
9. Роль термодиффузии элементов в чугуне при его термоциклировании с градиентом температуры в металле / А. М. Скребцов, Л. А. Дан, Б. А. Павлюк, Ю. А. Демченко // *Изв. вузов. Черная металлургия*. – 1994. – № 12. – С. 24 – 26.

УДК 621.746.628:536.421.4:658.012

Доній О. М

ІМІТАЦІЙНА МОДЕЛЬ СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ ПРИ КРИСТАЛІЗАЦІЇ

Більшість математичних моделей, що описують процес кристалізації, базуються на рівнянні теплопровідності, що запропоновано Й. Стефаном ще в 1889 р. [1]. Розвиток теоретичних моделей кристалізації привів до створення теорії квазірівноважної двухфазної зони [2], яка задовільно описує процеси масової кристалізації бінарних розплавів і досить широко використовується для опису різноманітних процесів одержання зливоків і відливоків. Проте жодна математична модель не має принципової можливості для детального опису структури, що формується, бо математична задача стає, в цьому випадку, надто громоздкою і не піддається її розв'язку.

Метою роботи є розробка імітаційної моделі структуроутворення при кристалізації алюмінію в різні моменти часу.

В роботі [3] запропонована імітаційна модель структуроутворення при кристалізації, яка поєднує ідею кліткових атомів, які широко застосовуються в синергетиці, та класичні математичні моделі теплопередачі та дифузії. Її особливістю є можливість візуалізації формування структури твердіючого розплаву в процесі обчислювального експерименту. На рис. 1 наведено приклад змодельованої структури (а, б, в), що формується при кристалізації алюмінію в різні моменти часу ($t_1 < t_2 < t_3$), та реальна структура чистого алюмінію (г).

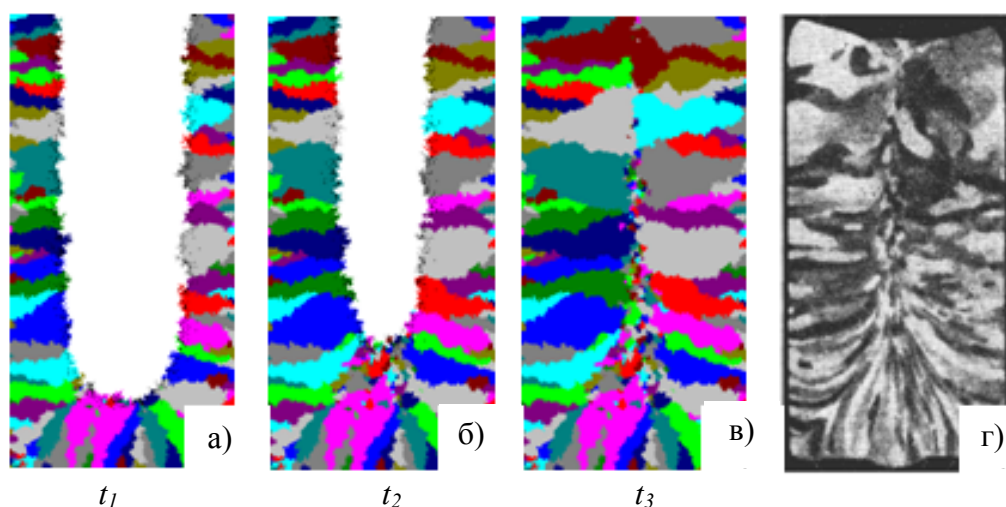


Рис. 1. Змодельована структура (а, б, в), що формується при кристалізації алюмінію в різні моменти часу: $t_1 < t_2 < t_3$ та реальна структура чистого алюмінію (г)

В обчислювальному експерименті з імітаційною моделлю визначали вплив основних параметрів кристалізації (швидкість виникнення нових центрів кристалізації (n) та лінійна швидкість росту кристалів (v)) на формування структури зливка та розміри зерна. Ці залежності для металів та металевих сплавів (при звичайних умовах), як вважається, мають лише зростаючу частину кривої, тому для простоти розрахунків вони були апроксимовані прямими.

Досліджували зливок розміром $0,025 \text{ м} \times 0,025 \text{ м}$ із алюмінію та сплавів Al–10 % Si та Al–5 % Cu. Швидкість охолодження $V_{охл}$ вибрали приблизно $1 \text{ град} \cdot \text{с}^{-1}$, що відповідає реальним умовам. Змінювали інтервал метастабільності і максимальне переохолодження для виникнення нових центрів кристалізації n та інтервал метастабільності і максимальне пере-

охладження для лінійної швидкості росту кристалів v . Зміною максимальних переохолоджень фактично регулюється нахил прямих n і v .

Як показали дослідження, нахил функцій n і v майже не впливає на структуру чистого алюмінію. А найбільший вплив на структуру металу, яка формується в процесі кристалізації, має інтервал метастабільності для утворення центрів кристалізації. Його зменшення призводить до збільшення величини зерна. Це можна пояснити тим, що за досить “легкої” появи центрів кристалізації теплота кристалізації, яка супроводжує процес твердіння і починає виділятися, швидко зменшує переохолодження, і тим самим заважає виникненню нових запалів. Ті кристалики, що з’явилися з самого початку, продовжують свій зріст. Їх кількість відносно мала і величина зерна зростає.

Перевірка даних висновків на сплавах Al + 10,7 % Si і Al + 1,65 % Cu показала, що ця тенденція зберігається, а змінюються тільки кількісні показники.

Результати обчислювального експерименту також показали, що зародки твердої фази з’являються лише на окремі стадії процесу, коли на кривих охолодження спотерігається так звана «лунка», тобто рекалесценція температури. Цей результат співпадає з відомими експериментальними фактами кореляції площини «лунки» на кривих охолодження з механічними властивостями металів та сплавів [4].

Показано на прикладі чистого алюмінію, що зміна швидкості охолодження з $0,1 \text{ град}\cdot\text{с}^{-1}$ до $4,5 \text{ град}\cdot\text{с}^{-1}$ приводить до зменшення розмірів зерен приблизно у 3 рази (з $22,2 \cdot 10^{-7} \text{ м}$ до $6,93 \cdot 10^{-7} \text{ м}$). Підвищення швидкості охолодження приводить до того, що теплота кристалізації, яка виділяється при фазовому перетворенні, досить швидко відводиться в оточуюче середовище і переохолодження знімається повільніше. Тобто умови для появи нових центрів кристалізації зберігаються довше і їх з’являється більше, що призводить до зменшення розмірів зерен в структурі твердого металу. При цьому на кривих охолодження, які також отримані шляхом розрахунків на моделі, змінюється, в першу чергу, часовий інтервал кристалізації.

Показано, що коли при кристалізації формується трьохзонна структура (рис. 2) і розміри зерен в різних зонах різні, то залежність швидкості появи центрів кристалізації має два піки. В початковій фазі кристалізації зародки переважно з’являються біля стінок. Потім переохолодження практично зникає, але за достатньо великої швидкості охолодження воно знов з’являється, що й призводить до появи нових центрів.

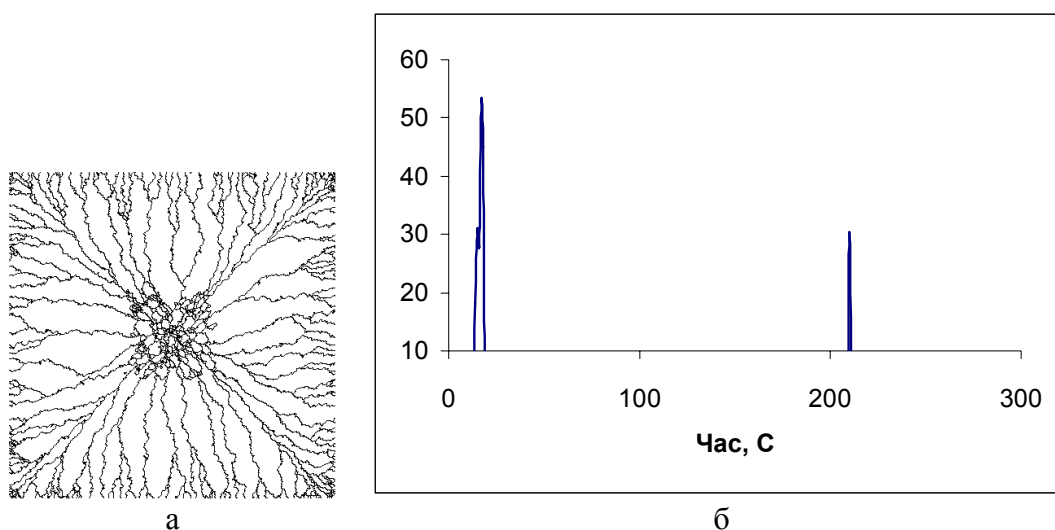


Рис. 2. Змодельована трьохзонна структура алюмінію *a* та залежність швидкості появи центрів кристалізації $\frac{dN}{dt}$ шт·с⁻¹ від часу *b* в обчислювальному експерименті з імітаційною моделлю кристалізації

Дослідили вплив швидкості охолодження ($V_{охл}$) на швидкість росту кількості твердої фази V' . При $V_{охл} = 0,1$ град \cdot с $^{-1}$ її величина в початковий момент кристалізації різко зростає у вузькому проміжку часу, що пояснюється відносно великим переохолодженням у момент, який відповідає участку рекалесценції на кривих охолодження. Потім залежність стає майже постійною і, очевидно, що в цьому випадку можна вважати процес таким, який наближається до рівноважного.

Збільшення швидкості охолодження змінює вид залежності швидкості росту кількості твердої фази V' . Горизонтальна ділянка зникає і V' змінює своє значення на всьому проміжку кристалізації, що свідчить про підвищення ступеня нерівноважності процесу.

Числовий експеримент для дослідження впливу швидкості охолодження на криві охолодження Al та сплавів Al-Si та Al-Cu показав, що їх форма від $V_{ох}$ не залежить, а змінюється тільки часовий інтервал кристалізації.

Залежності кількості утворених центрів кристалізації в процесі фазового перетворення $N = f(t)$ для сплаву Al-10,7% Si при різних швидкостях охолодження $V_{ох}$ (рис. 3) мають практично однаковий вид і відрізняються одна від одної лише за кількісними показниками.

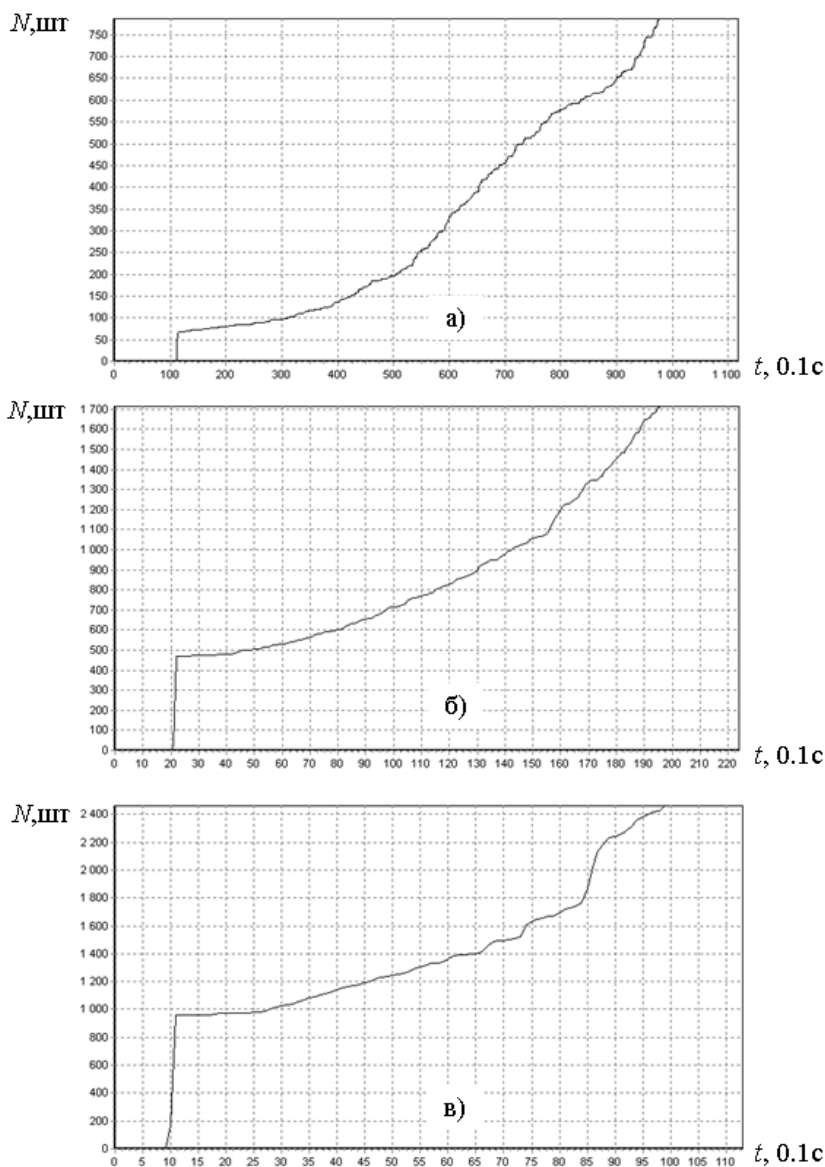


Рис. 3. Кількість центрів кристалізації сплаву Al-10,7% Si при різних швидкостях охолодження ($V_{ох}$): а – $V_{ох} = 0,36$ град \cdot с $^{-1}$; б – $V_{ох} = 1,80$ град \cdot с $^{-1}$; в – $V_{ох} = 3,5$ град \cdot с $^{-1}$

Внаслідок наявності інтервалу метастабільності центри кристалізації починають з'являтися в рідині з деяким запізненням відносно температури ліквідус. Переохолодження в рідині зростає і при встановлених розмірах $0,025 \text{ м} \times 0,025 \text{ м}$ весь об'єм розплаву стає переохолодженим ще до появи першого зародка (функції імітаційної моделі дозволяють спостерігати поширення переохолодження по перетину системи). Тобто теоретичні міркування стосовно принципової нелінійності переохолодженого розплаву підтверджуються в експерименті з моделлю.

Достатньо велике переохолодження спонукає різке збільшення кількості зародків. Причому, чим вище швидкість охолодження, тим вище величина цього стрибка. Потім центри кристалізації утворюються в деякому часовому інтервалі, а швидкість їх появи поступово зменшується до нуля. Проте зберігається взаємозв'язок: при збільшенні швидкості охолодження збільшується кількість центрів кристалізації і зменшується величина зерна в твердій фазі.

Аналізуючи ці залежності можна висловити припущення, що різкий стрибок при утворенні центрів кристалізації спостерігається в разі сильно нелінійного стану середі. Тобто це є характерним проявом біфуркації в системі. Для чистого алюмінію при швидкостях охолодження $V_{\text{ох}} 0,16 \text{ град}\cdot\text{с}^{-1}$ та $3,2 \text{ град}\cdot\text{с}^{-1}$ також існують стрибки на початку кривої залежності кількості центрів кристалізації від швидкості охолодження. Але при $V_{\text{ох}} 0,03 \text{ град}\cdot\text{с}^{-1}$ спостерігається плавний початок цієї залежності, що також можна трактувати, як близькість процесу до рівноважного.

ВИСНОВКИ

Отримані результати підтверджують високу реальність та якість результатів імітаційного моделювання і можна стверджувати, що імітаційна модель передає основні закономірності процесу формування структури металів, тобто вона адекватна і придатна для проведення досліджень.

ЛІТЕРАТУРА

1. Тихонов А. Н. Уравнения математической физики / А. Н. Тихонов, А. А. Самарський. – М.: Наука. – 1977. – 735 с.
2. Борисов В. Т. Теория двухфазной зоны металлического слитка / В. Т. Борисов. – М.: Металлургия. – 1987. – 224 с.
3. Комп'ютерне моделювання структуроутворення при кристалізації металів та сплавів / О. М. Доній, А. А. Кулініч, О. М. Янов, О. О. Рябініна // Фізика і хімія твердого тіла. – 2003. – Том 4. – № 3. – С. 585 – 588.
4. Бялик О. М. Определение качества металла термическим анализом / О. М. Бялик, А. А. Смольский, Д. Ф. Иванчук // Литейное производство. – 1981. – № 5. – С. 4–9.

УДК 661.74:669.14.046.554

Доній О. М., Котляр С. М., Кулініч А. А., Фесенко М. А.

ВПЛИВ МІКРОЛЕГУВАННЯ ТИТАНОМ, БОРОМ ТА ВУГЛЕЦЕМ НА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ СПЛАВІВ СИСТЕМИ Al–Zn–Mg–Cu ПІСЛЯ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ

Серед високоміцних алюмінієвих сплавів, в яких основною матричною фазою є твердий розчин на основі алюмінію, сплави системи Al–Zn–Mg–Cu характеризуються найбільш високими значеннями міцності, корозійної стійкості, доброю зварюваністю. Широкий спектр півфабрикатів [1] (прутки, профілі, панелі, труби, листи, плити, поковки, штампування та інші) із сплавів системи Al–Zn–Mg–Cu виготовляється з використанням деформівних технологій. Значно в меншій мірі сплави цієї системи використовуються для виготовлення виливок. Одна з основних причин – висока схильність до утворення кристалізаційних тріщин під дією усадкових напружень, як і в сплавах системи Al–Cu–Mn–Ti.

Підвищення технологічних і механічних властивостей високоміцних алюмінієвих сплавів системи Al–Zn–Mg–Cu у разі виготовлення виробів методами лиття дає додаткові можливості у вирішенні проблем енерго- та металосбереження.

У промислових сплавах системи Al–Zn–Mg–Cu вміст основних легуючих компонентів і домішок змінюється в досить широких межах: (0,8–6,5) % Zn; (0,6–2,8) % Mg; (0,3–3,0) % Cu; (0,2–0,8) % Mn; до 0,25 % Cr; до 0,2 % Zr чи Ti; до 1 % Fe ; (0,05–1,5) % Si. Враховуючи це, в якості об'єктів досліджень виділені дві групи сплавів системи Al–Zn–Mg–Cu у різних областях концентрацій основних легуючих компонентів:

- сплави із співвідношенням $Zn / Mg > 1$, які за хімічним складом відповідають промисловим маркам В95, В93, АЦ4Мг;
- сплави із співвідношенням $Zn / Mg < 1$, які за хімічним складом відповідають промисловим ливарним сплавам типу ВАЛ11.

Сплави в області концентрацій $Zn / Mg > 1$ характеризуються більш високими характеристиками міцності, а сплави з $Zn / Mg < 1$ мають більш високу пластичність і зварюваність.

Мідь у складі сплавів підвищує міцність після термічної обробки. Разом із тим, питання щодо оптимального вмісту міді залишається актуальним. Спостерігається тенденція до зменшення вмісту міді в сплавах системи Al–Zn–Mg–Cu для забезпечення комплексу механічних та спеціальних властивостей.

Метою даної роботи було дослідження хімічного складу високоміцного алюмінієвого сплаву Al–Zn–Mg–Cu.

В роботі розглянули сплави із співвідношенням $Zn / Mg > 1$ та $Zn / Mg < 1$.

Типовість, в певній мірі, фазового складу і структури визначає і типовість комплексу проблем технологічного рівня, які виникають при виготовленні виробів з високоміцних деформівних і ливарних сплавів системи Al–Zn–Mg–Cu, незалежно від співвідношення цинку й магнію.

Внаслідок розвинення усадкових напружень деформівні і ливарні сплави схильні до утворення тріщин у процесі твердіння зливоків або виливків. Різниця полягає в тому, що тріщини кристалізаційного походження в деформівних півфабрикатах із сплавів системи Al–Zn–Mg–Cu можуть бути усунені в процесі наступної деформації. Виявлення таких дефектів в виливках по суті визначає повернення їх в переплави. Тріщини в об'ємі виливка, не виявлені після лиття, є чинником зниження механічних властивостей після термічної обробки.

Для підвищення рівня властивостей застосовуємо легування лігатурою AlC0,8Ti0,7.

Сплави із співвідношенням $Zn / Mg < 1$ виготовляли в лабораторній печі опору в графітошамотному тиглі. Під час плавки температура рідкого металу підтримувалася на рівні $(710 \pm 10)^\circ C$. Зміна хімічного складу досягалася шляхом дошихтовки подвійними лігатурами та сплавами алюмінію з міддю, магнієм, титаном та іншими елементами. Час витримки після вводу певного елемента становив 15 хвилин. Механічні випробування проводилися на стандартних зразках із діаметром робочої частини 12 мм. Зразки кристалізувалися в металевій формі, піддавалися термічній обробці (гомогенізації, гартуванню та штучному старінню). За результатами випробувань визначалися міцність на розрив, границя текучості, відносне подовження.

Як відмічалось вище, мідь у сплавах системи $Al-2,5\% Zn-5,5\% Mg-0,35\% Cu$ забезпечує зниження схильності сплавів до корозійного розтріскування під напругою. Разом із тим відмічається, що збільшення вмісту міді [2], вище 0,3%, приводить до посиленого утворення тріщин при зварюванні. При розробці сплавів даної системи з покращеними зварювальними властивостями простежується чітка тенденція до мінімізації кількості міді. Прикладом є сплав 1970 на основі системи $Al-Zn-Mg$, в якому вміст цинку, магнію й домішок відповідає сплаву В95, а кількість міді зменшена більше ніж в 4 рази і становить $(0,2-0,4)\%$. Для подрібнення зерна введено скандій.

У зварювальних сплавах, які за складом знаходяться в області співвідношень $Zn / Mg < 1$ при вмісті міді, що перевищує 0,6% (від маси сплаву, далі мас.), утворюється нерівноважна евтектика $\alpha + T$ (Al, Mg, Zn, Cu), яка погано розчиняється під час гомогенізуючого відпалу [3].

Дослідження структури після термічної обробки литих зразків модельного сплаву $Al-2,5\% Zn-5,5\% Mg$ з вмістом міді 0,7% (мас.) показали, що на зниження механічних властивостей впливає T -фаза.

У структурі литого сплаву з 0,35% (мас.) виявлені дрібні виділення інтерметалідів T -фази, а також дислокаційні клубки, наявність яких може свідчити про нерівномірність розподілу легуючих елементів і домішок у твердому розчині після литва і частковий розпад ділянок пересиченого твердого розчину, які утворилися під час кристалізації.

З отриманих термограм охолодження зразків сплаву $Al-2,5\% Zn-5,5\% Mg$ мікролегованих міддю було виявлено, що в сплавах з вмістом міді до 0,35% температура кристалізації нерівноважної евтектики $T_{н.е.}$ практично не змінюється в порівнянні з потрійною системою $Al-Mg-Zn$ і становить $445-450^\circ C$ [4].

За результатами мікроструктурного та мікрорентгеноспектрального аналізу встановлено, що фазовий склад дослідних зразків сплавів після литва в металевий кокіль складається з α -твердого розчину магнію, цинку та міді в алюмінії та виродженої евтектики у вигляді надлишкової інтерметалідної T -фази ($Al_2Mg_3Zn_3$), у складі якої виявлені сліди міді.

Порівняння механічних властивостей зразків модельного сплаву $Al-2,5\% Zn-5,5\% Mg$ з різним вмістом міді свідчить про позитивний вплив малих концентрацій міді на характеристики міцності й пластичності сплавів системи $Al-Zn-Mg-Cu$ (табл. 1). Із збільшенням кількості міді зростає розмір структурних складових нерівноважної евтектики, кількість евтектики, що необхідно враховувати під час термічної обробки.

Літературний аналіз показав, що ефект підвищення механічних властивостей і здрібнення зерна проявляється при комплексному легуванні титаном та вуглецем.

Для внесення титану та вуглецю в сплав $Al-2,5\% Zn-5,5\% Mg-0,35\% Cu$ застосовувалася експериментальна лігатура $AlC0,8Ti0,7$ у кількості не більше 1,5% від маси розплаву. Враховуючи це, лігатура $AlC0,8Ti0,7$ вносилися в сплав $Al-2,5\% Zn-5,5\% Mg-0,35\% Cu$ у кількості до 1,2%.

Таблиця 1

Вплив міді на механічні властивості після гартування і штучного старіння
Al – 2,5 % Zn – 5,5 % Mg – 0,35 % Cu

№ сплаву	Вміст міді, % (мас.)	Механічні властивості сплавів		
		σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
1	0,10	364	282	5,5
2	0,20	372	293	5,7
3	0,25	378	301	6,1
4	0,30	387	328	6,4
5	0,35	396	342	6,8
6	0,40	383	327	6,3

Вплив кількості лігатури AlC_{0,8}Ti_{0,7} на механічні властивості литих зразків сплаву Al – 2,5 % Zn – 5,5 % Mg – 0,35 % Cu, підданих ступеневому гартуванню й старінню представлено в табл. 2.

Таблиця 2

Вплив кількості лігатури AlC_{0,8}Ti_{0,7} на механічні властивості сплаву
Al – 2,5 % Zn – 5,5 % Mg – 0,35 % Cu після термічної обробки

№ серії	Вміст додатків, % за масою	Механічні властивості		
	Лігатура Al C _{0,8} Ti _{0,7}	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
1	0,6	426	351	7,8
2	0,7	445	357	8,4
3	0,8	428	354	7,9
4	0,9	422	350	7,7
5	1,0	417	345	7,3

З уводом 0,4 % (мас.) лігатури AlC_{0,8}Ti_{0,7} і більше в литих зразках сплаву Al – 2,5 % Zn – 5,5 % Mg – 0,35 % Cu усувалися невеликі поверхневі макротріщини, що свідчить про позитивний вплив модифікування структури щодо зниження усадкових напружень під час кристалізації.

Металографічні дослідження сплаву Al – 5,5 % Mg – 2,5 % Zn показали, що в литому стані структура модифікованого сплаву, на відміну від структури вихідного сплаву, не має розвинутих осей першого порядку і представлена переважно рівновісним, дрібним зерном (рис. 1). Із збільшенням кількості лігатури AlC_{0,8}Ti_{0,7} середній розмір зерна твердого розчину зменшується. Максимальний ефект подрібнення (до 21 мкм) спостерігається після введення 0,7 % лігатури. Додавання лігатури в кількості до 1,2 % спричиняє ріст зерна.

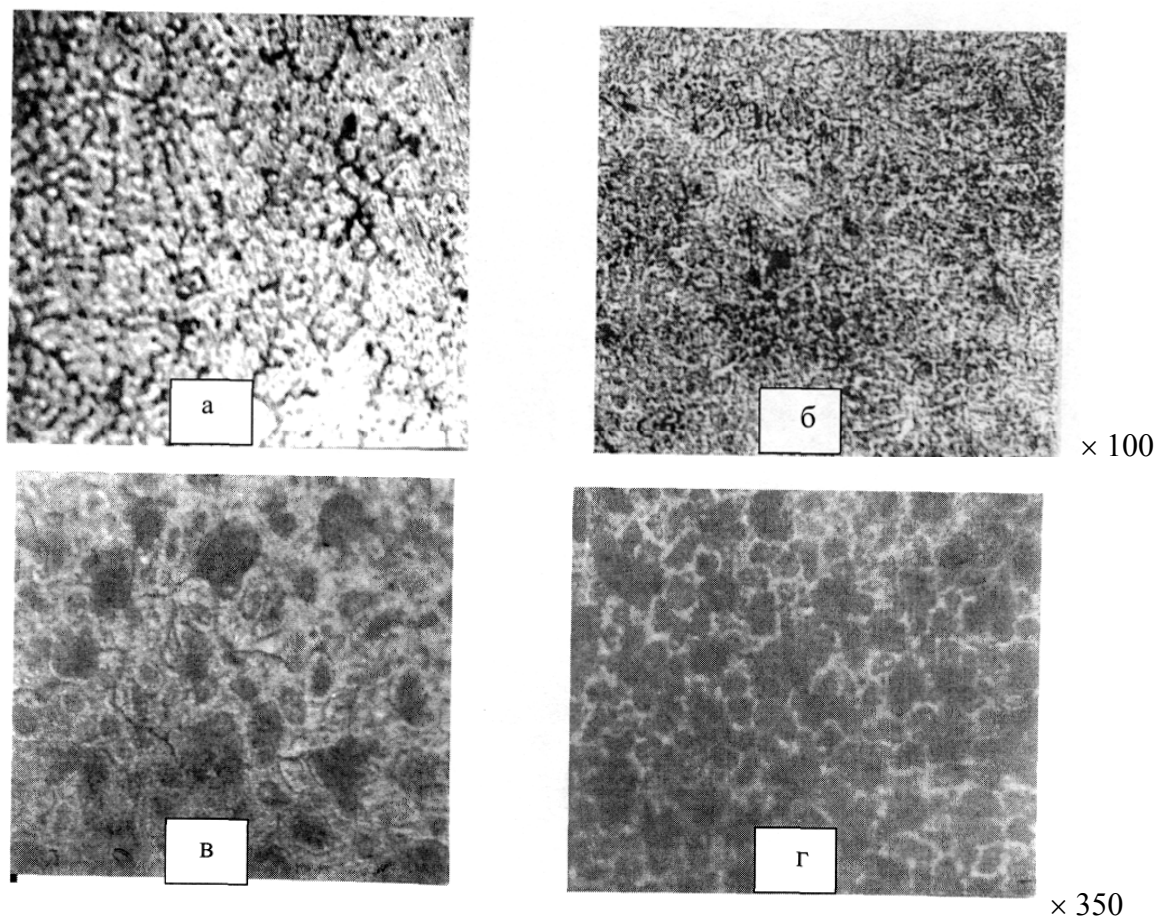


Рис. 1. Вплив лігатури $Al_{0,8}Ti_{0,7}$ на структуру сплаву $Al-2,5\%Zn-5,5\%Mg-0,35\%Cu$ після литва в металеву форму: а – вихідний сплав; б – сплав з 0,7 % лігатури після гартування та старіння; в – вихідний сплав; г – сплав з 0,7 % лігатури

ВИСНОВКИ

В результаті проведених досліджень встановлено, що із збільшенням вмісту міді від 0,3 до 1,1 % в сплавах суттєво змінюється морфологія дендритних зерен твердого розчину в литому стані від рівновісної до орієнтованої. При вмісті міді до 0,3 % (мас.) структура характеризується достатньо дрібним рівновісним зерном. Із збільшенням кількості міді до 1,1 % спостерігається подовження дендритного зерна і утворення стовпчастої зеренної структури.

При введенні лігатури з титаном та вуглецем спостерігається поступове подрібнення макрозерна до 1 мм. Засвоєння лігатури відображає збільшення кількості титану у складі дослідних зразків. Кількість вуглецю оцінювалася розрахунковим шляхом, відповідно вмісту вуглецю в лігатурі і фактичного вмісту титану в сплаві. Рівень засвоєння титану в порівнянні з розрахунковим становив у середньому 85 %.

ЛІТЕРАТУРА

1. Постников Н. С. Упрочнение алюминиевых сплавов и отливок / Н. С. Постников. – М.: Металлургия, 1983. – 119 с.
2. Фридляндер И. Н. Высокопрочные алюминиевые сплавы с цинком, магнием и медью / И. Н. Фридляндер // *Металловед. и термич. обраб. металлов.* – 2003. – № 9. – С. 11 – 13.
3. Мондольфо Л. Ф. Структура и свойства алюминиевых сплавов / Л. Ф. Мондольфо. – М. «Металлургия», 1979. – 639 с.
4. Бялік О. М. Прогноз властивостей металів і сплавів методом комп'ютерного термічного аналізу / О. М. Бялік, О. М. Доній, Л. В. Голуб // *Препринт.* – Київ. – «Політехніка». – 2005. – 116 с.

УДК 621.785.5

Заблоцкий В. К., Дьяченко Ю. Г.

ПРИМЕНЕНИЕ БОРОХРОМОАЛИТИРОВАННЫХ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ В УСЛОВИЯХ АБРАЗИВНО-ЖИДКОСТНОГО И УДАРНО-МЕХАНИЧЕСКОГО ТРЕНИЯ ПО ЗАКРЕПЛЕННЫМ И НЕЗАКРЕПЛЕННЫМ ЧАСТИЦАМ

Известно, что комплексные покрытия бором, хромом и алюминием (борохромоалитирование) на поверхности изделий из углеродистых сталей являются перспективными для применения в промышленности [1]. Борохромоалитированный слой, полученный на углеродистых сталях после насыщения в смеси, содержащей B_4C , $FeCr$, Al_2O_3 , Na_3AlF_6 , обладает высокой абразивной износостойкостью в условиях сухого трения по закрепленным частицам [2]. Однако в литературе отсутствуют данные о применении изделий изготовленных из углеродистых сталей с борохромоалитированным покрытием в условиях абразивного трения.

Целью работы является исследование борохромоалитированных поверхностных слоев в условиях абразивно-жидкостного и ударно-механического трения по закрепленным и незакрепленным частицам.

В качестве материала для исследований использовали сталь 20Х, сталь Ст.3сп, стандартного состава. В качестве составляющих насыщающих смесей применяли порошки карбида бора B_4C , феррохрома $FeCr$, окиси алюминия Al_2O_3 , и криолита Na_3AlF_6 . Насыщение образцов проводили в контейнере с плавким затвором. Герметизацию контейнера осуществляли измельченным стеклом, который в процессе нагрева контейнера образовывал плавкий затвор. Насыщение производили при температуре $900\text{ }^\circ\text{C}$ с выдержкой 5 ч. После завершения процесса контейнер охлаждали вместе с печью.

Испытания на абразивную износостойкость осуществляли по следующей методике. Стальной образец сечением 15×15 мм, помещенный в держатель с зажимом, подвергался износу торцом о закрепленные абразивные частицы под действием нагрузки $0,44\text{ Н/см}^2$. В качестве абразивного материала использовалось электрокорундовое полотно КК18ХВ 25 Н Белгородского абразивного завода. Размер абразивных частиц $315\text{--}250$ мкм. Полотно закрепляли на горизонтальном диске диаметром 200 мм. Диск вращался электродвигателем со скоростью 960 об/мин. Образец в процессе испытаний в радиальном направлении был неподвижным. Через каждые 15 мин испытаний производилась замена абразива. Путь трения испытываемого образца за 15 мин составлял 6,78 км.

В качестве критерия износостойкости принимали относительный износ образцов, который определялся по формуле:

$$\varepsilon = \frac{m_o - m_i}{m_o} \cdot 100\%,$$

где m_o – масса образца до испытания, г;

m_i – масса образца после испытания через определенное время, г.

Массу образца определяли через каждые 15 мин испытаний путем взвешивания изношенных образцов на аналитических весах с точностью до 0,001 г.

Объектом для промышленного внедрения технологии борохромоалитирования были взяты планки зернового барабана маслопресса ЕТР–20.1, который используется при производстве подсолнечного масла (рис. 1, а). Особенность работы этих планок заключается в том, что они устанавливаются в пяти камерах, расположенных в зерновом барабане по 54 штуки в каждой. В процессе эксплуатации маслопресса в зерновый барабан подается мятка (семена

подсолнечника), которая распределяется по камерам шнековым валом. После заполнения камер в них создается высокое давление, приводящее к получению подсолнечного масла.

В процессе эксплуатации планок допускается износ не более 25 % рабочей поверхности (рис. 1, б).

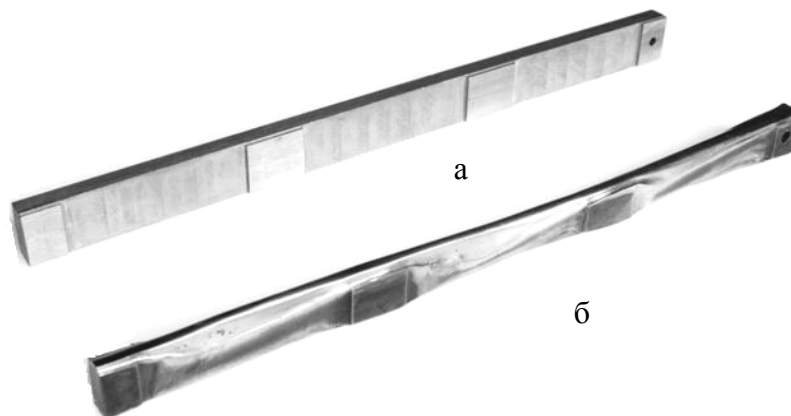


Рис. 1. Планки зернового барабана маслопресса ЕТР–20.1. Общий вид планок: а – до износа, б – после износа

По существующей технологии эти планки изготавливают из стали 20Х и подвергают цементации на глубину 1,5 – 2 мм с последующей закалкой и низким отпуском на твердость 56 – 62 HRC.

Анализ микроструктуры планок после эксплуатации в зоне износа показывает, что износ происходит неравномерно и начинается с острых краев и постепенно распространяется по глубине слоя (рис. 1, б).

Прекращение процесса эксплуатации планок наступает тогда, когда по поверхности изношенная часть составляет половину ширины планки. В этом случае глубина износа в той части, с которой начинается износ, составляет по 2,5 мм с каждой стороны, то есть превышает глубину цементованного слоя на 25 %.

Микроструктура металла в зоне цементации представляет собой отпущенный мартенсит. В пределах всего слоя микротвердость составляет H_{100} 5790 МПа, в сердцевине феррито–перлитная структура с низкой микротвердостью H_{100} 2290 МПа (рис. 2).

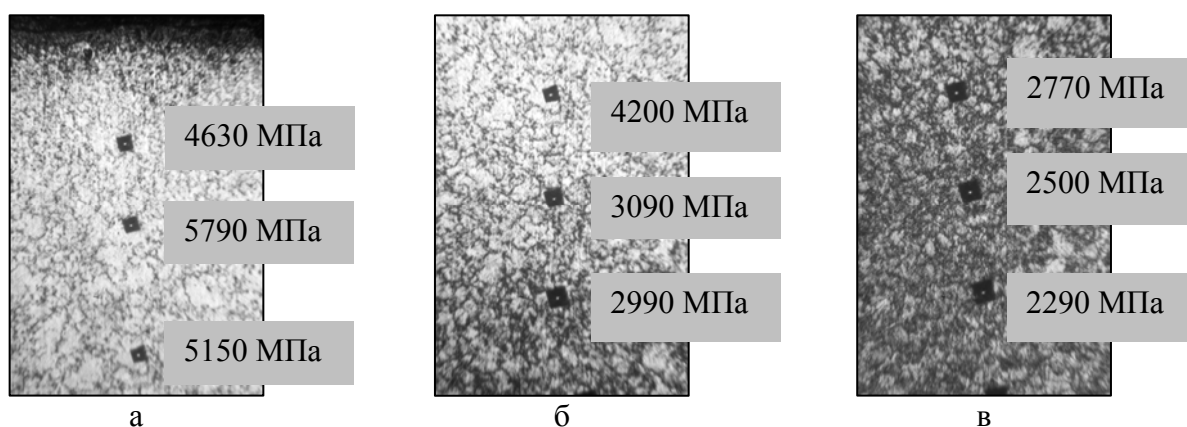


Рис. 2. Микроструктура цементованной стали 20Х после закалки и низкого отпуска: а – поверхностный слой, б – переходная зона (поверхностный слой – основной металл), в – основной металл, $\times 100$

Насыщение поверхности планок проводили по следующей технологии. В качестве материала для планок была принята сталь Ст. 3сп. В контейнер помещали планки и засыпали насыщающую порошковую смесь, которая состоит из V_4C , $FeCr$, Al_2O_3 и Na_3AlF_6 .

На основании полученных данных, было установлено, что в условиях абразивно-жидкостного трения с незакрепленными частицами борохромоалитированный слой имеет стойкость выше в 4 раза по сравнению со стойкостью слоя, полученного после цементации и закалки с низким отпуском.

Эти результаты были сопоставлены с результатами, полученными при испытаниях в условиях абразивного износа о закрепленные частицы. В качестве материала исследования были выбраны образцы, изготовленные из стали Ст. 3сп сечением 15×15 , подвергнутые цементации с последующей закалкой и низким отпуском, а также образцы после поверхностного борохромирования, и борохромоалитирования (рис. 3).



Рис. 3. Влияние продолжительности испытаний на износостойкость образца из стали Ст. 3сп

Как следует из рис. 3 цементованная, а затем закаленная и низкоотпущенная сталь Ст3сп (поверхностная твердость 57 HRC) в процессе испытания достигает катастрофического износа за 0,5 ч. При одинаковых условиях испытаний катастрофический износ поверхности борохромированного образца из той же стали достигает за 1,25 ч, а борохромоалитированного образца – за 2,25 ч. Из этого следует, что при испытаниях в условиях абразивного износа о закрепленные частицы борохромоалитированный образец во много раз превышает износостойкость цементованного образца. Это обусловлено тем, что поверхностный слой после борохромирования имеет твердость H_{100} 14800 МПа и глубину 0,19 мм, а борохромоалитированный слой при твердости близкий к H_{100} 17770 МПа имеет глубину 0,25, что обеспечивает повышенную абразивную износостойкость.

В работе [3], было также показано, что на структуру, как следствие и на свойства, борохромоалитированных слоев оказывает влияние не только содержание компонентов в насыщающей смеси при диффузионной металлизации, но и применение активатора в качестве ускорителя диффузии элементов в сталь. Применение в качестве активатора криолита (Na_3AlF_6) способствует образованию на поверхности углеродистых сталей слоев, отличающихся высокой износостойкостью по сравнению с борированными и борохромированными слоями. Следовательно, применение криолита в качестве активатора при борохромоалитировании с целью упрочнения деталей машин и инструмента является предпочтительным.

Для проверки на работоспособность борохромоалитированного слоя в условиях ударно-механического износа была выбрана пресс-матрица из стали 45 для опрессовки оканцевателей на полимерных линейных изоляторах ЛК70–35 (рис. 4).



Рис. 4. Общий вид пресс-матрицы для опрессовки оканцевателей на полимерных линейных изоляторах ЛК70–35

Внутреннее отверстие пресс-матрицы подвергалось борохромоалитированию в смеси, состоящей из V_4C , $FeCr$, Al_2O_3 и Na_3AlF_6 при температуре $1000\text{ }^\circ\text{C}$ в течении 5 ч, а затем следовало охлаждение с печью.

После борохромоалитирования формообразующие детали пресс-матрицы подвергались нагреву до $850\text{ }^\circ\text{C}$, выдерживались при этой температуре в течении 1 ч, а затем закаливались в масле, после чего отпускались при $200\text{ }^\circ\text{C}$ в течении 3 ч, охлаждение после отпуска на воздухе.

Борохромоалитированная поверхность после закалки с отпуском сохраняла высокую твердость и не имела заметных трещин. Основной металл стали 45 имел твердость 40...42 HRC.

В микроструктуре поверхностного слоя наблюдались бориды железа и бориды хрома, расположенные в виде прожилок внутри боридов железа, твердый раствор. По периметру игл боридов на границе с основным металлом наблюдаются карбобориды, имеющие после теплового травления оранжевый цвет.

В результате эксплуатации пресс-матрицы с борохромоалитированным слоем её стойкость превысила в 3 раза, стойкость пресс-матрицы, изготовленной по обычной технологии с применением закалки и отпуска.

ВЫВОДЫ

На основании полученных данных, было установлено, что в условиях абразивно-жидкостного трения с незакрепленными частицами борохромоалитированный поверхностный слой имеет стойкость выше в 4 раза по сравнению со стойкостью слоя, полученного после цементации и закалки с низким отпуском.

В условиях ударно-механического трения по закрепленным частицам борохромоалитированный поверхностный слой имеет стойкость в 3 раза превышающую стойкость после упрочняющей термической обработки.

ЛИТЕРАТУРА

1. Заблоцкий В. К. Износостойкие покрытия на поверхности режущего инструмента при насыщении В, Cr и Al / В. К. Заблоцкий, Ю. Г. Дьяченко // Надежность инструмента и оптимизация технологических систем. Сборник научных трудов. – Краматорск – Киев: ДГМА. – Вып. – № 16. – 2004. – С. 66–70.
2. Заблоцкий В. К. Особенности абразивного износа комплексных В–Cr–Al покрытий на углеродистых сталях. / В. К. Заблоцкий, Ю. Г. Дьяченко // Восточно-европейский журнал передовых технологий. – 2006. – № 4/1 (22). – С. 59–62.
3. Заблоцкий В. К. Влияние типа активатора на структурообразование при борохромоалитировании углеродистой стали 10 в порошковых смесях / В. К. Заблоцкий // Вестник ДГМА. – 2006. – № 3(5). – С. 67–70.
4. Тихонов А. Н. Уравнения математической физики / А. Н. Тихонов, А. А. Самарский. – М.: Наука. – 1977. – 735 с.
5. Борисов В. Т. Теория двухфазной зоны металлического слитка / В.Т. Борисов. – М.: Металлургия. – 1987. – 224 с.
6. Доний О. М. Комп'ютерне моделювання структуроутворення при кристалізації металів та сплавів / О. М. Доний, А. А. Кулініч, О. М. Янов, О. О. Рябініна // Фізика і хімія твердого тіла. – 2003. – Том 4. – № 3. – С. 585–588.
7. Бялик О. М. Определение качества металла термическим анализом / О. М. Бялик, А. А. Смутьский, Д. Ф. Иванчук // Литейное производство. – 1981. – N 5. – С. 4–9.

УДК 621.785.5

Заблоцкий В. К., Корсун В. А.

**ОСОБЕННОСТИ ДИФФУЗИОННОГО НАСЫЩЕНИЯ
КАРБИДООБРАЗУЮЩИМИ ЭЛЕМЕНТАМИ V, Cr, Ti и W
УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ 10 и У13 В ПОРОШКОВЫХ СМЕСЯХ**

Диффузионное насыщение углеродистых сталей в порошковых смесях карбидообразующими элементами с целью повышения поверхностной твердости является перспективным процессом. Это обусловлено целым рядом преимуществ указанного насыщения и в первую очередь простотой процесса, возможностью его широкого применения без затрат на сложное оборудование, возможностью избежать вредных выбросов в окружающую среду [1]. Однако в промышленности насыщение указанными элементами применяется ограничено и в основном для высокоуглеродистых сталей, поскольку не изучен механизм образования карбидов в зависимости от содержания углерода в стали.

Цель работы – установление зависимостей между содержанием углерода в стали и структурой слоя при насыщении карбидообразующими элементами V, W, Cr, Ti.

Образцы из сталей 10 и У13 стандартного состава подвергали насыщению в смесях, содержащих порошки FeV, FeCr, FeTi, FeW, Al₂O₃ и NH₄Cl. Насыщение проводили в контейнерах из алитированной стали СтЗсп, имеющих плавкий затвор. Процесс проводили в лабораторной печи при температурах 800°C, 900°C, 1000°C с различными выдержками. После завершения процесса образцы охлаждали с печью. Микроструктуру изучали с помощью микроскопа МИМ-8М после обычного и теплового травления, микротвердость определяли с помощью прибора ПМТ-3.

Механизм насыщения малоуглеродистой стали изучали на примере ванадирования стали 10 в порошковой смеси, содержащей 50 % FeV (43,8 % V), 48 % Al₂O₃, 2 % NH₄Cl при 1000 °C в течении 2 и 3 часов в результате чего было установлено характерное строение металла как в пределах поверхностного слоя, так и в близлежащих к нему слоях основного металла. В середине основного металла на расстоянии более 247 мкм наблюдается полиэдрическая зернистая феррито-перлитная структура. Затем на расстоянии менее 247 мкм феррито-перлитная структура из вытянутых зерен. Структура поверхностного слоя зависит от продолжительности процесса ванадирования (рис. 1). При длительности процесса 2 часа она как бы разделена на две зоны: более темная на границе с основным металлом и более светлая у поверхности образца. Изменение микротвердости слоя от основного металла до поверхности следующее: Н₂₀ = 920, Н₂₀ = 1870, Н₂₀ = 1870, Н₂₀ = 1650 МПа. При длительности процесса 3 часа поверхностная зона становится темной по всей глубине насыщения. Микротвердость имеет аналогичный характер изменения: Н₂₀ = 918, Н₂₀ = 1225, Н₂₀ = 1865, Н₂₀ = 1648, Н₂₀ = 1467 МПа.

Полученные данные позволяют предположить следующий механизм формирования структуры и микротвердости после ванадирования с учетом превращений, имеющих место при нагреве, выдержке и охлаждении в процессе ванадирования.

Перед нагревом сталь 10 имеет феррито-перлитную структуру. Эта структура сохраняется при нагреве до Ас₁ (≈ 732⁰С), затем при нагреве от Ас₁ до Ас₃ (≈ 874⁰С) в аустените растворяется феррит, что приводит к получению аустенитной структуры [2]. Параллельно с превращениями в стали происходят процессы в порошковой смеси. При низких температурах до 600 °C происходит диссоциация NH₄Cl → NH₃ + HCl затем HCl взаимодействует с FeV и образуются хлориды VCl, VCl₂ [3]. Образовавшиеся хлориды ванадия осаждаются на поверхности стали. При температуре нагрева, когда расстояние между атомами железа обеспечивает свободное перемещение в решетку железа атомов ванадия, создаются условия для

образования твердого раствора ванадия в FeV, а при охлаждении твердого раствора Fea в V или V в Fea. Можно предположить, что аустенит, содержащий ванадий, неоднороден по глубине слоя. Ближе к поверхности он представляет собой твердый раствор железа в ванадии, а со стороны сердцевины твердый раствор ванадия в железе. При охлаждении ниже A_{c1} образуются твердый раствор Fea в V или V в Fea.

Это подтверждается также тем, что наружная часть слоя слабее травится, чем внутренняя, на основании чего можно сделать заключение, что наружная часть представляет твердый раствор Fea в V, а внутренняя – твердый раствор V в Fea. Наличие бирюзовых частиц в структуре поверхностного слоя после теплового травления указывает на присутствие карбидов ванадия, которые образовались в результате взаимодействия поверхностных атомов ванадия с атомами углерода, диффундирующими от центра к поверхности. Атомы ванадия, диффундируя вглубь стального образца и взаимодействуя с железом образуют выше перечисленные слои твердых растворов. В процессе выдержки в глубине слоя создаются условия для образования карбидов ванадия, появляются цепочки карбидов, поскольку в стали углерода мало образуется не сплошной слой карбидов, а отдельные карбиды ванадия. Затем эта цепочка расширяется в глубину и к поверхности за счет встречных процессов диффузии углерода и ванадия она превращается в полоску карбидов. При увеличении выдержки или повышении температуры в результате диффузии углерода поверхностный слой может стать сплошной полосой из отдельных карбидов. Кроме того, в результате диффузии углерода к поверхностному слою, насыщенному ванадием, создаются условия для образования удлиненных зерен феррита. Карбиды ванадия, находясь в среде твердых растворов, сдерживают рост их зерна. Поэтому после охлаждения поверхностный слой имеет мелкозернистую полиэдрическую структуру. Изменение микротвердости согласуется с концепцией диффузии ванадия и углерода: встречаясь с углеродом ванадий, образует мелкодисперсные карбиды, которые повышают твердость. Снаружи поступает значительное количество ванадия в среду, где углерода нет, в связи с этим в наружной части слоя сталь имеет пониженную твердость. Изнутри поступает углерод в среду, где уже имеется в небольших количествах ванадий, образуются карбиды ванадия и твердость стали повышается. Оба этих потока элементов (снаружи ванадия, а изнутри углерода) приводят к тому, что на некотором расстоянии от основного металла образуется зона повышенной твердости, которая будет постепенно перемещаться к поверхности, при этом толщина слоя будет увеличиваться.

На основании изложенного после завершения процесса ванадирования сталь должна получить структуру, представленную на рис. 1

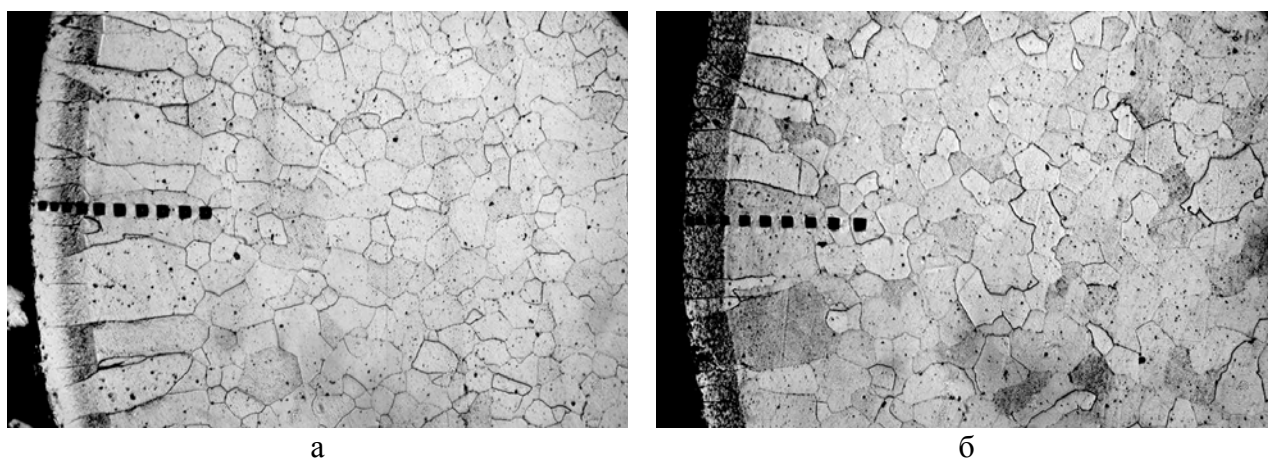


Рис. 1. Микроструктура стали 10 после ванадирования в порошковой смеси (состав: 50 % FeV (43,8 % V), 48 % Al_2O_3 , 2 % NH_4Cl) при 1000 °С, 2 часа (а) и 3 часа (б), $\times 100$

Для подтверждения результатов, полученных при ванадировании стали 10, в смеси того же состава при температуре 800 °С, 900 °С и 1000 °С в течение 5 часов проводили ванадирование стали У13. Карбидный слой был получен после нагрева при 1000°С. После химического травления возле карбидного слоя на некотором расстоянии структура состоит из перлита и не наблюдается сетка карбидов, характерная для стали У13 (рис. 2). Это связано с тем, что избыточный углерод, который, растворенный в аустените, ушел на образование карбидов VC с твердостью $H_{100} = 18916$ МПа.

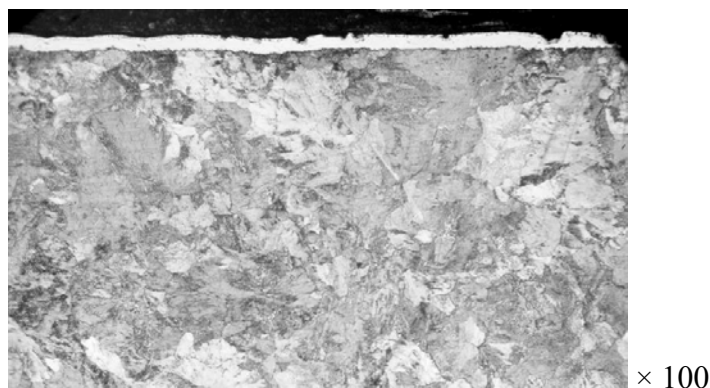


Рис. 2. Микроструктура стали У13 после ванадирования в порошковой смеси (состав: 50 % FeV (43,8 % V), 48 % Al_2O_3 , 2 % NH_4Cl) при 1000 С, 5 часов

Исследования микроструктуры слоя после химического травления, а затем теплового травления показали, что под слоем карбида ванадия располагается слой цементита. Отсюда можно сделать вывод, что специальные карбиды ванадия VC образуются на базе цементита или пересыщенного аустенита из которого при охлаждении выделяется цементит. На некотором расстоянии от карбидного слоя располагается зона повышенной травимости и несколько пониженной микротвердости $H_{20} = 1650$ МПа. Твердость металла между указанной зоной и слоем карбидов соответствует $H_{20} = 1950$ МПа, то есть несколько выше микротвердости основного металла. Расчет коэффициентов диффузии углерода относительно расположения зоны повышенной травимости показывает, что скорость диффузии углерода к карбидному слою выше, чем из основного металла [4]. Следовательно, зона повышенной травимости есть зона с пониженным содержанием углерода и образовалась в результате разности скоростей диффузии углерода из сердцевины до этой зоны, когда углерод поступает с меньшей скоростью, чем от этой зоны к карбидному слою. Большая скорость углерода к карбидному слою вызвана повышенным сродством ванадия к углероду. Полученные данные позволяют систематизировать процессы, имеющие место при ванадировании сталей. При низких температурах в результате диссоциации NH_4Cl и взаимодействия продуктов с феррованадием образуются VCl_4 и VCl_2 . Эти соединения сохраняются до высоких температур и с момента их диссоциации, проходит насыщение поверхности стали ванадием. Если в составе стали углерода мало, то на поверхности образуются твердые растворы железа с ванадием с незначительным количеством среди них карбидов ванадия. Если в составе стали много углерода, то образуется сплошной слой карбида ванадия.

Для изучения структуры поверхностного слоя после насыщения стали У13 вольфрамом в смеси, содержащей 49 % FeW (75 % W), 49 % Al_2O_3 и 2 % NH_4Cl , при температуре 800, 900, 1000°С в течение 5 часов применяли двойное травление, сначала химическое, а затем тепловое. Это позволило по изменению сетки карбидов по границам зерен предположить механизм насыщения вольфрамом. Непосредственно у поверхности наблюдался мелкозернистый полиэдрический слой, затем следовал промежуточный слой разнотернистой структуры и наличием очень крупных зерен, далее следовал слой основного металла из полиэдрической

структурой зерен средних размеров. Предполагалось, что схема образования таких структур может быть связана со следующими превращениями.

При нагреве выше A_{c1} в структуре стали образуется аустенит и сохраняется часть избыточных карбидов. Параллельно в составе смеси образуются хлориды вольфрама, которые соприкасаясь с поверхностью стали диссоциируют с образованием атомов вольфрама. Атомы вольфрама растворяются в аустените и обогащают его вольфрамом. Кроме того, в высокоуглеродистом аустените возможно образование по границам зерен цементитных карбидов, содержащих вольфрам. Эти карбиды, естественно, будут сдерживать рост зерен аустенита в поверхностном слое. При насыщении аустенита вольфрамом и образовании карбидов в поверхностном слое уменьшится концентрация углерода, которая будет пополняться за счет диффузии углерода из основного металла. Это должно уменьшить содержание углерода в промежуточном слое. Таким образом, в процессе выдержки при любой из температур в поверхностном слое должны образоваться карбиды, обогащенные вольфрамом и сдерживающие рост зерна аустенита. В промежуточном слое цементита должно быть меньше и рост зерна аустенита должен сдерживаться в меньшей степени. Оно должно укрупниться и быть неравномерным. В аустените основного металла должно быть достаточно цементита, чтобы сдерживать рост зерна и обеспечивать однородность зерен. Кроме того, в поверхностном слое при растворении в аустените 6 % вольфрама в соответствии с диаграммой Fe – W возможно образование феррита. Все это приведет к тому, что после медленного охлаждения с любой температуры вольфрамирование структура поверхностного слоя будет состоять из $\Phi + \Pi + K$, промежуточного слоя из Π и основного металла из $\Pi + \Psi$. Естественно, что после вольфрамирования, поверхностный слой будет обезуглероженным и твердость его будет низкая (рис. 3).

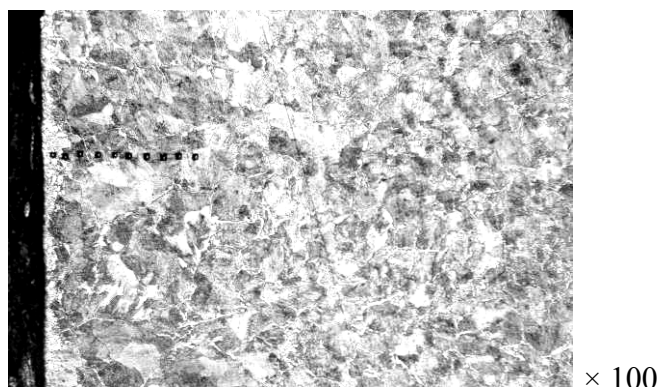


Рис. 3. Микроструктура стали У13 после вольфрамирования в порошковой смеси (состав: 50 % FeW (75 % W), 48 % Al_2O_3 , 2 % NH_4Cl) при 1000 °С, 5 часов

Для стали У13, титанированной при 800, 900 и 1000 °С в течении 5 часов в смеси, содержащей 49 % FeTi (70 % Ti), 49 % Al_2O_3 и 2 % NH_4Cl структура слоя меняется следующим образом. После химического травления при 800 °С сплошной слой карбидов TiC не наблюдается. Это может быть связано с тем, что титан при нагреве до 882 °С имеет гексагональную решетку не изоморфную решетку железа [5]. Титанирование при 900 °С приводит к образованию сплошного слоя карбидов TiC, наличием возле карбидного слоя перлитной структуры без избыточной сетки цементита, повышенной травимости и твердости по сравнению с основным металлом (рис. 4). Затем следует зона несколько пониженной твердости и более глубоко зона основного металла с микротвердостью $H_{100} = 2900$ МПа. После титанирования при 1000 °С карбидный слой составляет 30,9 мкм возле которого располагается также перлитная структура без сетки избыточного цементита.

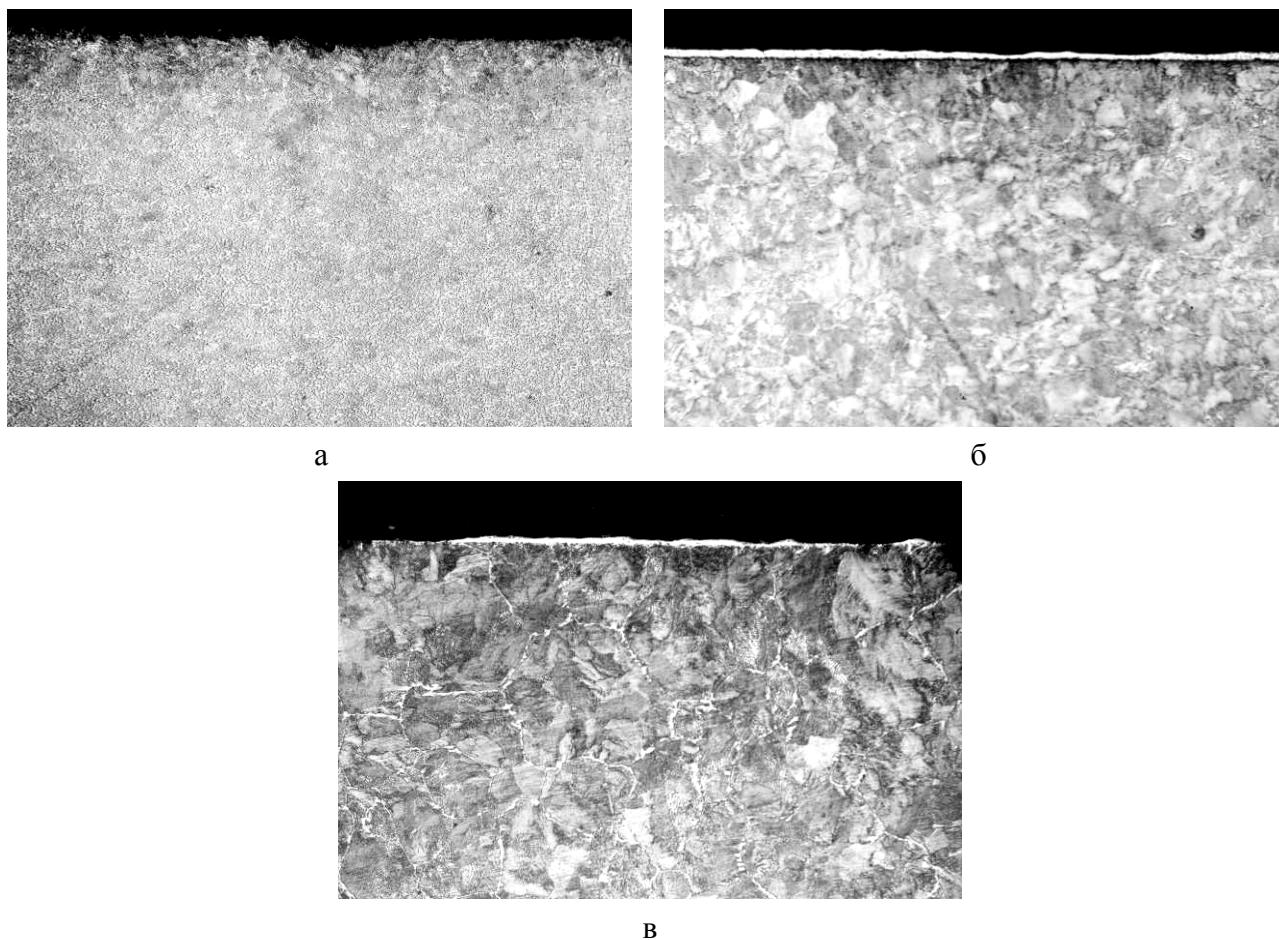


Рис. 4. Микроструктура сталі У13 після титанірування в порошковій суміші (состав: 49 % FeTi (70 % Ti), 49% Al₂O₃, 2 % NH₄Cl) при 800 °С (а), 900 °С (б), 1000 °С (в), 5 часів, × 100

При хромуванні сталі У13 в порошковій суміші 50 % FeCr (68,5 % Cr), 48 % Al₂O₃, 2 % NH₄Cl при 800, 900 і 1000 °С в теченні 5 часів, слой карбидів утворюється після режиму при 800 °С (рис. 5). Это должно быть связано с тем, что параметры атомно-кристаллического строения железа и хрома наиболее близки (табл. 1).

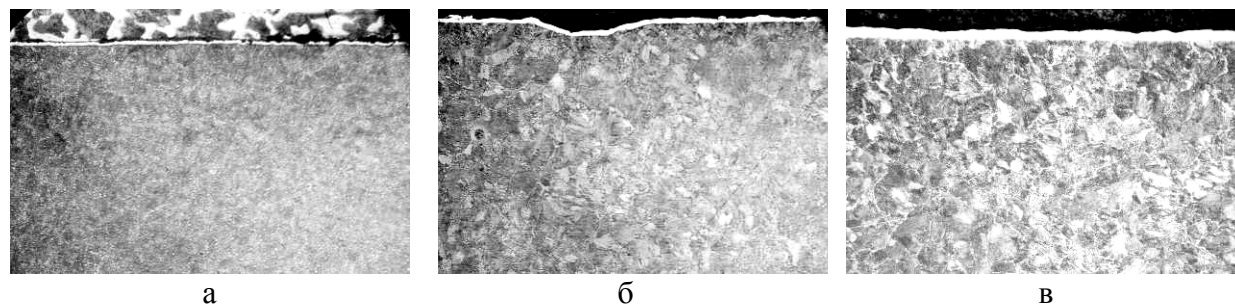


Рис. 5. Микроструктура сталі У13 після хромування в порошковій суміші (состав: 50 % FeCr (68,5 % Cr), 48 % Al₂O₃, 2 % NH₄Cl) при 800 (а), 900 (б), 1000 °С (в), 5 часів, × 100

Таблица 1

Элементы атомно – кристаллического строения Fe, Cr, V, W, Ti [5]

Элемент	Тип кристаллической решетки	Диаметр атома, кХ	Межатомное расстояние, кХ
Fe	ОЦК	2,54	2,4773
Cr	ОЦК	2,57	2,4929
V	ОЦК	2,71	2,6273
Ti _β	ОЦК свыше 882 °С	2,96	2,875
W _α	ОЦК	2,82	2,7352
W _β	Сложная кубическая	2,74	2,76; 2,85

Таким образом, в работе подтверждено, что для получения карбидов при насыщении сталей карбидообразующие элементы должны образовывать с железом твердые растворы. Процесс карбидообразования может происходить только за счет углерода, содержащегося в стали. Температура образования твердых растворов является температурой начала появления карбидов в структуре стали. Фазой, в которой зарождаются карбиды, может быть только аустенит, поскольку он растворяет любое количество углерода, достаточное для образования тех или иных типов карбидов.

ВЫВОДЫ

Установлено что, на поверхности стали 10 нельзя получить сплошной карбидный слой при хромировании, ванадировании и титанировании из-за низкого содержания в ней углерода.

Минимальные температуры процессов хромирования, титанирования и ванадирования для получения сплошного карбидного слоя на поверхности стали У13 составляют соответственно 800°C, 900°C и 1000°C.

При вольфрамировании сплошной карбидный слой на поверхности стали У13 не образуется

ЛИТЕРАТУРА

1. Кухарев Б. С. применение химико-термической обработки в промышленности / Б. С. Кухарев, Е. И. Соколовский // *МиТОМ*. – 1987. – №3. – С. 2–6.
2. Заблоцкий В. К. формирование аустенитной структуры при нагреве доэвтектоидных сталей / В. К. Заблоцкий, В. Е. Фельдман // *Вісник ДДМА*. – 2006. – № 2(4). – С.138–142.
3. Химико-термическая обработка металлов и сплавов: справочник / [Г. В. Борисенко, А. А. Васильев, Л. Г. Ворошинин и др.]. – М.: *Металлургия*, 1981. – 424 с.
4. Заблоцкий В.К. Особенности диффузии алюминия при алитировании углеродистых сталей / В. К. Заблоцкий, А. И. Шимко // *Восточно-Европейский журнал передовых технологий*, 2008. – № 1/1 (31). – С. 26–30.
5. Гудцов Н. Т. *Металловедение и термическая обработка стали и чугуна* / Н. Т. Гудков. – М.: *Металлургиздат*, 1957. – 1204 с.

УДК 621.785.5

Заблоцкий В. К., Лапченко А. В.

ОБОСНОВАНИЕ ОБЛАСТИ ЭФФЕКТИВНОГО ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ПРОЦЕССОВ НАСЫЩЕНИЯ СТАЛЕЙ В, Ti и Al В ПОРОШКОВЫХ СМЕСЯХ

Замена легированных сталей углеродистыми, подвергнутыми химико-термической обработке, является актуальной проблемой промышленности. Это позволит уменьшить использование легирующих элементов, дефицит которых с каждым годом возрастает, значительно снизить себестоимость изготовления изделий. Применение химико-термической обработки при поверхностном легировании позволяет в значительной мере изменять свойства углеродистых сталей и получать положительные результаты в повышении эксплуатационной надежности изделий [1]. Очень перспективным является трехкомпонентное насыщение, которое позволяет изменять структуру и свойства поверхностных слоев в широких пределах при энергосберегающем однократном комплексном насыщении всеми компонентами. Разработка оптимальных режимов поверхностного легирования сплавов одновременно В, Ti и Al при химико-термической обработке в порошковых смесях является актуальной задачей, которая представляет теоретический и практический интерес. В литературе имеются данные о применении как одновременного, так и последовательного насыщения бором, титаном и алюминием углеродистых сталей для упрочнения деталей машин и инструмента [2], однако отсутствуют системные данные о структурах поверхностных слоев, что не позволяет эффективно использовать эти процессы упрочнения для широкой номенклатуры изделий.

Целью данной работы является систематизация данных о типах слоев, получаемых комплексным насыщением сталей бором, титаном и алюминием и обоснование целесообразности их применения для упрочнения различных типов изделий.

На основании проведенных исследований установлено, что комплексное насыщение бором, титаном и алюминием обеспечивает возможность получения следующих структур:

- 1) структура, состоящая из твердого раствора В, Ti и Al на базе Fe_α на поверхности и внутреннего слоя боридов на границе с основным металлом [3];
- 2) бориды железа в окружении твердого раствора на поверхности, затем зона твердого раствора В, Ti и Al и далее, в глубине, на границе с основным металлом – слой боридов [4];
- 3) бориды располагаются на поверхности среди твердого раствора, распространяются в зоне твердого раствора и переходят в основной металл [4];
- 4) бориды на поверхности, которые распространяются затем через твердый раствор до внутренних боридов и объединяются вместе с последними [4].

Перечисленные типы структур могут быть использованы в промышленности для придания требуемых свойств изделиям различного назначения.

Первый тип структур целесообразно использовать для изделий, от которых требуется высокая режущая способность в сочетании с высокой технологической пластичностью. Например, при изготовлении обувных резаков применяется резачная сталь, изготавливаемая по специальной технологии [5]. Эта сталь поставляется в виде ленты, обладающей достаточной упругостью в сочетании с пластичностью, что достигается наличием в поверхностном слое ленты из этой стали обезуглероженной зоны (рис. 1), которая обеспечивает высокую пластичность при гибке стали в процессе изготовления резаков. Внутренняя упругость стали достигается за счет патентирования.

Технологический процесс получения такой ленты весьма сложный. Он включает получение ленты из высокоуглеродистой стали У7 – У8 с помощью прокатки, затем термообработка (патентирование) ленты на специальных агрегатах, после чего обезуглероживание в среде водорода [5].

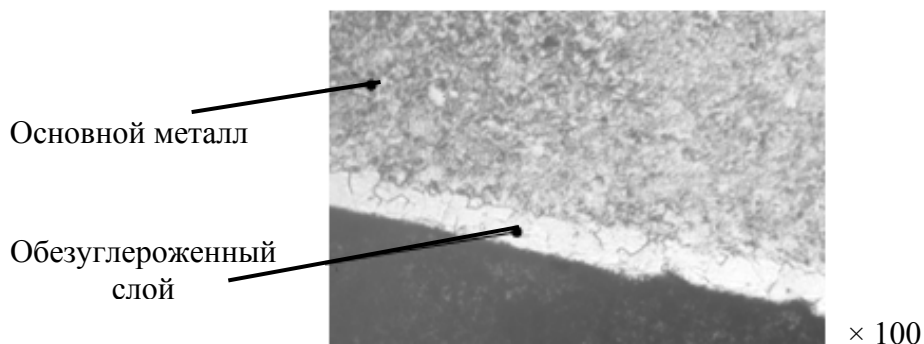


Рис. 1. Микроструктура резающей стали

Получение такой ленты с помощью технологии боротитаноалитирования, результатом которой является структура с внутренним боридным слоем (рис. 2), может быть значительно упрощено, если в качестве исходного материала использовать обычную катанную ленту из стали Ст. 3, подвергнув ее боротитаноалитированию.

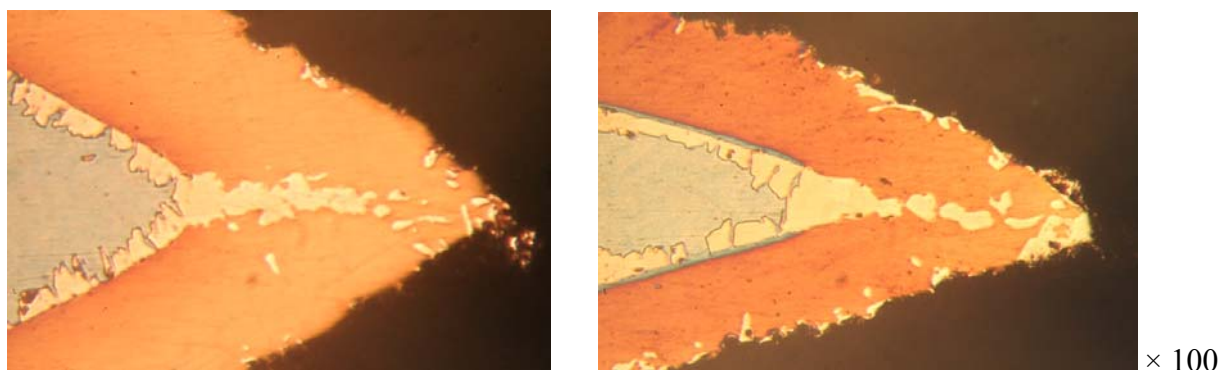


Рис. 2. Микроструктура ленты из стали Ст. 3, подвергнутой боротитаноалитированию

В этом случае значительно сокращается технологический цикл получения ленты резающей стали без ухудшения ее качества.

Слой такого типа может использоваться и для упрочнения режущего инструмента, имеющего малую толщину, например ленточных ножей. Их толщина находится в пределах 0,5 мм и они могут применяться для резания войлока, поролон, губчатой резины, гофрированного картона, стекловолокна, стекловаты, бумажных салфеток, кожи, шкур, тканей, бумаги, пробкового дерева, упаковочных материалов.

Регулируя температуру и длительность выдержки можно получить слой, в котором внутренние бориды с одной стороны лезвия ножа в отдельных местах проходят через основной металл насквозь и соединяются с боридами, расположенными на другой стороне лезвия (рис. 3). Над боридами с обеих сторон располагается слой твердого раствора. Наличие между сросшимися боридами основного металла, как мягкой составляющей, будет приводить к тому, что трещина, которая может возникнуть при разрушении прочных боридов, погасится мягкой матрицей. Поэтому, наряду с высокой прочностью, такие материалы обладают и высокой вязкостью.

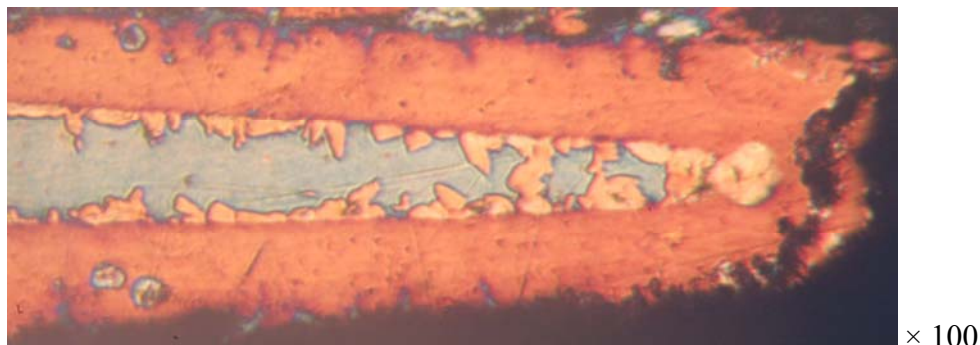


Рис. 3. Микроструктура ленты из стали Ст. 3 толщиной 0,5 мм, подвергнутой боританоалитированию,

В этом случае структура, представляющая собой основной металл, пронизанный насквозь боридами, будет напоминать булат, который состоит из высокоуглеродистых железных волокон в низкоуглеродистой железной матрице эвтектоидного или близкого к нему состава (рис. 4).

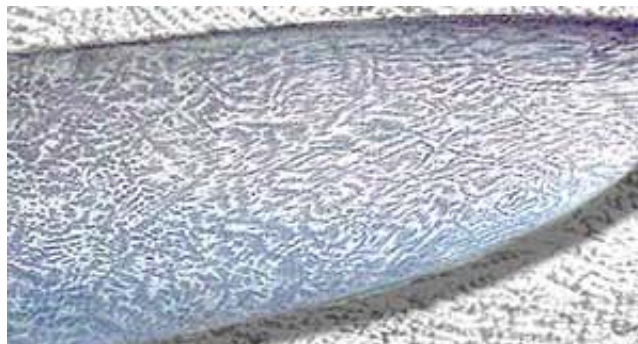


Рис. 4. Макроструктура булата

Также известно, что наличие волокон с повышенной твердостью и износостойкостью в менее износостойкой матрице позволяет в процессе эксплуатации режущего инструмента обеспечивать самозаточку лезвия, так как ускоренный износ прослоек матрицы обуславливает выход на режущую кромку твердой составляющей, повышающей режущую способность лезвия. Очевидно, что после заточки инструмента его режущая кромка уже будет иметь зубчатообразный рельеф, обусловленный изменяющейся по длине кромки твердостью и износостойкостью составляющих.

Увеличив время выдержки, можно получить слой, который в центре представляет собой сплошную линию из боридов железа, с обеих сторон окруженного твердым раствором (как показано на рис. 5).

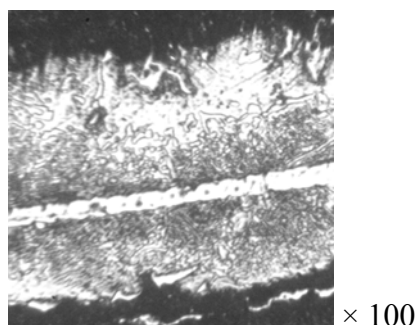


Рис. 5. Микроструктура ленты из стали Ст. 3 толщиной 0,5 мм, подвергнутой длительному боританоалитированию

Получение структуры с внутренним боридным слоем может быть широко использовано для упрочнения изделий сложной формы, подвергаемых в процессе изготовления закалке с отпуском для получения прочной сердцевины. Применение поверхностного борирования нецелесообразно, так как после закалки в поверхностном слое образуются трещины [6].

Слой второго типа может быть использован для упрочнения изделий, для которых наиболее важным параметром является геометрическая форма. В этом случае, после частичного или полного износа поверхностного боридного слоя, геометрическую форму можно восстановить путем снятия слоя твердого раствора до внутреннего слоя боридов. Сопряжение деталей в этом случае можно восстановить с помощью компенсатора, обеспечивая первоначальные посадки. Размер изделия с сошлифованным твердым раствором будет в данном случае ремонтным размером. Этот метод восстановления можно применять в тех случаях, когда детали или их элементы невозможно восстановить до прежних размеров или процесс восстановления экономически нецелесообразен. Использование для этих целей традиционного борирования неэффективно, поскольку боридный слой обрабатывается алмазными или эльборовыми кругами, а твердый раствор имеет низкую твердость и поэтому может быть обработан электрокорундовым шлифовальным кругом.

Технология боротитаноалитирования с получением третьего типа слоя может применяться для изготовления мерительных инструментов типа калибров. Применение боротитаноалитирования позволит изготавливать калибры из обычной конструкционной стали, поскольку отпадет необходимость термической обработки. После шлифования поверхность будет иметь высокую твердость, износостойкость и необходимую чистоту поверхности [7].

Слой третьего и четвертого типа можно использовать для упрочнения изделий, работающих в условиях ударно-абразивного износа. Равномерная толщина игл боридов по всей глубине слоя будет обеспечивать более равномерный износ, а их расположение в твердом растворе – более высокую вязкость по сравнению с боридным слоем [8].

ВЫВОДЫ

Таким образом, в данной работе была выполнена систематизация данных о типах поверхностных слоев, получаемых комплексным насыщением бором, титаном и алюминием при химико-термической обработке углеродистых сталей в порошковых смесях. На основе систематизированных сведений были предложены варианты применения способов насыщения сталей бором, титаном и алюминием для упрочнения различных типов изделий.

ЛИТЕРАТУРА

1. Борисенко Г. В. Химико-термическая обработка металлов и сплавов [справочник] / [Борисенко Г. В., Васильев Л. А., Ворошинин Л. Г. и др.] – М.: Металлургия, 1981. – 424 с.
2. Кухарев Б. С. Применение химико-термической обработки в промышленности / Б. С. Кухарев, Е. И. Соколовский // *МиТОМ*. – 1987. – № 3. – С. 2–6.
3. Заблоцкий В. К. Покрyтия на основе В, Тi и Аl для повышения стойкости режyщего инструмента / В. К. Заблоцкий, А. В. Лапченко // *Надiйнисть iнструментy та оптимiзацiя технологiчних систем: зб. наук. пр. – Краматорск. – 2004. – № 16. – С. 77–81.*
4. Заблоцкий В. К. Повышение износостойкости боридных покрытий режyщего и штампового инструмента / В. К. Заблоцкий, А. В. Лапченко // *Надiйнисть iнструментy та оптимiзацiя технологiчних систем: зб. наук. пр. – Краматорск. – 2005. – № 17. – С. 108–112.*
5. <http://www.iljinrds.ru/slide.htm>.
6. Заблоцкий В. К. Влияние упрочняющей термической обработки на структуру комплексных В – Тi – Аl покрытий на углеродистых сталях / В. К. Заблоцкий, А. В. Лапченко // *Восточно-европейский журнал передовых технологий*. – 2007. – № 3/1 (27). – С. 71–75.
7. Заблоцкий В. К. Особенности абразивного износа комплексных В – Тi – Аl покрытий на углеродистых сталях / В. К. Заблоцкий, А. В. Лапченко // *Восточно-европейский журнал передовых технологий*. – 2006. – № 4 / (22). – С. 57–59.
8. Заблоцкий В. К. Абразивный износ В – Тi – Аl покрытий на углеродистых сталях / В. К. Заблоцкий, А. В. Лапченко // *II Международная научно-практическая конференция «Научный прогресс на рубеже тысячелетий – 2007». Тезисы докл. – Днепропетровск, 2007. – Т. 14. – С. 35–37.*

УДК 621.791: 927

**Завалин А. В., Пресняков В. А., Шаповалов К. П., Окунев Ю. В.,
Пантелеймонов В. А.**

РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ОДНОСЛОЙНОЙ НАПЛАВКИ РОЛИКОВ МАШИН НЕПРЕРЫВНОГО ЛИТЬЯ ЗАГОТОВОК

Наплавка роликов с целью их восстановления и повышения стойкости в настоящее время применяется практически на всех металлургических предприятиях Украины и стран СНГ. С помощью современных способов механизированной наплавки можно создать ролик с достаточно вязкой и прочной сердцевиной, которая хорошо сопротивляется механическим нагрузкам, и износостойкой поверхностью. Наплавка позволяет существенно увеличить долговечность роликов, сократить их расход, увеличить выход годного проката вследствие улучшения точности прокатки, снизить расходы по пределу и себестоимости проката [1, 2].

В то же время используется многослойная наплавка роликов, но применение двухслойной и трехслойной наплавки является не перспективной ввиду того, что тратится наплавочный материал, являющийся дорогим.

Рациональным способом восстановления и повышения стойкости роликов машин непрерывного литья заготовок, является однослойная наплавка, которая позволяет получить требуемый химический состав наплавленного металла уже в первом слое.

Целью работы является разработка технологии однослойной наплавки роликов машин непрерывного литья заготовок.

Для наплавки использовалось стандартное оборудование для наплавки роликов: токарно-винторезный станок 1М63 в качестве вращателя, наплавочная головка А-1406, установленная на отдельно стоящей ферме и оснащенная механизмом осцилляции (колебаний) электродной проволоки вдоль оси ролика, печь для предварительного подогрева роликов, термос для замедленного охлаждения. Наплавка ролика приведена на рис. 1.

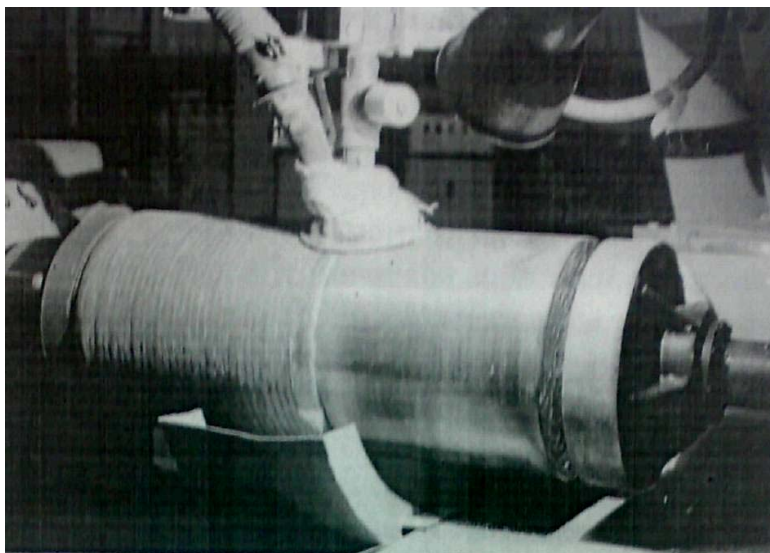


Рис. 1. Наплавка ролика МНЛЗ

Для наплавки образцов роликов применялись следующие основные материалы:

Ø230 мм – круг Ø230 мм из стали 42CrMo4 по DIN 1.7225, предварительно механообработанный до Ø229 мм.

Ø150 мм – круг Ø150 мм из стали St 52-3 по DIN 1.0570, предварительно механообработанный до Ø149 мм. Химический состав данных сталей приведен в табл. 1.

Таблица 1

Химический состав основных материалов

Марка стали	Массовая доля элементов, %							
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni
42CrMo4	0,41	0,29	0,72	0,014	0,016	0,97	0,15	0,15
St 52-3	0,19	0,31	1,3	0,015	0,017	0,22	0,08	0,06

Для наплавки образцов применялись наплавочные материалы производства фирмы «COREWIRE», Великобритания:

Ø230 мм – проволока WLDC 3SL, Ø2,4 мм; флюс UNIVERSAL;

Ø150 мм – проволока WLDC 3SM, Ø2,4 мм; флюс UNIVERSAL.

Ролики перед наплавкой подогревались в печи до температуры: Ø150 мм – 250 °С; Ø230 мм – 300 °С.

Образцы наплавлялись на режимах, предложенных фирмой «COREWIRE», приведены в табл. 2.

Таблица 2

Режимы наплавки проволоками фирмы «COREWIRE»

Параметр режима	Ø230 мм	Ø150 мм
Метод наплавки	С осцилляцией электрода	С осцилляцией электрода
Напряжение, В	29–30	29–30
Ток, А	420–480	420–480
Полярность	обратная	обратная
Вылет электрода, мм	30	30
Скорость наплавки, мм/мин	200	200
Амплитуда колебаний, мм	35	35
Частота колебаний, 1/мин	30	30
Ширина наплавленного валика, мм	40	40
Шаг наплавки, мм	30	30
Перекрытие валиков, %	25	25
Диаметр проволоки, мм	2,4	2,4

После наплавки ролики помещались в термос для замедленного охлаждения. После охлаждения измерялась твердость в двух точках прибором EQUOTIP. Результаты измерений приведены в табл. 3. После измерения твердости ролики подвергались предварительной механообработке с припуском 0,5 мм на диаметр, а затем был произведен ультразвуковой контроль, в результате которого внутренних дефектов обнаружено не было. Затем был произведен отбор стружки для химического анализа наплавленного металла, результаты которого приведены в табл. 4.

Таблиця 3

Твердость роликов после наплавки

Диаметр ролика после наплавки, мм	Твердость, измеренная прибором EQUOTIP, HRC	Требуемая твердость по инструкции TSC-4, HRC
Ø155	49; 50	37 - 47
Ø235	50; 52	37 - 47

Таблиця 4

Химический состав наплавленного металла

Диаметр отбора стружки, мм	Химический состав, %									
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	V	Nb
Ø230	0,275	0,56	0,95	0,009	0,016	12,34	0,12	0,83	0,10	0,10
Ø226	0,28	0,57	0,93	0,008	0,016	11,78	0,12	0,84	0,10	0,10
Ø150	0,20	0,66	1,32	0,016	0,022	11,12	1,29	0,69	0,10	0,12
Ø146	0,19	0,54	1,38	0,017	0,021	10,53	1,22	0,65	0,10	0,11
Инструкция TSC-4	0,07–0,16	1,0 max	1,5 max	0,03 max	0,03 max	11,5–14,5	2,3–4,0	1,0–2,0	0,2 max	0,2 max

ВЫВОДЫ

1. Глубина проплавления и, следовательно, толщина рабочего слоя имеют неровную линию сплавления с основным металлом, что объясняется несовершенством используемого оборудования.

2. Параметрами режима, влияющими на глубину и равномерность проплавления, являются постоянство сварочного тока, напряжения, скорости вращения, скорости наплавки на слаломных переходах, частоты осцилляции. Отклонения от заданного режима должны быть в пределах 5 %. На существующем оборудовании отклонения по некоторым параметрам достигают 20 %. Следовательно, для обеспечения равномерной толщины рабочего слоя необходимо использовать оборудование, обеспечивающее соблюдение всех необходимых требований.

3. В результате исследовательской работы получены технологические параметры принципиально нового способа изготовления роликов МНЛЗ с высокими эксплуатационными свойствами при значительно меньших затратах.

ЛИТЕРАТУРА

1. Карпенко В. М. Влияние режимов наплавки роликов МНЛЗ на свойства наплавленного слоя, выполненного проволокой с системой легирования Cr, Ni, Mo, V, Nb / В. М. Карпенко, В. А. Невидомский, Ю. В. Окунев. – Краматорск: ДГМА, 2000. – С. 5.
2. Карпенко В. М. Основные критерии стойкости роликов МНЛЗ, упроченных наплавкой / В. М. Карпенко, В. А. Невидомский, Ю. В. Окунев. – Краматорск: ДГМА, 2000. – С. 3.

УДК 669.2

Заславский А. М., Капитан А. В., Ронк А. С., Самсонников А.В.

ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ОХЛАЖДЕНИЯ НА СТРУКТУРУ Ni–Cr–Al СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ВАКУУМНОГО ОСАЖДЕНИЯ

Интерес к трехкомпонентной системе Ni–Cr–Al в течение полувека не продолжает ослабевать в связи с возможностью образование в ней большого количества интерметаллидных соединений, обладающих рядом уникальных свойств. Наибольший практический интерес для создания жаропрочных сплавов имеет γ – фаза, представляющая собой твердый раствор на основе соединения Ni₃Al. Сплавы системы Ni–Cr–Al в виде пленок находят применение для создания термобарьерных покрытий, работающих в агрессивных средах в режиме термоциклирования. Эксплуатационные характеристики и долговечность таких покрытий определяются их структурой и ее кинетической стабильностью. Структура покрытий формируется в зависимости от их химического состава и параметров нанесения, основными из которых являются температура и скорость конденсации, определяющие условия температурного воздействия на сплавы в процессе их кристаллизации.

Характер взаимодействия между компонентами в системе Ni–Cr–Al был подробно изучен еще в пятидесятые годы прошлого века и нашел отражение в работах [1, 2]. В бинарных ограничивающих системах образуется ряд интерметаллидных соединений, добавление третьего компонента к которым, приводит к образованию на их основе широких областей твердых растворов различных типов. Систематических исследований влияния режимов получения на структурные особенности Ni–Cr–Al покрытий проведено не было.

Цель настоящей работы состояла в определении влияния химического состава и температуры осаждения на структуру никель-хром-алюминиевых покрытий, установления механизмов и возможности образования в них твердых растворов на основе интерметаллидных соединений в определенных концентрационно - температурных интервалах.

Образцы для исследования получали методом электронно-лучевого испарения на опытно – промышленной установке УЭ–366М. Испарение металлических слитков производили из медных водоохлаждаемых тиглей в вакууме 10^{-3} Па с помощью электронно-лучевых пушек мощностью 100 кВт. Конденсация паровой фазы осуществлялась на поликристаллические нагреваемые молибденовые подложки, расположенные над тиглями на расстоянии 300 мм. Для приготовления испаряемых слитков были использованы никель – марки НО ГОСТ 849–56, хром – марки ЭРХ–1 ГОСТ 5905–51, алюминий – марки А 99 ГОСТ 11069–64. Слитки двухкомпонентных сплавов и сплава Ni–Cr–Al были получены сплавлением исходных шихтовых материалов в индукционной печи в вакууме 10^{-1} Па. С целью дополнительной дегазации полученные слитки подвергались электронно-лучевому переплаву.

Конденсаты постоянного состава получали испарением слитков из одного тигля с последующим осаждением паровой фазы на подложку, по длине которой создавали градиент температуры от 500 до 1200 °С. Конденсаты, с переменным по длине подложки составом, получали раздельным испарением индивидуального металла и двухкомпонентного сплава из раздельных источников двумя электронно-лучевыми пушками. В этом случае паровая фаза осаждалась на равномерно нагретую до температур 500, 600, 700, 800, 900, 1000, 1100, 1200 °С поликристаллическую молибденовую подложку. Контроль температуры подложки в обоих случаях осуществлялся Pt–Pt (Rh) термодарами, равномерно распределенными по длине подложки. Скорость осаждения конденсатов составляла 150–170 нм/с. Охлаждение конденсатов происходило после отключения электронно-лучевого нагрева подложки со скоростью 1,5 К/с.

Химический состав конденсатов определяли методом рентгеноспектрального микроанализа с использованием в качестве эталонов спектрально чистых металлов. Фазовый состав конденсатов исследовался рентгенографическим методом, путем сопоставления рассчитанных межплоскостных расстояний с приведенными в литературе значениями. Расчет параметров кристаллических решеток образующихся фаз проводился на основе первичных рентгенографических данных при помощи стандартных программ структурных исследований. Морфология поверхности изучалась путем наблюдения в растровом электронном микроскопе оттененных оксидом вольфрама углеродных реплик конденсатов. После отделения конденсатов от подложки и утонения в установке электроструйного травления в селективном хлоруксусном электролите их микроструктура изучалась методом просвечивающей электронной микроскопии с применением дифракции и микродифракции электронов. Поскольку образующиеся в трехкомпонентной системе Ni–Cr–Al фазы близки между собой по структуре, их идентификация и разделение в гетерогенной системе дифракционными методами крайне затруднительны. В этом случае был применен метод темнопольной электронной микроскопии. Химический состав конденсатов, полученных при различных температурах осаждения, представлен на рис. 1 и табл. 1.

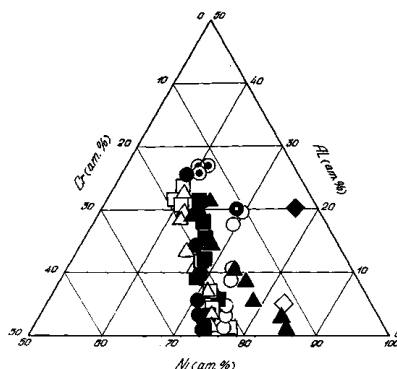


Рис. 1. Химический состав конденсатов системы Ni–Cr–Al

Таблица 1

Химический состав конденсатов системы Ni–Cr–Al, полученных электронно-лучевым испарением при различных температурах осаждения, из одного источника

Конденсат	Ni, ат. %	Cr, ат. %	Al, ат. %
А	83	12	5
Б	67	11	20
В	77	3	20

Рентгенографическое исследование конденсатов показало, что не зависимо от температуры осаждения в них происходит образование γ – фазы, представляющей собой твердый раствор на основе никеля с ГЦК кристаллической решеткой. На дифрактограммах образцов конденсатов Б и В помимо основных дифракционных максимумов γ – фазы появляются сверхструктурные отражения (100) и (110), свидетельствующие об образовании γ' – фазы, твердого раствора на основе интерметаллида Ni_3Al .

Электронно-микроскопическое исследование конденсатов показало, что их микроструктура существенным образом отличается. Конденсат состава А при всех температурах осаждения представляет собой гомогенную систему, состоящую из достаточно крупных симметричных кристаллитов твердого раствора на основе никеля. Размеры кристаллитов с повышением температуры закономерно возрастают. В микроструктуре конденсатов, составов Б и В, присутствует несколько типов кристаллитов.

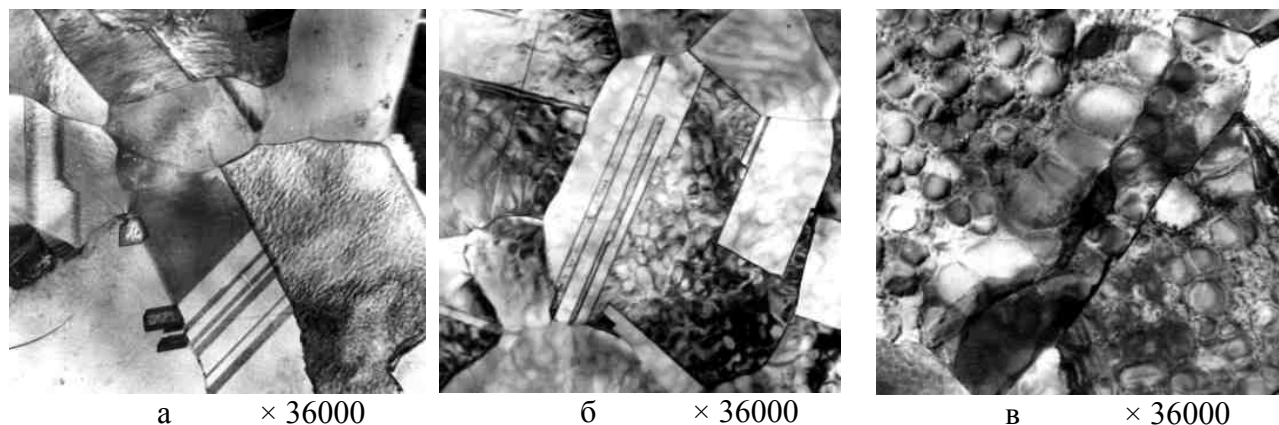


Рис. 2. Микроструктура конденсатов состава Б, полученных при различных температурах осаждения: а – 700 °С; б – 900 °С; в – 1100 °С

Помимо крупных кристаллитов матрицы, представляющих собой твердый раствор на основе никеля, в конденсатах обнаружены выделения другой фазы. С повышением температуры осаждения размер кристаллитов также увеличивается. Однако их увеличение происходит по-разному. Кристаллиты матрицы в конденсате Б с повышением температуры увеличиваются незначительно от 0,5–2,0 мкм при 700 °С (рис. 2, а) до 3,0–5,0 мкм при 1100 °С (рис. 2, в).

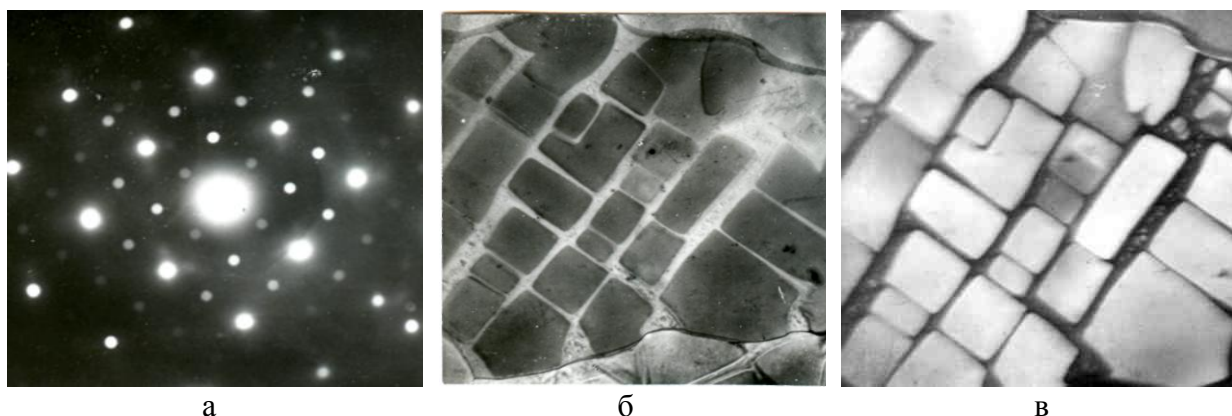


Рис. 3. Идентификация фаз в конденсате Б методом темнопольной электронной микроскопии: а – картина микродифракции; б – электронно-микроскопическое изображение; в – электронно-микроскопическое изображение в сверхструктурном рефлексе

В конденсате В размер кристаллитов матрицы чуть крупнее, однако и его увеличение происходит незначительно от 0,5–2,0 мкм при 700 °С до 10,0–20,0 мкм при 1200 °С. В конденсате Б методом темнопольной электронной микроскопии (рис. 3) идентифицированы кристаллиты выделений второй фазы из матрицы. Эти выделения являются γ -фазой, т. е. твердым раствором на основе Ni_3Al . Размеры кристаллитов этой фазы значительно сильнее увеличиваются с повышением температуры осаждения от 20–30 нм при 700 °С (рис. 2, а) до 200–300 нм при 1100 °С (рис. 2, в). Образцы, полученные в интервале температур 900–1100 °С, наряду с крупными выделениями γ -фазы, содержат более дисперсные кристаллиты этого же интерметаллида Ni_3Al , с размерами меньшими на порядок. В конденсате В выделения γ -фазы очень дисперсны, что не позволяет визуализировать их форму даже при больших увеличениях. Однако деформационный контраст, наблюдаемый на электронно-микроскопических снимках, и сверхструктурные рефлекссы на микроэлектроннограммах однозначно свидетельствуют об их наличии.

Исследование конденсатов системы Ni-Cr-Al, полученных испарением из двух независимых источников, показало, что характер фазовых соотношений в них более сложный

и определяется совместным действием двух факторов – температурой осаждения и увеличением содержания алюминия в образцах (рис. 1). Рост содержания алюминия свыше 19,0 ат. % приводит к образованию твердых растворов на основе еще одного интерметаллидного соединения NiAl и взаимным превращениям уже четырех фаз: твердых растворов на основе никеля и хрома, а также на основе интерметаллидов Ni₃Al и NiAl. При этом общие закономерности изменения микроструктуры для образцов, полученных различными методами, остаются сходными.

Ранее были проведены рентгенодифракционные исследования структуры бинарных расплавов системы Al–Ni во всем концентрационном интервале при температурах на 50 градусов выше линии ликвидус [3]. На рис. 4 показаны, полученные из экспериментальных данных, концентрационные зависимости параметров локального упорядочения расплавов.

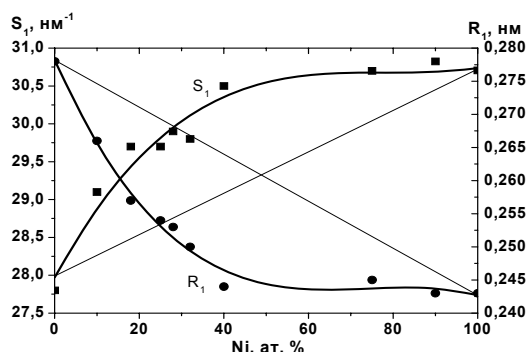


Рис. 4. Концентрационные зависимости наиболее вероятного межатомного расстояния (R_1) и положения первого максимума на кривых структурного фактора (S_1) расплавов системы Al–Ni

Полученные результаты показывают, что наиболее заметные изменения локального упорядочения атомов в расплавах наблюдаются в концентрационной области с преобладающим содержанием Al. Это свидетельствует о существенном влиянии небольших добавок Ni на структуру расплавленного Al. Напротив, в области с преобладающим содержанием Ni локальное окружение атомов в расплавах различается незначительно, несмотря на существенное отличие атомного состава. Можно отметить также, что именно в этой области составов реализуются наиболее короткие межатомные расстояния, указывающие на существование сильного межатомного взаимодействия в расплавах. По-видимому, в таких расплавах существуют атомные кластеры с более сильной связью, чем металлическая, которые связанные с интерметаллическими соединениями NiAl и Ni₃Al.

Морфология выделений γ – фазы зависит как от содержания алюминия в образце так и от температуры осаждения. При малых содержаниях алюминия γ – фаза выделяется в виде мелких частиц глобулярной формы. В конденсатах, полученных при низких температурах осаждения 500–800 °С, такая форма частиц сохраняется вплоть до полного исчезновения γ –фазы (твердого раствора на основе никеля). При высоких температурах осаждения 900–1100 °С и содержании оксида алюминия свыше 12,0 ат. % выделения приобретают кубическую форму, причем их размер увеличивается с повышением температуры осаждения и содержания алюминия. Характерно, что выделения γ – фазы во всех случаях когерентно связаны с матрицей (твердым раствором на основе никеля), на что указывает совпадение дифракционных картин матрицы и выделений.

Формирование структуры конденсатов происходит в соответствии с диаграммой состояния под воздействием двух факторов – температуры осаждения и длительности температурного воздействия на уже сформированный конденсат в процессе его остывания. Очевидно, что чем выше температура осаждения, тем дольше остывает конденсат и тем продолжительнее температурное воздействие на него [4, 5]. В процессе остывания сплавов, находящихся в никелевом

углу диаграммы состояния трехкомпонентной системы Ni–Cr–Al, образуются твердые растворы на основе никеля с ГЦК решеткой. Увеличение содержания алюминия в этом твердом растворе приводит к его упорядочению и когерентному выделению из него интерметаллида Ni₃Al. Кристаллиты Ni₃Al выделяются по границе зерен первичного твердого раствора на основе никеля. Так формируется структура конденсатов, осажденных при низких (до 900–1000 °C) температурах подложки и представляющих собой закаленное изотермическое сечение диаграммы состояния.

Повышение температуры осаждения приводит к увеличению продолжительности температурного воздействия на уже сформированный конденсат. В нем начинают осуществляться вторичные рекристаллизационные процессы, такие как увеличение размеров кристаллитов и выделение из них второй фазы, а также упорядочение статистических твердых растворов с образованием интерметаллидных соединений. Очевидно, что все эти процессы протекают одновременно и зачастую могут конкурировать друг с другом, а кинетика их протекания требует определенной энергии активации и временного интервала для полного завершения. Если времени термического воздействия будет недостаточно, то конечная структура конденсата будет представлять собой суперпозицию не полностью превратившейся первичной и не полностью реализовавшейся вторичной структур.

В конденсатах, осажденных при температурах выше 900–1000 °C, при остывании из первичного твердого раствора на основе никеля (γ – фаза) продолжает выделяться Ni₃Al (γ' – фаза). Содержание ее в конденсатах возрастает. При этом размеры кристаллитов γ' – фазы увеличиваются с ростом температуры осаждения, и возрастает степень их структурного совершенства. Выделяясь по границам зерен γ – фазы, кристаллиты γ' – фазы препятствуют их росту. Поэтому величина кристаллитов γ' – фазы с ростом температуры осаждения меняется в конденсатах незначительно.

К вторичным рекристаллизационным процессам следует отнести и высокодисперсные когерентные выделения γ' – фазы из первичного твердого раствора на основе никеля. Увеличивая общее содержание интерметаллида Ni₃Al в конденсате, кристаллиты выделившейся вторичной γ' – фазы за время остывания конденсата не успевают увеличиться в размерах и агломерироваться с укрупнившимися кристаллитами первичной γ – фазы. В конденсатах с большим содержанием алюминия детализация рассмотренных процессов сильно осложняется наличием на диаграмме состояния как раз при 1000 °C плоскости «четырёхфазного перехода» [1].

ВЫВОДЫ

Проведенные исследования показывают, что конечная структура богатых никелем быстро охлажденных сплавов трехкомпонентной системы Ni–Cr–Al, полученных методом электронно-лучевого испарения, определяется не только температурой конденсации, но и последующим временем температурного воздействия, а также скоростью охлаждения.

ЛИТЕРАТУРА

1. Taylor A. *The constitution of nickel-rich alloys of the nickel-chromium-aluminium system* / A. Taylor, R. Floyd // *J. Inst. Metals*. – 1952-1953. – V.81, N 9. – P.451–464.
2. Корнилов И. И. *Диаграмма плавкости системы Ni–Cr–NiAl* / И. И. Корнилов, Р. С. Минц // *Докл. АН СССР*. – 1954. – Т.94. – № 6. – С. 1085.
3. *Рентгенодифракционное исследование структуры расплавов Al–Ni* / В. П. Казимиров, А. С. Роук, А. В. Самсонников, В. Э. Сокольский // *Металлы*. – 2006. – № 3. – С. 24-31.
4. Melnikov A. V. *Condensation model for binary oxide films produced by laser evaporation* / A. V. Melnikov, A. M. Zaslavskii // *Acta Chim. Hungar. Models in chemistry*. – 1993. – Vol. 130, N 5. – P. 631–637.
5. Заславский А. М. *Структурные зоны в вакуумных конденсатах, осаждаемых с высокой скоростью* / А. М. Заславский, А. В. Мельников, А. В. Зверлин // *Физ. и хим. обработки материалов*. – 1993. – № 3. – С. 98–104.

UDK 621.78

Zoller I.

POSSIBILITIES OF DETERMINING THE DIAMETER OF THE SEWAGE PIPES, FOR UNDERGROUND WATER, FROM THE MINING INDUSTRY

The movement of fluids within pipes is realized through the effect of pressure created by a machine or by the piezometric quota. The technical pipe systems are characterized by two fundamental hydraulic elements:

- flow \dot{V} ;
- system's load, given by the difference between the piezometric quota, at the system entrance, and the piezometric quota at the system exit:

$$h = H_{p1} - H_{p2} = (z + p/g)_1 - (z + p/\gamma)_2 = J \cdot L \tag{1}$$

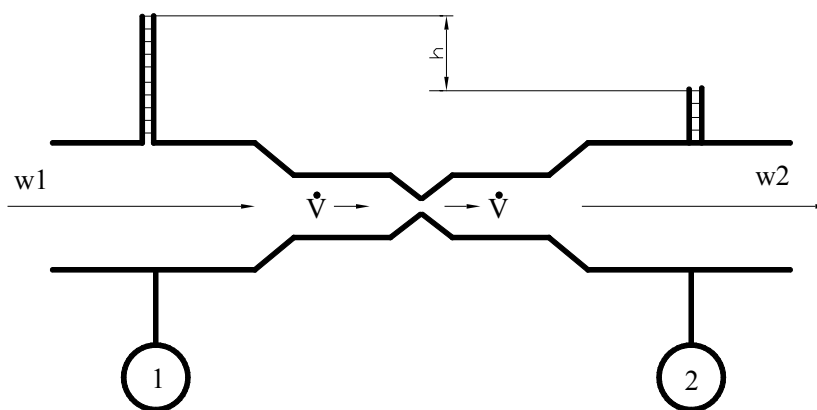


Fig. 1. Sewage pipes system

Figure 1 shows the fundamental elements of the system:

- the calculus of the flow \dot{V} when the system's load and geometrical elements are given;
- the calculus of the load h to ensure the flow \dot{V} , when the rest of the elements are ensured.

Equation (1) was written simplified, meaning that the kinetic terms can be neglected (more precisely, the difference between them) compared to the linear losses, with the local losses which are summed by the linear ones.

If the pipes are long ($L > 100m$), we apply the Bernoulli equation under its complete form, which contains the kinetic terms and local resistances.

The hydraulic problem of dimensioning the sewage pipe or a pumping installation, for a \dot{V} flow, is not determined, because the dimensions are function of h , which is variable.

To solve the problem, an extra economical condition is added: for the value of annual expenses, concerning the entire installation, to be as low as possible, a minimal cost for the pumped water is required.

In the case of laminar flow, the problem of hydraulic dimensioning of pipes is solved theoretically.

In the case of turbulent flow, many empirical formulas, based on the semi-empirical theory of Prandtl and Karman, are used.

The problem of hydraulic resistance, for technical pipes working in a transitory regime, has lately been the object of numerous research cases.

As a result, formulas for calculating the friction coefficient λ were suggested. They were obtained by interpolating the laws of friction on smooth surfaces, from a hydraulic point of view, with the laws of friction on totally rough surfaces, which correspond well to the data from the intermediate range.

Much less research was done in the problem of speed distribution for the turbulent flow in pipes that are working in a transitory domain, which encompasses the most important technical cases.

The value of λ depends fundamentally on the speed profile from the pipe section. In this matter, by analyzing a series of equations, that link the hydraulic friction coefficient to the flow speed distribution in sewage pipes, we have the following equations:

$$\frac{w}{w_{\text{med}}} = 1 - \sqrt{\lambda} \ln \frac{r}{4,5 y}, \quad (2)$$

$$\frac{w_{\text{max}}}{w_{\text{med}}} = 1 + 1,3\sqrt{\lambda}, \quad (3)$$

$$\frac{w}{w_{\text{max}}} = 1 - 2 \frac{\lg \frac{r}{y}}{\frac{0,975}{\sqrt{\lambda}} + 1,30}, \quad (4)$$

where y is the distance from the axis of the coordinate with the radius r , measured orthogonal, on the flow direction.

Equations (2), (3) and (4) are valid for the entire region of turbulent flow within the pipes, which can cover the intermediate range of the transitory flow regime, phenomenon seen experimentally on water and air flow through pipes.

The general form of equation (4) is:

$$\frac{w}{w_{\text{max}}} = \left(\frac{y}{r} \right)^{0,8\sqrt{\lambda}}, \quad (5)$$

which corresponds satisfactory to the experimental results.

For the λ coefficient, the Colebrook formula is widely used:

$$\frac{1}{\lambda} = -2 \lg \left(\frac{2,5}{\text{Re} \sqrt{\lambda}} + \frac{k_3}{3,7d} \right). \quad (6)$$

In the dedicated literature, other equations, similar to the Colebrook formula, are obtained, as in the following example:

$$\frac{1}{\lambda} = -2 \lg \left(\frac{2,5}{\text{Re} \sqrt{\lambda}} + \frac{k}{2,8d} \right), \quad (7)$$

in which, if replaced $k = 0,76 \cdot k_3$, equation (7) becomes the Colebrook formula.

So, this equation obtained with the help of the laws of smooth and rough friction, seen its fundament. It can be considered as fundamental as the known formulas of Prandtl and Karman through smooth surface pipes, from a hydraulic point of view and through rough fundament.

The dimensioning problem, when the flow \dot{V} is given, meaning the pipe, and its dimensions are required, is solved by calculating the flow module:

$$K = \frac{\dot{V}}{\sqrt{J}}; \quad \left(J = \frac{\dot{V}^2}{K^2} \right), \quad (8)$$

(meaning the flow of the pipe on a slope equal with the unit $J=1$).

K is determined and then the pipe section with the help of the data from the calculus guide books.

The graphical hydraulic determination form of sewage pipes was done using Prandtl – Colebrook and ATV/VKS A110.

The results shown above, which refer to the hydraulic dimensioning of industrial sewage pipes, can be applied for technical pipes from the technological flow in the mining industry.

The pump suppression pipe represents a highly important problem, because the same amount of water can be transported through pipes of different diameter.

It is necessary for an economical diameter to be established, that corresponds to a minimal investment and usage expense.

For example, the pump JIU 150/160, with the flow $\dot{V} = 160\text{m}^3/\text{h}$ and the pressure on a 30m rotor, is used to evacuate water. The diameter of the suppression pipe is required.

This being a transport pipe: $K_b = 0.5$ and the slope being $J = 20\text{‰}$, from the graphic results the nominal diameter $D_n = 180$ mm.

In the practical design of water evacuation installations from mines, a practical method is used, depending on the limit values of speed in the suppression pipe, imposed by the technical standards: $w_{\text{ref}} = 1,5 \div 2,2$ m/s.

By this standard, the inner diameter of the suppression pipe must be included between the following limits:

$$D_{\text{ref.min}} = \sqrt{\frac{\dot{V}}{6,22 \cdot 10^3}} \leq D_r \leq \sqrt{\frac{\dot{V}}{4,24 \cdot 10^3}} \quad (9)$$

$$\text{In this case: } D_{\text{ref.min}} = \sqrt{\frac{0,16}{6,22}} = 160 \text{ mm}, \quad D_{\text{ref.max}} = \sqrt{\frac{0,16}{4,24}} = 194 \text{ mm}.$$

So: $160 < 180 < 194$. Therefore it complies with the superimposed technical standard [2].

For dimensioning the suction pipe for the same installation, the problem of establishing the economical diameter is no longer valid, because it's length is small.

The technical standards say that the speed of water through the suction pipe must range between $0,8 \div 1,5$ m/s.

Currently, this pipe has a diameter approximately 20mm bigger than that of the suppression pipe.

We used the STRATE calculation ruler for water cleaning pipes which was processed by a CAD procedure, having as a result the graphic from fig.2. The graphical form was built as such as to allow, through the MOVE command within AutoCAD, the horizontal movement of several entities simultaneously (scales 1, 3, 4, 6, 7 and 9). These scales are coloured in red. The other scales (coloured in blue) are fixed.

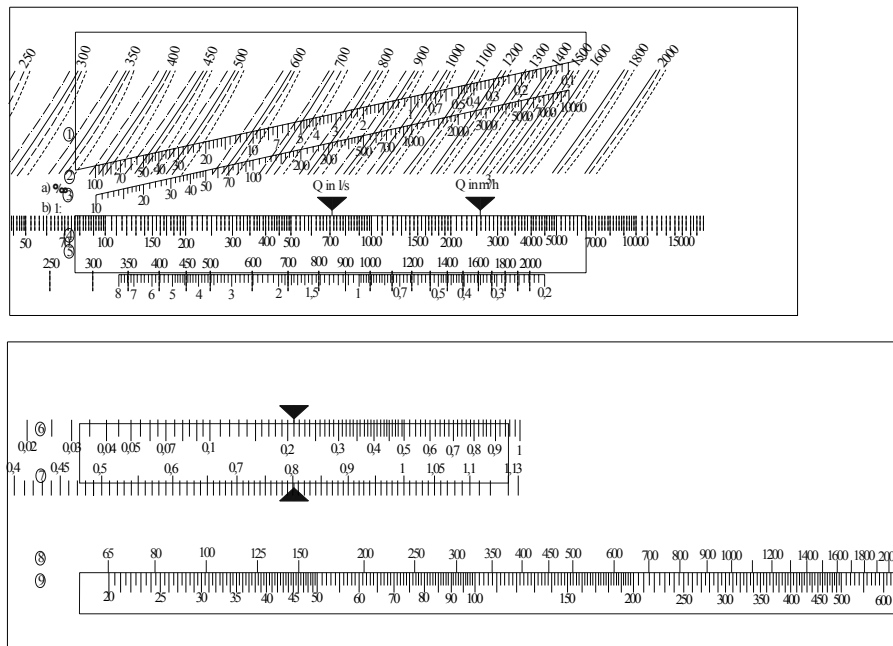


Fig. 2. The graphical formula for hydraulic determination of sewage pipes from the mining industry

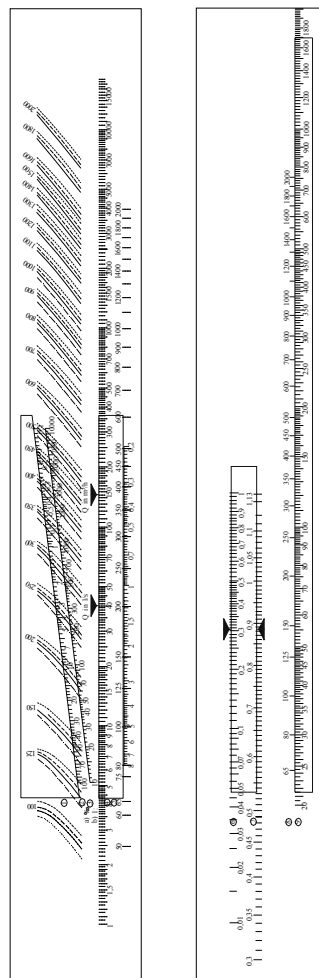


Fig. 3. General diagram for determining the sewage pipes parameters

The following example shows the possibility of using the graphic model in dimensioning industrial sewage pipes for the following parameters:

- Free fall $J = 5 \%$ (1:200);
- Flow $Q = 700$ l/s;
- Partial flow $Q_r = 150$ l/s.

It can be calculated as follows:

- Nominal diameter D_n (mm) if $k_b = 0,75$ mm;
- Flow speed v and v_r (m/s);
- Compression height h (mm) for Q_r .

Appropriation example:

- The value of Q is set at $Q = 700$ l/s (scale 3);
- Above $J = 5\%$ (scale 2, a), the nominal diameter closest to DN 700 will be read (scale 1, the curve drawn with a continuous line);
- DN 700 is set (scale 1), above $J=5\%$ (scale 2a) and the reading will be: $Q_v = 708$ l/s on scale 3, and $v_v = 1,84$ m/s on scale 5, under DN 700 on scale 4;
- $Q_r/Q_v = 150/708 = 0,21$ is set on scale 6;
- Under DN 700 on scale 8, the reading will be: $h = 216$ mm on scale 9;

The reading on scale 7 will be $v_r/v_v = 0,8$, in which v_r will be calculated

$$v_r = 0,8 \times v_v = 0,8 \times 1,84 = 1,47 \text{ m/s.}$$

CONCLUSIONS

The graphical method, used by Peter Unger for dimensioning sewage pipes, is also valid for the pipes that compose the sewage installations for the water within the mines.

LITERATURE

1. Magyari A. *Instalații mecanice miniere* / A. Magyari. – Ed. Tehnică București, 1990.
2. Mereș N. *Instalații de extracție, pompe, ventilatoare și compresoare în industria minieră* / N. Mereș // Ed. Tehnică. – București. – 1971.
3. Cioc D. *Mecanica fluidelor* / D. Cioc. – E. D. P. București. – 1967.
4. Rigla STRATE Maschinenfabric fur Abwassertechnik.
5. Petrelean D. *Determinarea rapidă a diametrului conductelor de evacuare a apelor subterane din industria extractivă* / D. Petrelean, I. Zoller. – Universitatea de Nord BAIA MARE. – 2005.

УДК 621.74:669.713.7

Иванов В. Г., Сажнев В. Н., Лунев В. В.

ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ ПРОИЗВОДСТВА СЕРОГО ЧУГУНА ДЛЯ МОНТАЖА ПОДОВЫХ СЕКЦИЙ АЛЮМИНИЕВЫХ ЭЛЕКТРОЛИЗЕРОВ

Производство алюминия является одной из наиболее энергоемких технологий современной металлургии. Доля электроэнергии в себестоимости алюминия составляет более 40 %. Поэтому повышение эффективности работы алюминиевых электролизеров и снижение бесполезных потерь электроэнергии остается актуальной задачей. Особенно большие потери наблюдаются в катодном устройстве алюминиевого электролизера, которые в значительной мере зависят от качества электрического контакта между токоотводящими стальными бляхами и подовыми углеграфитовыми блоками. Электрический контакт между стальными бляхами и углеграфитовыми блоками может осуществляться двумя методами: заливкой жидким чугуном и посредством заделки угольной массой. Первый метод получил наиболее широкое распространение благодаря простоте технологических приемов монтажа. Основным недостатком такого метода являются термомеханические напряжения, способные привести после охлаждения чугуна к деформации стержня и растрескиванию блоков, что непременно приведет к увеличению электрического сопротивления контакта сталь – чугун – углеграфит, снижению его надежности и долговечности и, в конечном итоге, к увеличению энергоемкости электролиза алюминия. Поэтому совершенствование технологических параметров плавки и заливки чугуна является важной задачей повышения качества монтажа подовых секций алюминиевых электролизеров.

Наиболее часто для монтажа катодных секций алюминиевых электролизеров используется серый чугун эвтектического состава, выплавляемый в вагранках или индукционных печах. На большинстве предприятий алюминиевой промышленности индукционная плавка вытесняет ваграночную, так как позволяет получать более точный химический состав, обеспечивать меньшее содержание серы и фосфора в чугуне, а также дает широкие возможности корректировать технологические параметры плавки.

Снижению переходного электрического сопротивления контакта сталь – чугун – углеграфит посвящено большое количество работ [1–5], однако вопросам качества чугуна, оптимизации его состава и структуры не уделяется должного внимания.

Целью работы являлась разработка оптимальных технологических параметров плавки и заливки чугуна, используемого для создания контакта между токоотводящими стальными бляхами и подовыми углеграфитовыми секциями.

Разработку оптимального состава чугуна проводили с использованием методов активного планирования экспериментов.

Реализовывалась матрица планирования дробного факторного эксперимента 2^{4-1} с определяющим контрастом $X_4 = X_2 \cdot X_3$. Варьируемыми факторами являлись содержание углерода, кремния, фосфора и температура заливки чугуна со следующими интервалами варьирования элементов: C = 2,4–3,6; Si = 2,0–3,6 %; P = 0,04–1,0 % и температура заливки $t = 1250–1350$ °C. Функциями отклика являлись величины, линейной усадки (ϵ , %), жидкотекучести (L, мм), склонности чугуна к отбелу (h, мм).

Матрица планирования эксперимента и результаты опытов по влиянию основных элементов состава на вышеперечисленные показатели приведены в табл. 1

Типичные макроструктуры клиньев, отлитых в специально разработанную комплексную графито-стальную форму [6] представлены на рис. 1.

Обработка экспериментальных данных методами регрессионного анализа позволила получить уравнения регрессии, характеризующие влияние факторов химического состава на свойства чугуна (усадку и жидкотекучесть):

$$Y_1 = 1,24 - 0,14X_1 - 0,19X_2 - 0,45X_3 + 0,03X_4 + 0,07X_1X_2 + 0,08X_1X_3 - 0,03X_1X_4, \quad (1)$$

$$Y_2 = 637,5 + 225X_1 + 112,5X_2 + 312,5X_3 + 37,5X_4 + 50X_1X_2 + 50X_1X_3 - 75X_1X_4, \quad (2)$$

где $X_1 = \frac{[C] - 3,5}{0,3}$; $X_2 = \frac{[Si] - 2,5}{0,3}$; $X_3 = \frac{[P] - 0,5}{0,5}$; $X_4 = \frac{t - 1300}{50}$.

Таблица 1

Матрица планирования эксперимента типа 2^{4+1} и значения функций отклика исследованных чугунов

Уровни факторов	Факторы				Функции отклика		
	C, %	Si, %	P, %	T _{зал.} , °C	ε, %	L, мм	h, мм
	X ₁	X ₂	X ₃	X ₃	Y ₁	Y ₂	Y ₃
Верхний (+)	3,8	2,8	1,0	1350			
Нижний (-)	3,2	2,2	0,04	1250			
Основной (0)	3,5	2,5	0,5	1300			
Интервал варьирования	0,3	0,3	0,5	50			
1	+	-	+	-	1,20	1100	10
2	+	-	-	+	1,25	300	10
3	-	-	+	-	1,50	500	-
4	-	-	-	+	1,80	200	-
5	-	+	+	+	1,10	850	35
6	-	+	-	-	1,15	100	30
7	+	+	+	+	0,95	1350	5
8	+	+	-	-	1,00	700	2
9-10	0	0	0	0	1,05	650	7



Рис. 1. Типичная макроструктура клиньев опытных чугунов, отлитых в пробу на отбел:
 1 – излом серого чугуна с допустимым отбелом (глубина отбела не более 10 мм);
 2 – структура половинчатого чугуна (чугун нуждается в графитизирующем модифицировании);
 3 – излом полностью отбеленного чугуна (необходимо корректировать состав чугуна по углероду и кремнию или проводить модифицирование)

Как и следовало ожидать, с повышением содержания углерода, кремния и фосфора увеличивалась жидкотекучесть и снижалась усадка опытных чугунов. Наибольшей усадкой обладали сплавы, имеющие низкую степень эвтектичности. Эти же сплавы имели наиболее широкий интервал кристаллизации и из-за пониженной склонности к графитизации. Чугун плавки 3 и 4 по пробе на отбеливаемость дал полностью белый излом (образец 3, рис. 1). Поэтому адекватную математическую модель по влиянию элементов химического состава на глубину отбела получить не удалось. Однако общую тенденцию можно заметить, что с повышением содержания углерода и кремния глубина отбела снижается и наименьшая наблюдалась у серых чугунов с высоким углеродным эквивалентом (образец 1, рис. 1).

Заливка белым чугуном подового блока после охлаждения приводит к образованию трещин – «усов» в углах паза (из-за большой усадки чугуна вокруг стального стержня) и, в конечном итоге, к браку при монтаже. Поэтому во избежание заливки таким чугуном подовых секций обязательной операцией должен быть оперативный контроль металла по ходу плавки по пробам на отбеливаемость [6].

Одним из факторов, способным оказать влияние на образование трещин в углеграфитовом блоке является температура заливки чугуном. Как показали наши исследования, температура заливки холодного блока не должна превышать 1350 °С. Поэтому подогрев блоков перед заливкой является важной операцией, позволяющей исключить появление трещин.

Специально проведенные исследования показали, что подогрев углеграфитовых форм и стального стержня перед заливкой до 200–250 °С существенно уменьшает или исключает растрескивания чугунной отливки и подового блока. Последнее обусловлено тем, что белые чугуны имеют большую объемную усадку, а при заливке на стальной стержень его нагрев приводит к увеличению линейных размеров. Поэтому расширение стального стержня и усадка залитого чугуна обуславливают возникновение напряжений, которые могут реализоваться в виде трещин.

Уровень жидкотекучести у серых чугунов был достаточно высок и изменялся от 100 – 350 мм у низкоэвтектических сплавов до 550 – 700 мм у сплавов близких к эвтектическим, что обеспечивало хорошую заполняемость паза подового блока со стальным стержнем. У белых чугунов (плавки 3 и 4) жидкотекучесть была пониженной и составляла 100 – 200 мм. С увеличением углеродного эквивалента ($C_3 = [C] + 1/3 [Si]$) исследуемых сплавов с 3,2 до 4,7 соблюдались тенденции повышения жидкотекучести, уменьшения интервала кристаллизации, линейной усадки и объема усадочных пор, что хорошо коррелировалось с тенденцией снижения переходного электросопротивления контакта чугун – углеграфит.

Наибольшая жидкотекучесть наблюдается при повышенном содержании фосфора в чугуне. Однако высокое содержание фосфора оказывает отрицательное влияние на специальные свойства чугуна. Повышение жидкотекучести при плавке в электропечи можно обеспечить за счет более высокой температуры заливки чугуном тонкостенного пространства.

Как известно [7], в случае тонкостенных отливок фосфор может способствовать отбелу. Как показали наши исследования, увеличение содержания фосфора способствует появлению структурно – свободного цемента, приводящего к увеличению линейных размеров образцов из-за графитизации чугунов вблизи температур 670–800 °С. Рост образцов за 100 часов выдержки при температуре 860–900 °С с различным содержанием фосфора практически не изменялся и был незначительным – около 0,2 %. Однако, с большой долей вероятности можно предположить, что долговременная высокотемпературная эксплуатация чугунной отливки в промышленных электролизерах будет способствовать графитизации фосфидной эвтектики и, как следствие, это приведет к увеличению линейных размеров.

Проведенные исследования показали, что для заливки подовых секций электролизеров целесообразнее использовать чугуны с пониженным содержанием фосфора (менее 0,5 %). Так как при долговременной эксплуатации чугунов с высоким содержанием фосфора (0,8–1,5 %) при температуре 900–940 °С в промышленных электролизерах вследствие графитизации фосфидной эвтектики линейные размеры чугунной отливки увеличиваются, что может вызвать значительное увеличение напряжения на границе чугуна – углеродистый графит и появление микротрещин.

При соблюдении заданного химического состава и структуры чугуна обеспечиваются высокие литейные свойства и тонкостенное пространство между стальным блюмсом и углеродистым блоком легко заливается чугуном и образуется качественный электрический контакт между стальным блюмсом и углеродистым блоком (рис. 2). Причем заливать чугуном зазор между сталью и боковой стенкой в ячейке подового блока необходимо с одной стороны до тех пор, пока чугун не покажется с противоположной стороны.

На основании вышеизложенного, оптимальным следует признать следующий химический состав чугуна по основным элементам: (масс. доля, %): 3,6–3,8 С; 2,6 – 3,0 Si; 0,3 – 0,5 Mn; 0,04 – 0,10 Cr; не более 0,5Р и 0,05S. Такой состав обеспечивает:

- высокую жидкотекучесть чугуна (600–800 мм по спирали Кери) и заполняемость тонкостенного пространства между стальным блюмсом и подовым блоком;
- низкую линейную усадку (до 1,2 %), компенсируемой низкими коэффициентами линейного термического расширения, не приводящими к растрескиванию сопряженного углеродистого блока;
- низкую склонность к отбелу и образованию нестабильных структур.



Рис. 2. Залитый чугуном образец подового блока

С целью установления влияния серы в чугуне на эксплуатационные показатели электролизеров были проведены экспериментальные плавки на основе низкосернистой шихты и шихты с повышенным содержанием серы.

Проведенные исследования показали, что повышенное содержание серы в чугуне для заливки подовых секций отрицательно влияет на эксплуатационные свойства электролизеров, так как она обуславливает появление отбела в чугуне. Для предотвращения отбела и обеспечения оптимальной структуры и формы графита рекомендуем использование чистых по примесям чугунов для заливки подовых секций электролизеров и применение дополнительного легирования и модифицирования.

Таким образом, содержание примесных элементов в чугуне следует ограничивать (не более 0,5 % Р; 0,05 % S;), так как они способствуют снижению окислительности чугунов и, как следствие, оказывают неблагоприятное влияние на электрические показатели и эксплуатационную стойкость алюминиевых электролизеров.

Дальнейшее повышение надежности и долговечности электрического контакта чугуна – углеродистый графит связано с выбором оптимального варианта модифицирования чугунов для из-

мельчения графитовых включений, улучшения их распределения и повышения однородности металлической основы.

ВЫВОДЫ

1. Установлен оптимальный химический состав чугунов, обеспечивающий высокую жидкотекучесть чугуна и заполняемость тонкостенного пространства между стальным блямсом и подовым блоком, низкую линейную усадку, компенсируемой низкими коэффициентами линейного термического расширения, не приводящими к растрескиванию сопряженного углеграфитового блока, низкую склонность к отбелу и образованию нестабильных структур.

2. Содержание примесных элементов фосфора и серы в чугуне следует ограничивать. Повышенное содержание серы способствует появлению отбела в тонкостенной чугунной отливке. Фосфор при содержании до 0,5 % способствует снижению линейной усадки, устранению отбела, улучшению структуры чугунной отливки, а также снижению переходного электросопротивления контакта чугуна -углеграфит за счет оптимального сочетания уровней линейной усадки, коэффициентов линейного термического расширения и жаростойкости чугунов в процессе долговременной высокотемпературной эксплуатации.

3. Обеспечение оптимальной структуры металлической основы и формы графита в чугуне и соответствующих эксплуатационных характеристик электролизеров должно осуществляться не только за счет применения чистых по примесям шихтовых материалов, но и за счет использования оптимального модифицирования чугунов.

4. Обязательной операцией при плавке чугуна должен быть оперативный контроль металла по ходу плавки по пробам на отбеливаемость. При неудовлетворительных показателях необходимо проводить корректировку химического состава чугуна.

5. Температура заливки чугуном холодных подовых углеграфитовых секций должна быть в пределах 1280–1320 °С. При такой температуре обеспечивается хорошая заполняемость тонкостенного пространства между стальным блямсом и стенками углеграфитового блока, не приводящая к растрескиванию блока.

6. Как показали наши исследования, температура заливки холодного блока не должна превышать 1350 °С. Поэтому подогрев блоков перед заливкой является важной операцией, позволяющей исключить появление трещин.

7. Специально проведенные исследования показали, что подогрев углеграфитовых форм и стального стержня перед заливкой до 200–250 °С существенно уменьшает или исключает растрескивание чугунной отливки и подового блока.

ЛИТЕРАТУРА

1. Баймаков Ю. В. *Электролиз в металлургии* / Баймаков Ю. В. – М.: Металлургиздат, 1946. – Т.3. – 110 с.
2. Евменом В.А. *Об электросопротивлении катодной секции алюминиевого электролизера* / В. А. Евменом, Б. И. Аюшин, В. А. Михайлов // *Цветные металлы*. – 1990. – № 10. – С. 54 – 59.
3. *Способ улучшения распределения тока в катодной секции и подине электролизера* / В. И. Лакомский, И. М. Бастрыга, С. А. Артеменко, М. А. Фридман // *Цветные металлы*. – 1990. – № 10. – С. 41–50.
4. *Бастрыга И. М. Совершенствование контроля качества сборки катодных секций алюминиевого электролизера* / И. М. Бастрыг., В. И. Лакомский, М. А. Фридман // *Цветные металлы*. – 1994. – № 8. – С. 31 – 34.
5. *Лакомский В. И. Электросопротивление контакта металл – углеродистый материал подового блока алюминиевого электролизера* / В. И. Лакомский // *Цветные металлы*. – 1993. – № 5. – С. 29 – 33.
6. *Иванов В. Г. Повышение качества монтажа подовых секций алюминиевых электролизеров* / В. Г. Иванов, В. Н. Сажнев, В. В. Лунев // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. – 2008. – № 1. – С. 51– 55.
7. *Герек А. Легированный чугун – конструкционный материал* / А. Герек, Л. Байка; пер. с польск. – М.: Металлургия, 1978. – 208 с.

УДК.669.154.002.61

Иванов Г. А., Скребцов А. М., Кузьмин Ю. Д.

НОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ ВЫПЛАВКИ ЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ С ВВОДОМ В РАСПЛАВ ПЕРЕД ВЫПУСКОМ ИЗ ПЕЧИ МЕЛКОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ ШИХТЫ

Давно известно влияние природы шихты при выплавке металла на качество готовой металлопродукции [1]. Суть этого способа заключается в следующем. Например, исходная шихта плавки обладает определенной структурой металла, - (мелкокристаллической, крупнокристаллической или промежуточной и т. п.). После ее расплавления и не слишком высокого перегрева над линией ликвидуса затвердевший металл приобретает исходную структуру шихты (явление «наследственности») [2, 3]. Однако, в литературе известны также пока не полностью объяснимые, случаи «отрицательной» наследственности, когда исходная мелкокристаллическая шихта приводит к крупному зерну в отливке и наоборот [4].

Наследственностью шихты в разное время занимались многие ученые – Ю. А. Нехензи, Н. Г. Гиршович, В. И. Никитин и др. [1, 2].

Исследователей и производителей интересуют вопросы механизма передачи свойств в цепи: исходная шихта – расплав – готовая металлопродукция [2, 3]. Кроме этого, часто, в производстве, при исходной крупнокристаллической шихте структуру готовой металлопродукции улучшают путем ввода в расплав перед выпуском его из плавильной печи небольших добавок специально изготовленной мелкокристаллической шихты (по терминологии Б. Ф. Трахтенберга «модификаторы III рода») [1].

В производстве при легировании металла во время его плавки часто используют чушки лигатур с традиционной крупнокристаллической структурой [5]; последнее может привести к наследственно крупному зерну в отливке. Для его измельчения существуют различные способы, например, термическая обработка отливок, ввод в расплавленный металл, перед выпуском, некоторого количества мелкокристаллической шихты и т. д. Поэтому в работе [3] среди других была сформулирована актуальная задача по «определению оптимальных доз мелкокристаллических модификаторов» [1], которые бы обеспечили образование мелкого зерна в отливке.

В работе [6] отмечается, что «чем мельче зерно, тем лучше механические свойства металлов и сплавов, больше предел упругости, предел прочности и ударная вязкость».

Целью настоящей работы являлось изучить влияние малой добавки мелкокристаллической шихты в расплав на улучшение качества легированной стали 20ГЛ.

Опыты по выплавке стали 20ГЛ провели в дуговой сталеплавильной печи ДСП–3 с основной футеровкой и массой садки 5 т. Перед каждой плавкой откосы заправляли доломитовой крошкой. В качестве шихты использовали отходы собственного производства в виде высечки листового проката, литников, прибылей, фрагментов отработавшего оборудования, а также стружки. Соотношение долей проката и литья в шихте составляло преимущественно 3:1.

В конце плавки в ее восстановительный период в два, три приема наводили и скачивали шлак для уменьшения содержания серы и фосфора в металле. За 5–7 минут до выпуска металла из печи, на основании данных химического анализа, для легирования металла в ванну вводили расчетное количество ферромарганца и, в случае необходимости, ферросилиция. Известно, что ферросплавы, как правило, имеют крупнокристаллическую структуру и не способствуют измельчению зерна в отливке.

С целью улучшения микроструктуры металла мы в соответствии с изобретением [7], за 10–15 минут перед выпуском металла из печи, в расплав вводили 0,5 % мелкокристаллической деформированной шихты в виде проката конструкционной листовой стали толщиной 10–20 мм.

Разливку металла производили из пятитонного стопорного ковша со стаканчиком диаметром 50 мм. Ковш разогревали до температуры 600–700 °С. На дно ковша загружали Al и FeTi для раскисления металла.

Температуру металла контролировали погружной одноразовой ПП термопарой. При температуре 1640–1660 °С металл выпускали в ковш. Перед началом его разливки проводили еще одно измерение температуры, к этому времени она снижалась примерно на 10 градусов. В середине заливки от струи из стопорного отверстия отбирали пробу для анализа на химический состав металла, затем заливали треновидные пробы и продолжали разливку.

Все предыдущие и последующие действия персонала цеха при выплавке как опытных, так и серийных плавках ничем не отличались. При этом отливали дополнительную треновидную пробу для изготовления микрошлифов.

Механические испытания проводили в заводской лаборатории по методике в соответствии с ГОСТ 977–88. Результаты испытаний приведены в табл. 1.

Таблица 1

Результаты механических испытаний пятикратных образцов вырезанных из треновидных проб стали 20ГЛ

Опытные плавки						Обычные плавки					
Код плавки	Предел текучести, σ_t , МПа	Предел прочности, σ_b , МПа	Относительное удлинение, δ , %	Относительное сужение, ψ , %	Ударная вязкость, Дж/см ²	Код плавки	Предел текучести, σ_t , МПа	Предел прочности, σ_b , МПа	Относительное удлинение, δ , %	Относительное сужение, ψ , %	Ударная вязкость, Дж/см ²
1	310	540	28	67	79	7	355	580	22,0	46,0	57
2	320	540	31	49	101	8	335	570	20,0	64,0	57
3	340	540	24	64	74	9	385	600	22,0	44,0	65
4	320	540	28	58	91	10	355	600	25,0	59,0	82
5	310	540	28	67	79	11	310	520	23,0	40,0	40
6	350	580	25	48	75	12	330	580	23,0	58,0	55
ГОСТ 977-88							275	540	18	25	50
\bar{M}	325	547	27	59	83	\bar{M}	345	575	23	52	59
σ	1350	1333	31	375	565	σ	3350	4350	14	473	949
$\sqrt{\sigma}$	6,1	6,1	0,9	3,2	4,0	$\sqrt{\sigma}$	9,6	11,0	0,6	3,6	5,1

В столбцах 1–6 представлены данные по механическим испытаниям металла плавков проведенных по обычной технологии с внесенными нами некоторыми изменениями, столбцы 7–12 содержат аналогичную информацию по механическим испытаниям обычных плавков на той же печи.

Математическая обработка результатов включает в себя вычисление математического ожидания \bar{M} , и среднеквадратического отклонения от математического ожидания $\sqrt{\sigma} = \sqrt{\sum(\bar{M} - X_i)}$, а также промежуточную величину $\sigma = \sum(\bar{M} - X_i)$ характеризующую

суммарное отклонение результатов измерений от математического ожидания по каждому столбцу.

На гистограмме (рис. 1) все столбцы пронумерованы от 1 до 10. Над номером столбика приведены цифры соответствующего свойства металла.

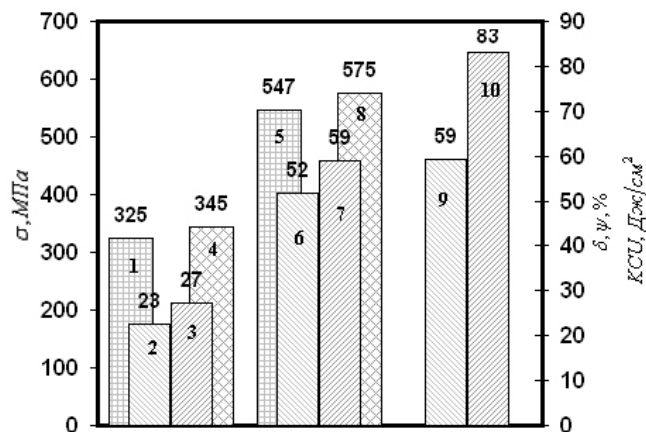


Рис. 1. Гистограмма с усредненными результатами механических испытаний по опытными и обычными плавкам стали 20ГЛ (1, 3, 5, 7, 10 – экспериментальные плавки, 2, 4, 6, 8, 9 – серийные плавки): 1, 4 – предел текучести, МПа; 5, 8 – предел прочности, МПа; 2, 3 – относительное удлинение, %; 6, 7 – относительное сужение, %; 9, 10 – ударная вязкость

Анализируя результаты гистограммы, можно утверждать, что характер изменения величин свойств металла – уменьшение статических и увеличение ударной вязкости соответствует измельчению микроструктуры.

Кроме величины зерна, такое влияние могло оказать выпадение дисперсных фаз, отсутствие флоконов и другие причины. Мы выполнили металлографический анализ для установления причины увеличения ударной вязкости.

Образцы для изучения микроструктуры изготавливали на осевых шлифах малых треновидных проб, дополнительно отлитых при проведении экспериментальных плавков. Травление осуществляли в 5 % водном растворе фторводорода. Фотографировали шлифы на металлографическом микроскопе МИМ-1 при увеличении $\times 100$ (см. рис. 2).

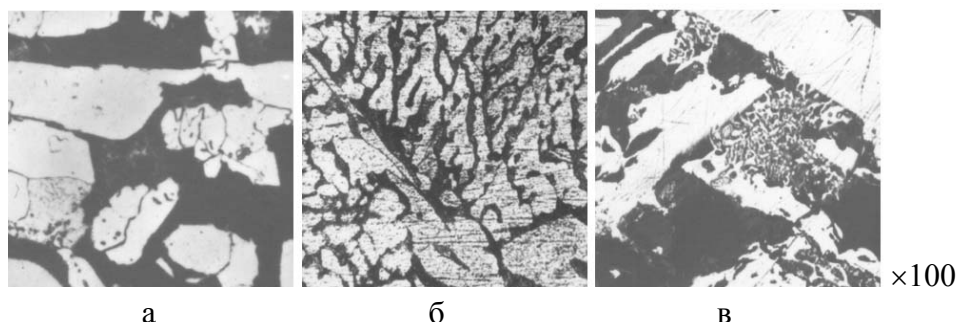


Рис. 2. Фотографии микроструктуры стали 20ГЛ при увеличении: а – литой без ввода мелкокристаллической деформированной шихты; б – литой с вводом шихты; в – микроструктура ферромарганца вводимого в качестве лигатуры

Макрошлифы вырезали таким же самым образом и проводили горячее травление в 30 % водном растворе соляной кислоты (см. рис. 3).

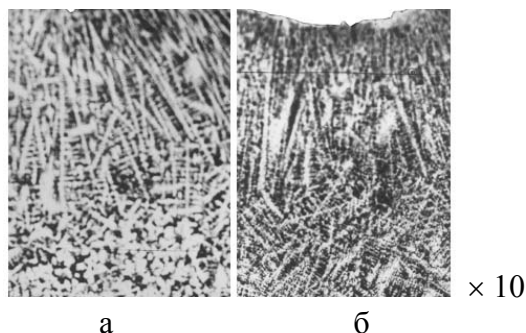


Рис. 3. Фотографії макроструктури сталі 20ГЛ (выплавленной по опытной технологии (а) и по обычной (б))

Сталь 20ГЛ является низколегированной конструкционной сталью ферритно-перлитного класса. На рис. 2 светлые области – феррит, а темные – перлит.

Из рис. 2 видно подобие между микроструктурой литого образца без ввода мелкокристаллических модификаторов (а) и пробой ферромарганца (в), вводимого за 5 – 10 минут перед выпуском металла в ковш. Темной фазой на фотографиях микроструктуры стали 20ГЛ является перлит, а у ферромарганца – раствор марганца в железе. В тоже время у фотографий (а) и (в) по сравнению с фотографией (б) видно качественное отличие – структура раздроблена, протяженность структурных элементов существенно увеличилась, а подобие со структурой ферромарганца отсутствует.

При анализе фотографий макроструктуры, представленных на рис. 3, обнаружили повышение ее плотности. Образец с вводом микрокристаллического модификатора (Б) характеризуется более тонкими дендритами и большим их количеством. Они имеют более правильную форму и, что особо важно, металл центральной области трещиновидной пробы менее рыхлый. В то же время на фотографии (а) оси и ветви дендритов гораздо толще, кристаллы в центральной области трещиновидной пробы размазаны.

Микроструктуру рис. 2, с помощью компьютерной техники, обработали следующим образом. Использовали метод параллельных случайных секущих в комбинации с линейным методом С. А. Салтыкова [9]. На рис. 4 представлена гистограмма доли случайных секущих (%) от общего числа их пересечений с перлитной фазой в зависимости от ее ширины в элементах структуры для стали 20ГЛ на рис. 2.

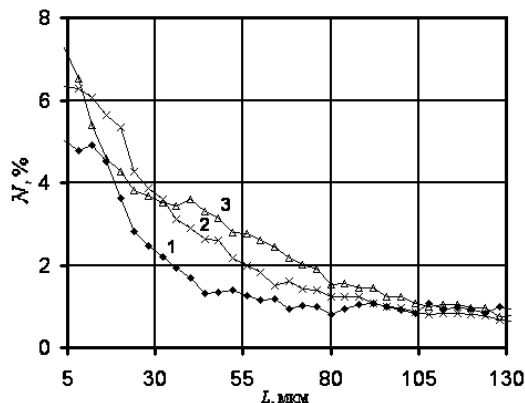


Рис. 4. Гистограммы доли случайных секущих (%) от общего числа пересечений с перлитной фазой в зависимости от ее ширины на образцах стали 20ГЛ (см. рис. 2) по их ширине: 1 (♦) – 20ГЛ без ввода модификатора; 2 (×) – Ферромарганец; 3 (Δ) – 20ГЛ с вводом модификатора

Метод модифицирован нами в связи со спецификой применения компьютерной техники – случайные секущие заменены линиями растра. Фотографии микроструктур заносились в память ЭВМ, программа сканирует растр в декартовой системе координатах и фиксирует в массиве, организованном в памяти компьютера, длины сечений перлитной фазы у 20ГЛ, а у ферромарганца – раствора марганца в железе. Результаты представлены как табличная функция процента сечений каждого линейного размера структуры и общего количества сечений в зависимости от линейных размеров элемента строения металла (перлита). Окончательно результаты обрабатывались с помощью табличного процессора Microsoft Excel, в котором построили упомянутое выше распределение (рис. 4). По вертикали отложены количества сечений, а по горизонтали их линейный размер. Этот график наглядно иллюстрирует разницу между микроструктурами образцов. Чем больше значения величин в левой части графика, тем больше мелких элементов микроструктуры и тем выше балл зерна. Выше всех кривых на гистограмме в области тонких сечений перлита (30–105 мкм) расположена кривая для стали 20ГЛ (линия 3), выплавленная по опытной технологии. Среднее положение на гистограмме занимает линия 1 для ферромарганца, его структуру наследует сталь как опытных так и обычных плавок.

ВЫВОДЫ

Разработанная нами опытная технология выплавки стали 20ГЛ с добавкой мелкокристаллической шихты в жидкий расплав перед выпуском его из печи приводит к улучшению микро- и макроструктуры металла, а также его механических свойств, особенно ударной вязкости, которая повысилась с 59 до 83 Дж/см².

ЛИТЕРАТУРА

1. Трахтенберг Б. Ф. Физическая модель «наследственности» по схеме модифицирования второго рода / Б. Ф. Трахтенберг, В. И. Крестьянов // *Литейное производство*. – 1999. – № 1 – С. 16–17.
2. Никитин В. И. Наследственность и технологии генной инженерии в литых сплавах / В. И. Никитин // *Литейное производство*. – 2002. – № 10. – С. 8–10.
3. Никитин В. И. Перспективы технологии генной инженерии в сплавах / В. И. Никитин // *Литейное производство*. – 1999. – № 1. – С. 5–9.
4. Гаврилин И. В. Что дают исследования строения жидких сплавов для практики литья / И. В. Гаврилин // *Литейное производство*. – 1988. – № 9. – С. 3–4.
5. Кандалова Е. Г. Критерии качества модифицирующей лигатуры на основе алюминия / Е. Г. Кандалова, В. И. Никитин, А. Г. Тюкилин // *Литейное производство*. – 1999. – № 1. – С. 25–27.
6. Мальцев М. В. Модифицирование структуры металлов и сплавов / М. В. Мальцев. – М.: Металлургия. – 1964. – 214 с.
7. Пат. на винахід № 78938(1/1). Спосіб легування металу / О. М. Скребцов, Г. О. Иванов, Д. І. Петренко, Ю. Д. Кузьмін, О. О. Секачов, В. М. Білоконь, В. В. Бузівський.
8. Скребцов А. М. Разные представления авторов об упорядочении кластеров металлического расплава / А. М. Скребцов // *Процессы литья*. – 2005. – № 3. – С. 3–10.
9. Салтыков С. А. Стереометрическая металлография / С. А. Салтыков. – М.: Металлургия. – 1976. – 238 с.

УДК 621.791

Кабацкий В. И., Кабацкий А. В.**ОПТИМИЗАЦИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МЕТАЛЛА
ВЫСОКОПРОЧНЫХ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СВАРНЫХ ШВОВ**

При разработке сварочных материалов с высокопрочным низколегированным металлом сварных швов основным направлением в отношении эксплуатационных характеристик сварных швов считается достижение оптимального сочетания механических свойств металла швов и стойкости против холодных трещин металла шва в частности и сварных соединений в целом. Практика исследований различных авторов показывает [1–4], что решение поставленной проблемы непосредственно взаимосвязано с достижением улучшения структуры наплавленного металла.

Целью данной работы является рассмотрение состояния вопроса оптимизации структурных характеристик, а также исследование возможного пути их дальнейшего улучшения для не термообрабатываемого низколегированного металла сварных швов.

В ряде работ [1–7] отмечается, что наиболее благоприятной микроструктурой, как в отношении прочности, так и вязкости является игольчатый феррит, который может образовываться при высоких температурах в бейнитной области (около 500...450 °С) и является разновидностью бейнитного феррита. Эти особенности данного вида структуры объясняются малыми размерами зерен (1...3 мкм), а также большими углами их разориентировки (более 20 °С). В связи с этим особый интерес вызывает возможность создания условий для контролируемого процесса зарождения игольчатого феррита с целью получения низколегированного металла сварных швов с благоприятным сочетанием механических характеристик.

Как установлено [4], на кинетику распада аустенита влияют следующие факторы: 1) химический состав металла шва; 2) количество, морфология и характер распределения неметаллических включений в сварном шве; 3) величина первичного аустенитного зерна; 4) условия охлаждения сварного соединения.

Одним из наиболее важных факторов, определяющих особенности $\gamma \rightarrow \alpha$ – превращения в металле низколегированных сварных швов, является морфология и характер распределения неметаллических включений, образующихся при охлаждении металла. Известно [8–11], что металл шва с высоким содержанием игольчатого феррита характеризуется большим количеством мелких (менее 0,2 мкм) включений находящихся внутри аустенитных зерен, которые могут служить центрами его внутризеренного зарождения.

Имеются весомые предположения [1, 12], что, способствуя выпадению в металле швов мелкодисперсной нитридной фазы, возможно в некоторой степени управлять процессом распада аустенита, в частности инициировать внутризеренное зарождение игольчатого феррита на частицах нитридов, как на подложках. Так, известно [1], что для протекания процесса зарождения игольчатого феррита необходимо наличие двух условий: 1) межфазная энергия границы «феррит-нитрид» должна быть меньше межфазной энергии границы «аустенит-нитрид»; 2) должно обеспечиваться минимальное линейное расхождение размеров кристаллической решетки зародыша и зарождающегося вещества, т. е. между ними должна существовать эпитаксиальная связь.

Линейное расхождение размеров кристаллических решеток зародыша и зарождающегося вещества, определяющее количество новой фазы, может быть выражено уравнением линейного несогласования (расхождения) Тэрнбалла – Воннегута [1, 13]:

$$\delta = \frac{\Delta a_0}{a_0}, \tag{1}$$

где a_0 – параметр кристаллической решетки зародившейся фазы; Δa_0 – разность параметров кристаллических решеток зародыша и зарождающейся фазы.

Сопоставление размеров кристаллических решеток феррита и некоторых нитридов показывает (рис. 1), что у нитридов титана и ванадия линейное расхождение достаточно мало. Это показывает, что зерна игольчатого феррита могут, по-видимому, эпитаксиально формироваться на нитридных включениях ванадия. При этом воздействие нитридообразующих элементов заметно активизируется в металле, легированном элементами, повышающими устойчивость аустенита (марганцем, никелем, молибденом и др.). Пределы введения других элементов должны определяться исходя из их влияния на температурный интервал $\gamma \rightarrow \alpha$ – превращения в металле шва, а также обеспечения максимальной однородности структуры (должна учитываться склонность элементов к ликвации).

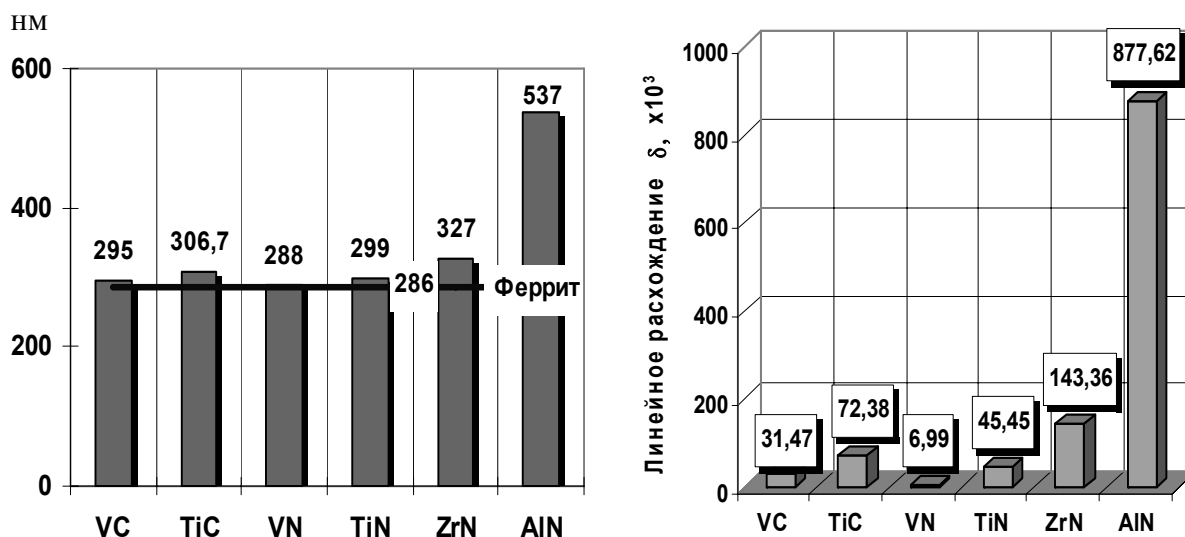


Рис. 1. Сопоставление параметров кристаллических решеток феррита, карбидов и нитридов некоторых модифицирующих элементов

В продолжение приведенных данных нами исследовалось влияние модифицирования металла сварных швов на их структуру и свойства. Ниже представлены исследования низколегированных швов на стали 25ГСМА с добавками азота (типа 10ХГНМАФ) в сравнении с исследовавшимися в работе [14] швами типа 10ХГНМТФ. При этом рассматривалось влияние модификаторов на структурные характеристики и морфологию неметаллических включений наплавленного металла.

Для выявления первичной структуры металла соединений микрошлифы на первом этапе эксперимента травили в 10% - ном растворе персульфата аммония, либо в растворе пикрата натрия. Вторичную структуру выявляли посредством травления в подогретом 4 % - ном спиртовом растворе азотной кислоты. Количество интересующих структурных составляющих оценивалось с использованием точечного метода А. А. Глаголева. Для подтверждения наблюдений производилось также измерение микротвердости металла изучаемого участка. Замеры выполнялись на твердомере ПМТ – 4М при нагрузке 100 Н.

Изучение морфологии и характера распределения неметаллических включений производится нами на этапе изучения особенностей образования отколов, а также при сравнении характеристик металла, получаемых при использовании различных сварочных материалов. Производилось качественное изучение формы и распределения включений, а также количественное определение объемной доли включений и их размерного распределения по отношению к единице площади сечения шлифа (в частности, металла шва) в соответствии с ГОСТ 1778–70 (метод П). Распределение по размерам определялось с помощью телевизионного микроскопа «Quantimet – 720». Дополнительно к данным характеристикам дополнительно производилась более наглядная оценка характеристик зеренной структуры металла (формы и размеров зерен), а также сравнение характера выделения из матрицы карбидной и нитридной фаз. Для этого использовались данные, полученные путем фотографирования с использованием просвечивающего электронного микроскопа при увеличении порядка 6000.

Металлографическое изучение микроструктуры сварных швов показало, что совместное введение в металл азота и ванадия существенно стимулирует измельчение первичных кристаллитов (рис. 2, а). Вторичная структура таких швов представляет собой смесь структурных составляющих, состоящую из нижнего бейнита и игольчатого феррита с преобладанием последнего (до 70–80 %) (рис. 2, б).

Сопоставляя характеристики структуры металла, необходимо учитывать приведенные выше соотношения параметров кристаллических решеток, а также возможность влияния модифицирования нитридами ванадия на температурные границы $\gamma \rightarrow \alpha$ – превращения. Известно [15, 17], что модификаторы I рода способствуют смещению распада аустенита в область меньшей диффузионной подвижности углерода, что приводит к диспергированию элементов структуры. Малые размеры нитридных частиц, а также близкие параметры кристаллических решеток нитридов ванадия и α – железа способствуют тому, что эти нитриды могут служить более эффективными центрами зарождения игольчатого феррита, чем нитриды и карбиды титана и ванадия (см. рис. 1).

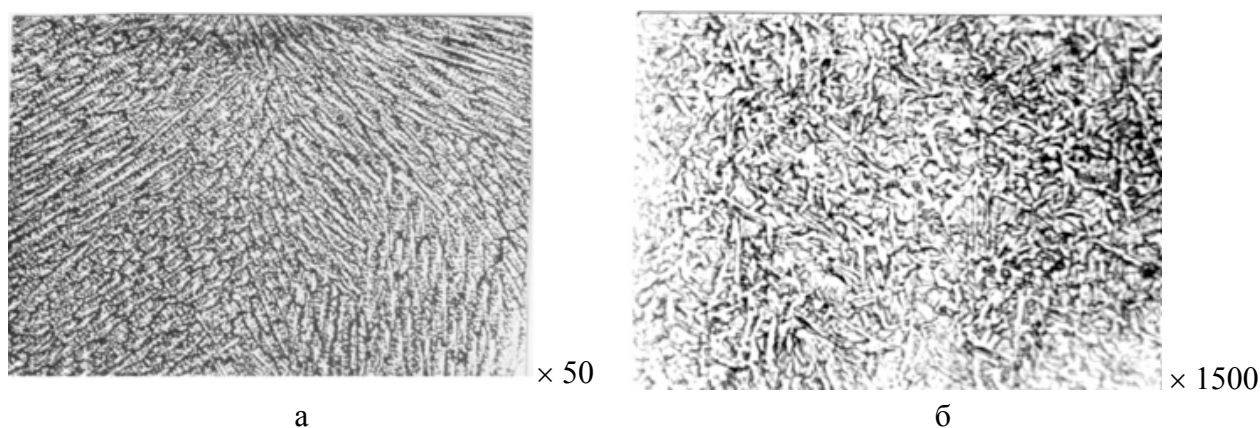


Рис. 2. Структура наплавленного металла, модифицированного ванадием и азотом: а – первичная структура; б – вторичная структура

Анализ неметаллических включений, выполненный с помощью оптической металлографии, показывает, что в металле, с добавками титана и ванадия отмечается наличие отдельных крупных включений, можно наблюдать скопления включений (рис. 3, а). При совместном модифицировании азотом и ванадием в наплавленном металле наблюдается более равномерное распределение включений, а также их измельчение (рис. 3, б).

Проведенное электронно-микроскопическое исследование позволяет наблюдать в металле, модифицированном титаном и ванадием, увеличение количества включений (очевидно, карбидных и карбонитридных фаз на основе титана и ванадия), расположенных преимущественно по границам зерен. В металле швов, модифицированных азотом и ванадием, наблюдается некоторое уменьшение количества включений на границах зерен. Здесь происходит образование мелкодисперсных нитридов ванадия, определенная часть которых расположена в теле зерен.

Отмеченные выше особенности морфологии неметаллических включений в металле шва, очевидно, обусловлены особенностями взаимодействия титана и ванадия с основными примесями низколегированного металла. Ванадий является менее сильным раскислителем, чем титан [17] и имеет меньшую, чем у титана, склонность к сегрегации в межзеренных промежутках [18], что, очевидно, способствует меньшему скоплению включений на границах зерен. Кроме того, оксиды ванадия служат центрами, на которых выделяются сульфиды. Изменение характера включений, по-видимому, способствует снижению вероятности локализации напряжений и деформаций в отдельных участках металла, уменьшая тем самым опасность межкристаллитного разрушения металла и зарождения очагов разрушения. Это, по-видимому, обуславливает получение достаточно высокой вязкости и стабильно высокой стойкости к образованию холодных трещин сварных швов, модифицированных азотом и ванадием.

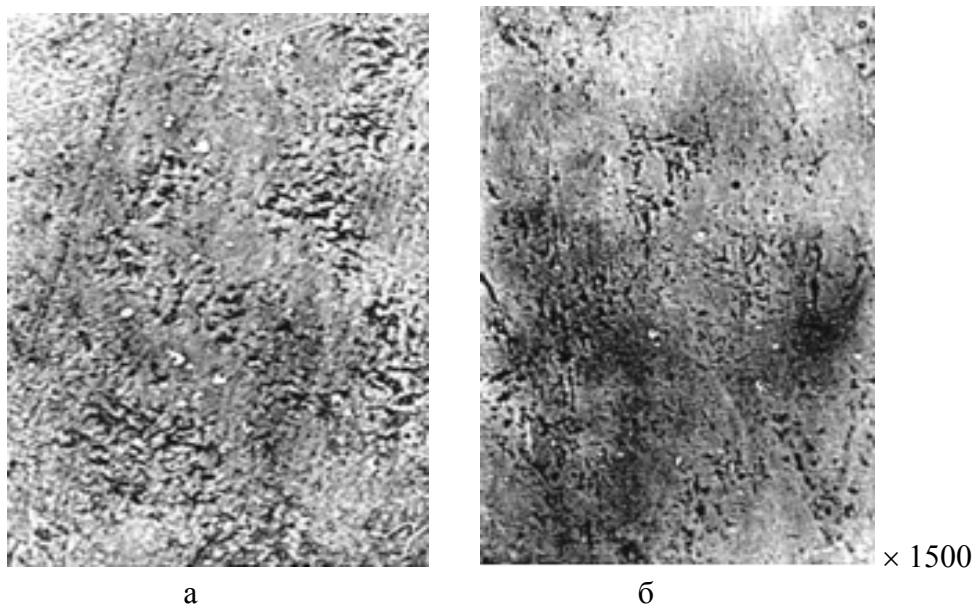


Рис. 3. Неметаллические включения в модифицированном металле швов: а – включения при модифицировании ванадием и титаном; б – включения при модифицировании ванадием и азотом

Из сказанного следует, что при определении оптимальной легирующей основы металла сварных швов предпочтительным является управление характеристиками структуры металла посредством добавок азота и ванадия, что способствует увеличению числа центров зарождения игольчатого феррита и получению сварных швов с оптимальной структурой и механическими свойствами.

ВЫВОДЫ

1. Сопоставление размеров кристаллических решеток феррита и некоторых нитридов показывает, что зарождение игольчатого феррита возможно на нитридных включениях ванадия.

При этом зарождение активизируется при легировании элементами, повышающими устойчивость аустенита (марганцем, никелем, молибденом и др.).

2. При определении оптимальной легирующей основы металла сварных швов одним из перспективных способов является управление характеристиками структуры металла посредством добавок азота и ванадия, что способствует получению сварных швов с оптимальной структурой и механическими свойствами.

ЛИТЕРАТУРА

1. Подгаецкий В. В. К вопросу о зарождении игольчатого феррита в сварных швах / В.В. Подгаецкий, Г. И. Парфессо // Автоматическая сварка. – 1991. – № 10. – С. 10 – 12.
2. Ricks R. A. The nature of acicular ferrite in HSLA steel weld metals / R. A. Ricks, P. R. Howell, G. S. Barrite // *Jornal of Material Science*. – 1982. – V.17, N 5. – P. 132 – 740.
3. Barrite G. S. The effect of inclusions on the structure and properties of HSLA steel weld metal / G. S. Barrite, R. A. Ricks, P. R. Howell // *Strength metals and alloys (ICSMA 6) : Proc. 6th Int. Conf., Melbourne, 16 – 20 Aug., 1982. Vol. 1. – Oxforde. A., 1983. – P. 121 – 126.*
4. Походня И. К. Влияние кислорода на образование структуры игольчатого феррита в низколегированном металле сварных швов / И. К. Походня, В. В. Головкин, А. В. Денисенко // Автоматическая сварка. – 1999. – № 2. – С. 3 – 10, 20.
5. Bhatt M. E. Analysis of inclusions in submerged arc welds microalloyed steels / M. E. Bhatti, D. N. Saggase, J. F. Hawkins et al. // *Welding J.* – 1984. – № 7. – P. 223 – 230.
6. Грабин В. Ф. Анализ структурного состава металла швов, выполненных сварочными проволоками ферритно-перлитного класса / В. Ф. Грабин, В. В. Головкин, Т. Г. Соломийчук [и др.] // Автоматическая сварка. – 2003. – № 8. – С. 18 – 23.
7. Григоренко Г. М. Влияние химической неоднородности на образование игольчатого феррита в высокопрочном металле шва / Г. М. Григоренко, В. А. Костин, В. В. Головкин [и др.] // Автоматическая сварка. – 2004. – № 4. – С. 3 – 8.
8. Fleck N. A. The role of filler metal, wire and flux composition in submerged arc weld metal transformation kinetics / N. A. Fleck, G. Grogg, G. R. Edwards [et al.] // *Welding J.* – 1986. – № 5. – P. 113 – 121.
9. Lui S. The role of inclusions in controlling HSLA steel weld microstructures / S. Lui, D. L. Olson // *Welding J.* – 1986. – № 6. – P. 139 – 149.
10. Abson D. J. Non-metallic inclusions in ferritic steel weld metals – a review / D. J. Abson // *S. I. [1980], s.a. – 45 p. – IIW Doc. IX – 1486 – 87.*
11. Микролегирование швов титаном и бором при многодуговой сварке газонефтепроводных труб большого диаметра / Л. И. Файнберг, А. А. Рыбаков, А. Н. Алимов [и др.] // Автоматическая сварка. – 2007. – № 5. – С. 20 – 25.
12. Dolby R. E. The influence of the vanadium on the microstructure and toughness of ferritic weld metal – a review / R. . Dolby // *Metal construction*. – 1982. – № 3. – P. 148 – 158.
13. Bramfitt B. G. The effect of carbide and nitride additions on the heterogeneous nucleation behavior of liquid iron / B. G. Bramfitt // *Metallurg. Trans.* – 1970. – № 7. – P. 1987 – 1995.
14. Кабацкий В. И. Влияние легирующих элементов на структуру и свойства низколегированных высокопрочных сварных швов / В. И. Кабацкий, А. В. Кабацкий, В. М. Карпенко // *Вестник Приазовского государственного технического университета. – Мариуполь, 1998. – Вып. 6. – С. 254 – 259.*
15. Бабаскин Ю. З. Влияние модификаторов на формирование вторичной структуры сталей / Ю. З. Бабаскин // *Литейное производство*. – 1978. – № 6. – С. 12 – 14.
16. Прохоров Н. Н. Физические процессы в металлах при сварке: в 2 т. Т. 2 : Внутренние напряжения, деформации и фазовые превращения / Н. Н. Прохоров. – М. : Металлургия, 1976. – 600 с.
17. Браун М. П. Микролегирование стали / М. П. Браун. – Киев: Наукова думка, 1982. – 303 с.
18. Бабаскин Ю. З. Структура и свойства литой стали / Ю. З. Бабаскин. – Киев : Техника, 1981. – 210 с.

УДК 669.141.246:546.26-162

Козак Д. С., Бубликов В. Б., Зеленая Л. А.

ХАРАКТЕРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ЛИТОЙ СТРУКТУРЫ ЗАЭВТЕКТОИДНОЙ СТАЛИ С ШАРОВИДНЫМ ГРАФИТОМ

Традиционно графитизированную сталь получают методом продолжительного энергоемкого отжига отливок из заэвтектоидной стали. В результате распада цементита в процессе отжига заэвтектоидной стали в структуре формируются включения графита компактной формы в перлитно-ферритной металлической основе.

Графитизированная сталь является конструкционным материалом, обладающим высокими физико-механическими и технологическими свойствами. Применяется при производстве штампов, прокатных валков, фильер и др. инструмента, а также для деталей, работающих на износ в условиях вибрационных нагрузок (коленчатые и кулачковые валы и др.) [1–4]. Кроме того, графитизированная сталь используется как антифрикционный материал для работы в условиях высоких удельных нагрузок (втулки, вкладыши подшипников и т. д.). В практике применяются низкокремнистые графитизированные стали марок ЭИ293, ЭИ336 и ЭИ366, обладающих более высокой пластичностью [5, 6].

Вместе с тем графитизированная сталь не получила широкого применения в промышленности из-за сложности получения высококачественных отливок и энергоемкости процесса её производства. Следует отметить, что кристаллизация получаемых по традиционной технологии графитизированных сталей проходит без выделения графитной фазы и сопровождается высокой объёмной усадкой, а также повышенной склонностью к трещинообразованию.

В настоящее время идет поиск новых технологических решений, позволяющих в процессе кристаллизации отливок из заэвтектоидных сталей обеспечить формирование графитной фазы и предотвратить образование структурно-свободного цементита [7–9]. Это позволит изготавливать из графитизированных сталей отливки сложной конфигурации, включая корпусные. Соответственно ликвидируется и операция энергоемкого отжига для разложения цементита, что повысит рентабельность производства.

Цель работы состояла в исследовании особенностей структурообразования заэвтектоидной стали, модифицированной сфероидизирующими модификаторами.

Плавки проводили в лабораторной индукционной электропечи. Использовались следующие шихтовые материалы: отходы Ст. 3, отходы трансформаторной стали Э31–Э32 и стружка графитизированных электродов. В качестве сфероидизирующих модификаторов применяли КМг–9 и ЖКМК–4Р в количестве 0,5–1,5% от массы расплава. Железо-никель-магниевою ($\text{Fe}_{63}\text{Ni}_{30}\text{Mg}_7$) лигатуру в количестве 0,6–0,8% применяли совместно с силикобарием в количестве 0,7–1,5% соответственно. Химический состав графитизированной стали после модифицирования находился в пределах (массовая доля, %): 1,40–1,60 °С; 2,30–2,70 Si; 0,15–0,25 Mn; 0,012–0,014 S; 0,015–0,020 P; 0,025–0,04 Mg. Температура выпуска металла из печи составляла 1560–1600 °С. Из каждой плавки в сырых песчано-глинистых формах отливали стандартные клиновидные пробы толщиной у основания 5; 10; 15 мм.

Исследование влияния на структурообразование стали сфероидизирующего модификатора ЖКМК–4Р показало, что при модифицировании данным модификатором в количестве 0,3 % от массы расплава в структуре графитизированной стали образуются как шаровидная форма графита, так и вермикулярная форма (рис. 1, а). При расходе модификатора 0,7 %

доля шаровидного графита увеличивается и составляет 70–80 % от общего содержания графитных включений (рис. 1, б). Остальные включения графита имеют вермикулярную форму. С повышением расхода модификатора от 0,7 до 1,5 % и соответствующим увеличением количества введенного в расплав магния в структуре стали образуется как шаровидный графит, так и структурно-свободный цементит (рис. 1, в). Включения шаровидного графита располагаются рядом с цементитной фазой, сформировавшейся в междендритном пространстве, где находился остаточный расплав.

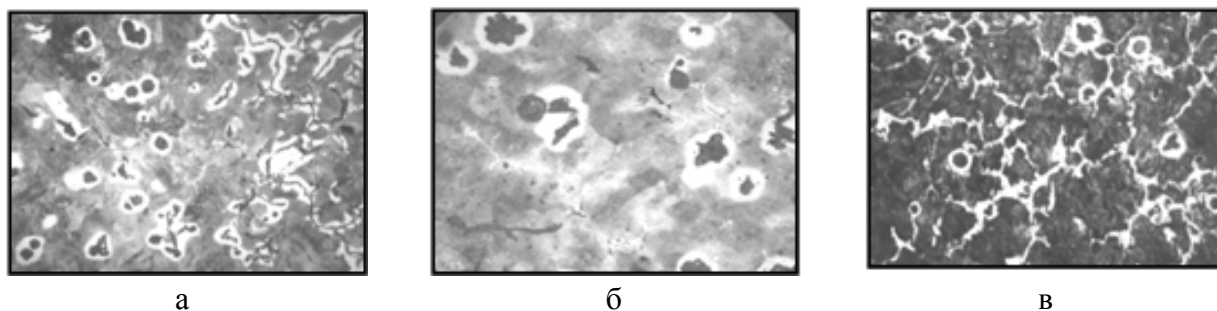


Рис. 1. Микроструктура стали отливок толщиной 15 мм при содержании 1,45 % С и 2,5 % Si в зависимости от расхода ЖКМК–4P: а – 0,3 %; б – 0,7 %; в – 1,2 %, $\times 200$

В целом, повышение расхода комплексного модификатора ЖКМК–4P от 0,3 до 1,5% ведет к следующим результатам. С одной стороны увеличивается количество растворенного магния, который влияет на количество шаровидного графита в структуре заэвтектоидной стали, а с другой стороны, заметно увеличивается количество цементитной фазы и уменьшается количество феррита в перлитно-ферритной металлической основе.

Влияние модифицирования комплексным модификатором КМг–9 на графитобразование заэвтектоидной стали подобно влиянию модификатора ЖКМК–4P. При модифицировании КМг–9 в количестве 0,5 % от массы расплава в структуре заэвтектоидной стали образуются включения шаровидного и вермикулярного графита, а также до 2 % цементита (рис. 2, а). При расходе модификатора до 1 % доля шаровидного графита увеличивается и составляет 55–75 %. С увеличением расхода модификатора от 1,0 до 1,5 % в структуре стали образуется как шаровидный графит, так и структурно-свободный цементит в количестве от 4–12 % (рис. 2, б, в).

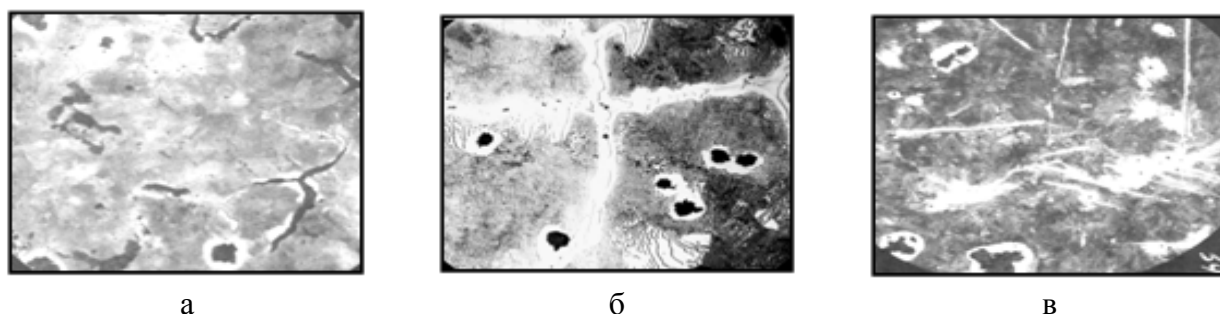
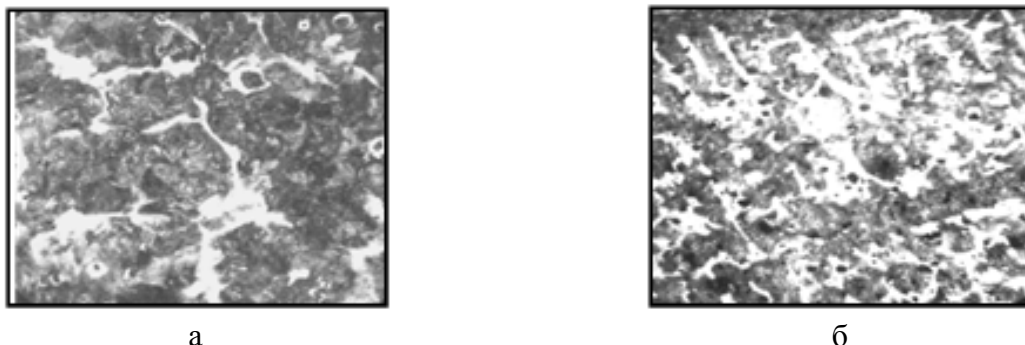


Рис. 2. Микроструктура стали в отливках с толщиной 15 мм при содержании 1,45 % С и 2,5 % Si в зависимости от расхода КМг–9: а – 0,5 %; б – 1,0 %; в – 1,5 %, $\times 200$

Модифицирование заэвтектоидной стали лигатурой Fe63Ni30Mg7 и графитизирующим модификатором силикобарием СБ20 в количестве 0,5–1,0 % и 0,7 % соответственно,

показало, что в микроструктуре отливок толщиной 15 мм наряду с включениями цементита (8–12%) сформировались включения шаровидного графита (рис. 3, а, б). В отливках с толщиной 5 и 10 мм процесс графитизации не наблюдался.

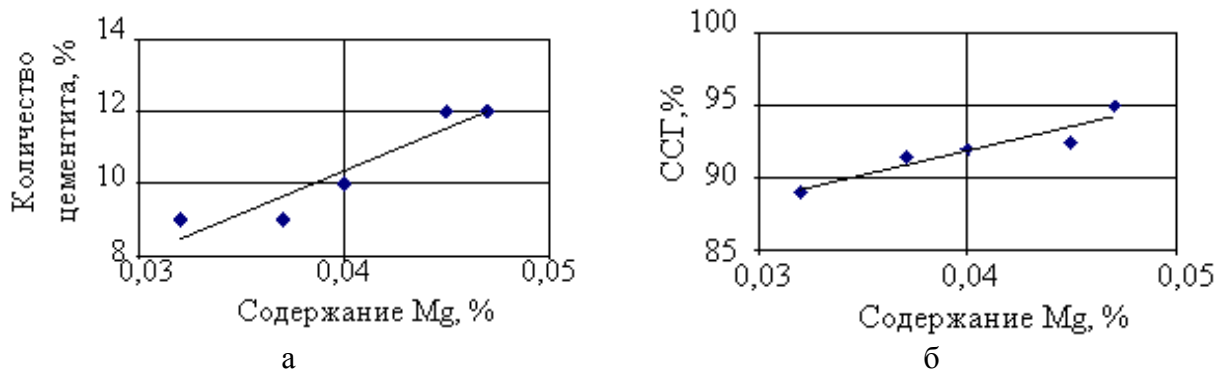


а

б

Рис. 3. Микроструктура отливок с толщиной 15 мм при содержании 1,45 % С и 2,5 % Si, в стали модифицированной: а – 0,5 % Fe₆₃Ni₃₀Mg₇ + 0,7 % СБ20; б – 1,0 % Fe₆₃Ni₃₀Mg₇ + 0,7 % СБ20, × 200

Несмотря на повышенное количество цементитной фазы (рис. 4, а) в микроструктуре графитизированной стали, влияние лигатуры Fe₆₃Ni₃₀Mg₇ на формирование шаровидного графита проявляется эффективнее, чем при модифицировании ЖКМК–4Р и КМг–9. Во всем диапазоне расхода лигатуры Fe₆₃Ni₃₀Mg₇ не образовывались включения вермикулярного графита, а степень сфероидизации графита достигала 90–95 % (рис. 4, б).



а

б

Рис. 4. Влияние содержания магния на количество цементита (а) и степень сфероидизации графита (б) в отливке толщиной 15 мм

Экспериментально установлено, что уменьшение расхода лигатуры Fe₆₃Ni₃₀Mg₇ до 0,7 % и увеличение доли графитизирующего модификатора силикобария СБ20 до 1,5 % обеспечивает предотвращение образования структурно-свободного цементита в структуре заэвтектоидной стали и способствует формированию графита шаровидной формы со степенью сфероидизации более 90 %. При такой технологии модифицирования получены отливки из заэвтектоидной стали с шаровидным графитом с толщиной стенок от 5 до 15 мм (рис. 5, а, б). Структура металлической основы отливок во всех сечениях состояла из перлита и феррита, доля феррита снижалась с уменьшением толщины стенки, а твердость увеличивалась и составляла 302–321 НВ; 260–270 НВ и 235–250 НВ для отливок толщиной 5; 10; 15 мм, соответственно.



а

б

Рис. 5. Микроструктура стали в пробі товщиною 5 мм (а) і 15 мм (б), модифікованої 0,7 % Fe63Ni30Mg7 і 1,5 % СБ20 при вмісті 1,45 % С і 2,5 % Si; $\times 200$

Механічні властивості литої заэвтектоїдної сталі з сферичним графітом, модифікованої лігатурою Fe63Ni30Mg7 і силікобарієм СБ20 знаходяться в межах: $\sigma_b = 660\text{--}680$ МПа; $\sigma_{0,2} = 520\text{--}540$ МПа; $\delta = 5\text{--}8$ %; КС = 15–35 Дж/см²; 245–255 НВ, а після сферитизуючого отжигу $\sigma_b = 530\text{--}560$ МПа; $\sigma_{0,2} = 400\text{--}430$ МПа, $\delta = 20\text{--}24$ %; КС = 160–180 Дж/см²; 146–170 НВ.

ВЫВОДЫ

Таким образом, установлено, что применение комплексных модификаторов ЖКМК–4Р и КМг–9 в количестве до 1,0 % приводит к образованию как шаровидного, так и вермикулярного графита. С увеличением расхода этих модификаторов от 1,0 до 1,5 % в структуре заэвтектоидной стали формируется шаровидный графит и образуется структурно-свободный цементит. При сфероидизирующем модифицировании расплава 0,7 % Fe63Ni30Mg7 и графитизирующем модифицировании 1,5 % СБ20 в структуре литой заэвтектоидной стали формируются включения графита шаровидной формы с высокой степенью сфероидизации, превышающей 90 %, и не образуется структурно-свободный цементит.

Внедрение современной технологии получения заэвтектоидной стали с шаровидным графитом позволит расширить её применение в современном машиностроении и снизить расход электроэнергии на 400–500 кВт/час на одной тонне металла. Замена стальных деталей, которые изготавливаются из проката, поковок на литые детали из стали с шаровидным графитом позволит на 10–20 % уменьшить массу готовых изделий, на 30–50 % трудозатраты их изготовления и в 1,5–2 раза повысить коэффициент использования металла.

ЛИТЕРАТУРА

1. Пат. 5082460 Япония. Высокопрочная литая сталь со сферическим графитом // ИСМ. – № 6. – Оубл. 19.11.93.
2. А. с. 1030416 СССР. Графитизированная сталь. – Оубл. 23.07.83, Бюл. № 27.
3. Пат. 428776 Япония. Графитизированная сталь для валков горячей прокатки // Hashimura et. el. – Оубл. 15.05.92.
4. Вязников Н. Ф. Легированная сталь / Н. Ф. Вязников. – Металургиздат, 1963. – 271 с.
5. Структура та опір руйнуванню залізовуглецевих сплавів / О. П. Остап, І. П. Волчок, О. Б. Колотілкін та ін. – Львів, 2001. – 270 с.
6. Гудремон Э. Специальные стали. Том 1 / Э. Гудремон. – М.: Металлургиздат, 1959. – 532 с.
7. Тодоров Р. П. Графитизированные железуглеродистые стали / Р. П. Тодоров. – М.: Металлургия. – 1981. – С. 320.
8. Кимстач Г. М. Графитизированная сталь / Г. М. Кимстач, Б. М. Драпкин, Д. А. Уртаев // Литейное производство. – 1999. – № 8. – С. 19.
9. Кимстач Г. М. Получение легированной графитизированной стали / Г. М. Кимстач, Б. М. Драпкин, Д. А. Уртаев // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2001. – № 4. – С.34–36.

УДК 621.74.045

Козоброд Д. Б., Фесенко А. Н.

ПЕРСПЕКТИВНЫЙ СПОСОБ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ПЕНОПОЛИСТИРОЛОВЫХ МОДЕЛЕЙ

В технологических процессах точного литья с использованием разовых выплавляемых, растворяемых или выжигаемых (газифицируемых) моделей можно выделить несколько стадий, влияющих на размерную и массовую точность отливок. Приоритетной из них является стадия изготовления моделей, т. к. именно на этой стадии наблюдается наибольшее количество факторов, снижающих точность моделей, и как следствие - размерную и массовую точность отливок. В самом распространенном виде точного литья в разовые формы – литье по выплавляемым моделям, основным из таких факторов является значительная и нестабильная усадка модельного материала [1].

Точность пенополистироловых моделей, применяемых при литье по газифицируемым и растворяемым моделям, заведомо выше выплавляемых парафиностеариновых моделей из-за малой усадки пенополистирола, которая составляет сотые доли процента [2]. Кроме того, качество моделей, и соответственно, качество отливок при литье по моделям из пенополистирола определяется четкостью конфигурации и внутренним строением модели [3, 4]. Четкость конфигурации модели во многом определяет размерную и массовую точность и качество поверхности отливки. Внутреннее строение пенополистироловой модели оказывает решающее влияние при литье по растворяемым моделям на длительность растворения, а, следовательно – на производительность процесса [5], а при литье по газифицируемым моделям - на скорость газификации модели и связанные с этим процессы: скорость заполнения полости формы расплавом и давление газов в зазоре между зеркалом жидкого металла и поверхностью газифицируемой модели в процессе заливки формы [6].

Из существующих способов изготовления пенополистироловых моделей (в кипящей воде, в автоклаве, тепловым ударом, в потоке пара) при правильном соблюдении технологических режимов четкость конфигурации обеспечивают практически все способы. Однако, в разных процессах внутреннее строение (структура) моделей будет отличаться, причем эти отличия могут быть существенными в зависимости от технологических режимов производства моделей. Известно, что пенополистироловая модель, полученная автоклавным способом, обладает неоднородной структурой по сечению и растворяется в 4–5 раз медленнее аналогичной модели, полученной в динамическом режиме (в потоке пара) и характеризующейся более высокой структурной однородностью [5, 7]. Поэтому с целью производства качественных отливок с высокой размерной и массовой точностью и качеством поверхности, а также обеспечения достаточной производительности процесса литья необходимо решить задачу получения качественных структурно однородных моделей. Распространенные способы изготовления пенополистироловых моделей не обеспечивают в полной мере условия для получения таких моделей. Поэтому, для решения проблемы требуется разработка способа и проведение соответствующих исследований по отработке рациональных режимов получения качественных моделей широкой номенклатуры.

Целью настоящей работы является разработка и исследование способа изготовления пенополистироловых моделей с однородной структурой для точного литья по растворяемым и газифицируемым моделям.

Для получения однородной по структуре пенополистироловой модели необходимо, чтобы каждая гранула исходного пенополистирола, находящаяся в объеме пресс-формы, в процессе тепловой обработки максимально использовала свой запас активности. В этом случае в объеме прессформы возникнут максимальные суммарные силы давления всех

гранул на стенки прессформы и гранул друг на друга, что в конечном итоге благоприятно отразится на четкости конфигурации и однородности структуры, т. е. на основных показателях качества модели. Для этого, а также с целью равномерного обогрева гранул, достаточно для дальнейшего их роста, необходимо создать условия, обеспечивающие беспрепятственное и непрерывное поступление теплоносителя требуемой температуры ко всем гранулам, находящимся в объеме прессформы.

Известно, что степень расширения гранул полистирола в основном зависит от температуры нагрева, а скорость расширения гранул - от интенсивности процесса нагрева, которая в значительной степени определяется видом теплоносителя и его температурой. При изготовлении пенополистироловых моделей автоклавным методом, а также методами теплового удара и в потоке пара, несмотря на повышенную активность теплоносителя, в крупногабаритных моделях наблюдается неоднородная структура - плотная в местах подвода пара и рыхлая в удаленных местах (рис. 1).

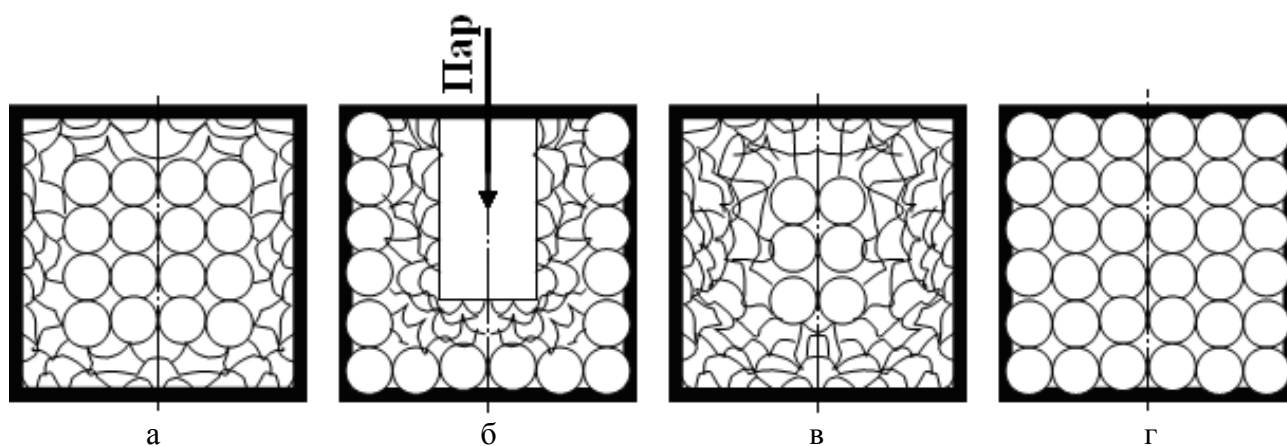


Рис. 1. Схема структурного строения пенополистироловых моделей, изготовленных разными способами: а – в автоклаве; б – тепловым ударом; в – в потоке пара; г – в кипящей воде

В случае изготовления пенополистироловых моделей автоклавным методом на их поверхности формируется плотная, однородная структура, состоящая из хорошо спекшихся гранул, переходящая ближе к центру в совокупность разобщенных, плохо спекшихся между собой гранул пенополистирола (см. рис. 1, а). Это является следствием того, что сравнительно высокие температура и давление, присущие этому способу, способствуют активному росту гранул, расположенных в непосредственной близости к стенкам прессформы. Спекшиеся в плотную структуру гранулы у стенок прессформы, формирующие поверхностный слой модели, препятствуют свободному доступу пара к ее центру, что приводит к формированию неоднородной структуры по сечению и в объеме модели. Эта неоднородность увеличивается с увеличением габаритов пенополистироловой модели.

При изготовлении моделей из пенополистирола методом теплового удара высокотемпературный пар в первую очередь воздействует на центральные зоны модели, создавая вокруг инжектора плотную структуру модельной массы, которая с дальнейшим ростом гранул запирает впускные паровые каналы и прерывает дальнейший доступ пара. По этой причине отдаленные от инжектора поверхностные зоны модели остаются плохо прогретыми, что отражается на качестве моделей (см. рис. 1, б). Кроме того, способом теплового удара практически невозможно получить крупногабаритные разностенные и сложные по конфигурации

модели из-за резкой потери скорости движения и теплосодержания пара при переходе его из тонкостенных частей модели в толстостенные.

При изготовлении в потоке пара небольших и средних по размерам пенополистироловых моделей в случае отлаженных технологических режимов можно достичь в некоторой степени однородности структуры, но в крупногабаритных моделях такую однородность практически обеспечить не удастся (см. рис. 1, в). Причины такой неоднородности структуры моделей такие же, как и при автоклавном режиме их получения.

Способ изготовления пенополистироловых моделей в кипящей воде по сравнению с другими способами является более простым в эксплуатации и дешевым, что является весьма важным в современных рыночных условиях. Однако, при изготовлении пенополистироловых моделей в кипящей воде ввиду низкой активности теплоносителя и низкого коэффициента теплоотдачи от теплоносителя к гранулам пенополистирола не достигается необходимая скорость роста гранул до спекания их в монолитную массу. В результате модели имеют плохо спеченную и неплотную (рыхлую) структуру по всему объему (см. рис. 1, г). Особенно эти недостатки проявляются с увеличением габаритов моделей. Кроме того, процесс спекания моделей отличается сравнительно большой длительностью.

Из практического опыта известно, что при больших габаритах прессформы, после погружения ее в емкость с кипящей водой кипение воды прекращается. В результате длительность процесса изготовления моделей может достигать 50–60 мин [5, 7]. То есть способ изготовления моделей в кипящей воде, строго говоря, становится способом изготовления моделей в горячей воде. При этом оказываются недостаточными как степень, так и скорость расширения гранул. Поэтому способ изготовления пенополистироловых моделей в горячей воде оправдывает себя лишь при изготовлении фасонных тонкостенных изделий, что существенно ограничивает номенклатуру отливок, получаемых литьем по растворяемым и газифицируемым пенополистироловым моделям. Кроме того, при данном способе для получения качественных моделей различной номенклатуры необходим подбор индивидуальных технологических режимов, и, в первую очередь, длительности спекания моделей, которая в зависимости от толщины стенки может колебаться от 14 до 60 мин. [5, 7].

В реальных условиях при традиционном ванном способе получения даже не больших по размерам пенополистироловых моделей после погружения холодной прессформы с гранулами пенополистирола 2 в емкость с кипящей водой 1, вокруг прессформы образуется слой жидкости 4 с температурой на границе контакта с пресс-формой T_3 ниже температуры кипения воды T_1 («холодная» водяная рубашка) (рис. 2).

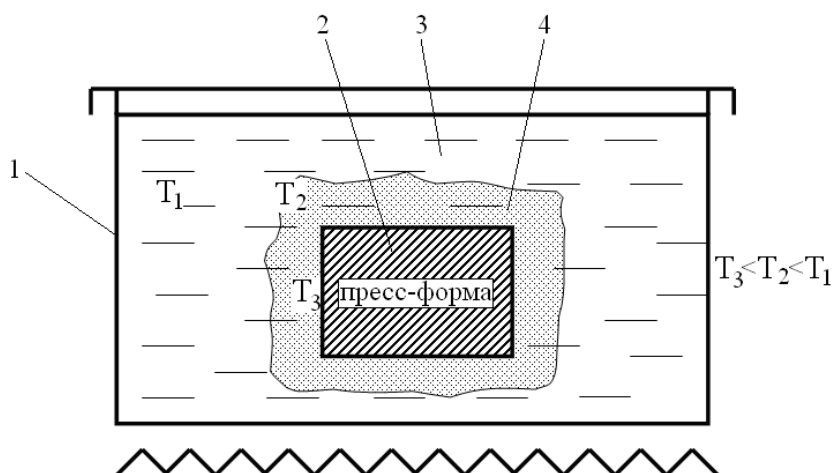


Рис. 2. Схема теплообмена кипящей воды с пресс-формой: 1 – емкость с кипящей водой; 2 – пресс-форма с гранулами пенополистирола; 3 – кипящая вода; 4 – «холодная» водяная рубашка

В результате приток тепла к пресс-форме и тем более к гранулам пенополистирола внутри нее становится намного меньше необходимого для активного роста гранул. В то же время известно, что процесс формования модели (спекание) начинается, когда температура теплоносителя (воды) внутри прессформы достигнет температуры начала размягчения пенополистирола, т. е. 80–85 °С. До этого момента происходит только нагрев прессформы и разобраных гранул пенополистирола внутри нее. Основным препятствием для нагрева до требуемой температуры прессформы и гранул пенополистирола в ней является «холодный» слой жидкости («холодная» водяная рубашка), находящийся на поверхности прессформы и отличающийся по своим теплофизическим характеристикам от основной массы теплоносителя [8].

В то же время, как показывает наш практический опыт изготовления пенополистироловых моделей, в кипящей воде возможно получение качественных тонкостенных моделей, что является свидетельством того, что активность теплоносителя – кипящей, а не горячей, воды является достаточной для обеспечения производства качественных пенополистироловых моделей и нет необходимости и даже вредно (для крупногабаритных моделей) использовать в качестве теплоносителя водяной пар повышенной температуры с повышенной активностью.

Однако, для того чтобы обеспечить необходимый приток тепла, достаточного для обогрева и последующего спекания гранул пенополистирола внутри прессформы, особенно при изготовлении в кипящей воде крупногабаритных пенополистироловых моделей, необходимо обеспечить условия, при которых теплоноситель не задерживался бы на поверхности прессформы (из-за спекшихся гранул поверхностных слоев модели, или из-за «холодного» слоя теплоносителя), и устранить или свести к минимуму толщину «холодного» поверхностного слоя.

Известно, что толщина пограничного «диффузионного слоя» на границе взаимодействия более холодного твердого тела с нагретой жидкой или газообразной средой определяется условиями теплообмена [9]. В движущейся газовой или жидкой среде толщина такого слоя кроме всего прочего определяется скоростью потока газа или жидкости и при увеличении последней уменьшается [10]. Поэтому уменьшить толщину пограничного «холодного» слоя воды на поверхности пресс-формы возможно приведением теплоносителя в состояние потока. Учитывая это, был предложен и запатентован способ изготовления пенополистироловых моделей в потоке кипящей воды (динамический режим), реализация которого осуществлялась с помощью соответствующего устройства - термогидродинамической установки [8].

В динамическом режиме в условиях движущегося теплоносителя с объекта, который обогревается (пресс-формы с пенополистиролом), потоком смывается слой «холодной» технологической среды («холодная» водяная рубашка), который образуется на поверхности пресс-формы («холодного» объекта) в момент контакта с нагретой водой и, как было указано выше, имеет теплофизические показатели ниже, чем основная ее масса, и поэтому тормозит передачу теплоты от нагретой воды к пресс-форме и к пенополистиролу. Смывание этого «холодного» слоя жидкости с поверхности пресс-формы повышает эффективность действия теплоты на объект, который обогревается, благодаря непосредственному контакту пресс-формы с технологической средой, т. к. в этих условиях граничная температура T_2 теплоносителя приближается к его средней температуре T_1 , т. е. выполняется условие $T_2 \cong T_1$ (рис. 3).

Экспериментальные исследования в лабораторных условиях и промышленные испытания при производстве опытных моделей подтвердили, что по предложенному способу время изготовления пенополистироловых моделей сокращается в 4–5 раз в сравнении с традиционным ванным методом и составляет 13–15 минут независимо от габаритов пресс-форм и конфигурации моделей. Это позволяет в одном технологическом цикле изготавливать пенополистироловые модели различных размеров и конфигураций. Благодаря более равномерному обогреву гранул движущейся технологической средой их рост протекает практически

синхронно во всем объеме пресс-формы, что обеспечивает получение качественных моделей широкой номенклатуры при практически одинаковой длительности процесса.

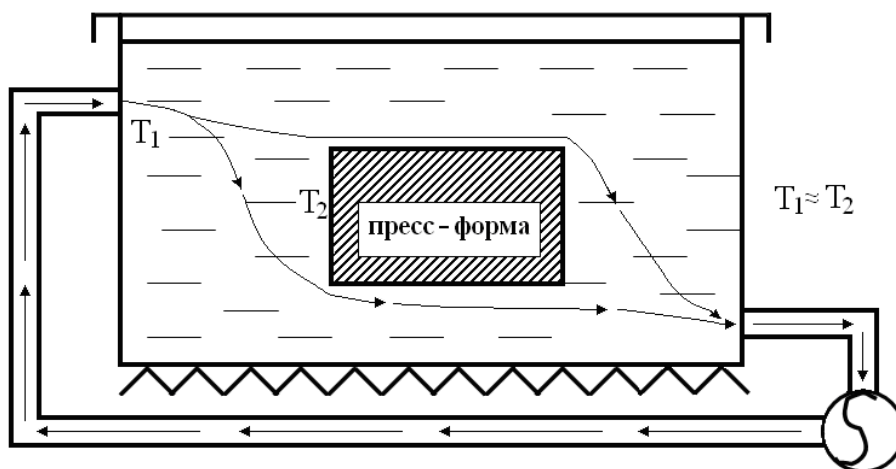


Рис. 3. Схема теплообмена воды с пресс-формой в динамическом режиме изготовления пенополистироловых моделей

ВЫВОДЫ

Предложен и исследован новый способ изготовления пенополистироловых моделей и термодинамическая установка для его реализации, позволяющие получать качественные модели, характеризующиеся повышенной точностью и структурной однородностью. Возможность получения пенополистироловых моделей разной конфигурации и размеров в одном технологическом потоке и простота конструкции устройства для их изготовления позволяет расширить область применения способа литья по растворяемым и газифицируемым моделям, повысить эффективность технологии и уменьшить энергозатраты.

ЛИТЕРАТУРА

1. Репях С.И. Технологические основы литья по выплавляемым моделям / С. И. Репях. – Днепропетровск: Лира ЛТД, 2006. – 1056 с.
2. Порохня С. В. Исследование усадки пенополистироловых моделей / С.В.Порохня // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. – Днепропетровск, 2004. – № 4. – С. 24 – 25.
3. Житник А. С. Литье по газифицируемым моделям / А. С. Житник. – Киев, 1971. – С. 40–41.
4. Степанов Ю. А. Литье по газифицируемым моделям: [инженерная монография] / Ю. А. Степанов. – Г., «Машгиз», 1979. – 262 с.
5. Опыт литья буровых шарошек по растворяемым моделям / Е. А. Мандрик, В. И. Тупчиенко, Л. С. Шеховцова, В. П. Юшков, Н. Н. Полчередников, В. Б. Вайнерман // *Литейное производство*. – М., 1978. – № 3. – 40 с.
6. Ефимов В. А. Специальные способы литья: Справочник / В. А. Ефимов и др.; под общ. ред. В. А. Ефимова. – М.: Машиностроение, 1991 – 734 с.
7. Влияние материала модели на геометрическую точность литых шарошек / Л. А. Зубов, Е. А. Мандрик, В. И. Тупчиенко, В. Б. Вайнерман // *XXVII всесоюзная научно-техническая конференция литейщиков «Повышение точности отливок и эксплуатационной надежности литых деталей»*. – М.: Одесса, 1975. – 45 с.
8. Пат. 36387 А Україна, В29С67/20. Спосіб виготовлення моделей з пінополістиролу у потоці киплячої води / Мандрік С. А., Тупчієнко В. І., Козоброд Д. Б. – № 99126793; заявл. 14.12.1999; опубл. 16.04.2001, Бюл. № 3.
9. Нацокін В. В. *Техническая термодинамика и теплопередача: Учебное пособие для вузов* / В. В. Нацокін. – М.: Высшая школа, 1980. – 490 с.
10. *Справочник по теплопередаче* / С. С. Кутателадзе и др. – М.: Госэнергоиздат, 1959 – 469 с.

УДК 621.74.042.669

Косячков В. О.

ІМОВІРНИЙ МЕХАНІЗМ І КІНЕТИКА МОДИФІКУВАННЯ І КРИСТАЛІЗАЦІЇ ЧАВУНУ В ЛИВАРНІЙ ФОРМІ

Прямі високотемпературні металографічні методи дослідження процесу модифікування і кристалізації чавуну у ливарній формі не розроблені. Про подібні процеси доводиться розмірковувати за результатами опосередкованих високотемпературних методів дослідження (калориметричному, ділатометричному, термографічному і т. ін.) або за кінцевою мікроструктурою загартованих від високих температур сплавів вже при кімнатній температурі (гартівно-структурний метод). Оскільки опосередковані показники припускають найрізноманітніше тлумачення, а однаковий кінцевий результат іноді досягається різними шляхами, механізм і кінетика модифікування і первинного структуроутворення чавуну у ливарній формі залишаються найбільш дискусійними питаннями металознавства. Імовірні відповіді на ці питання сформульовані ще в середині минулого сторіччя. Однак до нашого часу подібні наукові гіпотези не трансформувалися в загальноприйнятую експериментально доказану теорію [1–4].

Метою статті є пропонування спеціалістам в галузі металургії і ливарного виробництва для обговорювання авторське бачення імовірного механізму і кінетики модифікування і кристалізації чавуну у виливках.

Початку кристалізації чавуну в ливарній формі передуює процес плавлення твердої шихти і перегрів розплаву у плавильному агрегаті ливарного цеху, випуск чавуну з печі і заливання його у форми, а також охолодження рідкого металу у формі до температури ліквідус [4].

Основну масу шихти плавильних печей ливарних цехів складає сірий чавун з пластичним графітом. Такий чавун містить 2,2...4,5 % C; 0,5...3,5 % Si; 0,2...1,4 % Mn; менш 0,3 % P; менш 0,15 % S. Більшість звичайних нелегованих сірих чавунів за хімічним складом є доевтектичними або близькими до евтектичних. Реальний вміст вуглецю в чавуні евтектичного складу, з урахуванням вмісту кремнію %Si, визначають за різницею: 4,26–0,33 % Si.

В мікроструктурі твердого чавуну шихти за кімнатними температурами здебільшого наявні три фази (рис. 1, а): ферит, графіт і цементит (ледебуриту, перліту).

Температура плавлення заліза 1539 °С, графіту \approx 3500 °С, залізо-вуглецевої евтектики 1153 °С. Температура плавлення цементиту \approx 1600 °С, але нестійкий цементит під час нагрівання дисоціює на залізо і вуглець ще в твердому чавуні за температурами 850...960 °С.

При переплавленні чавунної шихти у вагранці або сталевій шихти з додатком карбюраторів у електричних печах залізо додатково насичується вуглецем [3].

Рідкий чавун у плавильному агрегаті, як правило, не перегрівають вище 1600 °С, а навпаки при 1380...1480 °С як найшвидше випускають у розливальні ковші. За такими умовами повне розчинення графітових включень чавуну шихти до атомарного стану в рідкому залізі не досягається.

За звичайною технологічними температурами перегріву і тривалістю витримки у плавильному агрегаті чавун являє собою рідкий колоїдно-атомарний розчин на основі заліза з атомами вуглецю і ультрадисперсними частками графіту. І хоча кожна така частка має поверхню розділу з рідким залізом (рис. 1, б), за прийнятими у хімії правилами колоїдний розчин вважається однофазною системою [2–3].

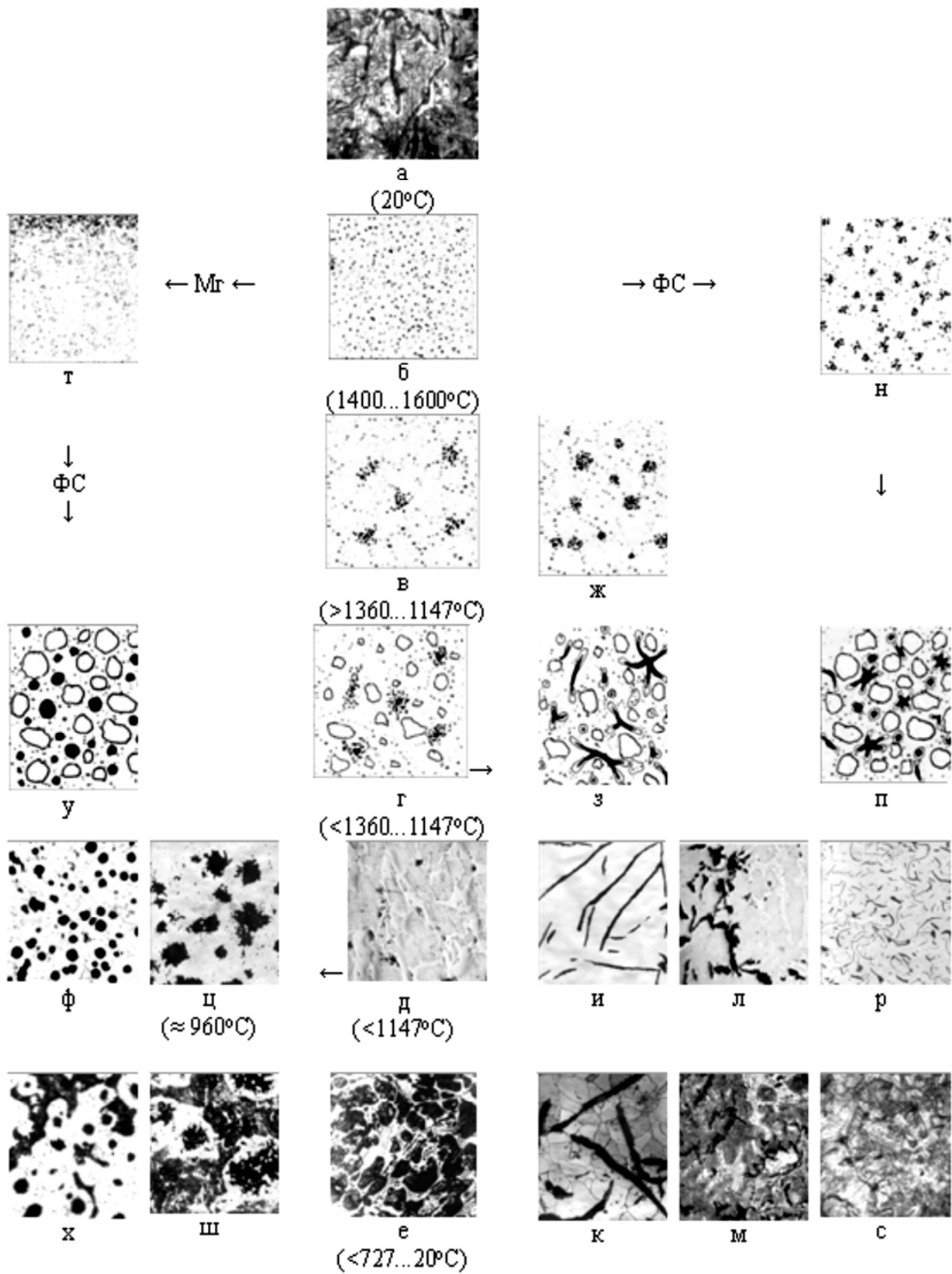


Рис. 1. Схема імовірного механізму і кінетики модифікування та кристалізації чавуну в ливарній формі

Опосередкованим доказом того, що рідкий чавун є колоїдна система, а не ідеальний розчин атомів вуглецю в залізі, є явище, відоме ливарникам як «спадкоємність». Багаторічним практичним досвідом доведено, що структура і властивості чавуну у виливках здебільшого адекватні структурі і властивостям первинного чавуну у шихті. Тобто в процесі вторинного переплавлення, перегріву і витримки у плавильному агрегаті графітні включення первинного чавуну розчиняються не повністю, а залишаються потенційними зародками графіту у рідкому колоїдному розчині з залізом. Тому структура і властивості твердого чавуну шихти частково «спадкується» структурою і властивостями чавуну, який кристалізується у ливарній формі. При виключенні із складу шихти первинних доменних чавунів і виплавлянні виключно синтетичного чавуну, як правило, виникають проблеми попередження кристалізації небажаної ледебуритної евтектики або появи дрібнодисперсного міждендритного графіту у мікроструктурі чавуну виливків [2].

Після заливання у ливарну форму в процесі охолодження і наближення рідкого чавуну до температури ліквідус атоми вуглецю і ультрадисперсні частки графіту під впливом міжатомних зв'язків утворюють окремі флуктуаційні угруповання у рідкому залізі. Такі угруповання згодом стають більш стійкими і упорядкованими і отримали назву графітних сиботаксисів або кластерів. Збіднені на вуглець флуктуаційні угруповання рідкого заліза відповідно стають кластерами первинного аустеніту (рис. 1, в).

У розплавленому чавуні доевтектичного складу після переохолодження нижче рівноважної температури ліквідус, яка з підвищенням вуглецевого еквіваленту зменшується від ≈ 1360 до 1147 °С, з кластерів заліза формуються стійкі зародки, а з зародків – перші поліедричні кристали первинного аустеніту (рис. 1, г).

Під час охолодження виливків в температурному інтервалі ліквідус – солідус, який з підвищенням вуглецевого еквіваленту зменшується від ≈ 200 до 0 °С, відбувається збільшення кількості зародків і кристалів аустеніту і одночасне збільшення їх розмірів. При цьому, за рахунок витиснення збиткового понад $2,14$ % вуглецю з пересиченого твердого аустеніту, середньоарифметична концентрація вуглецю в залишковому атомно-колоїдному розчині на основі заліза підвищується і наближується до $4,26 \dots 4,30$ %, а з урахуванням вмісту кремнію (%Si) – до різниці $4,26 - 0,33$ %Si.

Чавун евтектичного складу кристалізується без первинного аустеніту.

Після переохолодження у ливарній формі нижче рівноважної температури солідус 1147 °С майже в ізотермічних умовах починається процес кристалізації залишкової рідини евтектичного складу, який здебільшого і визначає первинну структуру і властивості чавуну у виливках.

Тривалість евтектичного перетворення, тобто час знаходження залишкового колоїдного розчину евтектичного складу у рідко-твердому стані визначається швидкістю відведення тепла матеріалом ливарної форми від виливка. Період евтектичної кристалізації чавуну триває від кількох секунд і десятків секунд у тонких перерізах стінок виливка до кількох хвилин і навіть десятків хвилин у його масивних термічних вузлах.

Весь період евтектичної кристалізації у рідко-твердому стані з пересиченого аустеніту ($4,26 - 2,14$ %C) виділяється збитковий атомарний вуглець, який дифундує до найближчого кластеру вуглецю. Кластери коагулюють між собою у залишковій рідині до утворення зародків, з яких кристалізується тверда високовуглецева фаза.

Склад і кінцева конфігурація такої високовуглецевої фази визначається швидкістю і траєкторією дифузійного перерозподілу атомарного вуглецю у залишковій рідині, швидкістю взаємної коагуляції кластерів і часом перебування евтектичної суміші у рідко-твердому стані.

Після зниження у кластерах заліза концентрації вуглецю до 2,14 % із значним переохолодженням нижче 1147°C між твердими зернами первинного аустеніту за всім обсягом залишкової евтектичної рідини виникають зародки аустеніту. Одночасно концентрація вуглецю у кластерах графітної фази залишкової рідини наближається до 6,67 %. Якщо у тонких перерізах стінок виливка тривалість евтектичного перетворення обмежується цим етапом, мікроструктура твердого чавуну формується у вигляді механічної суміші цементиту з аустенітом, тобто у вигляді ледебуритної евтектики (рис. 1, д).

Після подальшого охолодження твердого вибіленого чавуну нижче 727 °С відбувається дифузійне перетворення аустеніту на перліт. Без високовуглецевих зародків графітної фази цементит перліту не графітизується. Мікроструктура білого перлітного чавуну у виливках зберігається до кімнатних температур (рис. 1, е).

Якщо тривалість евтектичного перетворення не обмежується етапом формування ледебуритної евтектики, процес коагуляції кластерів вуглецю і дифузії до них збиткового для аустеніту атомарного вуглецю у залишковій евтектичній рідині продовжується. У окремих кластерах концентрація вуглецю досягає 100 %. Такі кластери стають зародками графітної фази дрібнодисперсної кулястої форми і головними «центрами при тяжіння» інших кластерів і атомів вуглецю (рис. 1, ж).

Подальше зростання графітових включень за коагуляційно-дифузійним механізмом відбувається в оточенні в'язкої аустенітної фази, яка кристалізується одночасно з графітом. При цьому на межі двох твердих фаз весь період евтектичної кристалізації існує залишкова рідка фаза на основі потрійної заплізо-вуглецево-сірчаної евтектики з температурою плавлення нижче 975°C. При вмісті сірки в технічних чавунах 0,005...0,150 % і вмісті марганцю 0,2...1,4 %, який частково пов'язує сірку у тугоплавкі сульфідні, легкоплавка евтектика навкруги зародку графіту не рівномірна за товщиною. Цьому сприяє недостатньо ідеальна куляста форма коагулянтів первинних зародків графіту. Кількість легкоплавкої сірчаної евтектики спочатку достатня для утворення суцільної оболонки навкруги зародків графіту. Однак на певному етапі рівномірного зростання графітового включення в усіх напрямках суцільна оболонка легкоплавкої евтектики розривається на окремі ділянки. Швидкість дифузії атомів вуглецю і коагуляції його кластерів крізь такі рідкі ділянки значно вища, ніж крізь більш в'язкий аустеніт. В процесі зростання графіту від кулястого зародку у напрямку хаотично розташованих ділянок легкоплавкої евтектики відгалужуються окремі пелюстки. Швидкість росту пелюстків у напрямку кінцівок за рахунок підвищеної поверхневої міжфазної енергії переважає швидкість їх нарощування за товщиною. Залежно від кількості, конфігурації і спрямованості ділянок легкоплавкої сірчаної евтектики відносно графітового зародку в процесі евтектичної кристалізації формуються включення пластинчастого графіту найрізноманітнішої конфігурації (рис. 1, з).

У відносно товстих перерізах стінок виливка за час тривалої евтектичної кристалізації первинні дрібнодисперсні кулясті включення графіту встигають скоагулювати між собою у залишковій рідині і утворити відносно крупні включення, на базі яких у подальшому формується розетковий грубопластинчастий графіт. У перерізі мікрошліфа пелюстки таких включень мають вигляд довгих прямолінійних пластин (рис. 1, и).

Згідно діаграмі стану «залізо – вуглець» металева матриця сплаву заліза з 2,2...4,5 % вуглецю нижче 727°C повинна складатися виключно з перліту. На практиці після переохолодження в ливарній формі нижче евтектоїдної температури 727 °С збитковий атомарний вуглець аустеніту, що перетворюється на ферит, встигає продифундувати крізь тверду фазу до найближчого графітового включення і приєднатися до нього. Таким чином відбувається повний процес графітизації чавуну (рис. 1, к). Процесу евтектоїдної графітизації за стабільною

діаграмою стану «залізо – графіт» сприяє підвищення вмісту вуглецю і кремнію у вихідному чавуні, а також зниження швидкості його охолодження у ливарній формі.

У випадку прискореного відведення тепла від виливка матеріалом ливарної форми під час евтектоїдної перекристалізації аустеніту, у мікроструктурі сірого чавуну формується ферито-перлітна або суцільно перлітна металева матриця, яка зберігається до кімнатних температур. У двох останніх випадках збитковий вуглець аустеніту утворює нову фазу – цементит перліту.

При середній швидкості охолодження у ливарній формі, а також низькому вмісті вуглецю і кремнію у вихідному чавуні процес первинної евтектичної графітизації може відбуватися лише частково. В такому випадку у виливку формується як аустеніто-графітна, так і аустеніто-цементитна евтектика «половинчастого» або частково «вибіленого» чавуну (рис. 1, л) з переважно перлітною кінцевою металевою матрицею (рис. 1, м).

Для запобігання небажаного процесу кристалізації половинчастого або білого чавуну у вихідний рідкий метал поза плавильного агрегату додають графітизувальний модифікатор на основі кремнію. Флуктуаційна угруповання доданого кремнію витісняють частину вуглецю з мікрооб'єму рідини, яка їх оточує. Кількість високовуглецевих кластерів, як потенційних зародків графітної фази, і схильність чавуну до графітизації при цьому збільшується (рис. 1, н). Кінцевий розмір включень пластинчастого графіту у мікроструктурі модифікованого сірого чавуну відповідно зменшується (рис. 1, п – с).

В процесі відносно тривалої витримки до початку кристалізації флуктуаційні угруповання вуглецю і кремнію в модифікованому чавуні поступово рівномірно розподіляються в об'ємі рідкої ванни. В результаті ефективність графітизувального модифікування знижується, а схильність чавуну до графітизації зменшується майже до вихідного рівня, тобто відбувається явище, відоме як демодифікування.

Для збереження природної кулястої форми графіту до закінчення процесу його евтектичної кристалізації рідкий чавун модифікують магнієм або сплавами, які містять магній та інші елементи-сфероїзатори. Примусовий глибинний додаток хімічно активного магнію викликає появу у складі рідкого чавуну сульфідів магнію, які у комплексі з сульфідами марганцю, залишками нерозчиненого графіту шихти («спелі») та іншими домішками утворюють самостійну фазу, відому під назвою «чорні плями». Барботація бульбочками пароподібного магнію сприяє флоатації «чорних плям» у верхню частину ванни розплавленого чавуну і шлак (рис. 1, т).

Рафінування від сірки, кисню та інших домішок викликає значне переохолодження чавуну під час його евтектичної кристалізації. При однаковій швидкості відведення тепла від виливка матеріалом ливарної форми тривалість евтектичного перетворення модифікованого магнієм чавуну суттєво скорочується, в порівнянні з вихідним не модифікованим чавуном. Концентрації вуглецю у кластерах графітної фази до початку перетворення встигає зрости лише до 6,67% і зародком високовуглецевої фази замість графіту стає цементит. Магнієвий чавун кристалізується за метастабільною системою з повним або частковим вибіленням.

Додаток графітизувального кремнію стимулює збільшення флуктуаційних угруповань вуглецю у рідкому чавуні, модифікованому магнієм, що скорочує час коагуляції кластерів і концентрації в них вуглецю до 100 %, а отже і час утворення з них зародків графіту, зменшує переохолодження і збільшує тривалість евтектичного перетворення (рис. 1, у). Модифікований магнієм і кремнієм чавун кристалізується за стабільною системою з повною первинною графітизацією у литому стані.

В процесі евтектичної кристалізації десульфурованого магнієм розплаву легкоплавка сірчана евтектика між графітною і аустенітною фазами відсутня. Швидкість дифузії збиткового атомарного вуглецю і окремих кластерів з залишкової рідини і пересиченого аустенітну до кулястих зародків графіту, які встигли скоагулювати з його первинних ультрадисперсних часток, вирівнюється в усіх напрямках. Графіт в процесі зростання у аустенітній металевій матриці, що одночасно кристалізується, зберігає природну для нього кулясту форму (рис. 1, у – х), яка відповідає мінімальному значенню вільної поверхневої енергії.

У випадку недостатньої для повної десульфурації, розкислення і рафінування кількості засвоєного магнію залишки легкоплавкої сірчаної евтектики порушують умови рівномірного в усіх напрямках дифузійного зростання зародків графітної фази. Тому в процесі евтектичної кристалізації в чавуні, паралельно з кулястим графітом, формується компактний або вермикулярний графіт. Таке саме явище спостерігається в разі тривалої витримки модифікованого магнієм чавуну у рідкому стані. Під час витримки нестійкі сульфідні магнію дисоціюють на сірку та магній. Легкий і легкокиплячий магній швидко випаровується, а сірка знову утворює в демодифікованому чавуні легкоплавку евтектику з залізом і вуглецем.

В процесі термічного оброблення вибілених виливків при нагріванні у термічних печах до температур $960 \pm 20^\circ\text{C}$, які наближені до температур евтектичного перетворення, а також ізотермічній витримці при цих температурах, нестійкий цементит ледебуриту розпадається на залізо та атомарний вуглець, який повільно дифундує крізь аустенітну оболонку до зародка графітної фази.

Високотемпературний графітизувальний відпал десульфурованого магнієм вибіленого чавуну за рахунок рівномірної в усіх напрямках швидкості дифузії вуглецю до зародка закінчується формоутворенням кулястого графіту відпалу. Наявність між графітом і аустенітом при температурах відпалу рідкої або напіврідкої сірчаної евтектики з температурою плавлення біля 975°C у немодифікованому магнієм білому чавуні порушує ці умови. За рахунок підвищеної швидкості дифузії вуглецю і коагуляції дрібнодисперсного кулястого графіту крізь ізольовані твердою фазою ділянки легкоплавкої сірчаної евтектики, графіт відпалу поступово, замість форми правильних сфероїдів, набуває форму компактних пластівців (рис. 1, ц), яка зберігається до кімнатних температур (рис. 1, ш).

ВИСНОВКИ

Таким чином, окремі етапи вищенаведеного узагальненого опису імовірного механізму і кінетики модифікування і кристалізації чавуну в ливарній формі досі не підтверджені результатами експериментальних досліджень і являють собою лише гіпотези. Але будь-яка гіпотеза має право на існування і у подальшому розвитку дослідницької техніки буде або спростована, або трансформована у загальноприйнятту теорію.

ЛІТЕРАТУРА

1. Ващенко К. И. *Магниевый чугун* / К. И. Ващенко, Л. Софрони. – М. – К: Маги, 1960. – 488 с.
2. Гиришвич Н. Г. *Кристаллизация и свойства чугуна в отливках* / Н. Г. Гиришвич. – М. – Л. Машиностроение, 1966. – 564 с.
3. Бубликов В. Б. *Кристаллизация, структурообразование и свойства модифицированного чугуна* / В. Б. Бубликов, М. В. Волощенко, В. И. Соловьев. – Киев: Ин-т проблем литья АН УССР, 1982. – С. 56.
4. Неижко И. Г. *Некоторые проблемные вопросы графитизированных чугунов* / И. Г. Неижко // *Процессы литья*. – 2000. – № 4. – С. 30–31.

УДК: 669.054.8'71

Кульбида Е. П., Данилова Т. А., Бредихин В. Н.

К ВОПРОСУ ПЕРЕРАБОТКИ АЛЮМИНИЕВЫХ ШЛАКОВ

При переплаве лома и отходов алюминия, а также при литье отливок, когда плавку ведут с небольшими добавками покровно-рафинирующих и модифицирующих флюсов, на поверхности расплава в обязательном порядке образуется шлаковая фаза.

Шлаковая фаза состоит из смеси оксидов, хлоридов, нитридов основных компонентов сплава, кремнеземных составляющих шихты, компонентов флюсов, материалов футеровочной массы.

Шлаковая фаза алюминиевых сплавов пропитан металлом и при удалении её с поверхности расплава образуется сильно металлизированный продукт, который содержит кроме оксидной части, до 50 % металлической составляющей.

На протяжении многих лет перед переработчиками стоит задача не только по уменьшению образования шлака, но главное по увеличению извлечения металла из него [1, 2]. При этом по законам термодинамики окисление металлического алюминия происходит постоянно, пока кислород присутствует около открытой алюминиевой поверхности. При этом алюминий сгорает по реакции (1) и в результате чего в оксид переходит порядка 1% алюминия в минуту.



Такая ситуация требует разработки полного комплекса мероприятий начиная от снижения до минимума образования шлака в печи, до максимального извлечения из шлака алюминия. При этом наибольший эффект достигается, если извлечение металла будет происходить в первые 5 ÷ 10 минут после удаления шлака из печи.

Сегодня известно много способов по переработке алюминиевых шлаков, но большинство это «холодные способы», которые выполняются после остывания и передачи шлака на специальные предприятия (цеха). При этом используются традиционные схемы обогащения: дробление, классификация, сепарация [3]. Известны также центробежная обработка шлаков фирмы «Рейнольдс» [4], а также использование центрифуг погружного типа. Однако эти разработки не нашли широкого применения из-за большой сложности технологического оборудования.

В последние годы получила распространение технология прессования горячего шлака, что имеет значительные преимущества, как с точки зрения конструктивного исполнения, так и эффективности процесса.

Целью работы являлось проектирование и разработка установки для переработки горячего алюминиевого шлака.

Сотрудниками института ДонНИПИЦМ (г.Донецк, Украина) были выполнены теплофизические и конструктивные расчёты установки для переработки горячего алюминиевого шлака.

Теплофизические расчёты [5].

В общем случае температура шлака t изменяется в пространстве и во времени:

$$t=f(x, y, z, \tau) . \quad (2)$$

При этом передача тепла (теплообмен) – самопроизвольный процесс передачи внутренней энергии, осуществляемый за счёт теплопроводности, конвекции тепла и теплового излучения.

Плотность теплового потока по закону Био–Фурье пропорциональна градиенту температуры и представлена следующим соотношением:

$$q = -\lambda \frac{\partial t}{\partial n}, \quad (3)$$

где λ – физический параметр, называемый коэффициентом теплопроводности, ккал/м•час•град.

Функциональная зависимость между изменением температуры в пространстве и во времени рассчитана на основе 1-го и 2-го законов термодинамики и закона Био–Фурье и выражается дифференциальным уравнением теплопроводности:

$$\frac{\partial t}{\partial \tau} = \text{div}(\lambda \text{grad} t) + \frac{q_v}{c\gamma}, \quad (4)$$

если λ – величина постоянная, то:

$$\frac{\partial t}{\partial \tau} = a \nabla^2 t + \frac{q_v}{c\gamma}, \quad (5)$$

где $a = \frac{\lambda}{c \cdot \gamma}$ – коэффициент температуропроводности в м²/час. Он характеризует скорость выравнивания температуры в неравномерно нагретом теле.

c – теплоёмкость, ккал/кг•град; γ – удельная масса тела, кг/дм³; q_v – объёмная производительность источников тепла, ккал/м³•час. Физически q_v равна количеству тепла, выделяемому источниками в единице объёма тела в единицу времени; $\nabla^2 t$ – дифференциальный оператор второго порядка (оператор Лапласа).

В прямоугольных координатах :

$$\nabla^2 t = \frac{\partial^2 t}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 t}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 t}{\partial z^2}. \quad (6)$$

Для стационарного режима, т. е. температуры стенки t_{c_1} и t_{c_2} постоянные, причём $t_{c_1} > t_{c_2}$, уравнение теплопроводности (4) имеет вид:

$$\nabla^2 t + \frac{q_v}{\lambda} = 0. \quad (7)$$

В качестве соотношения, связывающего плотность теплового потока на границе тела (q_c), температуры поверхности тела (t_c) и окружающей среды, т.е. жидкости или газа ($t_{жс}$) принят закон Ньютона – Рихмана:

$$q_c = \beta(t_c - t_{жс}), \quad (8)$$

где β – коэффициент теплоотдачи, ккал/м²•час•град и численно равен q_c при $t_c - t_{жс} = 1^\circ\text{C}$.

Физически коэффициент β характеризует интенсивность теплообмена между поверхностью тела и окружающей его жидкостью или газом.

Как видим из уравнения (8), β не зависит от координат и времени и от разности ($t_c - t_{жс}$).

Следовательно, тепло отдаваемое нагретым шлаком Q_1 затрачивается на нагрев более холодного тела – пуансона Q_2 и на компенсацию потерь тепла в окружающую среду – Q_n , которые не превышают $5 \div 7 \%$ от запасенного тепла шлаком и им можно пренебречь.

Тогда тепловой баланс будет представлен как:

$$Q = Q_1 = Q_2. \quad (9)$$

где Q – тепловая нагрузка аппарата.

Если теплообмен протекает без изменения агрегатного состояния теплоносителей, то уравнение (9) можно записать в виде:

$$Q = G_1(\dot{I}_{1н} - \dot{I}_{1к}) = G_2(\dot{I}_{2н} - \dot{I}_{2к}), \quad (10)$$

где $\dot{I}_{1н}$, $\dot{I}_{1к}$ – энтальпия горячего теплоносителя на входе и выходе аппарата; $\dot{I}_{2н}$, $\dot{I}_{2к}$ – начальная и конечная энтальпия холодного теплоносителя.

Значение энтальпии запишем в виде:

$$\dot{I}_{1н} = C_{1н} \cdot t_{1н}. \quad (11)$$

Тогда уравнение (10) примет следующее выражение:

$$Q = G_1(C_{1н}t_{1н} - C_{1к}t_{1к}) = G_2(C_{2н}t_{2н} - C_{2к}t_{2к}), \quad (12)$$

где G_1 , G_2 – массовый расход нагретого и холодного теплоносителя, соответственно; $C_{1н}$, $C_{1к}$ – средние удельные теплоёмкости нагретого теплоносителя в диапазоне изменения температур $(0 \div t_{1н})$ на входе в аппарат и $(0 \div t_{1к})$ на выходе из аппарата, соответственно;

$C_{2н}$, $C_{2к}$ – средние удельные теплоёмкости холодного теплоносителя в диапазоне $(0 \div t_{2н})$ и $(0 \div t_{2к})$ соответственно.

Общая кинетическая зависимость для процессов теплопередачи, выражающая связь между тепловым потоком Q' и поверхностью теплообмена F , представляет собой основное уравнение теплопередачи:

$$Q' = K \cdot F \cdot \Delta t_{cp} \cdot \tau, \quad (13)$$

где K – коэффициент теплопередачи, определяющий среднюю скорость передачи тепла вдоль всей поверхности теплообмена; Δt_{cp} средняя разность температур между теплоносителями, определяющая среднюю движущую силу процесса теплопередачи или температурный напор; τ – время; F – расчётная поверхность теплообмена в м^2 .

Тепловой расчёт выполнен при совместном решении следующих основных уравнений:

а) уравнение теплового баланса (9) и

б) уравнение теплопередачи (13).

За исходные значения принято:

- масса охлаждаемого алюминиевого шлака, $G = 200$ кг;
- состав флюса – 50% $NaCl$ и 50% KCl , следовательно:

$$Q = 82832 \text{ кДж} = 19768,7 \text{ ккал.}$$

Из уравнения теплопередачи (13) находим тепловой поток Q_1 :

$$Q = K \cdot F \cdot \Delta t_{cp} \cdot \tau$$

Получаем следующие конструктивные значения:

$$F = 3,13 \text{ м}^2 \text{ – поверхность теплообмена; } \Delta t_{cp} = 200 \text{ }^\circ\text{C;}$$

$K = \frac{\lambda}{\delta}$ – коэффициент теплопередачи, Вт/м²•град,

где $\lambda = 45$ Вт/м²•град; $\delta = 120$ мм – толщина стенки.

$K = \frac{45}{0,2} = 375$ Вт/м²•град; $\tau = 1$ сек.

$Q_1 = 234750$ Вт•с = 234750 Дж = 234,75 кДж.

Время охлаждения горячего алюминиевого шлака до температуры 400°С составляет,

$$\tau = \frac{Q}{Q_1} = \frac{82832 \text{ кДж}}{234,75 \text{ кДж/с}} = 352,85 \text{ с} = 5,88 \text{ мин.}$$

Охлаждающим агентом является обратная вода (либо тосол) с начальной температурой до +20°С. При условии, что конечная температура воды на выходе из аппарата будет не более 40°С, тогда расход её составляет 175 м³/час.

На основании теплового расчёта разработана конструкция пресса (рис. 1) с усилием прессования 80 тонн (два гидроцилиндра с усилием по 40 т каждый, с рабочим давлением в системе 160 кгс/см², ходом штока 500 мм и объёмом шлаковницы 0,27 м³).

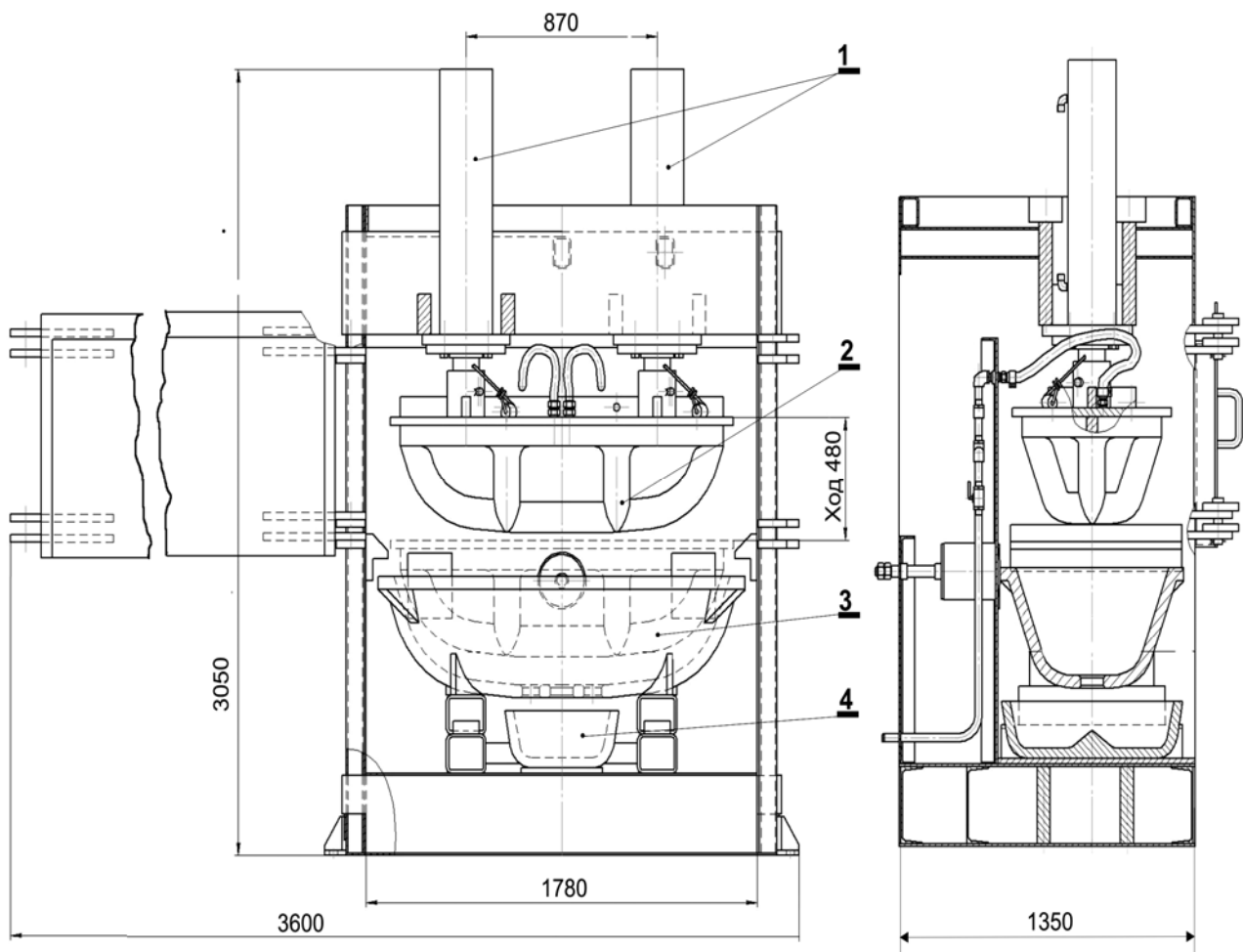


Рис. 1. Установка для извлечения металла из алюминиевого шлака: 1 – гидроцилиндр; 2 – пуансон; 3 – шлаковница; 4 – изложница

В табл. 1 представлена техническая характеристика установки по извлечению металла из горячего алюминиевого шлака. На рис. 2 показаны фрагменты прессования и реальный шлаковый «прессостаток», который содержит 3 % алюминия, при исходном содержании – 52 %.

Таблица 1

Техническая характеристика установки по переработке алюминиевых горячих шлаков

1. Номинальное усилие прессования, тс	80
2. Номинальное давление рабочей жидкости в гидросистеме, кгс/см ²	160
3. Максимальный ход штока гидроцилиндра, мм	500
4. Размеры камеры прессования, мм	
• длина	1780
• ширина	860
5. Объём шлаковницы, дм ³	270
6. Время цикла охлаждения, мин.	5 ÷ 15
7. Установленная мощность электрооборудования, кВт	30
8. Масса пресса без оснастки и маслостанции, кг	6980
9. Габаритные размеры, м	
• длина (при открытой двери)	2,41 (4,18)
• ширина	1,68
• высота	3,05



Рис. 2. Фрагменты процесса переработки алюминиевого шлака

ВЫВОДЫ

Выполненные теплотехнические расчёты позволили рассчитать конструктивные характеристики специальной установки по выдавливанию из горячего алюминиевого шлака, металлическую составляющую. При этом в течении 5 ÷ 15 мин возвращается до 80 % металла (с 50 ÷ 60 % до 3 ÷ 4 %) непосредственно в цехе, резко уменьшается количество газов и пылеобразования.

ЛИТЕРАТУРА

1. Sivilotty O. *Light Metal Age* / O. Sivilotty // 1984, V.42, N 11–12.–P. 9.
2. Галевский Г. В. *Металлургия вторичного алюминия*. / Г. В. Галевский, Н. М. Кулагин, М. Я. Минцис. – Новосибирск. – Наук. – 1998. – 289 с.
3. Колобов Г. А. *Сбор и обработка вторичного сырья цветных металлов* / Г. А. Колобов, В. Н. Бредихин, В. М. Чернобаев // Учебник для вузов. – М.: *Металлургия*. – 1993. – 228 с.
4. Патент США, № 4137073, опубл. 01.03.79.
5. *Контракт на разработку прессового оборудования для ООО «Русский металл, Россия»*.– ДонН-ПИЦМ, Донецк, 2006.

УДК 621.74.047

Кушнерова Е. Ю., Горбатенко В. П., Маняк Н. А., Кушнеров В. Ю.,
Бредихин В. Н.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ НА КАЧЕСТВО ЛИТОЙ ЗАГОТОВКИ

Исследованию влияния технологических параметров на качественные характеристики заготовки при горизонтальном непрерывном литье в закрытый кристаллизатор посвящён ряд работ [1, 2]. Однако большинство выводов в этих работах получены при исследованиях в однофакторном эксперименте, когда изменяется лишь один параметр, а остальные поддерживаются на постоянном значении или изменяются в процессе литья по произвольному закону. Как следствие, в таких исследованиях отсутствует информация об эффектах взаимодействия выбранных факторов, которые в условиях сложных металлургических процессов часто оказываются весьма значимыми.

В качестве основного критерия, оказывающего влияния на формирования заготовки, её качественных характеристик, необходимо рассматривать термодинамику процесса в закрытом горизонтальном кристаллизаторе.

Активный многофакторный эксперимент [3] по исследованию указанной проблемы на установках горизонтального непрерывного литья (УГНЛ) предусматривает одновременное варьирование всех значимых параметров, что позволяет построить математическую модель процесса [4, 5].

Целью работы являлось определение такого режима литья в закрытый горизонтальный кристаллизатор, при котором достигалась бы максимальная для данной конструкции УГНЛ производительность литья при условии получения максимального значения качественных параметров заготовок из бронз марки ОЦС, но не ниже установленных ГОСТом или (ТУ) [6].

Качество круглых заготовок исследовано при литье на УГНЛ бронз марки ОЦС5–5–5 и ОЦС3–12–5, для чего с использованием планируемого многофакторного эксперимента на промышленной установке определялись механические свойства (σ_B , δ , НВ) и чистота поверхности (S). Существенное влияние на процесс литья оказывает также температура поверхности заготовки $\theta_{П}$ на выходе из кристаллизатора, которая является технологической характеристикой определяющей стабильность процесса [5].

В связи с тем, что качественные характеристики заготовки являются функцией теплотехнических параметров (режима охлаждения, скорости вытягивания и т. д.). С целью определения значимости параметров вначале был поставлен предварительный двухуровневый пятифакторный эксперимент (2^{5-1}), включающий 16 опытов.

Значения функций отклика для данной конструкции узла кристаллизатора УГНЛ определяются технологическим режимом, параметры которого взяты в качестве факторов эксперимента: температура жидкого металла $\theta_{Ж}$ (X_5), расход охладителя Q (X_4) на кристаллизатор, шаг вытягивания заготовки Z (X_1), частота цикличности f , отношение времени останковки к времени вытягивания заготовки в цикле τ_0/τ_B (X_3) и производительность Π (X_2).

Обработка результатов предварительного эксперимента дала следующие уравнения регрессии в абсолютных величинах влияния технологических параметров на

температуру поверхности $\Theta_{\text{п}}$ заготовки на выходе из кристаллизатора (уравнение 1) и на перепад температуры охладителя $\Delta\Theta$ в кристаллизаторе (уравнение 2).

$$\Theta_{\text{п}} = - 400 + 0,493Z + 20,52\Pi + 0,644 \Theta_{\text{ж}}; \quad (1)$$

$$\Delta\Theta = 15,44 + 0,25Z + 0,95\Pi + 0,0015\Pi\Theta_{\text{ж}} - 0,016\Pi Z. \quad (2)$$

Обе модели адекватны, т. к. для $\Theta_{\text{п}}$ критерий Фишера равен $F=1$ при табличном значении на 95 % значимости $F_{\text{T}} = 4,7$ ($f_1 = 11$, $f_2 = 5$ степеней свободы); для $\Delta\Theta$ критерий $F = 1,5$ при $F_{\text{T}} = 4,74$ ($f_1 = 10$, $f_2 = 5$ степеней свободы).

Наличие факторов взаимодействий в уравнениях регрессии (уравнения 1, 2) вспомогательного эксперимента показывает, что исследование вектора качества наиболее целесообразно вести по плану второго порядка. Кроме того, модель: технологические параметры – вектор качества первого порядка не адекватна.

Поэтому в качестве функций отклика \bar{Y} взяты производительность установки, параметры качества заготовки и температура её поверхности $\bar{Y} = (\Pi, \sigma B, \text{НВ}, \delta, S, \theta\Pi)$. На основании вспомогательного эксперимента проведен главный эксперимент второго порядка.

Для исследования механических свойств и макроструктуры заготовки в начале, середине и конце каждого режима отрезали образцы длиной 150 мм и разрезали их на продольные (рис. 1, а, Л, П) и поперечные (рис. 1, б) темплеты. Из центральной отрезанной части вырезали образцы (рис. 1, а, В, С, Н) для механических испытаний, а на поперечной части определяли твёрдость в шести точках (рис. 1, б).

Изучение макроструктуры литой заготовки показало, что для заготовок, отлитых на УГНЛ, характерны три основные зоны: нижняя 1, верхняя 3 и зона теплового центра 2, поэтому в них и определяли механические свойства. Качество поверхности S выражалось в условных единицах (рангах): 1 ранг – удовлетворяет требованиям ТУ 48-26-13-72; 2 ранг – не удовлетворяет.

Для различных диаметров заготовок, отливаемых на УГНЛ, проведены серии опытов по центральному композиционному ротатабельному плану второго порядка для $K = 5$, позволяющее получить симметричные информационные контуры. Ротатабельный план является оптимальным и в более широком смысле, т. к. минимизирует систематические ошибки, связанные с неадекватностью представления результатов исследования полиномами второго порядка, если информация в интервале $0 \leq \rho \leq 1$ (где ρ – расстояние до точек «гиперкуба») остаётся постоянным и имеет ротатабельное униформпланирование. Построение такого плана заключалось в правильном выборе точек: n_c – «куба», n_α – «звёздных» и n_0 – центральных. Величина звёздного плеча α определена из условия $\alpha = 2^{K/4}$. В нашем случае $K = 5$ вместо полного факторного эксперимента тела (гиперкуба) была использована полуреплика 2^{5-1} с определяющим контрастом $1 = X_1X_2X_3X_4X_5$. Количество точек и величина плеча соответственно равны: $n_c = 16$, $n_\alpha = 10$, $n_0 = 6$ при $\alpha = 2^{(5-1)/4} = 2$. Значения функций откликов усреднялись по трём параллельным опытам [6]. Оценка адекватности модели проводилась с помощью критерия Фишера. Дисперсию опыта определяли по результатам повторения каждого эксперимента и результатам опытов на нулевом уровне.

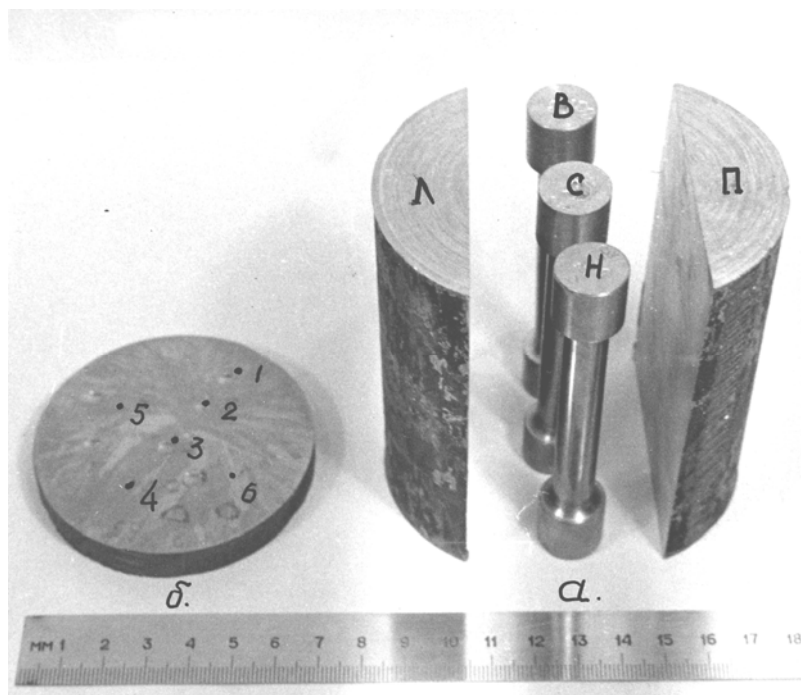


Рис. 1. Разрезание заготовки для испытания механические свойства, макро – и микроструктуру: 1 ÷ 6 – точки определения твёрдости по Бринеллю; Л, П – левая и правая часть продольного реза, соответственно; В, С, Н – верхний, средний и нижний образец, соответственно для определения σ_B и $\delta\%$

В табл. 1 приведены абсолютные значения факторов в центре планирования $X_i^{(0)}$, шаг варьирования ΔX_i , верхний $X_i^{(+)}$ и нижний $X_i^{(-)}$ уровни варьирования факторов, величина плеча для звёздных точек.

Таблица 1

Значение уровней факторов

Факторы	Значения уровней факторов				
	X_1	X_2	X_3	X_4	X_5
$X_i^{(0)}$	30	5,0	1,8	4,0	1050
ΔX_i	10	1,0	0,5	1,0	30
$X_i^{(+)}$	40	6,0	2,3	5,0	1080
$X_i^{(-)}$	20	4,0	1,3	3,0	1020
α	20	2,0	1,0	2,0	60

По результатам опытов проведен расчёт коэффициентов уравнений регрессий (табл. 2) по формуле (3):

$$Y_i = b_0 + \sum_{i=1}^5 b_i X_i^* + \sum_{i>j=1}^5 b_{ij} X_i^* X_j^* + \sum_{i=1}^5 b_{ii} X_i^{*2}, \tag{3}$$

где X_i^* – кодированное значение I-го фактора.

Таблица 2

Кoeffициенты уравнений регрессий (диаметр заготовки 100 мм)

Выходные факторы	Функции отклика ^{*)}									
	НВ ⁽¹⁾	НВ ⁽¹⁾	НВ ⁽¹⁾	$\sigma_B^{(1)}$	$\sigma_B^{(2)}$	$\sigma_B^{(3)}$	$\delta^{(1)}$	$\delta^{(2)}$	$\delta^{(3)}$	θ_{II}
X ₀	69,09	71,95	67,23	28,68	26,41	27,62	30,65	42,59	40,47	615,0
X ₁	-	-	-0,40	-	0,13	-	-	-	-	11,0
X ₂	-0,96	2,07	-0,83	-	-0,34	-	-2,30	-	-	35,3
X ₅	-	-	-0,90	0,39	-	0,25	-	4,27	0,94	53
X ₁	-	-	-0,70	0,10	-	-	1,60	0,90	-	19,4
X ₁ X ₂	0,73	-	-	-0,29	-	-	-1,36	-0,91	0,79	-
X ₁ X ₅	-	1,11	-	-0,21	0,12	-0,25	1,45	1,14	-1,61	-
X ₂	0,51	-0,71	-	-0,11	-	-	1,33	-	-0,68	-
X ₂ X ₅	0,48	-	-	-0,14	0,20	0,25	-	-	-	-31,4
X ₅	-	-	-	-0,08	-	-	1,08	-	-	12,8
F _{расч.}	1,80	1,07	1,54	1,32	1,33	1,41	1,44	1,37	1,38	1,43

^{*)} НВ и σ_B – кгс/мм²; δ – %.

Воспроизводимость опытов проверена по критерию Кохрена. Математические модели для всех функций отклика Y_i согласно F-критерия оказались адекватными при 5 %-ном уровне значимости. Оценка значимости коэффициентов уравнения регрессии по критерию Стьюдента показала, что влияние расхода охладителя Q , соотношения времен (τ_o/τ_B), их степеней и взаимодействия с другими факторами на функции отклика незначимо.

Полученные уравнения регрессии позволили выразить скорость кристаллизации, следовательно, и качественные характеристики заготовки через технологические параметры: температуру жидкого металла, скорость вытягивания заготовки из кристаллизатора, шаг вытягивания [5, 7].

Анализ полученных зависимостей показал, что повышение температуры жидкого металла в печи-миксере ведёт к увеличению предела прочности σ_B (рис.2, а). Твёрдость в верхней зоне растёт, в нижней наблюдается монотонное падение, то же при увеличении производительности УГНЛ (рис. 2, б).

Макроструктура заготовки при низкой температуре заливаемого металла ($\theta_{ж} \approx 1000$ °С) близка к равноосной структуре (рис. 3, в). С увеличением температуры $\theta_{ж}$ структура нижней зоны становится столбчатой с ориентацией дендритов вдоль осей максимального теплового потока. Верхняя зона характеризуется значительно меньшей величиной зерна, чем нижняя. С повышением температуры жидкого металла $\theta_{ж}$ увеличивается эксцентриситет теплового центра относительно геометрического, уменьшается протяженность верхней зоны по сравнению с нижней (рис. 3, б).

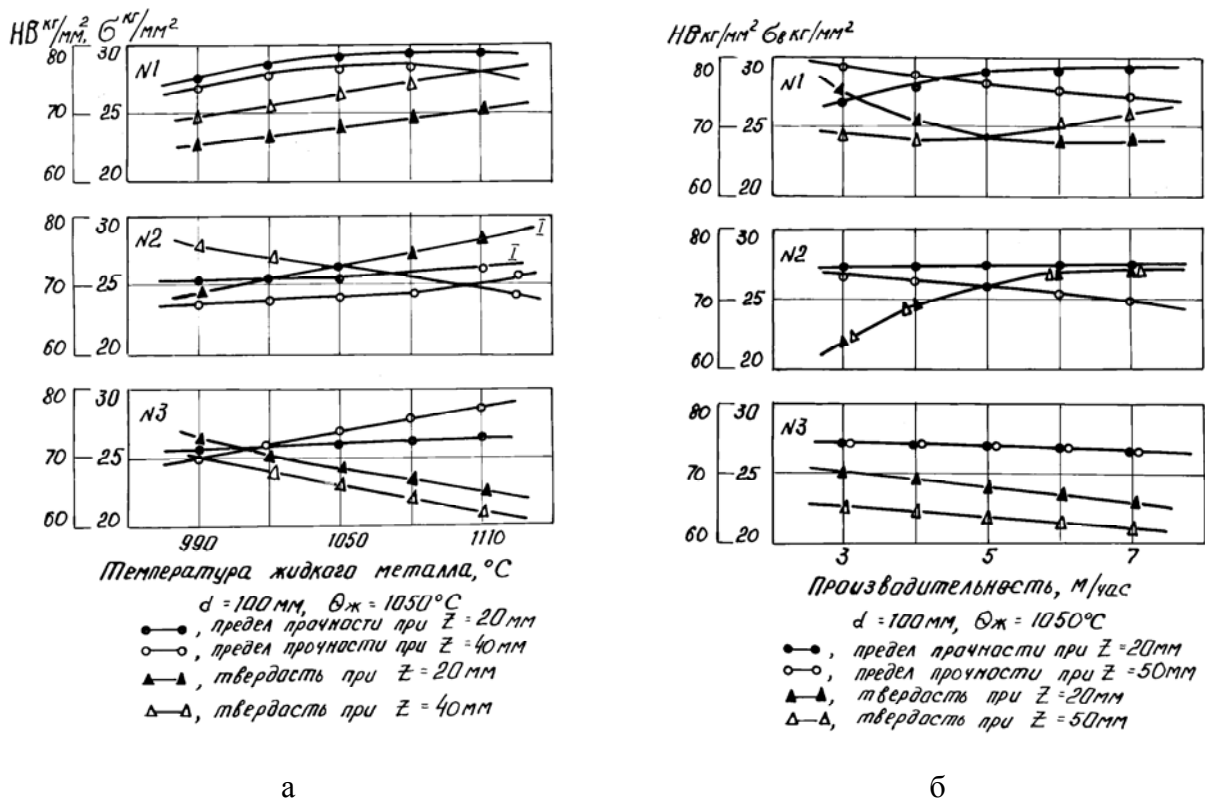


Рис. 2. Влияние температуры жидкого металла а) и производительности б) УГНЛ на механические свойства заготовки НВ, σ_B

На основании полученной математической модели были определены оптимальные значения параметров режимов литья.

Так, для литья заготовки диаметром 100 мм режим следующий: $\theta_{ж} = 1050 \text{ }^\circ\text{C}$, $Z = 22 \div 25 \text{ мм}$ при $\Pi = 7,3 \div 7,5 \text{ м/час}$ (качественные характеристики заготовки удовлетворяют требованиям ТУ 48-26-13-72: $\sigma_B \geq 20 \text{ кгс/мм}^2$, $\delta \geq 20 \%$, $НВ \geq 65 \text{ кгс/мм}^2$, $S \geq 2 \text{ ранг}$).

Однако для значения температуры поверхности заготовки существует технологическое ограничение $\theta_{\Pi} \leq \theta_{\Pi}^*$, где θ_{Π}^* – максимально допустимое значение, при котором процесс устойчив. Для литья бронз марки ОЦС экспериментально найдена величина $\theta_{\Pi}^* = 690 \div 700 \text{ }^\circ\text{C}$.

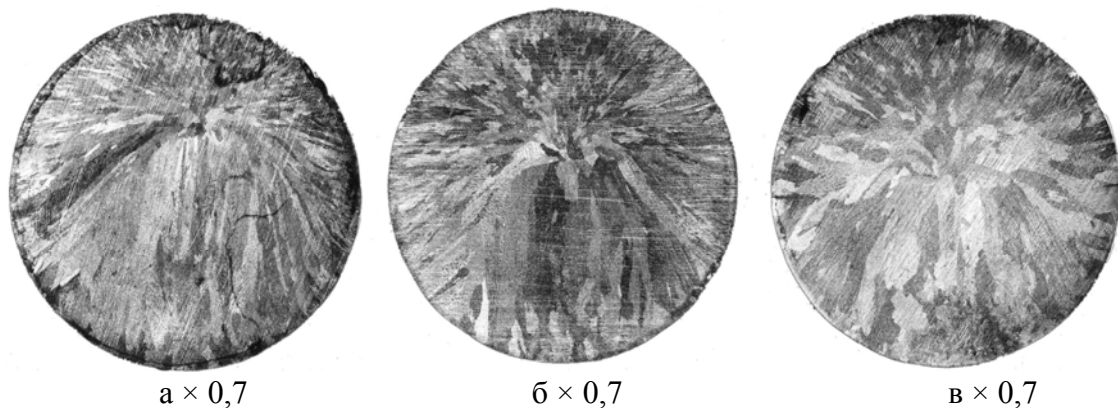


Рис. 3. Влияние температуры металла $\theta_{ж}$ на структурную асимметрию заготовки, диаметр 70 мм: а) $\theta_{ж} = 1120 \text{ }^\circ\text{C}$; б) $\theta_{ж} = 1100 \text{ }^\circ\text{C}$; в) $\theta_{ж} = 1050 \text{ }^\circ\text{C}$

Литьє на оптимальном технологическом режиме позволило при максимальной производительности УГНЛ улучшить качественные характеристики по сечению и длине заготовки из бронз ОЦС5–5–5 и ОЦС3–12–5, а также устранить колебания механических свойств как по длине заготовки, так и от партии к партии. Макроструктура слитка диаметром 100 мм, отлитого на оптимальном технологическом режиме, представлена на рис. 4.



× 1

Рис. 4. Макроструктура слитка БрО5Ц12С5 при оптимальном режиме: $\theta_{\text{ж}} = 1050 \text{ }^\circ\text{C}$; $Z = 22 \div 25 \text{ мм}$; $\Pi = 7,3 \div 7,5 \text{ м/час}$; $\sigma_{\text{в}} = 240 \text{ Н/мм}^2$; $\delta = 23 \%$; $\text{НВ} = 700 \text{ Н/мм}^2$; $S = 2 \text{ ранг}$

ВЫВОДЫ

Теоретическими и экспериментальными исследованиями установлено, что существенное влияние на процессы оказывают следующие технологические параметры:

- температура жидкого металла на входе в кристаллизатор;
- шаг вытягивания;
- время цикла вытягивания;
- отношения времени остановки к времени вытягивания.

Регрессионным анализом определены области существования качественных характеристик в функции технологических параметров. Определены оптимальные режимы литья:

- при литье заготовок малых диаметров ($\leq 50 \text{ мм}$)
 $Z = 20 \text{ мм}$, $\theta_{\text{ж}} = 1050 \text{ }^\circ\text{C}$, $\theta_{\text{п}} = 690 \pm 10 \text{ }^\circ\text{C}$;
- при литье заготовок больших диаметров ($\geq 60 \text{ мм}$)
 $Z = 25 \text{ мм}$, $\theta_{\text{ж}} = 1040 \text{ }^\circ\text{C}$, $\theta_{\text{п}} = 660 \pm 10 \text{ }^\circ\text{C}$.

ЛИТЕРАТУРА

1. Бахтиаров Р. А. Производство слитков тяжёлых цветных металлов методами полунепрерывного и непрерывного литья / Р. А. Бахтиаров, Л. А. Оробьёв. – М.: «Цветметинформация». – 1984. – С. 97.
2. Сладкоштитев В. Т. Непрерывная разливка металлов / В. Т. Сладкоштитев, О. А. Атагин. – Киев. – УкрНИИИТИ. – 1962. – С. 58.
3. Бредихин В. Н. Исследования тепловых потоков в горизонтальном кристаллизаторе при литье медных сплавов / В. Н. Бредихин, Е. Ю. Кушнерова // Запорожье, труды ЗГИА. – 2005. – В. 11. – С. 89–95.
4. Бредихин В. Н. Медь вторичная: [монография] / В. Н. Бредихин, Р. А. Маняк, А. Я. Кафтоненко. – Донецк. – ДонНТУ. – 2000. – 416 с.
5. Управление качеством серебряных сплавов на установке вертикального непрерывного литья / В. Н. Бредихин, В. А. Кожанов, А. В. Бельский, Е. Ю. Кушнерова // Машиностроение и техносфера XXI века. Сб. трудов XII международной конференции. – Т1. – Донецк, 2006.
6. Налимов В. В. Теория эксперимента / В. В. Налимов. – М. – Наука, 1971. – 207 с.
7. Чалмерс Б. Теория затвердевания / Б. М. Чалмерс. – «Металлургия», 1969. – 228 с.

УДК 621.791.75.042

Литвинов А. П.

РЕШЕНИЕ ПРОБЛЕМ СВАРКИ ОТВЕТСТВЕННЫХ КОНСТРУКЦИЙ ИЗ ДЕФОРМИРОВАННЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ: ПРОКАТНЫХ, ШТАМПОВАННЫХ И КОВАНЫХ ЗАГОТОВОК

Интенсификация создания ракетно-космической техники, строительство скоростных судов, гражданское и промышленное строительство сориентировало металлургическую промышленность и машиностроительные отрасли на резкое увеличение объёмов производства и обработки новых специальных сплавов. Возникла проблема создания технологий, способных обеспечить высокую работоспособность узлов ракет-носителей и космических аппаратов, кораблей, наземного и воздушного транспорта, химического оборудования, стартовых комплексов и других сварно-кованых, сварно-штампованных и сварно-прокатных конструкций. Наиболее интенсивно (по объёму) возрастало использование алюминиевых сплавов. Основные системы легирования: алюминий – марганец, алюминий – магний, алюминий – магний – кремний, алюминий – медь – литий и алюминий – магний – алюминий – магний – кремний; в последнее время промышленностью освоены сплавы алюминий – медь – литий и алюминий – магний – литий. Полуфабрикаты из алюминиевых деформируемых сплавов обычно упрочняют нагартовкой термической и термомеханической обработкой, закалкой из жидкого состояния. Термически не упрочняемые сплавы двух первых систем применяются в основном в горячекатаном или отожженном состоянии. После выплавки и обработки давлением (прокатки, штамповки, прессования, волочения,ковки) полуфабрикаты или уже сформированные заготовки подвергаются сварке.

Цель работы – системный анализ проблем, возникавших при сварке полуфабрикатов из высокопрочных сплавов лёгких металлов, и способов их решения.

Рассматривая методы упрочняющей обработки полуфабрикатов из алюминиевых сплавов, следует отметить, что и после нагартовки, термической обработки и их совместного воздействия остаётся несовершенство кристаллической решетки материала, которое было заложено ещё в процессе литья. Такое состояние оказывается неустойчивым при воздействии на металл сварочной температуры. При этом наблюдаются как дефекты металла шва, так и металла околошовной зоны – зоны термического влияния (ЗТВ), где интенсивно протекают процессы рекристаллизации, распада твердого раствора и коагуляции упрочняющих фаз. Ширина разупрочненных участков зависит от тепловложения при сварке и может достигать 50...80 мм на сторону шва, а степень разупрочнения 50 % [1]. Одним из главных критериев возможности применения материалов при изготовлении сварных конструкций является склонность к образованию кристаллизационных трещин и расслоение основного металла в ЗТВ. Такие явления объясняются неоднородностью структуры и направленностью волокон в некоторых полуфабрикатах, изготовленных как литьём, так и с применением обработки давлением [2]. Все виды сварки плавлением осуществляются с нагревом (и расплавлением) кромок основного металла. При этом появляется опасность возникновения дефектов, вызванных недостатком технологий изготовления полуфабрикатов.

С явлением «расслоения» встретились сварщики завода «Прогресс» в Куйбышеве при изготовлении топливных баков ракет-носителей. Края (свариваемые кромки) прокатанных листов в процессе аргонодуговой сварки (АрДС) неплавящимся электродом расслаивались и соединения браковались. Прокат листов и штамповку делали на соседнем металлургическом заводе. К решению проблем улучшения качества изделий из таких полуфабрикатов и к поиску соответствующих технологий сварки подключились специалисты Института электросварки им. Е. О. Патона, НИИ Машиностроения, НИИ Авиационных материалов и др. [3].

В крупногабаритных сварных конструкциях используются тонкостенные панели – плотнища из листового проката с рёбрами жесткости, изготовленными, обычно, путём горячего прессования. В соответствии с требованиями листы вальцуют, придавая необходимую форму, и сваривают их стыковыми швами. Рёбра жесткости, также подготовленные под сварку, приваривают угловыми или прорезными швами. Кроме того изделия могут иметь люки, вырезы, подкрепляемые приваренными полосами, кронштейны и т. п. Процесс изготовления таких пространственно разветвлённых конструкций состоит из ряда различных по характеру технологий и сварка, как правило, является заключительной технологий.

Одной из важнейших задач при выборе способа сварки является сохранение преимуществ металлообработки металла давлением. Необходимо сохранить ту часть прочности материала, которую даёт нагартовка, поэтому в течение многих лет ведётся поиск технологий с минимальным тепловложением, а значит и с минимальной шириной зоны, где возможно разупрочнение. На протяжении многих лет в ИЭС им. Е. О. Патона, НИИ авиационных технологий, КБ «Энергия» и других организациях исследуется влияние типа полуфабриката, наличия примесей, размера зерна, толщины межзеренных прослоек и ориентации волокна на свариваемость и механические свойства сварных соединений из деформируемых Al – и Mg – сплавов [4]. В течение второй половины прошлого столетия прочность разрабатываемых для авиаракетной техники сплавов постепенно увеличивали. Были созданы деформируемые высокопрочные алюминиевые сплавы Al–Mg–Li, Al–Cu–Li, Al–Zn–Mg, а также сплавы дополнительно легированные скандием и некоторыми другими элементами.

Обнаружилось, что при сварке полуфабрикатов с мелкозернистой структурой из большинства таких сплавов возможно существенное снижение свойств соединений вследствие развития структурной и химической неоднородности в металле шва и зоны сплавления. В крупногабаритных поковках в результате собирательной рекристаллизации при нагреве под закалку после деформации образуется крупнозернистая структура с ориентацией зерен в плоскости, перпендикулярной ковочному усилию. Размеры зерен в этой плоскости (поперечном и продольном направлениях) достигают 8–10 мм, в то время как по высоте – всего 1–1,5 мм. Одновременно встречаются участки с наследственной веерной структурой исходного слитка. Важным показателем свариваемости поковок являются механические свойства – временное сопротивление разрыву, ударная вязкость, критерии вязкости разрушения (работа, затраченная на пластическое деформирование при испытаниях образца на статический изгиб, до начала распространения трещины) и стойкость против коррозионного растрескивания; учитываются также и данные металлографического анализа. Сравнение свойств высотных и продольных соединений, полученных посредством автоматической однопроходной АрДС неплавящимся электродом с присадкой из сплава 1201, показывает, что первые существенно уступают по всем исследованным характеристикам. Характерен большой разброс значений высотных соединений. Как высотные, так и продольные соединения разрушались по зоне сплавления, причем на высотных излом носил макрорхрупкий характер вне зависимости от прочности образца. Сварочных дефектов (пор, трещин и т. п.) на поверхности изломов не было. Ударная вязкость и вязкость разрушения в зоне сплавления высотных соединений существенно ниже, чем продольных. Такими же свойствами обладают соединения катаных полуфабрикатов из этих же сплавов при действии рабочих напряжений в продольном и поперечном направлениях волокон. В результате комплексных исследований было установлено, что решение задачи повышения работоспособности конструкций и, в частности, обеспечения стабильных высоких значений прочности и вязкости разрушения, лежит на пути увеличения концентрации энергии источников сварочного нагрева [5].

Из способов дуговой сварки наиболее перспективными представляются технологии, основанные на концентрации энергии дуги и её проплавающей способности. Введение в зону дуги при АрДС специальных активирующих флюсов позволило повысить концентрацию энергии, и в результате увеличить глубину проплавления в 2–2,5 раза. Это дало

возможность уменьшить погонную энергию при сварке материалов одинаковой толщины, по сравнению со сваркой свободногорящей дугой. В начале 1960-х годов в ИЭС им. Е. О. Патона впервые в мире был разработан способ плазменно-дуговой сварки на переменном токе. Важным преимуществом способа кроме снижения тепловложения является сокращение на порядок количества и протяженности грубых включений окисной плёнки в металле шва. При сварке без подкладки получены высококачественные соединения металла толщиной 1...8 мм, при сварке на подкладке за один проход удаётся выполнить стыковые соединения толщиной до 30 мм [6].

Научно-технологические исследования и конструкторские разработки дуговой сварки неплавящимся вольфрамовым электродом током прямой полярности в среде гелия (ГДС) начались в конце 1960-х годов. Для соединения толстостенных плит и фасонных профилей сплавов АМг6 и 1201 была разработана технология сварки импульсной и стационарной дугой, а также ГДС с добавкой аргона и плавящимся электродом в узкощелевую разделку [7]. В 1970-х годах при изготовлении баков ракеты-носителя «Энергия» и узлов космического орбитального самолёта «Буран», а также для ряда других конструкций ответственного назначения из полуфабрикатов из алюминиевых сплавов была применена ГДС. Различные способы сварки были применены при изготовлении гермосиловой кабины из конических обечаек, переднего и заднего днищ, и крупногабаритных кованных, штампованных и прессованных полос [8].

Технологические возможности измельчения макрозерна крупногабаритных поковок оказались ограниченными, поэтому целесообразно было оценить возможности повышения механических свойств соединений посредством сварки источниками, характеризующимися более высокой концентрацией энергии: импульсной дугой плавящимся электродом и электронным лучом. В первом случае сварку осуществляли за два прохода электродной проволокой из сплава 1201. Во втором – за один проход без присадки. Удельная энергия сварки по сравнению с АрДС снижалась при этом в 2 и 6 раз соответственно.

К началу 1980-х годов в ИЭС им. Е. О. Патона были созданы технология электроннолучевой сварки (ЭЛС) и оборудование с камерами для размещения таких крупногабаритных конструкций, как баки ракет-носителей [9]. Ракетостроение начало переходить на ЭЛС. Исследования и практические рекомендации по технологии сварки сплавов типа Al-Si-Mg-Fe-Cu-Mn-Ti-Zn в космической отрасли выполнены также в США в лаборатории Boeing Aerospace Co. Снижение структурной и химической неоднородности при сварке источниками с высокой концентрацией энергии вследствие уменьшения термического воздействия на основной металл позволяет повысить комплекс механических свойств соединений крупногабаритных поковок до уровня, характерного для соединений катаных полуфабрикатов. Металлографический анализ показывает, что при ЭЛС и в меньшей мере при гелиево-дуговой сварке в околошовной зоне практически сохраняется исходная структура основного металла. При аргонодуговой и плазменно-дуговой сварке здесь заметно оплавление вторичных фаз и выделение их в виде сплошной грубой сетки по границам зерен, имеются также поры и микрорыхлоты. Формирование более дисперсной структуры шва при электроннолучевой и гелиево-дуговой сварке, а также снижение напряжений вследствие большой скорости сварки способствует повышению не только прочности соединений, но и стойкости сплавов против образования горячих трещин (в два-три раза при сварке образцов типа рыбий скелет). Электроннолучевая и гелиево-дуговая сварка на постоянном токе прямой полярности успешно внедрена в производство новых изделий из высокопрочных алюминиевых сплавов.

Равнопрочные соединения термически упрочняемых сплавов при одинаковой толщине основного металла и сварного соединения можно получить раскаткой предварительно сваренных более толстых заготовок в закаленном состоянии. Для окончательно упрочнения соединений в этом случае требуется только старение. Такие операции целесообразно проводить в комплексе с прогрессивными способами сварки, применяя материалы с запасом технологической пластичности и вязкости. Лучшее решение – электроннолучевая сварка.

Однако, при ЭЛС тонколистового проката из-за специфических особенностей процесса, формирование соединений происходит с некоторым снижением поверхности металла шва. Для предупреждения такого дефекта разработана технология ЭЛС с одновременной подачей присадочной проволоки в сварочную ванну. Сварка может выполняться во всех пространственных положениях без применения формирующих устройств [10].

Следует отметить, что одновременно с разработкой технологий сварки плавлением в ИЭС им. Е. О. Патона специально для изделий ракетно-космической техники из сплавов на основе алюминия, магния, титана, нержавеющей и жаропрочных сталей был разработан процесс стыковой контактной сварки непрерывным оплавлением. В 1990-х годах на Южном машиностроительном заводе в г. Днепропетровске началась сварка элементов корпусов и двигателей ракет, в том числе обечаек диаметром 500 мм из прокатанных листов шириной до 2000 мм, толщиной до 50 мм.; пресованных профилей, плит и поковок. Новая технология отличается высоким к. п. д., малой ЗТВ, не требует больших припусков, позволяет соединять композитные материалы [11].

ВЫВОДЫ

При производстве ответственных сварных конструкций из фабрикатов из алюминиевых сплавов, изготовленных с применением обработки давлением, возможно снижение свойств соединений вследствие развития структурной и химической неоднородности, различных направлений волокон и ориентации зёрен; неблагоприятной реакции основного металла на термический цикл сварки. Применение механически и термически упрочнённых сплавов обусловило разработку технологий сварки высококонцентрированными источниками нагрева: плазменно-дуговой, гелиево-дуговой, электронно-лучевой сварки, что позволило уменьшить тепловложение, сократить зону термического влияния и независимо от направления волокна в сварном соединении повысить уровень механических свойств и эксплуатационных характеристик. Одновременно с появлением новых конструкционных материалов, таких как алюминий-литиевые сплавы, продолжают совершенствоваться и технологии, необходимые для обеспечения максимально возможной прочности и эксплуатационных характеристик соединений и конструкций в целом.

ЛИТЕРАТУРА

1. Лужников Л. П. Деформируемые алюминиевые сплавы для работы при повышенных температурах / Л. П. Лужников. – М.: Металлургия, 1965. – 239 с.
2. Герасименко И. Н. Свариваемость деформируемого алюминиевого сплава ВАД1 / И. Н. Герасименко, Ю. И. Вахминцева, М. Ф. Акинфиева // Автоматическая сварка. – 1969. – № 12. – С. 47–50.
3. Иценко А. Я. Стойкость сплавов типа 1201 против образования горячих трещин при сварке / А. Я. Иценко // Автоматическая сварка. – 1972. – № 8. – С. 37–39.
4. Рязанцев В. И. О рациональном выборе полуфабрикатов из алюминиевых и магниевых сплавов для сварных конструкций / В. И. Рязанцев, В. А. Федосеев // Сварочное производство. – 2000. – № 6. – С. 29–35.
5. Мироненко В. Н. О вязкости разрушения сварных соединений алюминиевых сплавов / В. Н. Мироненко, Л. А. Куртасова // Автоматическая сварка. – 1982. – № 7. – С. 9–13.
6. Боженко Б. Л. Технология плазменно-дуговой сварки плавящимся электродом в аргоне / Б. Л. Боженко // Сварочное производство. – 1984. – № 6. – С. 17–18.
7. Liptak J. A. Gas tungsten-arc welding heavy aluminium plate / J. A. Liptak // Welding journal. – 1965. – № 6. – P. 276–281.
8. Рязанцев В. И. Сварка конструкций орбитального самолета «Буран» / В. И. Рязанцев, В. А. Федосеев // Сварочное производство. – 1997. – № 4. – С. 31–36.
9. Патон Е. О. Современное состояние и новые технологии электронно-лучевой сварки конструкций / Б. Е. Патон, А. А. Бондарев // Автоматическая сварка. – 2004. – № 11. – С. 23–31.
10. Фридляндер И. Н. Конструкционные алюминиевые сплавы / И. Н. Фридляндер // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1990. – № 4. – С. 2–8.
11. Heinz A. Innovative aluminium materials and components for aerospace application / A. Heinz, A. Haszler, O. Muller // Int. Conf. New Dev. Met. Process Technol., Dusseldorf, June 13–15, 1999 Proc. – Dusseldorf, 1999. – P. 412–416.

УДК 621.1016-001.57

Лысенко Т. В., Носенко Т. И., Становский А. Л.

ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ КОСВЕННОГО СИНХРОНИЗИРУЮЩЕГО УПРАВЛЕНИЯ ОХЛАЖДЕНИЕМ ОТЛИВКИ В ФОРМЕ НА ТОЧНОСТЬ СИНХРОНИЗАЦИИ

Рассмотрим объект управления в виде системы «песчаная литейная форма – отливка». Целью управления пусть является некоторое заданное качество отливки K_0 , а управляющим воздействием – внешнее контролируемое влияние на систему. Примером такого объекта может служить расположенная в контейнере с засыпкой залитая сталью песчано-смоляная форма при принудительной аспирации газов из контейнера с интенсивностью w [1].

Поскольку показатели качества отливки не могут быть измерены до окончания процесса (по крайней мере, до выбивки), а возмущения не измеряются вообще, управление охлаждением отливки в форме может быть только разомкнутым. В этом случае на первый план выходит точность математических моделей элементов АСУ и, прежде всего, объекта управления, т. к. алгоритм разомкнутого управления полностью основывается на прогнозе состояния объекта на протяжении всего процесса.

Целью работы является изучение параметров косвенного синхронизирующего управления охлаждением отливки в форме на точность синхронизации.

Заполненная металлом литейная форма как объект управления обладает высокой инерционностью. Это позволяет отнести ее к динамическим объектам, описываемым интегральными или дифференциальными уравнениями [2]. Особенно ярко этот эффект проявляется при организации синхронизирующего управления охлаждением отливки в форме. Математическая модель процесса состоит из моделей, как минимум, двух подпроцессов, события в которых синхронизируются, а все недостатки, вытекающие из неточности моделей могут многократно усиливать друг друга. Действительно, из-за неточности математических моделей рассчитанная временная точка синхронизации событий (сплошные линии) в тепловой (T) и газовой (P) подсистемах $\tau_{S\text{расч}}$ (рис. 1) фактически растягивается (пунктирные линии) во временной интервал десинхронизации $\tau_{TS\text{факт}} \rightarrow \tau_{PS\text{факт}}$. В результате разомкнутое синхронизирующее управление оказывается в той или иной степени неэффективным.

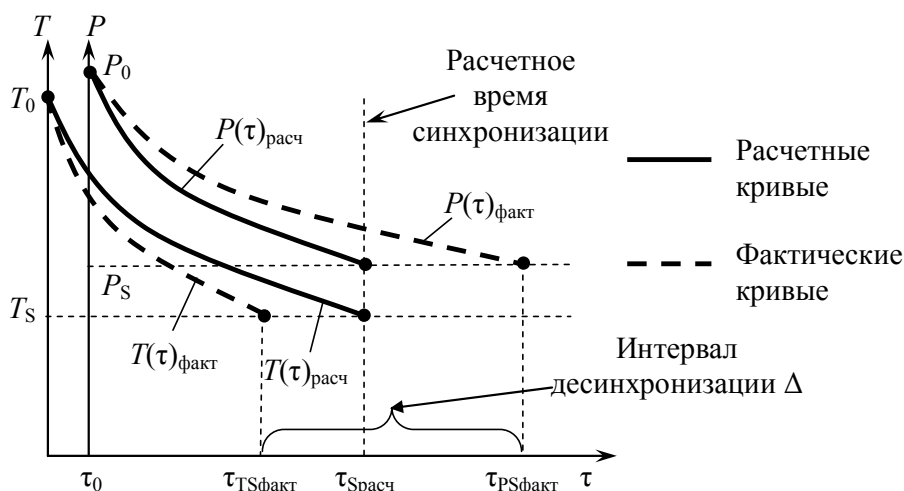


Рис. 1. Схема накопления интервала десинхронизации при разомкнутом синхронизирующем управлении

Для устранения этого недостатка разобьем период синхронизации ($\tau_0 \rightarrow \tau_{\text{Срассч}}$) на две итерации, продолжительность которых устанавливается АСУ. На границе итераций τ_1 (рис. 2) по данным реальных измерений косвенных переменных T и P (напомним, что общей целью управления является качество поверхностного слоя отливки) осуществляется корректировка расчетных моделей: вводятся новые исходные данные, соответствующие значениям параметров к концу предыдущей итерации. С этого момента время синхронизации как бы вновь отсчитывается от нуля.

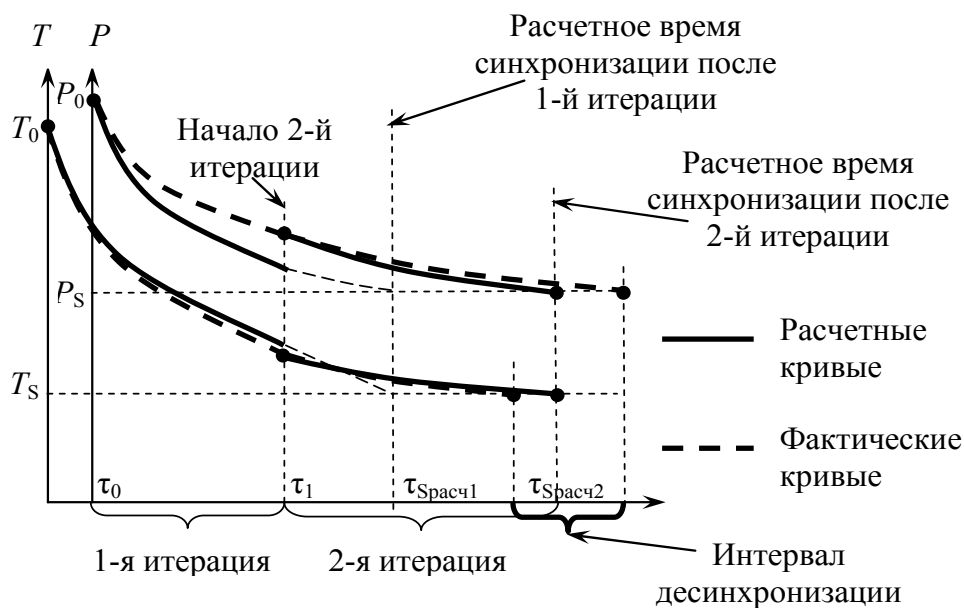


Рис. 2. Схема накопления интервала десинхронизации при замкнуто-разомкнутом синхронизирующем управлении

Как видим, в этом случае интервал десинхронизации существенно уменьшается, хотя расчетное время синхронизации становится «плавающим» от итерации к итерации. Однако чрезмерное уменьшение продолжительности второй итерации опасно тем, что при неудачно выбранном τ_1 доступного управления может оказаться недостаточно, чтобы решить задачу синхронизации в оставшееся время.

Поскольку вторая итерация начинается, по-существу, «с нуля», расчет управления для первой итерации становится ненужным. Единственной причиной, по которой этот расчет все-таки необходим, является то обстоятельство, что правильно выполненный на первой итерации расчет позволяет как можно на большее время оттянуть начало второй итерации, обеспечивая доступность управления, что, в итоге, снижает погрешность двухитерационного расчета в целом.

Таким образом, важным решением системы синхронизирующего управления является выбор времени начала второй итерации. Раннее начало приведет к большому интервалу десинхронизации, а позднее к тому, что синхронизация за счет доступного управления станет вообще невозможной.

Функция зависимости интервала десинхронизации от продолжительности последней итерации разомкнутого управления при прочих равных условиях проходит через минимум (рис. 3), аргументом которого является оптимальное время последнего перерасчета управления.

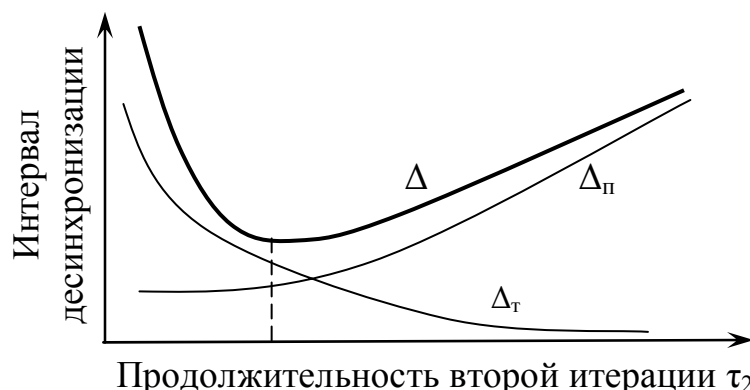


Рис. 3. Залежність інтервалу десинхронізації Δ від тривалості другої ітерації

Из-за неточности прогнозирующих моделей синхронизируемые события в подсистемах произойдут неодновременно. Пусть погрешность в определении времени наступления события, которое фактически произошло раньше, составляет Δ_1 секунд, а погрешность события, которое фактически произошло позже, — Δ_2 секунд. Далее многое зависит от знаков погрешностей. При одинаковых знаках (оба события произошли раньше или оба позже расчетного времени) они могут частично или полностью компенсировать друг друга. Так как в синхронизирующем управлении целью является факт синхронизации, а не абсолютное время ее происхождения, такая компенсация может сохранить эффективность управления даже при очень серьезных ошибках моделей.

Значительно хуже обстоит дело, если Δ_1 и Δ_2 имеют разные знаки. Тогда интервал десинхронизации будет представлять собой сумму модулей этих погрешностей (см. рис. 1) $\Delta_n = |\Delta_1| + |\Delta_2|$, ставя эффективность синхронизации в прямую зависимость от времени «работы» неточных моделей: чем дольше они будут накапливать погрешность, тем меньше шансов на то, что итоговое значение последней будет меньше заданного интервала ϵ .

С другой стороны, продолжительность второй итерации не может быть малой, т. к. система управления просто не успеет с учетом технологических ограничений на свои возможности выполнить синхронизацию. Возникающая при этом «технологическая» десинхронизация Δ_t (восходящая кривая на рис. 3) складывается с «погрешностной» Δ_n (ниспадающая кривая), образуя суммарную кривую Δ , проходящую через минимум.

Очень важно, чтобы к концу первой итерации накопленная погрешность была минимальной. Смысл первой итерации в ее оценке.

ВЫВОДЫ

Таким образом, задача АСУ при таком управлении распадается на три подзадачи:

- найти синхронизирующее управление u_1^* для первой итерации;
- найти время окончания первой и начала второй итерации;
- найти синхронизирующее управление u_2^* для второй итерации.

В общем случае количество последовательных итераций косвенного синхронизирующего управления может быть и больше двух.

ЛИТЕРАТУРА

1. Теория автоматического управления. Ч. 1 / Н. А. Бабаков, А. А. Воронов, А. А. Воронова и др. — М.: Высш. шк., 1986. — 367 с.
2. Становский А. Л. Управление газовым режимом оболочковой литейной формы / А. Л. Становский, Т. В. Лысенко // Процессы литья. — 1999. — № 1. — С. 77 — 80.

УДК 621.791.927.5

Макаренко Н. А., Кошевой А. Д., Богуцкий А. А., Куций А. М., Дьяков И. Е.
Тимченко В. В.

РАЗРАБОТКА МОЩНОГО СВАРОЧНОГО ВЫПРЯМИТЕЛЯ

Ряд сварочных процессов требуют применения больших токов дуги, например, автоматическая сварка под слоем флюса меди [1], высокопроизводительные способы наплавки: многоэлектродная [2], ленточными электродами [3, 4], воздушно-дуговая резка и строжка [5]. Однако, отечественная промышленность не выпускает мощных источников питания постоянного тока [6], имеющих необходимые для данных процессов технические характеристики. В связи с этим проблема разработки мощных сварочных источников питания постоянного тока – актуальная задача.

Целью работы явилась разработка нового сварочного выпрямителя постоянного тока.

Для изготовления подобных источников питания считаем целесообразным использование в качестве базовых стандартные сварочные трансформаторы типа ТДФЖ–1002 (что существенно удешевит новую разработку). Данные трансформаторы имеют цепь импульсной стабилизации горения сварочной дуги [7], которую необходимо отключить во избежание пробоя диодов выпрямительного блока высоковольтными импульсами.

Схема управления тиристорного регулятора, включенного в первичную обмотку трансформатора ТДФЖ–1002, достаточно простая (собрана на основе однопереходного транзистора КТ117), в связи с чем были приняты меры, направленные на равномерное распределение нагрузки между трансформаторами. С этой целью была разработана общая для трансформаторов схема (рис. 1) подачи задающего напряжения.

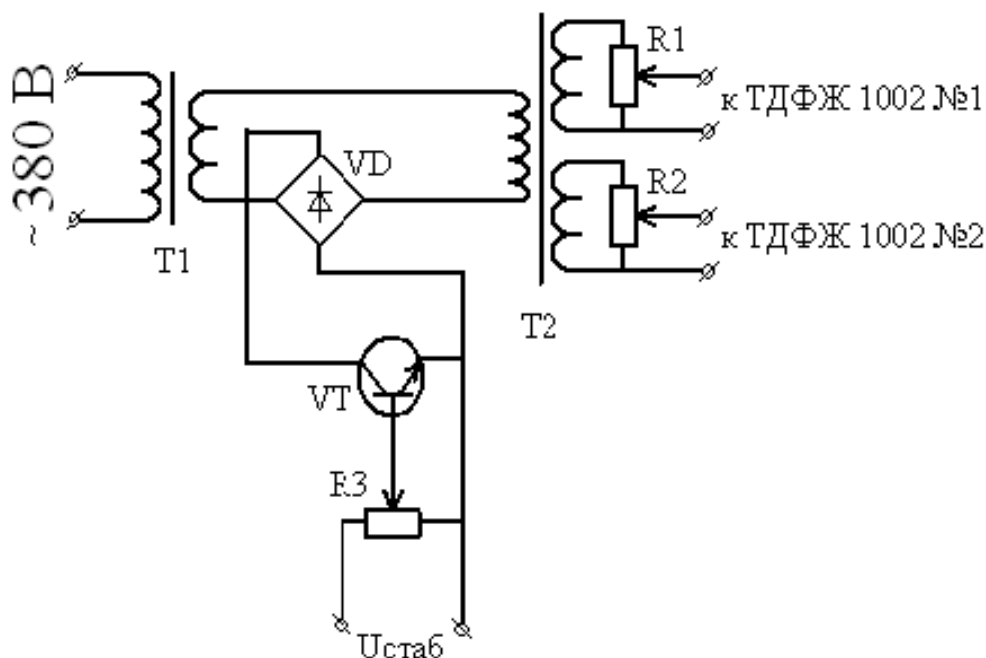


Рис. 1. Схема блока задающего напряжения: Т1 – понижающий трансформатор; Т2 – согласующий трансформатор; VD – диодный мостовой выпрямитель; VT – транзистор; R1, R2 – подстроечные резисторы; R3 – потенциометр регулировки напряжения на выходе выпрямителя

Блок задающего напряжения состоит из понижающего трансформатора Т1, напряжение вторичной обмотки которого (через диодный мостовой выпрямитель VD) подаётся на первичную обмотку согласующего трансформатора Т2. В диагональ моста VD включен транзистор VT, ток базы которого изменяется потенциометром R3.

Потенциометр R3 является регулятором напряжения на выходе сварочного выпрямителя и устанавливается непосредственно на сварочном автомате. Изменение тока базы транзистора VT приводит к изменению напряжения на первичной обмотке согласующего трансформатора Т2 и, как следствие, на вторичных обмотках этого трансформатора.

Напряжение вторичных обмоток согласующего трансформатора используется в качестве задающего и подаётся на схему управления трансформаторов ТДФЖ-1002. Такая схема блока задающих напряжений позволяет гальванически развязать схемы управления трансформаторов ТДФЖ-1002 (при этом, сами схемы не претерпевают изменений).

В источнике питания применены два трансформатора ТДФЖ-1002 (рис. 2). Для заполнения безтоковых пауз используется вспомогательный выпрямитель А3, имеющий крутопадающую ВАХ и рассчитанный на ток до 500 А. Напряжение холостого хода выпрямителя А3 – 86В.

Экспериментальные исследования показали, что при использовании трёх трансформаторов ТДФЖ-1002 мощность сварочного выпрямителя можно увеличить до 3500 А. Однако применение вспомогательного выпрямителя А3 желательно и в данном случае, так как подъем ВАХ источника питания в области малых токов облегчает начало процесса сварки (наплавки) и делает его более устойчивым.

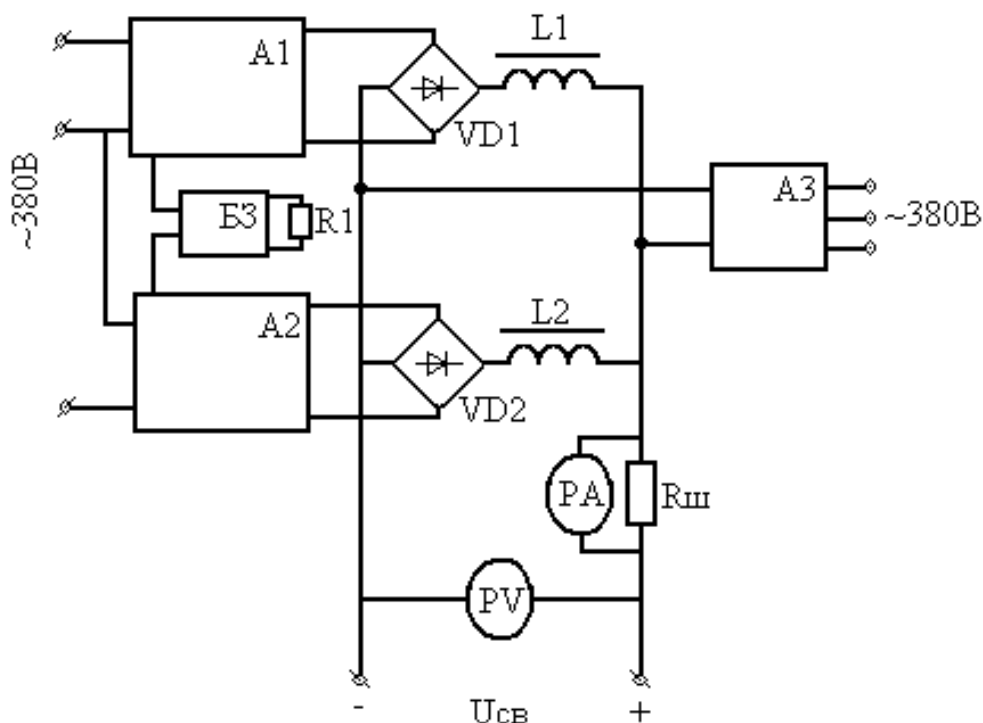


Рис. 2. Силовая часть источника питания TOP-2500: А1, А2 – трансформаторы ТДФЖ-1002; А3 – вспомогательный источник питания с крутопадающей ВАХ; Б3 – блок задающих напряжений; L1, L2 – дроссели; VD1, VD2 – диодные мостовые выпрямительные блоки; R1 – регулятор напряжения сварки

Основной проблемой при создании выпрямителя TOP-2500 являлась необходимость равномерного распределения нагрузки между двумя трансформаторами, это весьма актуально в режиме максимальных нагрузок на выпрямитель, когда трансформаторы работают на предельных режимах и равномерное распределение нагрузки между трансформаторами крайне нежелательно.

С этой целью в режиме максимальных нагрузок производилось выравнивание ВАХ трансформаторов как с помощью подстроечных потенциометров в схемах управления самих трансформаторов, так и с помощью потенциометров R1 и R2 блока задающего напряжения. Кроме того, выравниванию токовых нагрузок на трансформаторы способствует также включение дросселей L1 и L2 в цепь пульсирующего тока на выходе выпрямительных блоков VD1 и VD2. С ростом величины тока увеличивается индуктивное сопротивление дросселя и, следовательно, падение напряжения на нём. Таким образом, падение напряжения на дросселе будет больше для более нагруженного трансформатора, что ограничивает рост тока этого трансформатора.

Разработанная система равномерного распределения нагрузок между трансформаторами обеспечивает высокую эффективность процессов сварки и наплавки.

При промышленных испытаниях настройка выпрямителя TOP-2500 заняла менее часа времени, при этом расхождение токов на нагрузках меньших максимальных не превышало 160А, что вполне допустимо.

Выпрямитель TOP-2500 (рис. 3) внедрен на ГП «УкрНИИ Металлургмаш» (г. Славянск, Донецкой обл.)



Рис. 3. Сварочный выпрямитель TOP-2500

Выпрямитель показал высокие сварочно-технологические характеристики при автоматической сварке меди под слоем флюса (рис. 4).



Рис. 4. Сварка медного кристаллизатора для ЭШП

Считаем целесообразным, продолжить работы по созданию мощных источников питания постоянного тока для различных высокопроизводительных способов сварки и наплавки [8].

ВЫВОДЫ

1. Мощные источники питания постоянного тока целесообразно создавать на основе сварочных трансформаторов, рассчитанных на токи 1000 А и более, что существенно удешевляет их изготовление.

2. Установлено, что применение вспомогательного выпрямителя, имеющего крутопадающую ВАХ, при напряжении холостого хода 86 В и номинальном токе 500 А, обеспечивает получение ВАХ с подъёмом в области малых токов, что существенно улучшает сварочно-технологические характеристики мощного выпрямителя, позволяет применить не более двух силовых трансформатора.

3. Определено, что выравнивание распределения нагрузок на трансформаторы необходимо выполнять в области максимальных режимов, при этом в области меньших режимов достаточно получить приблизительное соответствие характеристик трансформаторов.

ЛИТЕРАТУРА

1. Гурьевич С. М. *Справочник по сварке цветных металлов* / С. М. Гуревич. – К.: Наук. думка, 1981. – 607 с.
2. Акулова А. И. *Справочник по сварке. Т. 4* / И. А. Акулова. – М.: Машиностроение, 1971. – 415 с.
3. Кравцов Т. Г. *Электродуговая наплавка электродной лентой* / Т. Г. Кравцов. – М.: Машиностроение, 1978. – 167 с.
4. Фрумин И. И. *Разработка процесса и исследование некоторых технологических особенностей электрошлаковой наплавки лентами* / И. И. Фрумин, В. К. Каленский, Б. Ф. Здравков // *Теоретические и технологические основы наплавки. Новые процессы механизированной наплавки*. – К.: ИЭС им. Е. О. Патона, 1977 – С. 83–89.
5. Иванов Б. Г. *Сварка и резка чугуна* / Б. Г. Иванов, Ю. И. Журавицкий, В. И. Левченков. – М.: Машиностроение, 1977. – 205 с.
6. Прох Л. Ц. *Справочник по сварочному оборудованию* / Л. Ц. Прох, Б. М. Шпаков, Н. М. Яворская. – К.: Техніка, 1978. – 151 с.
7. Закс М. И. *Трансформаторы для электродуговой сварки* / М. И. Закс, Б. А. Каганский, А. А. Печенин. – Л.: Энергоатомиздат, 1988. – 135 с.
8. *Универсальный источник питания для плазма-МИГ сварки и наплавки* / А. Н. Корниенко, Н. А. Макаренко, К. А. Кондрашов, А. В. Грановский // *Сварочное производство*. – 2001. – № 9. – С. 25–26.

УДК 621.74:669.13

Матвеева М. О., Чигиринец Е. Э., Макарова А. А.

ИССЛЕДОВАНИЯ КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ ЧУГУНОВ ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННЫХ ТИТАНОМ

В современной промышленности все чаще используются агрессивные среды, высокие температуры и давления, которые требуют расширения ассортимента коррозионностойких сплавов. Одной из тенденций является придание таких свойств сплавам массового потребления, каковыми и являются чугуны.

Обычные нелегированные и легированные чугуны подвержены коррозии в агрессивных газовых и жидких средах. Повышение коррозионной стойкости может быть достигнуто путем предотвращения образования графита и легирования матрицы (высокохромистые чугуны), за счет легирования, которое обеспечивает образование на поверхности металла пассивирующих пленок (высококремнистые чугуны), а также путем создания стабильной аустенитной матрицы (высоконикелевые чугуны) [1].

Теория структурной коррозии, созданная Г.В.Акимовым, позволяет научно предвидеть коррозионное поведение сплавов и решить проблему создания новых коррозионностойких материалов. Теория исходит из того, что процесс разрушения сплавов в электролитах является результатом деятельности локальных микроэлементов, образующихся на поверхности металла вследствие ее структурной неоднородности.

В последние годы применение стального и чугунного лома неконтролируемого химического состава привело к тому, что чугун всегда содержит в небольших количествах добавки легирующих элементов. Одним из элементов почти всегда присутствующим в металлической шихте является титан.

Титан имеет резко отрицательный электродный потенциал ($E^{\circ}_{\text{Me}/\text{Me}^{2+}} = -1,63 \text{ В}$) и относится к группе чрезвычайно коррозионностойких металлов за счет формирования на своей поверхности плотных защитных слоев. Так, представленные в работе [2] результаты исследований поведения сплава (99,9 %) титана в серной кислоте различной концентрации показывают, что данный металл относится к типично пассивирующимся. При этом критическая плотность тока пассивации мала и с уменьшением кислотности раствора снижается. Область активно-пассивного перехода также сдвигается в сторону более отрицательных потенциалов. Как и в случае с хромом, потенциалы активации и пассивации расположены отрицательнее равновесного потенциала водородного электрода. В то же время в стационарных условиях в 0,1 н серной кислоте коррозионный потенциал титана лежит в области активного растворения.

Титан хорошо пассивируется в окислительных кислотах и нейтральных растворах, и совершенно не пассивируется в соляной и плавиковой кислотах. Полагают, что пассивность титана обусловлена, главным образом, формированием защитной пленки, состоящей из оксида TiO_2 . При этом, известно, что, кроме сплошного оксида TiO_2 (в виде рутила или анатаза), могут образовываться и более пористые слои, состоящие из Ti_2O_3 (активная область коррозии) или Ti_2O_5 (переходная активно-пассивная область) [2]. Некоторыми исследователями выдвинуто предположение, что в пленке на титане в активном состоянии может присутствовать оксид с недостатком кислорода – TiO .

Более детальные исследования механизма пассивирования титана свидетельствуют о том, что пассивирующий окисел является полупроводником, а его толщина (несколько нанометров) увеличивается с увеличением электродного потенциала.

Положительное воздействие титана выявлено и на чугуны. Так его введение в концентрации 0,5 % приводит к размельчению структуры чугуна, но дальнейшее повышение

содержания такого эффекта не оказывает. Легирование чугуна титаном приводит к повышению его механических свойств.

Анализ литературных данных свидетельствует о том, что аналогичная концентрация титана оказывает благотворное влияние на антикоррозионные свойства [1]. Так, весьма действенна добавка титана в концентрации 0,5 % к чугуну, содержащем 27 % хрома и 10 % углерода. В этом случае за счет измельчения структуры устраняется транскристаллизация.

Легирование титаном способствует значительному повышению химической стойкости сплавов. Так, при добавке 0,5 % Ti увеличивается стойкость в 20 %-ной H_2SO_4 , 20 %-ной HCl и 85 %-ной H_2PO_4 при температуре кипения. Увеличение содержания Ti до $0,6 \div 1,0$ % с добавкой от 5 до 6 % Cu приводит к стойкости сплава в 70 %-ной H_2SO_4 , а в концентрации $0,8 \div 1,5$ % – в 80 %-ной H_2SO_4 при 60 °С.

Цель данной работы – определение влияния экономного легирования титаном (от 0,017 до 0,44 %) на свойства чугуна, в частности, на его коррозионно-электрохимическое поведение – является актуальной.

Одним из способов быстрой оценки коррозионной стойкости металлов и сплавов в агрессивных растворах являются поляризационные исследования. Исследование кинетики поляризационных процессов, а именно токов растворения при определенных перенапряжениях (сдвигах) электродного потенциала в положительную или отрицательную сторону позволяет достоверно не только качественно, но и количественно сравнивать скорость коррозионного растворения сплавов в указанных средах. Одними из наиболее важных поляризационных характеристик являются такие параметры анодных кривых, как величина максимального тока анодного растворения сплава в активной области, величины электродных потенциалов начала пассивации и перепассивации металлической поверхности, скорость химического растворения в пассивном состоянии [3].

Растворение сплавов по электрохимическому механизму описывается двумя сопряженными реакциями: анодного растворения металла ($Me \rightarrow Me^{+Z} + Ze$) и катодной депполяризационной реакции (в нейтральных и щелочных средах $O_2 + 4e + 2H_2O \rightarrow 4OH^-$, кислых средах – $2H^+ + 2e \rightarrow \frac{1}{2} H_2$). Установление параметров анодной реакции (поляризация в сторону потенциалов, более положительных от стационарного) позволяет ускоренным методом и в сопоставимых условиях сравнивать скорости растворения различных металлов и сплавов.

Оценку коррозионных свойств исследуемых образцов проводили, сняв их анодные кривые потенциодинамическим методом на потенциостате П-5848 с координатным самопишущим прибором КСП-4 при скорости развертки 0,2 мВ/сек. В качестве противоиэлектрода использовали платиновый, электрода сравнения – хлорсеребряный. Для хорошей сопоставимости результатов исследуемые цилиндрические образцы запрессовывали в тефлон. При этом рабочая поверхность образцов (площадью $0,385 \text{ см}^2$) оставалась постоянной. Перед снятием каждой кривой образцы полировали и обезжировали этиловым спиртом.

Стойкость образцов сплавов в работе исследовали в наиболее часто встречающихся агрессивных средах. Условия коррозии в кислых средах моделировали путем установления поведения сплавов в 1 н растворе серной кислоты, а в нейтральных средах, обладающих выраженным депассивирующим действием – в 3 %-ном растворе хлорида натрия [4].

Поскольку в нейтральной среде коррозионный процесс лимитируется доставкой к рабочему электроду депполяризатора – кислорода, то исследования в растворе 3 %-го $NaCl$ проводили при перемешивании раствора магнитной мешалкой. Для всех электрохимических испытаний количество образцов было не меньше десяти. Количество измерений обеспечивало уровень надежности не ниже 0,95.

Полученные поляризационные кривые образцов чугунов с различным содержанием титана в кислой среде приведены на рис. 1, а их анализ – в табл. 1.

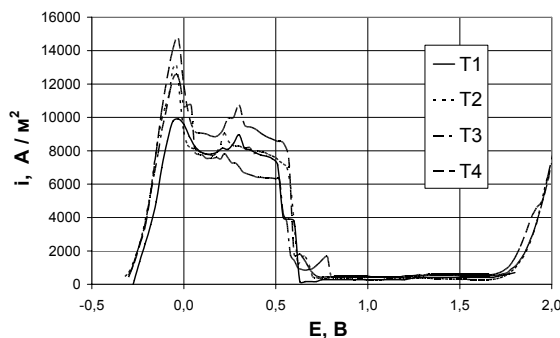


Рис. 1. Анодные поляризационные кривые в 1н H₂SO₄ чугуна с содержанием титана (% по массе): T1 – 0,017... 0,019; T2 – 0,022...0,024; T3 – 0,030...0,032; T4 – 0,041...0,044

Таблица 1

Результаты поляризационных исследований в 1н H₂SO₄ чугуна с возрастающим содержанием титана

Характеристика сплава		φ стац, В	Параметры анодных поляризационных кривых		
содержание титана, %	код		i _{max} растворения, А/м ²	φ начала пассивации, В	пассивная область, (Δφ), В
0,017-0,019	T1	-0,32	9900	-0,140	0,72
0,022-0,024	T2	-0,30	12585	-0,060	0,88
0,030-0,032	T3	-0,30	13105	-0,040	0,92
0,041-0,044	T4	-0,30	14735	-0,030	0,95

Ход полученных поляризационных кривых при исследовании образцов чугуна в 1 н растворе серной кислоты показывает, что в активной области скорость их анодного растворения с увеличением содержания титана увеличивается. Данное явление может быть связано с тем, что при введении титана в чугун увеличивается электрохимическая неоднородность его поверхности. Обладая склонностью к пассивированию в серной кислоте, атомы титана (Ti термодинамически неустойчивый металл) приобретают потенциал, более положительный, чем железо и, поэтому, становятся катодными участками. В результате, при увеличении содержания титана на поверхности чугуна увеличивается количество микрогальванических элементов, что естественно стимулирует протекание не только реакции водородной депольяризации, но и, как следствие, анодного растворения поверхностных атомов железа.

При дальнейшем сдвиге в положительную сторону электродного потенциала образцов (после активной области растворения) на поверхности чугуна происходит образование фазовых соединений, о чем свидетельствует снижение скорости растворения сплава. При этом, с увеличением содержания титана в чугуне потенциал начала пассивации сдвигается в сторону более положительных потенциалов (рис. 2), что свидетельствует об облегчении анодного растворения сплава и затруднении процесса перевода его в пассивное состояние.

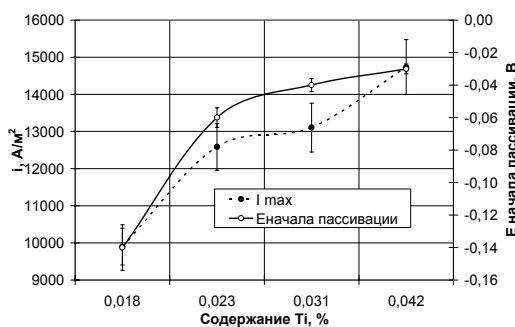


Рис. 2. Влияние содержания титана на параметры анодной поляризационной кривой в 1 н H₂SO₄

Наличие промежуточных пиков в данной области подтверждает возможность образования соединений нескольких типов от менее стабильных до более устойчивых. Вероятно, этими соединениями могут быть гидрид титана TiH_2 , оксиды титана TiO , TiO_2 , или двойные соли с железом [2].

Переход исследуемых сплавов в пассивное состояние при дальнейшем сдвиге потенциала исследуемых образцов в анодную сторону происходит идентично: образовавшиеся фазовые слои формируют высоко защитную пленку. При этом, содержание титана в чугунах для исследуемого интервала концентраций практически не влияет на ширину пассивной области на поляризационной кривой в 1 н серной кислоте. Для всех исследуемых систем перепассивация наступает практически одновременно при потенциале 1,72 В.

Таким образом, введение в чугуны титана в концентрациях от 0,017 до 0,044 % способствует ускорению растворения сплава и соответственно уменьшению его стойкости в кислых средах.

Анализ кривых в растворе хлористого натрия показал (рис. 3), что в целом в нейтральной среде, содержащей активизирующие ионы, увеличение содержания титана в чугунах снижает его коррозионные свойства, что является подтверждением предыдущих выводов.

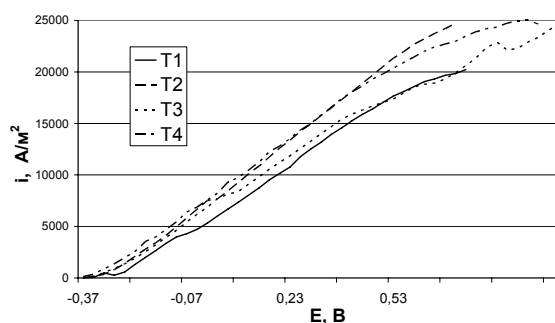


Рис. 3. Анодные поляризационные кривые в растворе 3% хлористого натрия чугуна с содержанием титана (% по массе): T1 – 0,017...0,019; T2 – 0,022...0,024; T3 – 0,030...0,032; T4 – 0,041...0,044

Отрицательное влияние титана в исследуемом диапазоне концентраций наглядно демонстрируют фотографии состояния поверхности чугуна после воздействия серной кислоты в течение одной секунды (рис. 4).

Анализ фотографий микроструктуры поверхности образцов подтверждает, что наличие титана в исследуемом диапазоне концентраций приводит к значительному снижению их стойкости в серной кислоте. Коррозионные поражения локализуются в основном возле включений графита.

В предыдущих исследованиях установлено [5], что при аналогичном содержании титана в чугунах, он усиливает тенденцию к образованию междендритного графита и при этом способствует его измельчению. Следовательно, коррозия будет начинаться по границам дендритов, что существенно ухудшит качество чугунных отливок.

Еще раз получено подтверждение того, что титан при разных концентрациях может оказывать различное воздействие на одно и то же свойство. Для повышения коррозионной стойкости чугуна его содержание должно быть не менее 0,5 % и, скорее всего Ti должен применяться в составе легирующего комплекса.

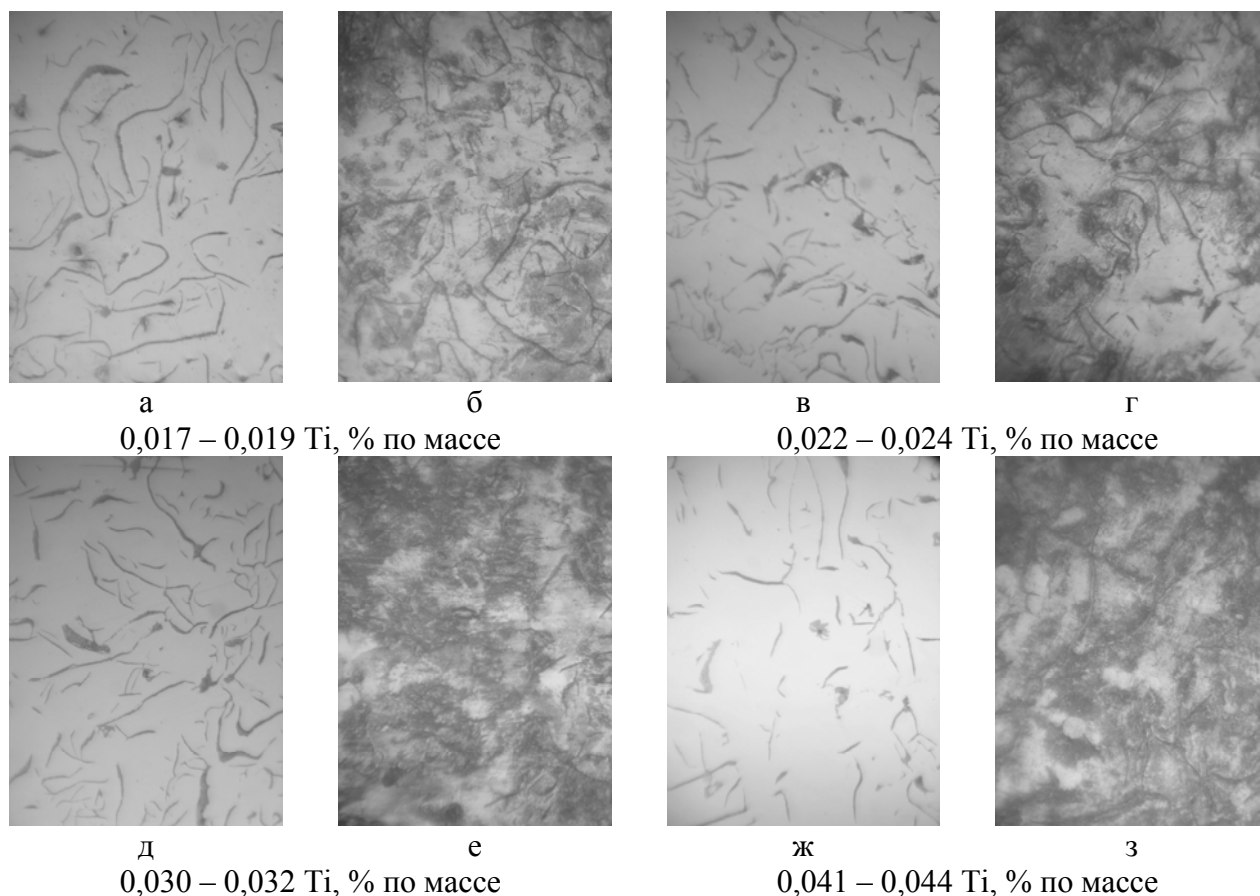


Рис. 4. Микроструктура поверхности опытных образцов: а, в, д, ж – до и б, г, е, з после воздействия 1н раствора серной кислоты, $\times 150$

ВЫВОДЫ

В результате проведенных исследований установлено, что присутствие в чугуне титана в количестве от 0,017 до 0,044 % ухудшает его коррозионную стойкость в кислой и нейтральной средах. Анализ результатов поляризационных кривых позволил установить, что при увеличении содержания титана в исследуемых концентрациях максимальный ток растворения возрастает на 33 % (с 9900 до 14735 А/м²).

Доказано, что коррозионные поражения локализуются в основном возле включений графита.

ЛИТЕРАТУРА

1. Шермана А.Д. Чугун: Справ. изд. / под ред. А. Д. Шермана, А. А. Жукова. – М.: Металлургия. – 1991. – 576 с.
2. Кеше Г. Коррозия металлов. Физико-химические принципы и актуальные проблемы / Г. Кеше; пер. с нем. – М.: Металлургия, 1984. – 400 с.
3. Колотыркин Я. М. Взаимосвязь коррозионно-электрохимических свойств железа, хрома и никеля и их двойных и тройных сплавов / Я. М. Колотыркин, Г. М. Флорианович // Итоги науки и техники. Серия «Коррозия и защита от коррозии». – М., 1975. – Т.4. – С. 5–45.
4. Фрейман Л. И. Потенциостатические методы в коррозионных исследованиях и электрохимической защите / Л. И. Фрейман, В. А. Макаров, И. Е. Брыскин. – Л.: Химия, 1972. – 240 с.
5. Матвеева М. О. Влияние титана на формирование структуры чугуна / М. О. Матвеева, О. М. Шаповалова // Металознавство та термічна обробка металів. – 2008. – № 1. – С. 65–75.

УДК 669.131.622:669.74

Меняйло Е. В.

ВЛИЯНИЕ ДАВЛЕНИЯ НА РАЗМЕР И ФОРМУ ШАРОВИДНОГО ГРАФИТА В ПРОКАТНЫХ ВАЛКАХ ИЗ ВЫСОКОПРОЧНОГО ЧУГУНА.

Отливки с шаровидной формой графита благодаря уникальному сочетанию высоких прочностных и литейных характеристик находят все большее применение при получении деталей различного назначения. Большую часть прокатных валков для горячей прокатки изготавливают из чугуна с шаровидной формой графита. Однако графит имеет не всегда «правильную» форму и завод производитель несет немалые потери. Поэтому вопросы образования и кристаллизации шаровидного графита, которые на сегодняшний день окончательно не изучены, являются актуальными.

Цель работы – установить влияние давления на размер и форму шаровидного графита в прокатных валках из высокопрочного чугуна.

При вводе магния в чугун согласно [1] образуется парообразный магний $D_{п0}$ размером ~ 4 мкм, вокруг которого затвердевает слой чугуна (рис. 1, а).

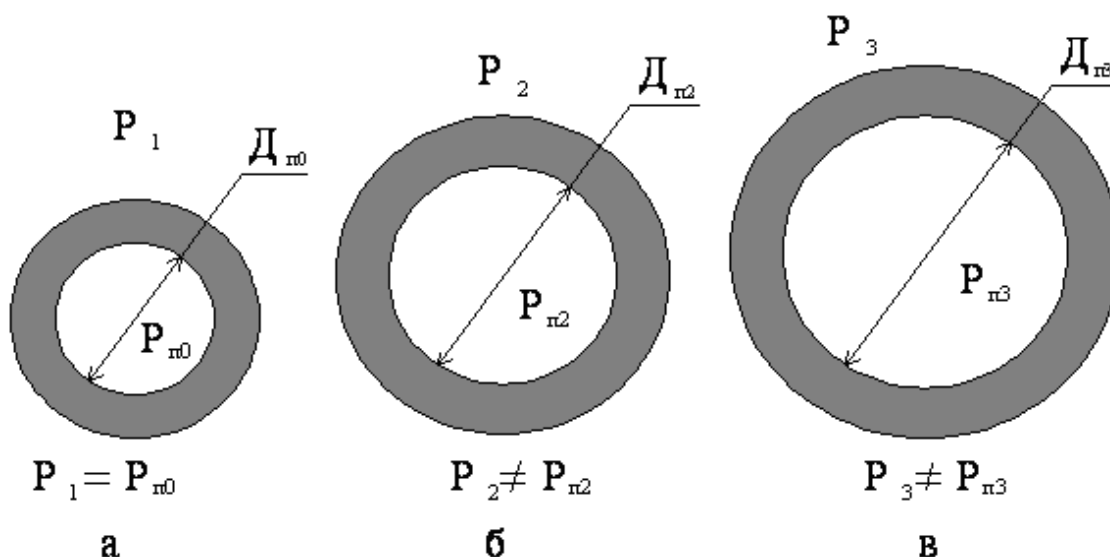


Рис. 1. Схема изменения размеров шаровидного комплекса при уменьшении давления в процессе затвердевания отливки: а – шаровидный комплекс после модифицирования; б – увеличение размеров шаровидного комплекса в жидко-твердой зоне отливки; в – шаровидный комплекс в твердо-жидкой области

Устойчивость образовавшегося комплекса обеспечивается за счет того, что давление паров магния уравновешено давлением столба металла в ковше, атмосферному давлению и давлению, обусловленному кривизной поверхности пузырька:

$$p_1 = p_0 + p_M + p_{RM} . \quad (1)$$

Давление, обусловленное кривизной поверхности пузырька:

$$p_{RM} = 2\sigma/R_{Mgп} , \quad (2)$$

где σ – поверхностное натяжение (согласно [2] равно 1600 эрг/см²);
 $R_{Mgп}$ – радиус пузырька пара магния (согласно [1] равно $2 \cdot 10^{-6}$ м).

В процессе затвердевания отливки сплав переходит из жидкого в жидко-твердое состояние (рис. 2). При этом уменьшается давление, обусловленное кривизной поверхности и $p_{RM} \leq p_0$ [3]. Происходит изоляция расплава от воздействия атмосферного давления.

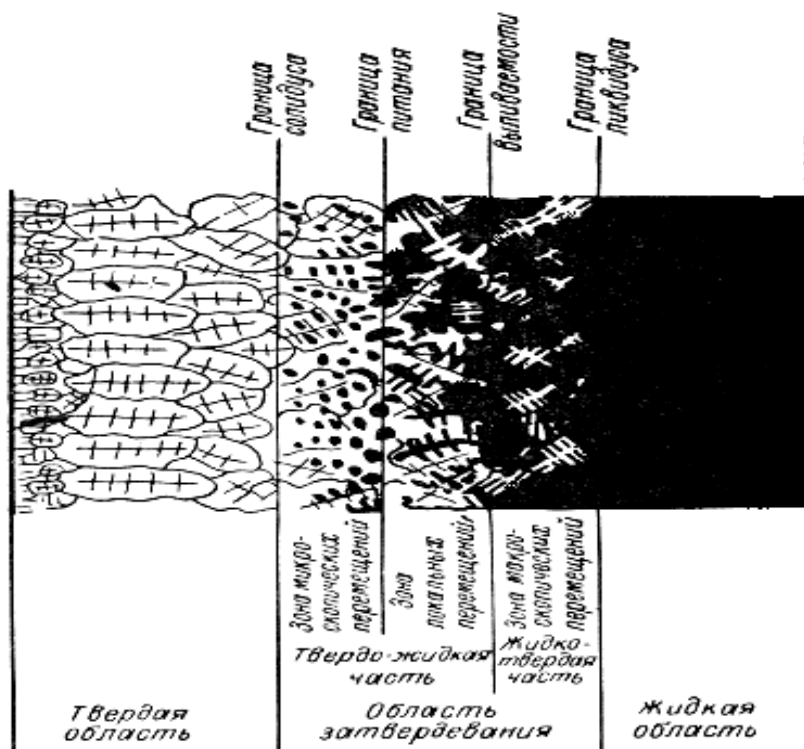


Рис. 2. Схема формирования кристаллической структуры, продвижения фронта затвердевания от поверхности к оси отливки, формирования жидко-твердой и твердо-жидкой зон затвердевания [4]

Таким образом, устойчивость шаровидного комплекса нарушается, и его новые размеры можно рассчитать по уравнению Клайперона [3]:

$$p_{n2} V_{n2} / T_{n2} = p_{n0} V_{n0} / T_{n0} \quad (3)$$

- где p_{n2} – давление пара магния при $p_{n2} = p_m = 1,01 \cdot 10^5$ Па, (рис. 1 б);
- T_{n2} – температура в интервале ликвидус-солидус, 1177 °С (1450 К);
- V_{n2} – конечный объем пара магния при T_{n2} , м³;
- p_{n0} – начальное давление пара магния, Па;
- V_{n0} – начальный объем пара магния, м³;
- T_{n0} – температура модифицирования чугуна магнием, 1380 °С (1653 К).

Тогда, конечный объем пара магния в интервале температур ликвидус-солидус составит (см. рис. 1, б):

$$V_{n2} = T_{n2} V_{n0} p_{n0} / T_{n0} p_{n2} \quad (4)$$

Подставив указанные выше данные, определим диаметр пара магния:

$$D_{n2} = \sqrt[3]{\frac{6V_{n2}}{\pi}} = \sqrt[3]{\frac{T_{n2} \cdot D_{n0}^3 \cdot p_{n0}}{T_{n0} \cdot p_m}} = 44,6 \cdot 10^{-6} \text{ м} \quad (5)$$

Таким образом, получим увеличение диаметра парообразного магния в 11,2 раза по сравнению с начальным диаметром пузырька после модифицирования:

$$D_{n2} = 11,2 \cdot D_{n0} \quad (6)$$

При дальнейшей кристаллизации и переходе сплава из жидко-твердого в твердо-жидкое состояние, происходит разобшение оставшейся жидкой фазы на замкнутые изолированные объемы (см. рис. 2). Поэтому в этой части отливки гидростатическое давление столба металла отсутствует, и устойчивость комплекса нарушается. При температуре 1103 °С происходит обратный процесс – переход парообразного магния в жидкое состояние. Так как объем, занимаемый паром магния, намного больше объема жидкого магния, внутри комплекса образуется зона разрежения.

Аналогичным образом по уравнению Клайперона рассчитаем новые размеры шаровидного комплекса:

$$p_{n3} V_{n3} / T_{n3} = p_{n0} V_{n0} / T_{n0} , \quad (7)$$

где p_{n3} – конечное давление магния в зоне разряжения, Па;
 V_{n3} – конечный объем пара магния при температуре солидус, м³;
 T_{n3} – температура солидус, 1147 °С (1420 К).

Тогда объем пара магния при температуре солидус составит:

$$V_{n3} = T_{n3} \cdot V_{n0} p_{n0} / T_{n0} \cdot p_{n3} . \quad (8)$$

Диаметр парообразного магния после подстановки значений равен:

$$D_{n3} = \sqrt[3]{\frac{6V_{n3}}{\pi}} = \sqrt[3]{\frac{T_{n3} \cdot D_{n0}^3 \cdot p_{n0}}{T_{n0} \cdot p_{n3}}} = 91,8 \cdot 10^{-6} \text{ м} . \quad (9)$$

Таким образом установлено увеличение диаметра парообразного магния по сравнению с начальным диаметром пузырька после модифицирования в ~ 23 раза:

$$D_{n3} = 23 \cdot D_{n0} . \quad (10)$$

Таким образом, с увеличением интервала температур затвердевания ликвидус-солидус и продолжительности затвердевания происходит уменьшение давления, воздействующего на шаровидный комплекс. За счет этого внутри комплекса, образовавшегося сразу после модифицирования чугуна магнием, давление возрастает и происходит его увеличение.

Для подтверждения полученных расчетных значений на Металлургическом заводе им. Г. И. Петровского (г. Днепропетровск) была исследована микроструктура бочки прокатного валка № 69816 на различной глубине от литой поверхности с химическим составом чугуна, масс., %: С – 3,11; Si – 1,42; Mn – 0,54; P – 0,142; S – 0,010; Cr – 0,27; Ni – 2,94; Mo – 0,38; Mg_{ост} – 0,04 (рис. 3).

В табл. 1 представлены результаты количественного анализа микроструктуры образцов из бочки прокатного валка Ø985 × 2135 мм на различной глубине от литой поверхности.

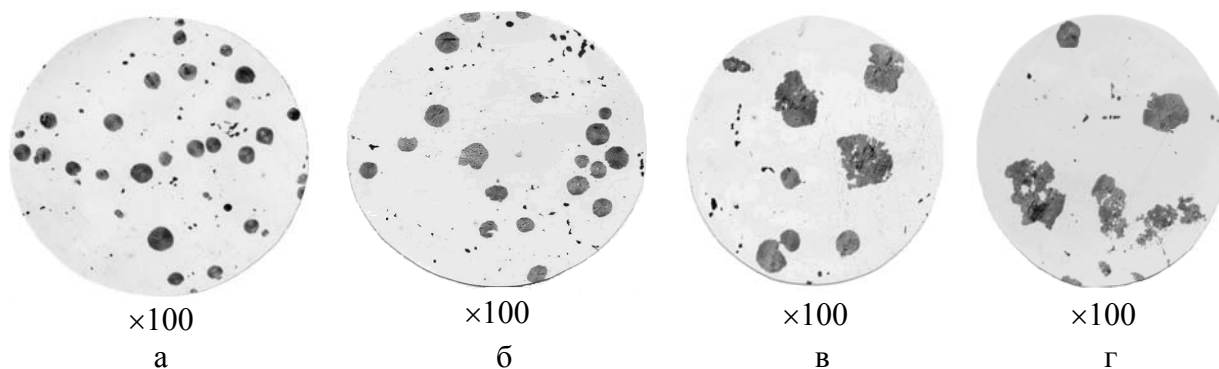


Рис. 3. Микроструктура бочки прокатного валка $\text{Ø}985 \times 2135$ мм на различной глубине от литой поверхности: а – 5 мм; б – 20 мм; в – 75 мм; г – 150 мм

Таблица 1

Количественный анализ микроструктуры образцов из бочки прокатного валка $\text{Ø}985 \times 2135$ мм на различной глубине от литой поверхности

Вид исследования	Расстояние от литой поверхности			
	5 мм	20 мм	75 мм	155 мм
Количество включений шаровидного графита, шт.	25	16	8	4
Средний диаметр шаровидного графита, м	$44,1 \cdot 10^{-6}$	$56,2 \cdot 10^{-6}$	$90,0 \cdot 10^{-6}$	$86,5 \cdot 10^{-6}$

В поверхностном слое отливки при высокой скорости затвердевания размеры шаровидных включений минимальны, так как быстро растущая твердая фаза блокирует расширение шаровидного комплекса (см. рис. 3, а, б). При понижении скорости охлаждения отливки по направлению к осевой зоне размеры шаровидных включений увеличиваются (см. рис. 3, в, г).

Таким образом, рассчитанные нами значения соответствуют результатам экспериментальных данных, приведенным в табл. 1.

На ОАО «Днепропетровский завод прокатных валков» были исследованы микроструктуры бочки и шеек прокатного валка исполнения ЛШ-58 на расстоянии 30 мм, 340 мм и 290 мм от литой поверхности (рис. 4).

В нижней шейке, охлаждающейся в песчано-глинистой форме, за счет длительного затвердевания происходит увеличение размеров шаровидного графита по сравнению с бочкой прокатного валка. Продолжительность затвердевания верхней шейки на 25–30 % больше чем у нижней шейки, поэтому структура шаровидного графита нарушается в результате демодифицирования из-за расплавления чугушной оболочки. Увеличение размеров шаровидного графита в бочке обусловлено уменьшением скорости охлаждения в кокильной форме.

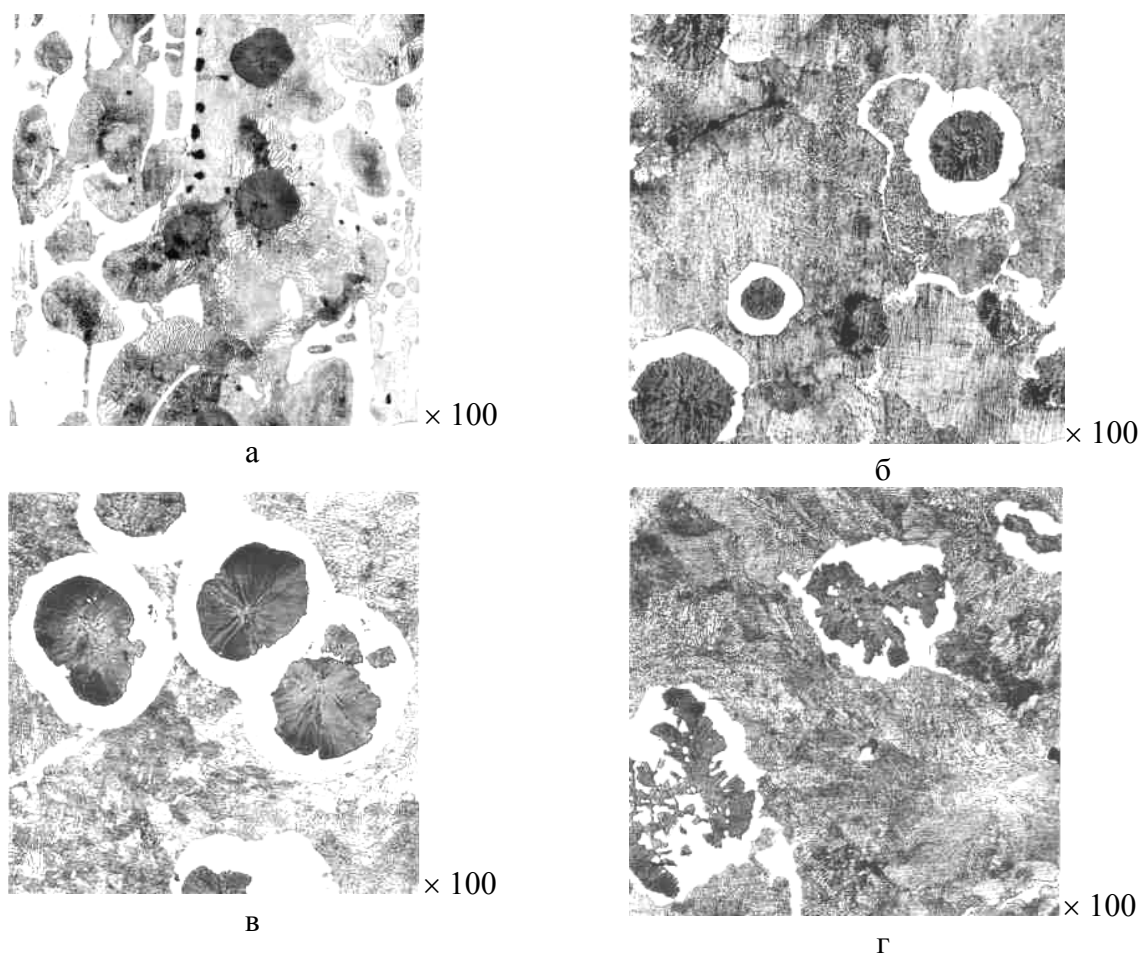


Рис. 4. Микроструктура бочки (а, б), верхней (г) и нижней (в) шеек прокатного вала исполнения ЛШ-58: а – 30 мм, б – 340 мм, в, г – 290 мм от литой поверхности. Химический состав, масс. %: С – 3,17; Si – 0,89; Mn – 0,69; P–0,19; Si – 0,01; Mg_{ост} – 0,04

ВЫВОДЫ

Таким образом, расчетными и экспериментальными исследованиями установлено, что при длительной кристаллизации отливок происходит увеличение размеров и ухудшение формы шаровидного графита. Эти процессы обусловлены уменьшением давления, обусловленного кривизной поверхности, атмосферного и давления столба металла.

ЛИТЕРАТУРА

1. Хрычиков В. Е. Теплофизические процессы образования шаровидного графита в высокопрочном чугуна / В. Е. Хрычиков, Е. В. Меняйло, Л. Н. Дейнеко // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. – 2008. – № 2. – С. 36–40.
2. Ващенко К. И., Косняну К. К. Поверхностное натяжение чугунов / К. И. Ващенко, К. К. Косняну // *Литейные свойства металлов и сплавов: Зб. наук. пр.* – М.: Наука, 1967. – С. 39 – 44.
3. Яворской Б. М. *Справочник по физике: [справочник]* / Б. М. Яворской, А. А. Детлаф. – М., 1968. – 940 с.
4. Гуляев Б. Б. *Теория литейных процессов* / Б. Б. Гуляев. – Л.: Машиностроение, 1976. – 216 с. – Библиогр.: с. 211 – 212.

УДК 669.2.8

Могилатенко В. Г., Євтушенко Н. С., Власюк І. А.

ВПЛИВ ФТОРЦИРКОНАТУ КАЛІЮ І НІТРИДУ ТИТАНУ НА КІНЕТИКУ КРИСТАЛІЗАЦІЇ ЗАЕВТЕКТИЧНОГО СИЛУМІНУ КС740

Поршневі силуміни, що знайшли широке застосування в автомобілебудуванні, є багатокомпонентними сплавами зі складним фазовим складом [1].

Для підвищення механічних властивостей силуміни піддаються модифікуванню з метою диспергування алюмінієво-кремнієвої евтектики [2]. Для модифікування перспективним є використання у якості модифікаторів для заевтектичних силумінів фторцирконату калію і нітриду титану.

Метою даної роботи є дослідження сумісного впливу фторцирконату калію і дрібнодисперсних частинок нітриду титану на кінетику кристалізації заевтектичного силуміну на прикладі сплаву марки КС740.

Розплав готували в муфельній печі типу СНОЛ. В якості металошихти використовували заевтектичний силумін марки КС740, що містить 16,5–19,0%Si, 1,8–2,4 %Cu, 0,7–1,2 %Mg, 0,6–1,0 %Mn, 1,1–1,7 %Ni, залишок – Al і 0,5 % Fe.

Шихта була розділена на три рівних частини масою 0,1 кг (1 – для отримання зразка вихідного сплаву; 2 – для отримання зразка сплаву, модифікованого K2ZrF6; 3 – для отримання зразка сплаву, модифікованого K2ZrF6 + TiN). Після розплавлення і доведення температури розплаву до 700...750°C його модифікували. Фторцирконат калію K2ZrF6 в кількості 3 % від маси металу наносили на поверхню розплаву і витримували протягом 15 хв. Суміш K2ZrF6 + TiN (кількість нітриду титану – 7 % від маси флюсу) також витримували близько 15 хв.

Після видалення шлаку сплав розливали в форми для отримання матеріалу для подальшого термічного аналізу.

Термічний аналіз заевтектичного силуміну марки КС740 проводили при нагріванні і охолодженні. Аналіз проводили на трьох зразках: вихідного сплаву; сплаву модифікованого фторцирконатом та модифікованого сумішшю фторцирконату і нітриду титану.

Для аналізу використовували термопару «хромель-алюмель», яка встановлювалась в пробовідбірник, що представляє собою графітовий тигель, крізь отвір в якому проходить двоканальна алундова соломка, що направляє та ізолює електроди термопари (рис. 1). Для усунення перемикання електродів термопари рідким металом вимірювальний спай покривається захисним покриттям.

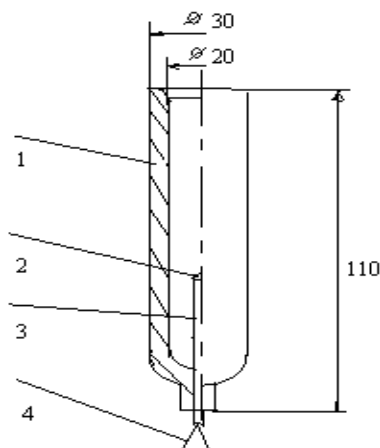


Рис. 1. Конструкція пробовідбірника: 1 – мікротигель; 2 – вимірювальний спай; 3 – двоканальна алундова соломка; 4 – термопарні електроди

Вибираючи конструкцію пробовідбірника [3] для системи аналізу потрібно врахувати технологічність її форми, тобто розташування вимірювальної термопари, видалення вилівка, який вже затвердів. Матеріал тиглю не повинен взаємодіяти з розплавом. В даному випадку використовували графітовий тигель.

Форма пробовідбірника повинна бути простою, а температурне поле по її перерізу – симетричним. В даному випадку використовували пробовідбірник циліндричної форми. Вимірювання температури можна провести з меншою похибкою, бо термопара розташовується по вісі циліндра, тобто на ізотермі. Відсутні місця з підвищеним тепловідводом, а впливом торців можна знехтувати, якщо зробити висоту циліндра значно більшою, ніж його діаметр. Такий циліндр можна розглядати як «нескінченний». В цьому випадку стабілізується темп охолодження, усадкову раковину легко вивести туди, де вона не буде впливати на вимірювання температури.

Для підвищення точності аналізу бажано використовувати цифрові фільтри, які зменшують шумову складову на термограмі ще до початку розрахунків першої похідної. Шумова складова повністю маскує ефект виділення теплоти при формуванні евтектики, який стає добре видимим після використання цифрового фільтру [3].

При кристалізації заевтектичних силумінів при різних температурах формується декілька фаз. Першими виділяються кристали кремнію. Після кристалізації кремнію в сплаві виділяється α -тверді розчини кремнію в алюмінії, а також формується декілька евтектик.

Обробка розплаву нітридами призвела до зменшення об'ємної частки первинного кремнію. При цьому кількість подвійної евтектики збільшилась, а багатокомпонентних евтектик зменшилась.

Інтенсивність виділення кремнію у сплаві з нітридами при кристалізації менша, ніж у вихідному. Це явище можна пояснити необхідністю виникнення нових центрів кристалізації при блокуванні граней росту кристалів що уже виникли, частками нітридів. Аналогічні зміни відбуваються і при кристалізації евтектик.

При кристалізації заевтектичних силумінів першим починає виділятися первинний кремній. У вихідному сплаві це відбувається при температурі $\sim 660^\circ\text{C}$, у сплаві, модифікованому фторцирконатом калію при $\sim 680^\circ\text{C}$ і у сплаві, модифікованому сумішшю фторцирконату і нітриду титану при $\sim 690^\circ\text{C}$. Тобто, при додаванні модифікаторів сплав починає кристалізуватися при більш високих температурах. Це пов'язано з появою нових центрів кристалізації.

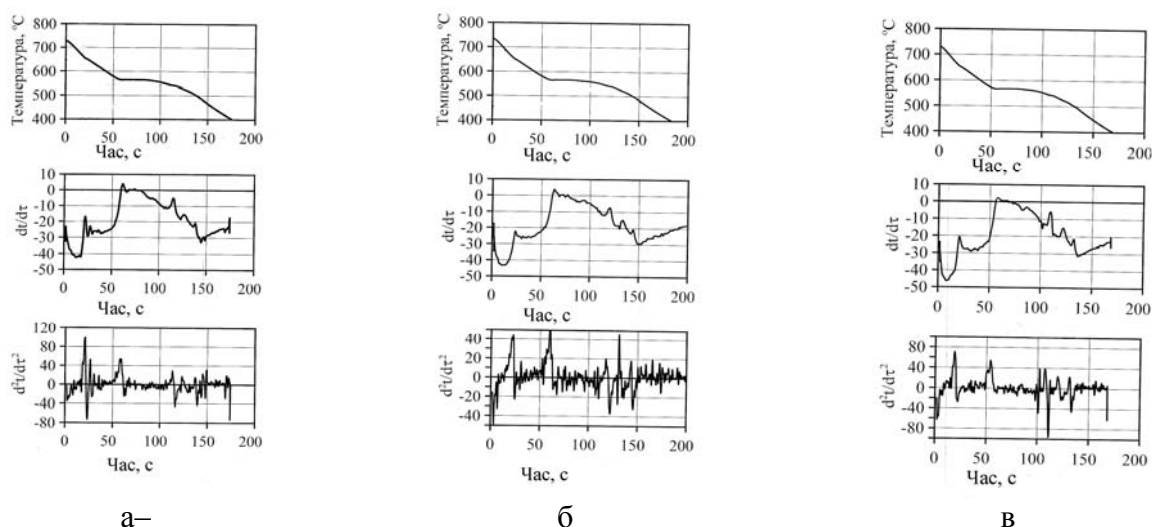


Рис. 2. Крива охолодження, перша і друга похідні від кривої охолодження: а – вихідного сплаву; б – сплаву, модифікованого фторцирконатом калію; в – сплаву, модифікованого фторцирконатом калію і нітридом титану

Наступною кристалізується подвійна евтектика системи Al-Si. У вихідного сплаву температура кристалізації $\sim 547^\circ\text{C}$, у модифікованого фторцирконатом калію при $\sim 576^\circ\text{C}$ і у сплаву, модифікованого сумішшю фторцирконату і нітриду титану $\sim 577^\circ\text{C}$, тобто евтектична точка зсувається у бік з великим вмістом кремнію.

В рівновазі з (Al) і (Si) можуть бути наступні фази: Al_2Cu (Θ), Al_5FeSi (β), Mg_2Si (M), Al_3Ni (ϵ). При звичайних концентраціях третіх елементів ці фази утворюються у складі потрійних евтектик при $t = 576\text{--}525^\circ\text{C}$.

Можна припустити, що при температурі 550°C починає кристалізуватись потрійна евтектика системи Al-Mg-Si (за участю M-фази (Mg_2Si), оскільки теоретична температура її кристалізації 555°C .

При температурі 525°C кристалізується потрійна евтектика системи Al-Cu-Si за участю Θ -фази (Al_2Cu). Теоретична температура кристалізації даної евтектики 525°C . Ймовірно, о це чотирикомпонентна евтектика системи Al-Cu-Fe-Si, яка містить β -фазу (Al_5FeSi).

При температурі $\sim 500^\circ\text{C}$ починає кристалізуватись найбільш легкоплавка евтектика. Можна зробити припущення, що це чотирикомпонентна евтектика системи Al-Cu-Mg-Si за участю Θ , M і Q ($\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$) фаз, теоретична температура кристалізації якої $503\text{--}507^\circ\text{C}$.

З другої похідної можна визначити час кристалізації сплаву (вихідний – 130 с, модифікований фторцирконатом – 138 с, модифікований сумішшю фторцирконату та нітриду титану – 130 с).

При застосуванні модифікатора збільшується інтервал кристалізації. Обробка нітридами приводить до зміни кінетики кристалізації системи.

ВИСНОВКИ

При застосуванні модифікатора збільшується інтервал кристалізації. Обробка нітридами приводить до зміни кінетики кристалізації системи

Обробка розплаву нітридами призвела до зменшення об'ємної частки первинного кремнію. При цьому кількість подвійної евтектики збільшилась, а багатоконпонентних евтектик зменшилась.

Інтенсивність виділення кремнію у сплаві з нітридами при кристалізації менша, ніж у вихідному. Аналогічні зміни відбуваються і при кристалізації евтектик.

Нітриди впливають на всі структурні складові заевтектичних силумінів і приводять до зсуву евтектичних точок у бік з великим вмістом кремнію.

ЛІТЕРАТУРА

1. Белов Н. А. Анализ пятикомпонентных диаграмм состояния в области составов поршневых силуминов / Н. А. Белов, Н. Н. Авксентьева // Известия вузов. Цветная металлургия. – 2005 – № 4. – С. 47–56.
2. Белов Н. А. Эффективное модифицирование силуминов добавкой церия или комплекса РЗМ / Н. А. Белов, С. В. Савченко, А. В. Хван, А. А. Плаксин // Цветные металлы. – 2007 – № 6. – С. 94–98.
3. Бялі О. М. Прогнозування властивостей металів і сплавів методом комп'ютерного термічного аналізу / О. М. Бялік, О. М. Доній, Л. В. Голуб. – К.: ІВЦ «Видавництво «Політехніка», 2005. – 116 с.
4. Стеценко В. Ю. Активация процессов модифицирования металлов и сплавов / В. Ю. Стеценко, Е. И. Марукович // Литейное производство. – 2006. – № 11. – С. 2–6.

УДК 669.2.8

Могилатенко В. Г., Гурія І. М., Малай О. І., Яблонський А. А

**ДОСЛІДЖЕННЯ ТЕРМОДИНАМІКИ РЕАКЦІЙ ПОРОФОРІВ
В АЛЮМІНІЄВОМУ РОЗПЛАВІ**

Пінометали – це новий клас матеріалів з незвичайним комплексом властивостей, що зумовлює його широке застосування практично в усіх галузях промисловості, які потребують зменшення ваги виробів, зокрема в автомобіле- та авіабудуванні.

Великий інтерес викликають дослідження піноалюмінію із закритими порами. Ця зацікавленість обумовлена тим, що піноалюміній, зберігаючи основні переваги вихідного матеріалу – корозійну стійкість, зварюваність, хорошу оброблюваність, високу питому міцність – набуває нових властивостей. Маса виробів з цього матеріалу не перевищує маси виробів з пластмас або деревини, при цьому вони не горючі, не токсичні, термо- і біостійкі, не руйнуються при дії паливно-мастильних речовин, розчинників, ультрафіолету та радіації. Піноалюміній добре забарвлюється і склеюється, ефективно поглинає енергію удару, має високий коефіцієнт звукопоглинання, знижену теплопровідність, оригінальний зовнішній вигляд. При попаданні в воду, плаває, не набухаючи, при дії відкритого вогню, поступово розм'якшується [1–2].

З підвищенням зацікавленості до піноалюмінію з закритими порами виникла необхідність у розробленні способів його виготовлення, які б мали однорідну пористу структуру. Технологічні процеси, засновані на обробленні розплавів пороутворювачами потенційно дешевші і більш прийнятні по рівню домішок, ніж ті, що базуються на пресуванні порошку. На даний час найбільше застосування серед порофорів для спінювання алюмінієвих сплавів знайшов гідрид титану переважно завдяки високому вмісту в ньому водню, відповідності між температурою його розкладання та температурою плавлення сплавів, а також завдяки великій швидкості реакцій розкладання. Проте є потреба в порофорові із стабільнішими характеристиками пороутворення, а також з економічної точки зору виникла необхідність у пошуку дешевшого порофору, ніж гідрид титану.

Надзвичайно багатообіцяючим альтернативним порофором для виготовлення піноалюмінію за допомогою ливарної технології є карбонат кальцію. Технологія плакування, що полегшує розподілення CaCO_3 в алюмінієвому розплаві була запропонована дослідниками в Японії [1]. Хоча цей пороутворювач уже запатентовано [2, 3], проте його придатність для виробництва піноалюмінію ливарниками ще не була систематично оцінена.

Метою роботи є дослідження термодинаміки та кінетики реакцій розкладання порофорів (CaCO_3 та MgCO_3) в середовищі алюмінію.

Результати розрахунків зміни вільної енергії Гіббса для реакцій, які можливі в алюмінієвому розплаві при використанні в якості порофорів карбонатів кальцію та магнію, наведено на рис. 1. При цьому враховано, що реакція пороутворення багатостадійна (рис. 1). Розкладання порофору на складові CaO і CO_2 (MgO і CO_2) є первинною реакцією, після якої відбувається взаємодія газової складової з компонентами розплаву. В ідеальних умовах реакції 1 – 6 проходять до кінця, а в структурі піноалюмінію пор не буде, а будуть присутні карбід кремнію та алюмінію.

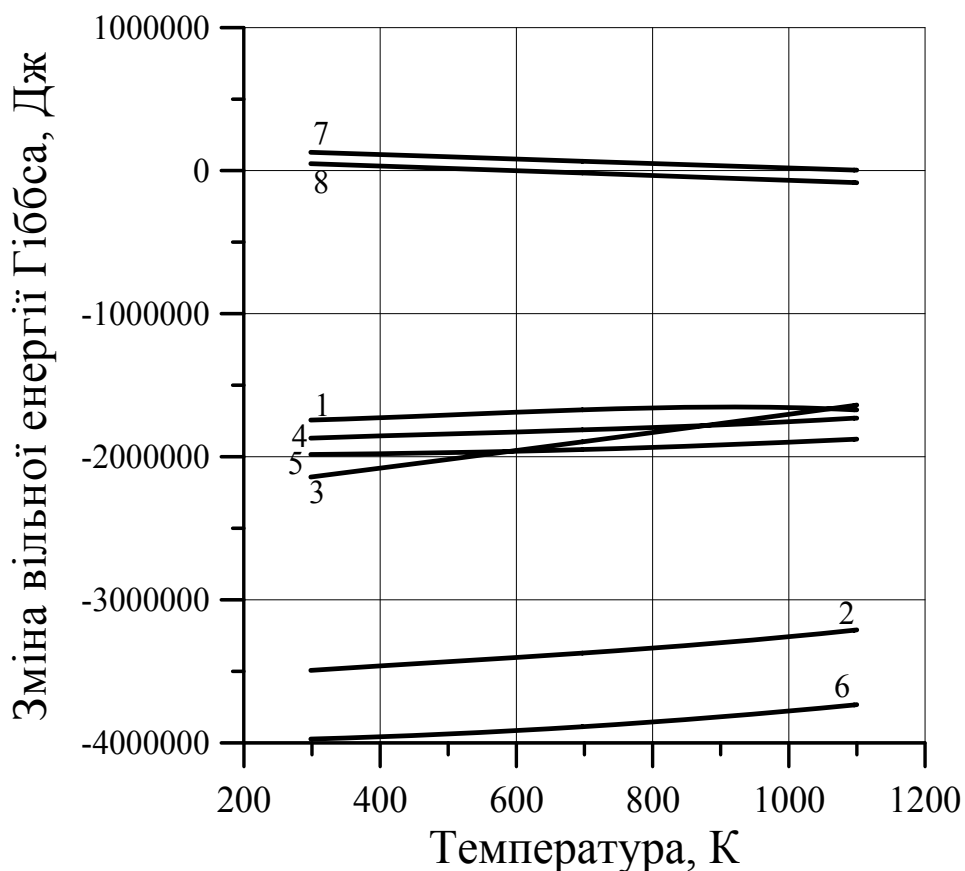


Рис. 1. Зміна вільної енергії Гібса для реакцій: 1 – $8\text{Al} + 3\text{CaCO}_3 = 2\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{Al}_4\text{C}_3 + 3\text{CaO}$; 2 – $12\text{Al} + 6\text{CaCO}_3 + 3\text{Si} = 4\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{Al}_4\text{C}_3 + 6\text{CaO} + 3\text{SiC}$; 3 – $4\text{Al} + 2\text{Si} + 3\text{CO}_2 = 3\text{SiC} + 2\text{Al}_2\text{O}_3$; 4 – $6\text{Al} + 3\text{Mg} + 3\text{CaCO}_3 = 3\text{CaO} + 3\text{MgO} + \text{Al}_2\text{O}_3 + \text{Al}_4\text{C}_3$; 5 – $8\text{Al} + 3\text{MgCO}_3 = 2\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{Al}_4\text{C}_3 + 3\text{MgO}$; 6 – $12\text{Al} + 6\text{MgCO}_3 + 3\text{Si} = 4\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{Al}_4\text{C}_3 + 6\text{MgO} + 3\text{SiC}$; 7 – $\text{CaCO}_3 = \text{CaO} + \text{CO}_2$; 8 – $\text{MgCO}_3 = \text{MgO} + \text{CO}_2$

Отже, взаємодія карбонатів кальцію або магнію зі сплавом алюмінію термодинамічно є можливою. При цьому найбільш ймовірними є реакції 2 і 6. Як бачимо, використання MgCO_3 є більш прийнятним, оскільки його температура при розкладанні є нижчою, ніж для CaCO_3 .

Як видно з рис. 2, інтенсивність розкладання порофторів CaCO_3 та MgCO_3 (реакції 7, 8, рис. 2) нижча в порівнянні з інтенсивністю проходження цих же реакцій в алюмінієвому розплаві (реакції 1 – 6, рис. 2).

При реальних умовах криві константи рівноваги для реакцій 7, 8 (рис. 2, б) зміщуються вгору, оскільки продукти реакції відводяться із зони реакції ($P_{\text{CO}_2} = 0$). Високі значення логарифма константи рівноваги говорять про те, що процес спінювання відбувається дуже швидко.

Дисоціацію карбонату кальцію фракції 0,1 мм здійснювали в потоці повітря при постійній температурі в кінетичній області реагування 1073 К, коли швидкість процесу визначається тільки швидкістю кристалохімічного перетворення. Інтенсивність газовиділення оцінювали за різницею показів реометрів.

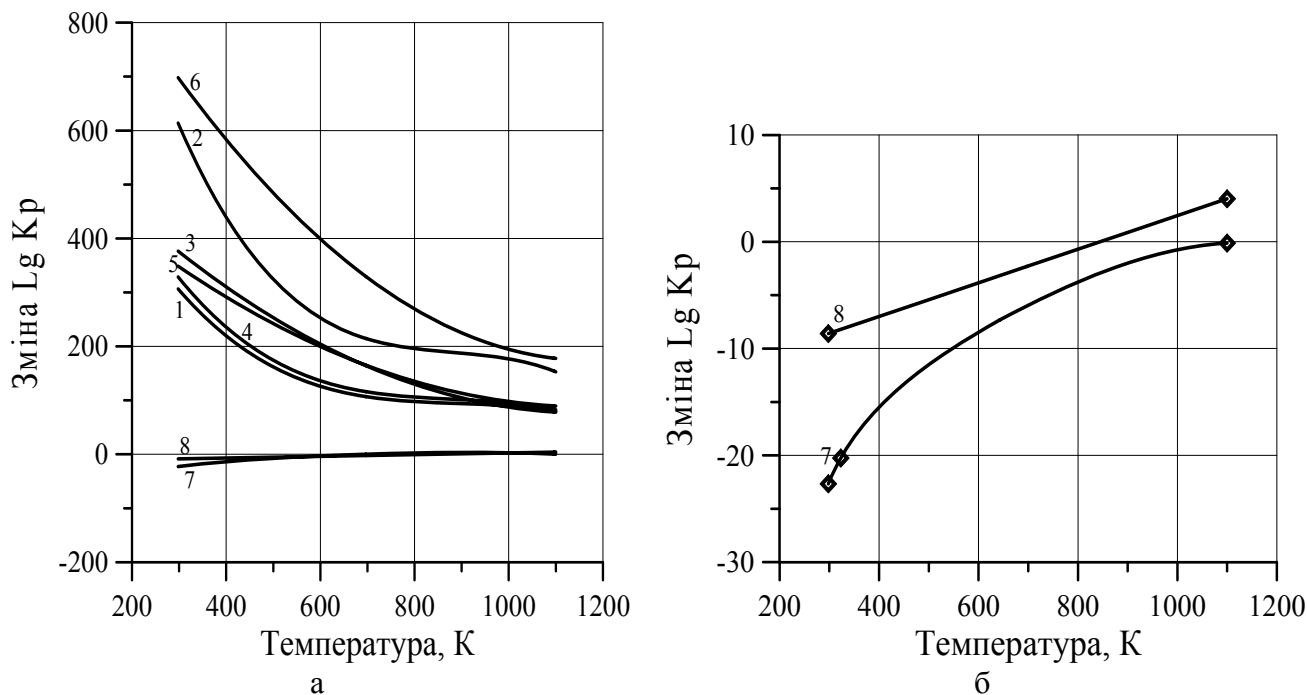


Рис. 2. Зміна константи рівноваги реакцій в залежності від температури (реакції 1 – 8 див. рис. 1)

Для порівняння інтенсивності газовиділення було досліджено процеси дисоціації карбонату кальцію в чистому вигляді та в присутності порошку алюмінію фракції 60 мкм (рис. 3).

Для визначення найкращих умов активації дисперсних частинок порофору було проведено розрахунки співвідношення поверхонь карбонату кальцію та порошку алюмінію за формулою:

$$A = \frac{S_{Al}^{\Sigma}}{S_{CaCO_3}^{\Sigma}} = \frac{m_{Al} \cdot \rho_{CaCO_3} \cdot D_{CaCO_3}}{6 \cdot m_{CaCO_3} \cdot \rho_{Al} \cdot D_{Al}}$$

де $S_{Al}^{\Sigma}, S_{CaCO_3}^{\Sigma}$ – сумарні поверхні часточок порошку алюмінію та пороутворювача;

$m_{Al}, \rho_{Al}, D_{Al}$ – маса, густина та характерний розмір однієї частинки порошку алюмінію;

$m_{CaCO_3}, \rho_{CaCO_3}, D_{CaCO_3}$ – маса, густина та характерний розмір однієї частинки пороутворювача.

Результати відповідних розрахунків приведені в таблиці 1. Вихідними даними для розрахунків були: розміри порошку алюмінію та карбонату кальцію $6 \cdot 10^{-5}$ м, $1 \cdot 10^{-4}$ м відповідно, густина часточок порошку алюмінію та карбонату кальцію 2700 і 2750 кг/м³ відповідно.

Таблиця 1

Результати розрахунків співвідношення поверхонь порошку алюмінію та карбонату кальцію

Пропорційний склад суміші ($\text{CaCO}_3:\text{Al}_{\text{порошок}}$)	2:1	1:1	1:2	1:3	1:4	1:5
Співвідношення поверхонь	0,14	0,28	0,56	0,83	1,11	1,39

Таким чином, виходячи з наведених розрахунків найкраще співвідношення поверхонь частинок порошку алюмінію та пропорційного складу спостерігається для суміші, в якій співвідношення CaCO_3 до порошку алюмінію складає 1 : 4.

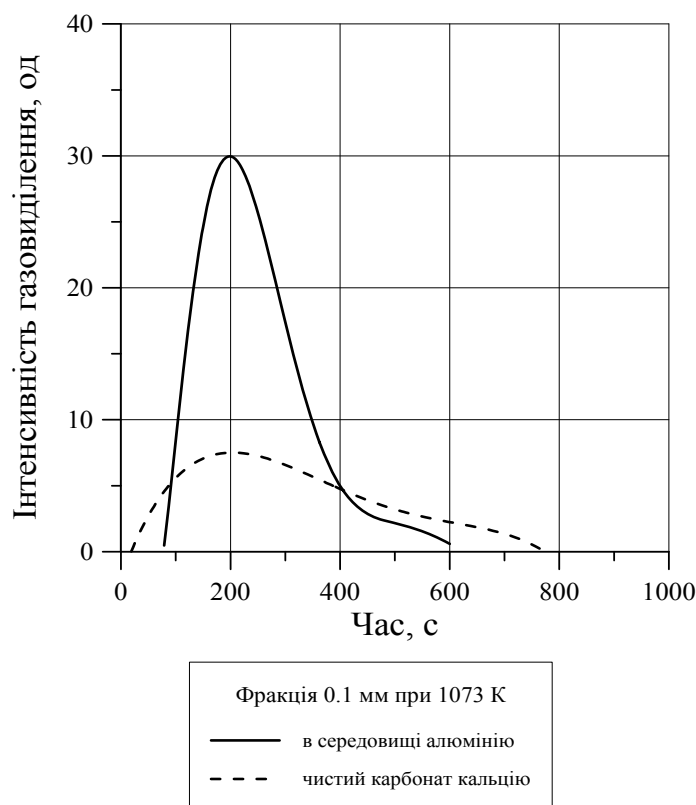


Рис. 3. Інтенсивність газовиділення карбонату кальцію в чистому вигляді та в присутності порошку алюмінію у співвідношенні $\text{CaCO}_3 : \text{Al}_{\text{порошок}}$ 1 : 4

Як видно з рис. 3, процес газовиділення активізується в присутності порошку алюмінію.

ВИСНОВКИ

Таким чином, реакція розкладання карбонату відбувається набагато інтенсивніше в алюмінієвому розплаві. Враховуючи високу швидкість протікання реакцій та високу константу рівноваги сумарних реакцій необхідно знайти умови, при яких реакції будуть іти достатньо повільно при введенні пороутворювача у розплав.

ЛІТЕРАТУРА

1. Nakamura T. Development of new foaming agent for metal foam / T. Nakamura, S. V. Gnyloskurenko, K. Sakamoto, A. V. Byakova, R. Ishikawa // Mater Trans. – 2002. – № 43. – С. 6–1191.
2. US Patent No. 2.751.289 Method of producing metal foam / Elliott J. C. – June 19.1956.
3. US Patent No. 3.087.807 Method of making foamed metal / Allen B. C., Mote M. W., Sabroff A. M. – April 30.1963.

УДК 621.745.55

**Могилатенко В. Г., Федоров Г. Е., Ямшинский М. М., Платонов Е. А.,
Кузьменко А. Е., Назаренко В. С.**

ПОВЫШЕНИЕ СПЕЦИАЛЬНЫХ СВОЙСТВ ЖАРСТОЙКИХ ХРОМОАЛЮМИНИЕВЫХ СТАЛЕЙ МИКРОЛЕГИРОВАНИЕМ И ОДИФИЦИРОВАНИЕМ

Главной эксплуатационной характеристикой жаростойких сплавов является окалинотстойкость, т. е. свойство металлов и сплавов противостоять в условиях высоких температур химическому воздействию – окислению в различных газовых средах [1].

На стойкость металла высокотемпературной коррозии оказывают влияние множество факторов, основными из которых являются: свойства среды, температура и периодичность ее изменения, состояние поверхности изделия, скорость газового потока, химический состав металла, из которого изготовлено изделие, характер структуры металлической матрицы и др.

Однако, как показывает практика использования жаростойких деталей, выбор сплава с высокой окалинотстойкостью является необходимым, но недостаточным критерием для обеспечения их надежности и долговечности.

Важной эксплуатационной характеристикой металлов для отливок, работающих в условиях высоких переменных температур, является термостойкость – способность металлов и сплавов не разрушаться под действием термических напряжений, обусловленных сменой температуры во время нагревания и охлаждения изделий. Термостойкость металла зависит, прежде всего от фазового состава структуры и размеров зерен. Сплавы, для которых характерным является разрушение по границам зерна, менее термостойкие в сравнении со сплавами, у которых трещины термической усталости развиваются в объемах зерен.

Вместе с тем жаростойкий сплав должен иметь и удовлетворительные технологические свойства, ведущее место среди которых занимают литейные сплавы, позволяющие методами литья изготавливать высококачественные, надежные в работе изделия.

Весьма перспективным литейным материалом, который максимально соответствует перечисленным требованиям, являются среднеуглеродистые хромоалюминиевые стали.

Авторами этой работы определены оптимальные соотношения хрома и алюминия, углерода и титана [2]. Разработана широкая гамма таких сталей с учетом условий эксплуатации, массы, размеров, геометрии литых деталей и способов литья. Лучшим комплексом технологических, механических и эксплуатационных свойств обладает сталь марки 35Х30Ю2ТЛ.

Однако производство отливок из стали этого класса сопровождается некоторыми трудностями.

Наличие в составе сталей значительного количества хрома, алюминия и титана, способствует интенсивному вторичному окислению расплава, значительному снижению теплопроводности, замедлению процессов кристаллизации и др. Пленки оксидов попадая в поток расплава, снижают его жидкотекучесть, зачастую препятствуют получению отливки необходимой геометрии, нарушают сплошность литого металла и снижают механические и эксплуатационные свойства изделия.

Снижение теплопроводности металла и, в связи с этим, замедление процессов кристаллизации способствует росту первичного зерна, дефектов усадочного характера и, как следствие, сокращению длительности эксплуатации литых деталей.

Хромоалюминиевые стали относятся к ферритному классу, не имеют фазовых превращений, размеры первичных зерен остаются неизменными даже после любых режимов термической обработки.

Использование повышенной скорости заполнения полости литейной формы менее перегретым металлом влияет на структуру и качество отливок так же, как и повышение температуры расплав перед его разливкой.

Литейные дефекты в сочетании с крупнозернистой структурой способствует снижению надежности и долговечности жаростойких литых деталей. Следовательно работы, связанные с повышением качества исходного металла, оптимизацией процессов легирования, микролегирования и модифицирования, улучшением технологий литейных форм и др., являются весьма актуальными. Это в полной мере относится и к рассматриваемому классу хромоалюминиевых сталей.

Целью работы является изучение свойств жидкого металла и повышения качества жаростойких литых деталей микролегированием и модифицированием одного из представителей новых жаростойких сплавов – хромоалюминиевой стали 35X30Ю2ТЛ.

Микролегирование, как и легирование, сопровождается сложным физико-химическим взаимодействием между жидким металлом и элементами, которые в него вводятся. Этот процесс эффективно влияет прежде всего на чистоту границ зерен и уменьшает вредное влияние легкоплавких примесей на свойства металла в изделиях.

Микролегирование существенно повышает эксплуатационные свойства (окалиностойкость и термостойкость) металла, а модифицирование – дает возможность использовать для плавки сталей некондиционные шихтовые материалы.

Модифицирование литейных сталей существенно изменяет характер кристаллизации [3], что очень важно для сплавов с низкой теплопроводностью и склонностью к росту первичного зерна. Влияние модифицирования на свойства жидкой и твердой стали настолько велико, что другие технологические факторы процесса выплавки сплавов и получения качественных отливок часто имеют только второстепенное значение.

В качестве микролегирующих и модифицирующих присадок исследованы: иттрий – до 0,6 %; кальций – до 0,1 %; ванадий и цирконий – до 0,3 %.

Результаты исследований показаны на рис. 1...4.

Наилучший комплекс литейных, механических и эксплуатационных свойств хромоалюминиевая сталь приобретает после обработки ее иттрием в количестве 0,10...0,25 % (по присадке): жидкотекучесть стали повышается на 35...40 % (рис. 1), линейная усадка снижается с 2,20 до 1,84% (рис. 2), а временное сопротивление разрыву увеличивается с 340 до 440 МПа (рис. 3). Окалиностойкость стали повышается после присадки иттрия во всем исследованном диапазоне, но наиболее эффективно его действие – до 0,35 % (рис. 4).

Иттрий, вступая во взаимодействие с металлическим расплавом, образует тугоплавкие кристаллические системы оксидов, нитридов и карбонитридов.

Такое образование вынужденных центров не только улучшает условия кристаллизации жидкого металла, но и положительно влияет на процессы превращения в твердом состоянии. Это повышает общий уровень качества металла, его пластичность и прочность при высоких температурах, увеличивает сопротивление высокотемпературной коррозии и др.

Кроме того, иттрий, имея высокое сродство к сере и кислороду, эффективно влияет на форму, величину и распределение неметаллических включений. Значительно снижается их количество по границам зерен, поскольку тугоплавкие глобулярные оксиды и сульфиды иттрия располагаются, в основном, внутри зерна. Эти включения вместе с интерметаллидами иттрий-алюминий создают препятствия движению дислокаций, чем существенно повышают высокотемпературную прочность и термостойкость стали.

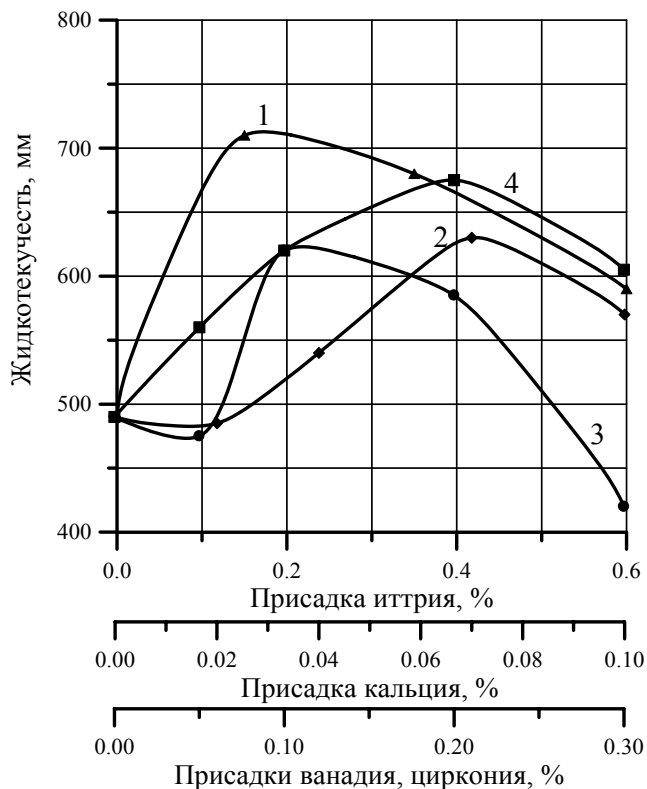


Рис. 1. Влияние микролегирующих и модифицирующих присадок на жидкотекучесть жаростойкой стали 35X30Ю2ТЛ: 1 – иттрий; 2 – кальций; 3 – ванадий; 4 – цирконий

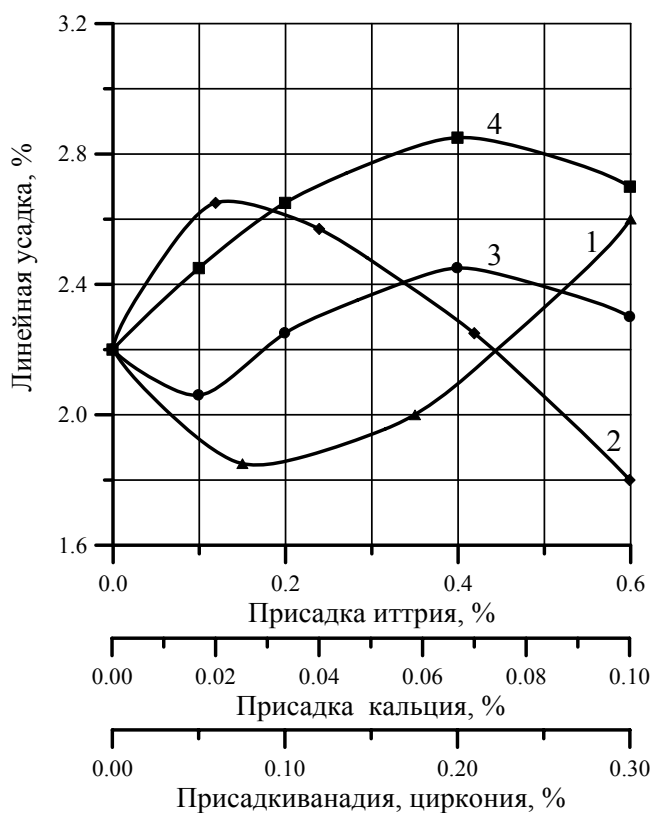


Рис. 2. Изменение линейной усадки жаростойкой стали 35X30Ю2ТЛ в зависимости от микролегирующих и модифицирующих присадок: 1 – иттрий; 2 – кальций; 3 – ванадий; 4 – цирконий

Иттрий повышает также и окалиностойкость металла за счет изменения состава и свойств внутреннего слоя защитной окалины. Повышаются ее адгезионные свойства, что, в значительной мере, предотвращает скалывание оксидного слоя с поверхности изделия при теплосменах.

Кальций в количестве до 0,1 % способствует увеличению жидкотекучести, прочности и снижению линейной усадки. Обладая большим сродством к кислороду, сере и азоту, кальций в значительной мере изменяет количество, форму и морфологию неметаллических включений, что улучшает структуру металла и повышает термостойкость изделий. Несмотря на то, что кальций несколько снижает окалиностойкость (см. рис. 4), обработка хромоалюминиевой стали кальцием до 0,1 % (по присадке) целесообразна и экономически выгодна, особенно при совместном использовании иттрия и кальция.

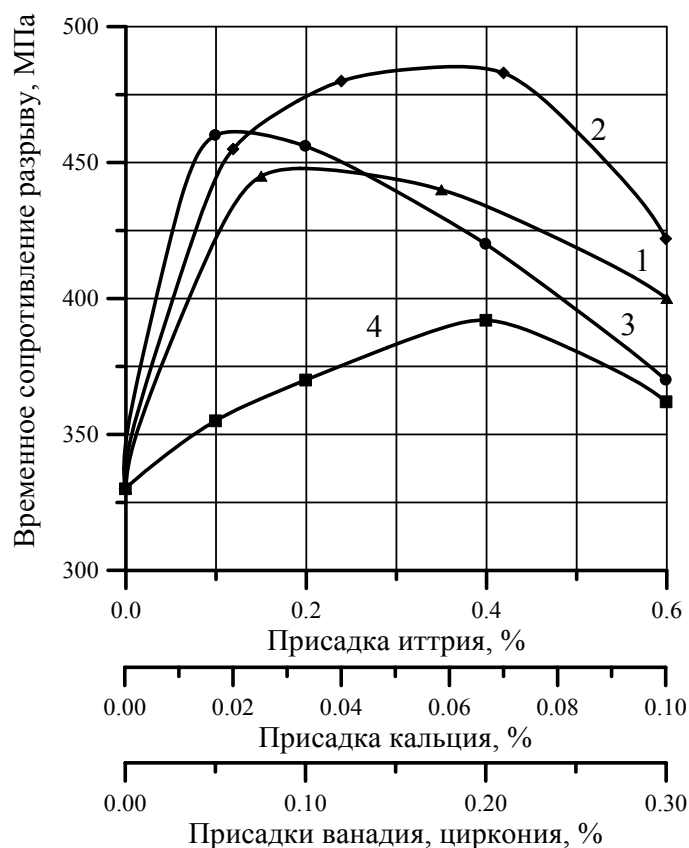


Рис. 3. Влияние микролегирующих и модифицирующих присадок на прочность жаростойкой стали 35X30Ю2ТЛ: 1 – иттрий; 2 – кальций; 3 – ванадий; 4 – цирконий

Ванадий относится к карбидообразующим элементам, образует очень твердые и стойкие карбиды VC и V_4C_3 у которых углерода в 2,5 раза больше, чем в Fe_3C . Кроме того этот элемент является сильным, раскислителем и дегазатором, связывает азот в прочное соединение – нитрид ванадия VN с температурой плавления $2050^\circ C$.

Присадки до 0,2 % ванадия несколько улучшают жидкотекучесть хромоалюминиевой стали, а до 0,1 % – снижают линейную усадку (см. рис. 2), существенно повышает временное сопротивление разрыву и термостойкость, а также несколько улучшают окалиностойкость металла.

Более полезны присадки ванадия совместно с иттрием и кальцием, поскольку эти элементы дополняют один другого и обеспечивают металлу надежность в работе, особенно в условиях частых и резких теплосмен.

Положительное влияние на жидкотекучесть, прочность и эксплуатационные характеристики хромоникелевой стали оказывают присадки циркония в количестве до 0,2 %. Однако

для производства сложных по геометрии тонкостенных отливок применение циркония нежелательно, поскольку он увеличивает линейную усадку. По своему действию на высоколегированные стали цирконий подобен титану и ванадию.

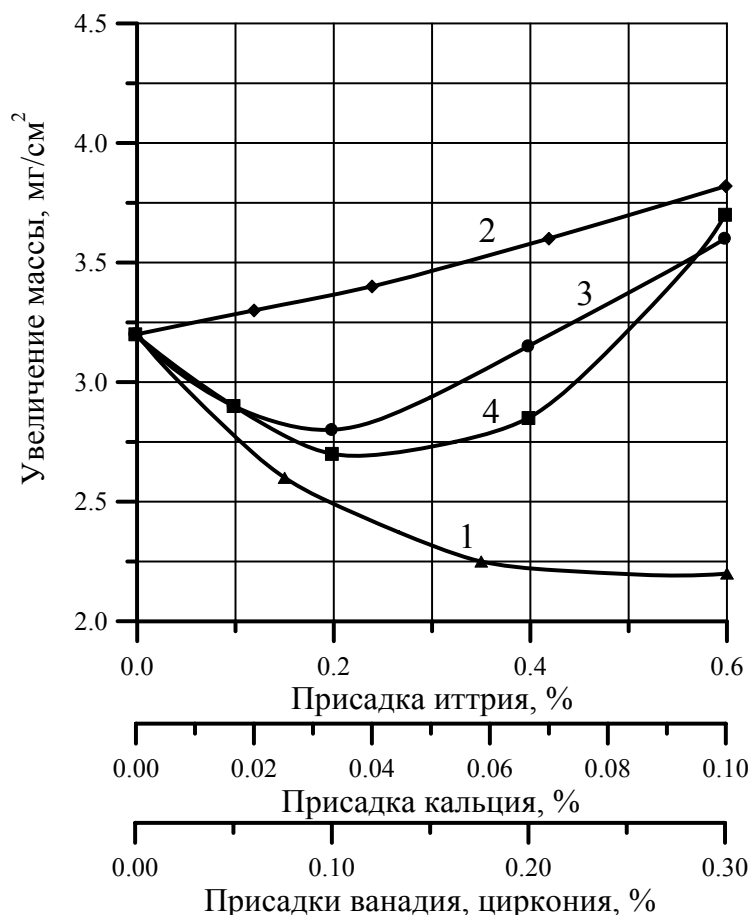


Рис. 4. Зависимость окислостойкости жаростойкой стали 35Х30Ю2ТЛ от микролегирующих и модифицирующих присадок: 1 – иттрий; 2 – кальций; 3 – ванадий; 4 – цирконий

ВЫВОДЫ

Таким образом, однозначно доказана целесообразность дополнительного микролегирования и модифицирования хромоалюминиевых жаростойких сталей присадками иттрия (0,10...0,25 %), кальция (до 0,1 %), ванадия (до 0,2%) и циркония (до 0,2 %). Несмотря на некоторые дополнительные затраты, эти процессы себя оправдывают, поскольку существенно повышаются надежность и долговечность работы литых деталей, особенно в металлургии, теплоэнергетике и химической промышленности.

ЛИТЕРАТУРА

1. Францевич И. Н. *Высокотемпературное окисление металлов и сплавов* / И. Н. Францевич. – К.: Гостехиздат, 1963. – 323 с.
2. *Хромоалюминиевые стали для изготовления жаростойких деталей теплоэнергооборудования* / В. А. Лютый, Е. А. Платонов, Г. Е. Федоров, А. Е. Кузьменко // *Литейное производство*. – 2001. – № 4. – С. 13–15.
3. Мальцев М. В. *Модифицирование структуры металлов и сплавов* / М. В. Мальцев. – Г.: Металлургия, 1964. – 214 с.

УДК 621.74

Могилевцев О. А.

ПРОЕКТИРОВАНИЕ СОГЛАСОВАННОЙ РАБОТЫ ФОРМОВОЧНОГО И ПЛАВИЛЬНОГО ОБОРУДОВАНИЯ ЛИТЕЙНОГО ЦЕХА

Технологические процессы литейного производства имеют преимущественно дискретный характер, причем ритмы отдельных процессов, как правило, не совпадают. С другой стороны, цех должен работать как единое целое, а это возможно только при условии согласованной работы оборудования. Снижение жесткости связи между отдельными процессами и операциями достигается обычно путем создания достаточных запасов промежуточных продуктов: стержней, формовочной смеси, неочищенных отливок и т. д. Исключение составляет жидкий металл, который необходимо залить в формы на протяжении короткого промежутка времени после выпуска во избежание недопустимого снижения его температуры.

Цель работы – согласование работы формовочного и плавильного оборудования литейного цеха.

С целью согласования работы формовочного и плавильного оборудования может быть использован предлагаемый графо-аналитический метод. Метод применим как на стадии проектирования, так и в действующих литейных цехах. Благодаря наглядности он успешно применяется при дипломном проектировании с целью более глубокого понимания студентами технологических процессов литья.

Работу формовочного и плавильного оборудования следует считать согласованной при выполнении следующих условий: 1) исключены простои литейного конвейера, автоматической линии или заливочного плаца из-за несвоевременной подачи жидкого металла; 2) температура заливки форм не выходит за рамки допустимой.

Прежде всего, следует выбрать оптимальную вместимость разливочного ковша, исходя из того, что за время его разливки температура металла должна оставаться в заданных пределах. Максимально допустимая вместимость ковша определяется по формуле:

$$q_{pk,max} = \left(\frac{\Delta T_3}{t_k \cdot \tau'_3} + 1 \right) \cdot q_{ф.ср}, \quad (1)$$

где ΔT_3 – интервал температур заливки форм;

t_k – скорость падения температуры металла при выдержке в ковше;

τ'_3 – суммарное время, затрачиваемое на заливку одной формы;

$q_{ф.ср}$ – средняя вместимость формы.

Единица в формуле появилась потому, что температуру заливки измеряют не после, а перед заливкой последней формы из ковша.

Суммарное время τ'_3 учитывает не только продолжительность собственно заливки τ_3 , но и время перемещения ковша от одной формы к следующей. Верхний и нижний пределы температуры заливки назначаются в зависимости от вида сплава, массы и толщины стенки отливок. Скорость падения температуры металла определенного состава в ковше зависит, прежде всего, от вместимости последнего и колеблется в широких пределах от 1 до 20 К/мин. Весьма существенное влияние оказывают конструкция ковша (конический, барабанный), наличие крышки, футеровка, ее температура перед заполнением ковша.

Сложность применения формулы (1) состоит в том, что при расчете вместимости необходимо знать τ'_3 , которая, в свою очередь, зависит от вместимости. Поэтому приходится вначале приближенно выбирать вместимость ковша, исходя из среднего количества заливаемых форм, а затем по формуле (1) проверять, не выходит ли принятая вместимость за допустимый предел.

Среднюю вместимость формы при проектировании легко определить, разделив расчетную годовую массу жидкого металла на годовое количество форм.

Выбрав ковш, приступают к построению графика работы заливочного участка литейного конвейера (график предложен П. И. Половинкиным [1]). График строят в координатах: расстояние S от начала заливочного участка – время τ . Графики для конвейера с непрерывным характером движения показаны на рис. 1.

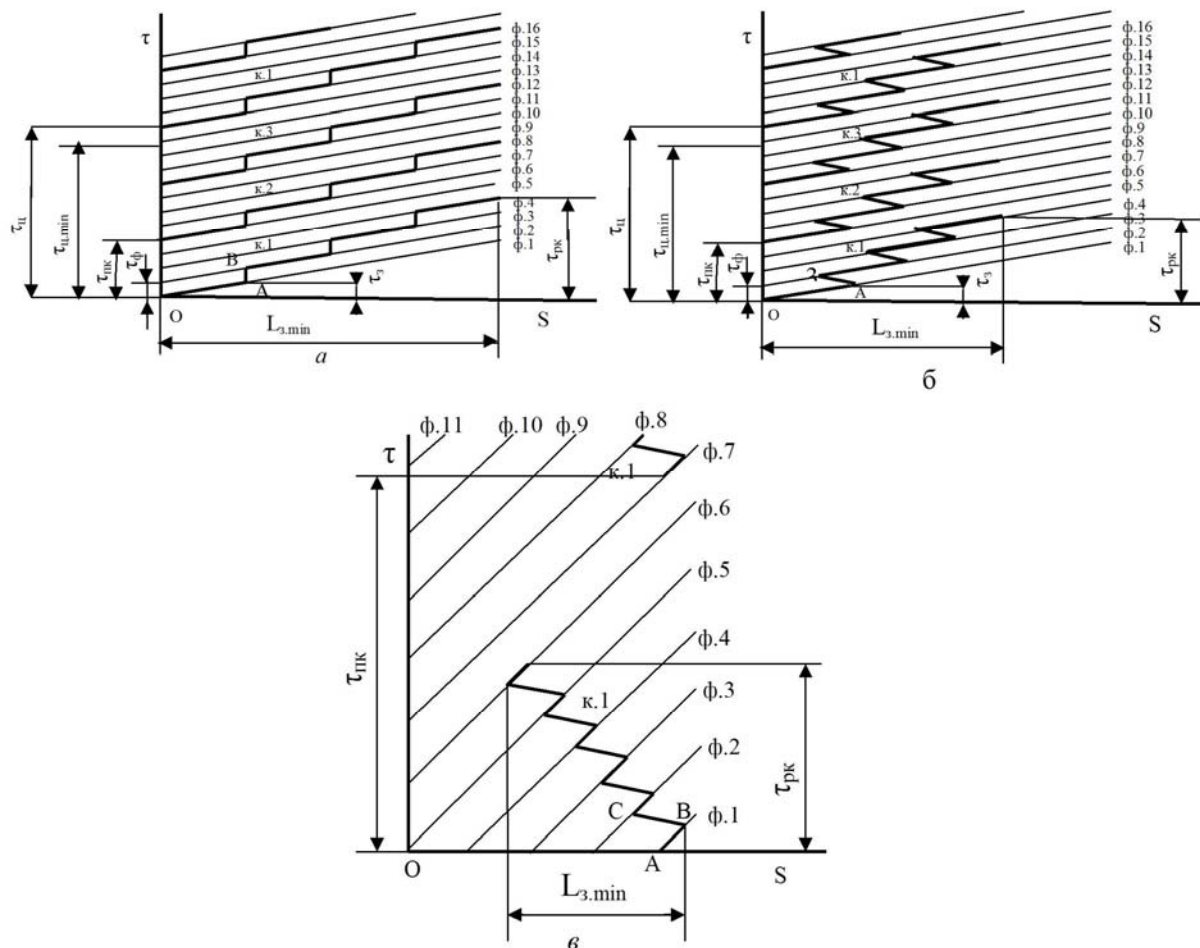


Рис. 1. Графики Половинкина

Вначале наносят на график линию движения формы № 1 (ф. 1), которая в начале отсчета времени находилась в начале заливочного участка. Наклон прямой зависит от скорости движения конвейера. Параллельно проводят линии движения следующих форм (тонкие линии). Интервал времени между ними (ритм подачи форм) τ_ϕ рассчитывают по формуле:

$$\tau_\phi = \frac{a_\phi}{v_k}, \tag{2}$$

где a_ϕ – шаг форм на конвейере; v_k – скорость движения конвейера.

Затем на график наносят линии движения ковшей (жирные линии). На рис. 1, а показан вариант, когда ковш при заливке формы движется синхронно с ней (линия ОА), а затем останавливается и ожидает подхода следующей формы (линия АВ). В данном примере из ковша заливают четыре формы.

Непосредственно из графика Половинкина можно найти такие важные величины, как минимально допустимая длина заливочной зоны конвейера $L_{з. min}$; продолжительность разливки одного ковша $\tau_{рк}$; интервал времени между подачей ковшей к началу заливочного участка (ритм подачи ковшей) $\tau_{нк}$. Эти величины можно также рассчитать по формулам:

$$L_{з. min} = v_k \cdot \tau_з \cdot n_\phi; \tag{3}$$

$$\tau_{pk} = \tau_3 \cdot n_\phi + \frac{a_\phi}{v_k} \cdot (n_\phi - 1); \tag{4}$$

$$\tau_{nk} = \tau_\phi \cdot n_\phi; \tag{5}$$

$$\tau'_3 = \tau_3 + \frac{a_\phi}{v_k}, \tag{6}$$

где n_ϕ – среднее количество форм, заливаемых из одного ковша.

Естественно, проектируемую длину заливочной зоны необходимо принимать с запасом по сравнению с минимальной (по 2–4 шага форм в начале и в конце зоны).

Используя график Половинкина, можно определить количество разливочных ковшей, находящихся в работе. Для этого вначале рассчитывают минимальный цикл оборота ковша:

$$\tau_{u,\min} = \tau_{pk} + \tau'_{mp} + \tau''_{mp} + \tau_{зан}, \tag{7}$$

где τ'_{mp} и τ''_{mp} – продолжительность транспортировки полного ковша от печи к началу заливочной зоны и пустого ковша от конца заливочной зоны к печи соответственно;

$\tau_{зан}$ – продолжительность заполнения ковша металлом.

Минимальную продолжительность цикла оборота ковша откладывают по оси времени графика Половинкина и определяют количество рабочих ковшей, как это видно на рис. 1. Количество ковшей и действительную продолжительность оборота ковша можно рассчитать по формулам:

$$n_k = \text{int} \left(\frac{\tau_{u,\min}}{\tau_{nk}} \right) + 1; \tag{8}$$

$$\tau_u = \tau_{nk} \cdot n_k, \tag{9}$$

где $\text{int}(x)$ – целая часть числа x .

Поскольку действительный цикл оборота ковша больше минимального, вводится время ожидания ковшом заливки, которое лучше реализовать перед заполнением ковша металлом:

$$\tau_{ож} = \tau_u - \tau_{u,\min}.$$

По графику Половинкина следует проверить, достаточным ли будет расстояние между соседними ковшами в процессе их разливки.

Продолжительность разливки ковша и длину заливочной зоны можно существенно сократить, если между заливками форм ковш не стоит на месте, а движется навстречу конвейеру. Кроме того, подобное решение позволяет увеличить допустимую вместимость ковша, а иногда и уменьшить количество работающих ковшей.

Здесь возможны три различных варианта. В первом варианте ковш во время разливки постепенно продвигается вперед по ходу конвейера. График Половинкина показан на рис. 1, б. Как видно из этого графика, за время заливки одной формы ковш проходит расстояние, равное $\tau_3 \cdot v_k$, а между заливкой соседних форм он, двигаясь со средней скоростью $v_{ков}$, проходит назад расстояние $a_\phi \cdot v_{ков} / (v_k + v_{ков})$, таким образом, условие продвижения ковша вперед имеет вид:

$$\frac{a_\phi \cdot v_{ков}}{v_k + v_{ков}} < \tau_3 \cdot v_k; \tag{10}$$

$$L_{з,\min} = \tau_3 \cdot v_k \cdot n_\phi - \frac{a_\phi \cdot v_{ков}}{v_k + v_{ков}} \cdot (n_\phi - 1); \tag{11}$$

$$\tau'_3 = \tau_3 + \frac{a_\phi}{v_k + v_{ков}}; \tag{12}$$

$$\tau_{pk} = \tau_3 \cdot n_\phi + \frac{a_\phi}{v_k + v_{ков}} \cdot (n_\phi - 1). \tag{13}$$

Второй вариант имеет место, когда:

$$\frac{a_{\phi} \cdot v_{ков}}{v_{к} + v_{ков}} > \tau_{з} \cdot v_{к} \cdot \tag{14}$$

График Половинкина для этого варианта приведен на рис. 1, в.

В этом случае ковш перемещается навстречу конвейеру, и мы приходим к конвейеру с накопительной зоной. Здесь для согласования ритмов формовки и плавки создают не запас металла (как в миксере), а запас незалитых форм. Они располагаются на конвейере в накопительной зоне. Затем выпускают плавку и заливают накопленные формы. После этого следует довольно длительный перерыв в заливке до тех пор, пока накопительная зона снова заполнится незалитыми формами. Преимуществом такой организации заливки является то, что время разливки ковша не зависит от ритма формовки и может быть значительно сокращено за счет быстрого перемещения ковша навстречу конвейеру от одной формы к другой. Соответственно можно увеличить вместимость ковша и количество заливаемых из него форм. Этот вариант целесообразно применять при относительно медленном движении конвейера (если за время заливки форма проходит расстояние, меньшее a_{ϕ}), а для пульсирующих конвейеров – при условии, если за время остановки можно залить более одной формы.

Минимальную длину накопительной зоны можно рассчитать по формуле:

$$L_{з.мин} = \frac{a_{\phi} \cdot v_{ков}}{v_{к} + v_{ков}} \cdot (n_{\phi} - 1) - \tau_{з} \cdot v_{к} \cdot (n_{\phi} - 2), \tag{15}$$

формулы (12) и (13) остаются в силе.

По третьему варианту, когда длина заливочной зоны получается минимальной.

$$\frac{a_{\phi} \cdot v_{ков}}{v_{к} + v_{ков}} = \tau_{з} \cdot v_{к},$$

При таком варианте на конвейере с непрерывным характером движения можно применить автоматическую заливочную установку (АЗУ) с коротким участком перемещения рабочей емкости, например, пневматическую [4].

Перед построением циклограммы плавки и разливки металла необходимо выбрать формовочное и плавильное оборудование и рассчитать его количество по известной методике [2, 3]. Циклограмма представляет собой совокупность графиков в координатах время – масса жидкого металла, построенных в одинаковом масштабе времени. Каждый график относится к определенному ковшу или плавильному агрегату и отражает изменение массы металла в нем в течение нескольких циклов плавки и разливки. вагранки непосредственно в разливочные ковши (рис. 2).

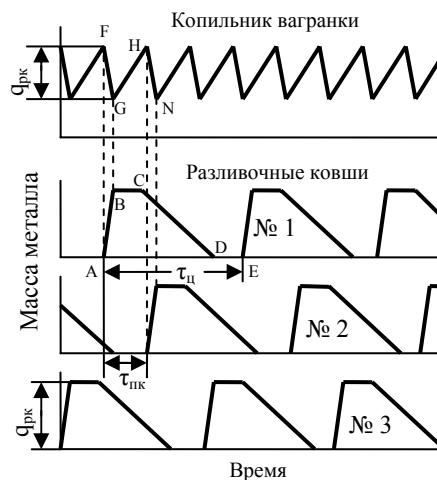


Рис. 2. Циклограмма для раздачи из вагранки

Рассмотрим построение циклограммы на простом примере, когда металл выпускают из копильника монорельсовых ковшей, циклограмма состоит из четырех графиков (три ковша и копильник). Построение начинают с разливочного ковша № 1. Абсциссу точки А, которая соответствует началу заполнения ковша, выбирают произвольно, а ее ордината равна нулю (ковш пустой). Абсцисса точки В больше, чем точки А, на время заполнения ковша, а ее ордината равна вместимости ковша $q_{рк}$. Горизонтальная линия ВС соответствует транспортировке полного ковша от вагранки к началу заливочной зоны, а линия CD – разливке металла из ковша в формы. Продолжительность этого процесса $\tau_{рк}$ можно рассчитать или снять непосредственно с графика Половинкина с учетом масштаба. Строго говоря, линия CD должна быть ступенчатой, но в данном случае это не имеет значения. График следующего цикла работы ковша такой же и расположен от первого на расстоянии, равном $\tau_{ц}$. Аналогично изображают графики последующих циклов работы ковша. График для ковша № 2 сдвинут на $\tau_{нк}$ относительно ковша № 1, а график для ковша № 3 – на такую же величину относительно ковша № 2.

Теперь можно перейти к построению графика работы копильника. Предположим, что в момент начала заполнения первого ковша копильник заполнен металлом (точка F). Тогда в момент окончания заполнения ковша в копильнике будет металла меньше на $q_{рк}$ (точка G). Когда начнется заполнение второго ковша, копильник снова должен быть полон, то есть линия GH отражает процесс пополнения копильника металлом, поступающим из шахты вагранки. Дальнейшее построение ведут аналогично. На графике работы копильника хорошо видна частота открытия летки (она равна $\tau_{нк}$), что важно для выбора типа копильника (стационарный или поворотный). Следует проверить выполнение условия (16), которое свидетельствует о правильном выборе производительности вагранки $q_{вагр}$:

$$\frac{q_{рк}}{\tau_{нк}} < q_{вагр}. \quad (16)$$

График изменения температуры металла строят в координатах время – температура; за начало отсчета времени принимают момент выпуска из плавильного агрегата. Для рассматриваемого примера график показан на рис. 3.

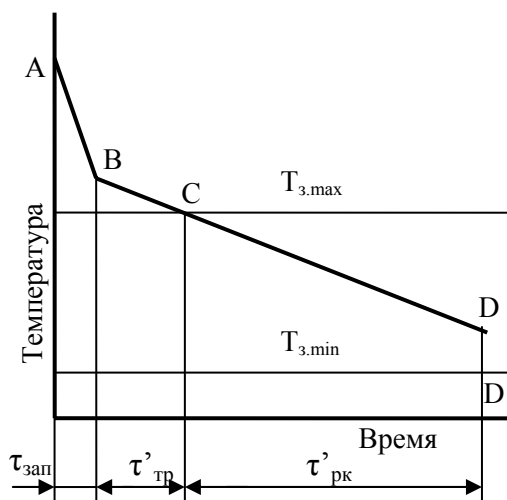


Рис. 3. Изменения температуры металла при раздаче из вагранки

Точка А соответствует температуре металла в копильнике перед выпуском, точка В – в ковше сразу после выпуска. Интервал времени между ними равен продолжительности заполнения ковша. Потеря температуры при выпуске составляет 15 – 30 К. Прямая BD отражает падение температуры металла в ковше. Отрезок BC – транспортировка ковша, CD – разливка. Точка D – начало заливки последней формы из ковша. Она должна лежать внутри интервала допустимых температур заливки форм. Интервал DD' – запас температуры. Промежуток времени $\tau'_{рк}$ можно рассчитать по формуле:

$$\tau_{pk} = \left(\tau_3 + \frac{a_\phi}{v_k + v_{ков}} \right) \cdot (n_\phi - 1). \tag{17}$$

Построение графика целесообразно начинать с точки С.

Рассмотрим более сложный вариант, когда плавку ведут в двух электродуговых печах, затем с помощью промежуточного ковша металл переливают в индукционный (тигельный или каналный) миксер, из которого выпускают в монорельсовые разливочные ковши. Циклограмма показана на рис. 4.

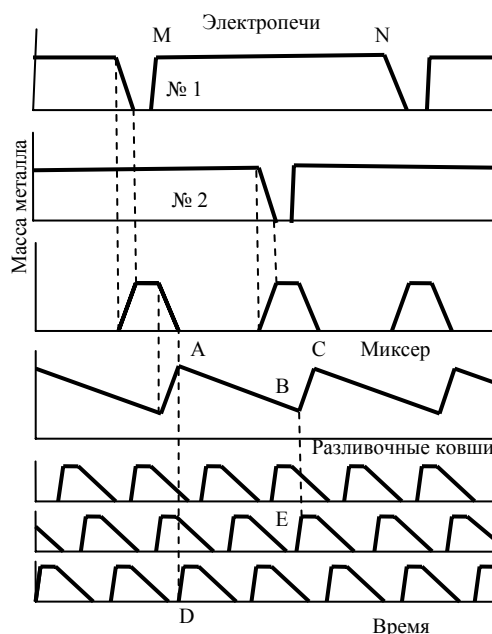


Рис. 4. Циклограмма для раздачи из миксера

Вначале строят графики работы разливочных ковшей, затем переходят к миксеру (построение циклограммы всегда ведут «против движения металла»). Для этого отмечают точку А, соответствующую моменту, когда миксер полон и начинается заполнение первого ковша. Затем находят точку В, когда заканчивается заполнение последнего ковша (в данном примере из миксера заполняют шесть ковшей). В этот момент в миксере остается «болото», после чего он сразу же пополняется из промежуточного ковша (линия ВС). Далее строят графики для промежуточного ковша и плавильных печей, согласовывая выпуск металла из ковша с пополнением миксера, а выпуск из печи – с заполнением промежуточного ковша.

Наконец, следует проверить, правильно ли выбраны производительность дуговых печей и их количество: промежуток времени между точками М и N должен быть несколько больше продолжительности плавки в печи по ее технической характеристике.

График падения температуры металла для данного варианта приведен на рис. 5.

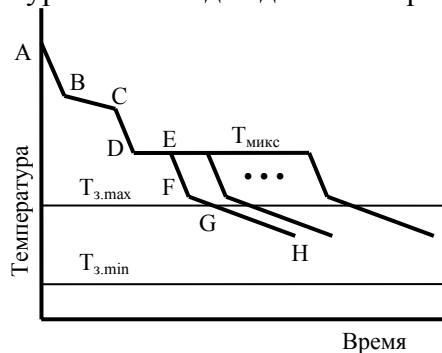


Рис. 5. Изменение температуры при раздаче из миксера

Отрезок ВС – потеря при транспортировке промежуточного ковша; АВ, CD и EF – при переливах; $T_{\text{микс}}$ – постоянная температура, поддерживаемая в миксере; G – начало заливки металла в первую форму; H – начало заливки последней формы из первого ковша. Построение графика следует начинать с точки G.

Циклограмма разливки металла с применением АЗУ показана на рис. 6. Начинают построение с графика работы АЗУ. Вначале следует рассчитать продолжительность разливки металла. При проектировании для этого удобно использовать формулу:

$$\tau_{\text{азу}} = \frac{Q_{\text{азу}} \cdot \Phi_{\text{д}}}{Q_{\text{жм}}}, \quad (18)$$

где $Q_{\text{азу}}$ – рабочая вместимость АЗУ; $Q_{\text{жм}}$ – годовая масса металла, разливаемого через АЗУ; $\Phi_{\text{д}}$ – действительный годовой фонд времени работы линии.

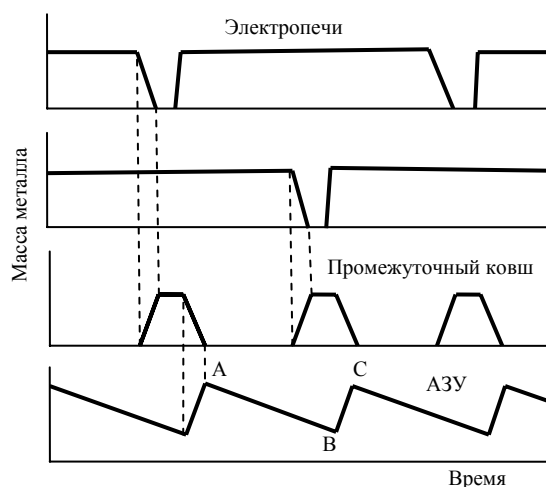


Рис. 6. Циклограмма для разливки из АЗУ

На циклограмме линия АВ соответствует процессу разливки металла из АЗУ, линия ВС – пополнению АЗУ из промежуточного ковша. Построение остальных графиков не требует пояснений.

ВЫВОДЫ

Разработан графо-аналитический метод согласования работы формовочного и плавильного оборудования литейного цеха. При проектировании нового цеха использование данного метода позволяет убедиться в работоспособности принятого варианта. Если согласование «не получается», следует изменить количество или (и) техническую характеристику оборудования, характер движения конвейера, его скорость и т. д. В условиях действующего цеха метод позволяет создать компьютерное программное средство, которое можно использовать при оперативном планировании.

ЛИТЕРАТУРА

1. Аксенов П. Н. Оборудование литейных цехов / П. Н. Аксенов // Учебник для вузов. – М.: Машиностроение, 1979. – 510 с.
2. Кнорре Б. В. Основы проектирования литейных цехов и заводов / под ред. Б. В. Кнорре. – М.: Машиностроение, 1979. – 375 с.
3. Логинов И. З. Проектирование литейных цехов / И. З. Логинов // Учебное пособие. – Минск: Высшая школа, 1975. – 319 с.
4. Индукционная канальная электропечь-миксер // Литье Украины. – 2003. – № 1 (29). – С. 8–9.

УДК 621.74:621.893

Наумик В. В., Бялик Г. А.

ВЫБОР ОПТИМАЛЬНОЙ ТЕХНОЛОГИИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ АНТИФРИКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Антифрикционные материалы широко применяются в современном машиностроении, в частности, для изготовления подшипников скольжения. Одним из классов таких традиционно применяемых материалов являются деформированные свинцовистые бронзы типа ОЦС 5–5–5. В тоже время экономический и практический интерес представляет возможность использования при промышленном изготовлении данных узлов трения литых заготовок.

В Запорожском национальном техническом университете была разработана технология и на базе вакуумной индукционной печи ОКБ–860 создана установка для получения непрерывнолитых заготовок из меди и сплавов на её основе, позволяющая использовать в качестве шихтовых материалов имеющиеся в наличии отходы, в том числе и малоразмерные [1].

Как известно, растворимость свинца в твёрдой меди не превышает 0,09 % [2], и в сплавах с более высоким содержанием он выделяется в виде включений.

При содержании свинца порядка 5 %, характерном для свинцовистой бронзы имеет место относительно большой (порядка 60 °С) температурный интервал двухфазной зоны. Образующиеся включения свинца вследствие существенного превышения плотности последнего по сравнению с основой, под действием гравитационных сил могут оседать и локализоваться в нижней части отливки. При этом получают развитие процессы перикинетической и ортокинетической коагуляции [3], при которых происходит укрупнение отдельных частиц свинца за счёт уменьшения их общего количества. Следствием указанных процессов является неравномерное распределение включений свинца по сечению отливок и нестабильность антифрикционных свойств.

В процессе непрерывного литья бронзы типа ОЦС 5–5–5 поблизости фронта затвердевания кроме локальных участков, обогащённых жидким свинцом, образуется хрупкая интерметаллидная ξ -фаза, образованная медью и ликвирующим оловом, что может привести к разрыву формирующейся заготовки. Во-избежании последнего была применена прерывистая вытяжка. Во время остановок локальная концентрация олова в расплаве снижалась и хрупкая ξ -фаза не образовывалась, однако производительность установки при этом снижалась [4].

Последствия локальной концентрации свинца можно минимизировать за счёт снижения его общего содержания в бронзе, однако, в настоящее время вопросы влияния содержания свинца на антифрикционные свойства бронзы ОЦС 5–5–5 являются малоизученными.

Целью данной работы является сравнительный анализ свойств материала традиционно применяемой деформированной и полученной на опытной установке непрерывнолитой заготовки с направленно ориентированной структурой, а также изучение изменения антифрикционных свойств свинцовистой бронзы при снижении содержания в ней свинца, снижающего литейную технологичность сплава.

Для достижения поставленной цели была специально сконструирована и создана установка, а также разработана методика ускоренных испытаний материалов на износ. Установка (рис. 1) собрана на базе сверлильного станка. Испытуемый плоский образец приводится в контакт с твердосплавным диском, вращаемым шпинделем станка. При помощи специального устройства к образцу прикладывается определённая нагрузка, при этом за счёт зазоров в системе нагружения обеспечивается его равномерное прилегание к диску.

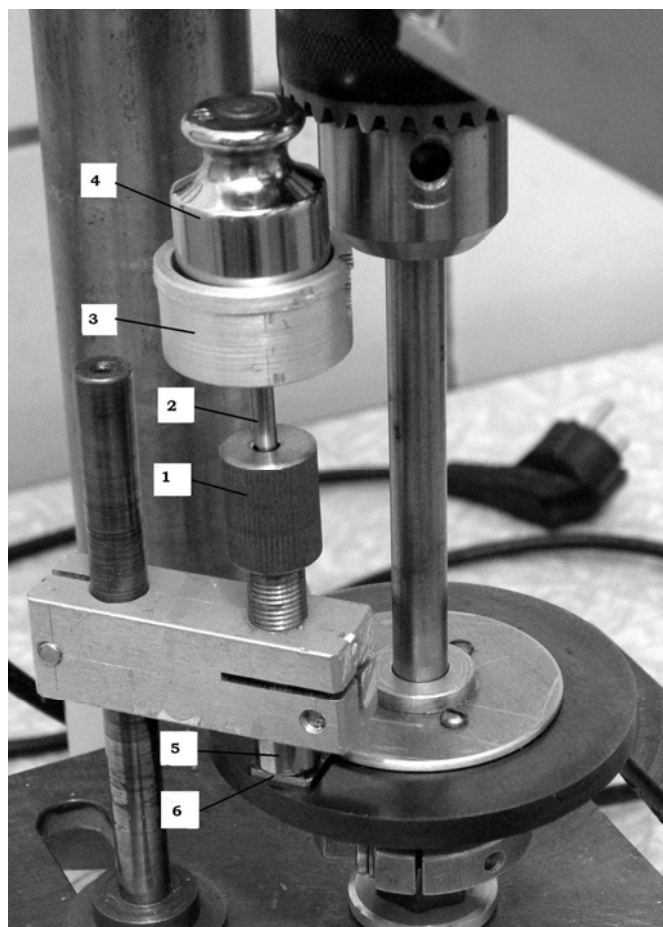


Рис. 1. Устройство для определения износа антифрикционных материалов: 1 – направляющая втулка; 2 – шток; 3 – держатель груза; 4 – груз; 5 – держатель образца; 6 – образец

Износ поверхности образцов определяли методом отпечатков [5]. Перед испытаниями на поверхности образца изготавливали шлиф и алмазной пирамидой с углом при вершине 136° под определённой нагрузкой наносили некоторое количество отпечатков. Затем включали привод вращения диска и через определённые промежутки времени, по мере износа, определяли изменение средней длины диагонали отпечатков. Пересчётом определяли среднюю величину линейного износа испытываемых материалов.

Исследовали износостойкость поверхности образцов бронзы ОЦС 5–5–5 в деформированном виде и опытной непрерывнолитой заготовки, с ориентацией структуры вдоль направления износа, при испытаниях с применением смазки индустриальным маслом в условиях плоского трения при частоте вращения диска 500 мин^{-1} под нагрузкой 1 Н. Были изготовлены плоские образцы толщиной 1,5 мм. Отпечатки наносили с нагрузкой 2 Н. Линейный износ определяли после 5, 10, 110, 1910, 2510, 3110 и 3710 с вращения диска.

Анализ графически представленных результатов исследования (рис. 2) показал, что на литом образце, как более мягком, гораздо быстрее происходил износ в течение начального этапа притирки трущихся поверхностей. Затем в полной мере проявлялись антифрикционные свойства материала, и износ поверхности резко снижался. На более твёрдом образце деформированной бронзы этап притирки с быстрым износом чётко не проявлялся, однако затем истирание поверхности шло более интенсивно и после примерно 3000 секунд испытания ещё более усиливалось в процессе чего, как показали исследования под микроскопом, на поверхности наблюдались вырывы частиц материала.

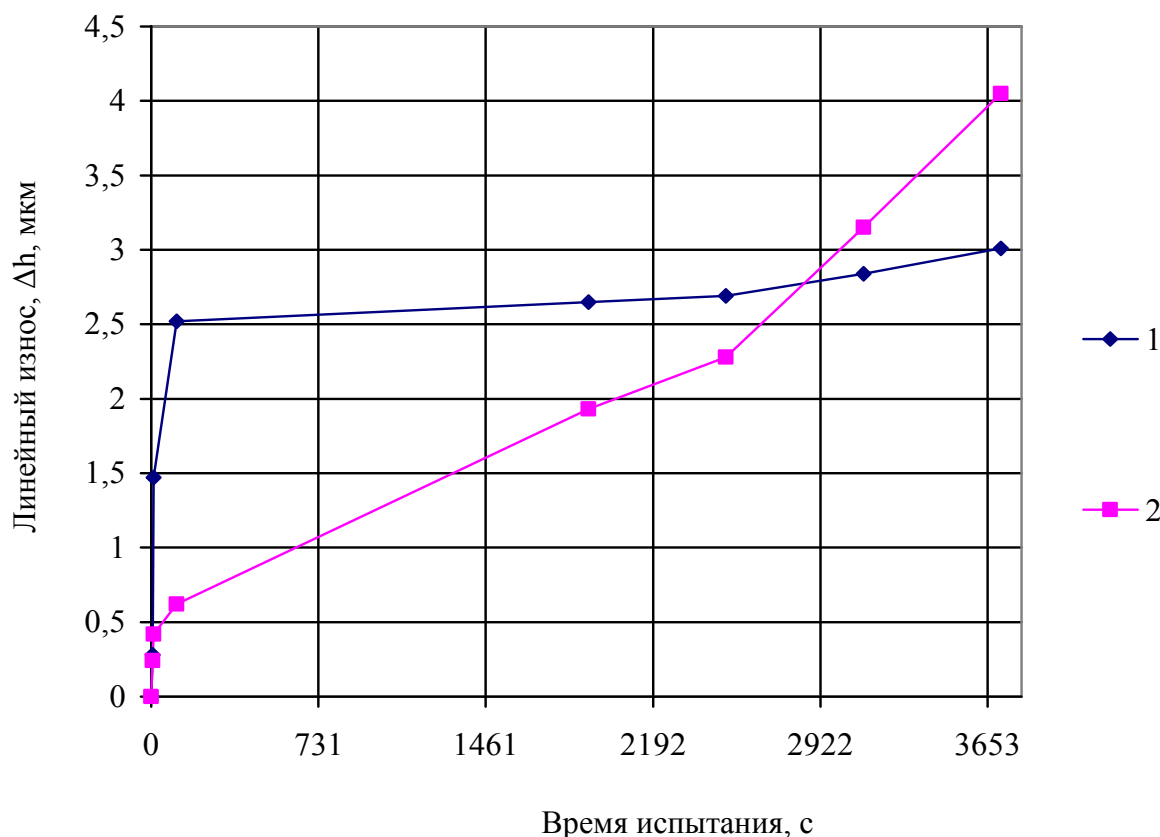


Рис. 2. Сравнительный анализ износостойкости деформированной и непрерывнолитой бронзы ОЦС 5–5–5: 1 – непрерывнолитой образец, ориентированный структурой вдоль направления износа; 2 – деформированный образец

Для изучения влияния содержания свинца в бронзе типа ОЦС 5–5–5 были изготовлены пробы с различным его содержанием. Опытный металл выплавляли в открытой индукционной печи в графитовой тигель-форме. В качестве шихты использовали медь марки М1, химически чистые цинк, олово и свинец. После расплавления шихты тигель-форму извлекали из печи и нижнюю её часть охлаждали в воде для создания эффекта направленной кристаллизации. Таким образом были получены слитки с плотной структурой, без усадочных дефектов с содержанием свинца на уровне следов, а также 3,0 и 5,5 %. Содержание остальных элементов соответствовало требованиям ГОСТ.

Из полученного металла для проведения испытаний на износ были изготовлены плоские образцы толщиной 3 мм. Отпечатки наносили под нагрузкой 10 Н, что позволили увеличить длительность эксперимента. Испытания проводили с применением смазки (индустриального масла) под нагрузкой 1 Н при частоте вращения диска 500 мин^{-1} .

Полученные результаты явно показали (табл. 1), что при снижении содержания свинца антифрикционные свойства бронзы резко снижались.

Таким образом, снижение содержания свинца в бронзе для повышения технологичности сплава является нерациональным, поскольку это приводит к резкому снижению износостойкости – одного из основных эксплуатационных свойств антифрикционного материала.

Свинец в сплавах на медной основе обособляется в виде специфических включений тёмного цвета и может быть легко идентифицирован при металлографическом анализе.

Ранее авторами был разработан и предложен металлографический метод определения содержания свинца в свинцовистых бронзах [6]. Ввиду явной корреляции между содержанием свинца и антифрикционными свойствами, данный метод может быть также предложен для экспресс контроля износостойкости сплава при производстве бронз.

Таблица 1

Влияние содержания свинца на износостойкость бронзы ОЦС 5–5–5

Время испытания, с	Износ, Δh , мкм, при содержании свинца, %		
	следы	3,0	5,5
5	0,890	0,395	0,087
10	1,064	0,427	0,136
110	1,247	0,459	0,173
1910	1,460	0,491	0,216
3710	1,57	0,551	0,227
5510	1,990	0,665	0,253

ВЫВОДЫ

Таким образом, проведенный комплекс исследований показывает, что непрерывнолитые заготовки для подшипников скольжения из свинцовистой бронзы, характеризующиеся структурой, ориентированной вдоль направления износа, не уступают и даже превосходят по износостойкости традиционно применяемые деформированные.

Снижение содержания свинца для повышения литейной технологичности сплава является неприемлемым, поскольку приводит к резкому снижению эксплуатационных свойств материала.

Заготовки из бронзы типа ОЦС 5–5–5, полученные на созданной установке с применением прерывистой вытяжки, отличаются высоким качеством поверхности и могут без дополнительной механической обработки быть использованы при изготовлении подшипников скольжения.

Контроль уровня антифрикционных свойств готового изделия может осуществляться металлографическим методом по содержанию свинца в бронзе.

ЛИТЕРАТУРА

1. Разработка рациональной экологически безопасной технологии переработки отходов меди и сплавов на её основе / В. В. Наумик, Г. А. Бялик, С. И. Адамчук, В. В. Лунёв // Теория и практика металлургии. – 2007. – № 6. – С. 13–20.
2. Хансен М. Структуры двойных сплавов: [справочник] / М. Хансен, К. Андроко; пер. с англ. П. К. Новика и др. – М.: Металлургия. – 1962. – 608 с.
3. Попель С. И. Интенсивность зарождения и укрупнения неметаллических включений в стали / С. И. Попель // Известия высших учебных заведений. Чёрная металлургия. – М.: Металлургиздат. – 1962. – № 4. – С. 5–13.
4. Безперервне лиття в вакуумі прецизійних заготовок з міді та її сплавів / В. В. Луньов, Г. А. Бялік, А. В. Пархоменко, В. В. Наумик // Теория и практика металлургии. – 2003. – № 4. – С. 26–29.
5. Справочник машиностроителя. Том 2. – М.: Государственное научно-техническое издательство машиностроительной литературы, 1952. – 1080 с.
6. Металлографический метод определения содержания свинца в свинцовистых бронзах / Г. А. Бялик, В. В. Наумик, А. В. Пархоменко, С. И. Адамчук // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2002. – № 2. – С. 60–61.

УДК 669.162.275:669.15–198:66.061.1

Нестерук Е. П., Бубликов В. Б., Латенко В. П., Суменкова В. В.

О ХАРАКТЕРЕ МЕЖФАЗНОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ПРИ РАСТВОРЕНИИ ФЕРРОСИЛИЦИЯ В ПРОЦЕССЕ МОДИФИЦИРОВАНИЯ ЧУГУНА

Высокопрочный чугун с шаровидным графитом (ВЧ) является прогрессивным литым конструкционным материалом современного машиностроения [1]. В технологиях высокопрочного чугуна модифицирование является главным структуро- и свойствообразующим фактором. В результате модифицирования целенаправленно изменяются химический состав, физические свойства, строение расплава и создаются условия, при которых в процессе кристаллизации в структуре отливок образуется шаровидный графит и предотвращается образование эвтектического цементита. Одним из основных направлений повышения качества отливок из высокопрочного чугуна при одновременном снижении их стоимости, что требуют законы конкуренции, является развитие и оптимизация процессов модифицирования. Модифицированию чугуна предшествует процесс химического растворения, осложненный нагревом, фазовым переходом (плавлением) и образованием на поверхности частиц модификатора «мешающих фаз» – замороженной корочки чугуна или шлаковой оболочки. Взаимодействие твердых материалов с металлическим расплавом характеризуются следующими аспектами: термодинамикой взаимодействий; кинетическими особенностями процессов плавления и растворения модификаторов в расплаве. На эти процессы оказывают влияние следующие факторы: конвективные потоки, скорость диффузии, динамическая вязкость расплава и др. Эффективность и стабильность результатов модифицирования в значительной мере определяется механизмом и кинетикой процесса растворения твердого модификатора в жидком чугуне. Для определения скорости плавления и растворения твердых тел в жидкометаллической среде используются разнообразные экспериментальные и расчетные данные. Математические формулы, описывающие процессы плавления и растворения твердых добавок в жидких металлах, построены на ряде существенных упрощений и сводятся к системам дифференциальных уравнений (обратная задача Стефана и др.), которые в большинстве случаев не имеют точного решения [2, 3]. Применение теоретических формул затруднено из-за отсутствия точных значений физико-химических параметров, коэффициентов теплоотдачи и массоотдачи. Создание правильной физической картины взаимодействия фаз при модифицировании в расплаве чугуна и определение относительной роли различных факторов процесса представляет не только интерес, но и является актуальным для разработки новых ресурсосберегающих технологий.

Целью данной работы являлось изучение закономерностей тепломассообменных процессов при модифицировании и исследование влияния теплофизических, физико-химических факторов на характер межфазного взаимодействия и кинетику растворения ферросилиция ФС75 в расплаве чугуна. Самым распространенным графитизирующим модификатором в производстве высокопрочных чугунов является 75 % ферросилиций, который служит основным сплавом для графитизирующего модифицирования и базовым сплавом для получения комплексных модификаторов, а также лигатуры магния с ферросилицием. Для исследования процесса растворения и межфазного взаимодействия модификаторов с жидким чугуном использовали образцы ферросилиция ФС75. Скорость растворения определяли по изменению массы образца ферросилиция за время выдержки в расплаве чугуна при заданной температуре. Продолжительность выдержки варьировали в пределах 1–15 с, температура чугуна варьировалась в диапазоне 1350–1450 °С. Образцы ферросилиция (рис. 1) в форме призмы, пластины, многогранника, цилиндра, куба изготавливали механическим способом. Плавку чугуна проводили в индукционной печи. Исходный чугун (до ввода образцов ФС75)

имел массовые доли элементов, %: 3,3–3,7 C; 1,2–1,6 Si; 0,2–0,4 Mn; 0,2–0,3 Ni; Cr и P < 0,1; S < 0,025.

Погружение твердого образца ферросилиция ФС75 в жидкий чугун сопровождается резким термическим ударом. При погружении в чугун температура поверхностных слоев ФС75 скачкообразно повышается, приближаясь к температуре чугуна.



Рис. 1. Внешний вид исходных образцов ферросилиция

Это может вызвать растрескивание и оплавление отдельных участков поверхности образца ФС75, особенно острых кромок граней. Одновременно теплопередача в глубинные слои ферросилиция ведет к кратковременному локальному охлаждению расплава в зоне контакта с твердым образцом. При понижении температуры ниже критической возможно фрагментальное намерзание чугуна в виде пленки на поверхности образца ФС75. Однако конвективные потоки чугуна, омывающие образец способствуют быстрому выравниванию температурных полей и расплавлению намерзшего металла. В результате дальнейшей выдержки интенсивный нагрев распространяется на всё сечение образца ФС75, и устанавливается стабильный процесс теплообмена с направленным тепловым потоком от чугуна к твердому ферросилицию с определенным температурным градиентом, величина которого зависит от температуры жидкого чугуна, массы, геометрии и теплофизических свойств ФС75.

В зависимости от температуры чугуна и выдержки ФС75 в расплаве остатки образцов ферросилиция имеют вид почти полностью или частично растворившихся тел с характерной грубой шероховатостью поверхности, образуемой локальными выступами и углублениями. На образцах (рис. 2) можно увидеть капли чугуна, намерзшие при стекании расплава в момент извлечения ферросилиция из печи. Наблюдаемые значительные по размерам гладкие участки поверхности, на которых отсутствуют каплевидные образования, свидетельствуют об отделении от образца достаточно крупных фрагментов плавящегося ферросилиция. Развитию процесса плавления, очевидно, способствует фактор образования в поверхностном слое образца легкоплавких силицидов с температурой плавления 1208–1220 °С и значительно меньшего по сравнению с исходным ферросилицием количества в поверхностном слое кремния – тугоплавкой фазы с температурой плавления 1430 °С [4]. Уносимые в условиях развитой конвекции с поверхности образца большие конгломераты твердо-жидкого слоя ферросилиция ускорено расплавляются. Растворение расплавленного ферросилиция в жидком чугуне в условиях жидкофазного смешивания происходит предельно быстро.

В продольном разрезе образцов ферросилиция, извлеченных из жидкого чугуна, различаются две структурные зоны: внутренняя часть - серая область основного остаточного ферросплава и наружный слой вновь сформировавшейся структуры – корки, более светлого оттенка (рис. 3).



Рис. 2. Внешний вид образцов ферросилиция после выдержки в расплаве чугуна

В процессе удаления образца ферросплава из чугуна возможен отрыв части жидкости от твердого тела и образование внутренних замкнутых полостей. Под действием сил тяжести и поверхностного натяжения кристаллизуется сферообразная оболочка, наружный тонкий слой которой частично может быть металлизирован.

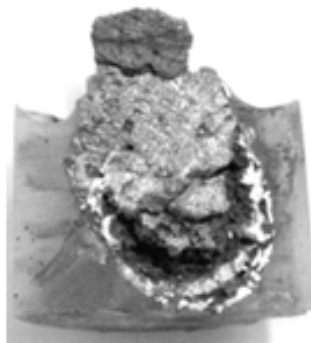


Рис. 3. Вид в разрезе образца ферросилиция после выдержки в расплаве чугуна

Структура промышленного ФС75, из которого изготовлены экспериментальные образцы, состоит из крупных первичных кристаллов кремния и некоторого количества эвтектики (рис. 4, а). Металлографическими исследованиями образцов, извлеченных из жидкого чугуна, было установлено, что подобная структура сохраняется лишь в остаточных наименее прогретых глубинных участках ферросилиция. В зоне твердого ферросплава, примыкающей к границе активного растворения, наблюдается более мелкокристаллическая структура по сравнению с исходной (рис. 4, б). Измельчение структуры происходит вследствие интенсивной диффузии кремния, приводящей к фазовым превращениям в поверхностном слое образца ФС75 и способствует ускоренному диффузионному переходу кремния в расплав чугуна. В корке формируется однородная по сечению образца структура, как правило, в виде равноосных зерен (рис. 4, в).

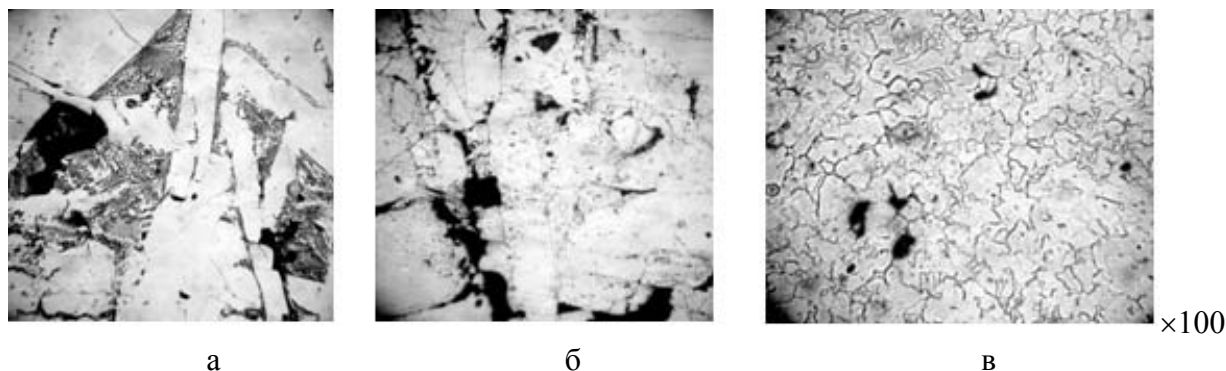


Рис. 4. Микроструктура ферросилиция: а – исходная; б – центральная зона образца; в – корка на поверхности после выдержки в жидком чугунае

Образец исходного ферросилиция выдерживали в чугунае при 1450 °С 4,2 с. За время выдержки массовая доля кремния в ферросилиции уменьшилось с 75 до 45 %. Скорость диффузии кремния в образце составила 7,62 % в секунду. Массовая доля железа в образце увеличилось с 25 до 55 %. Таким образом, вследствие диффузии кремния изменилось соотношение массовой концентрации кремния и железа в образце ферросилиция и составило 45 : 55 соответственно.

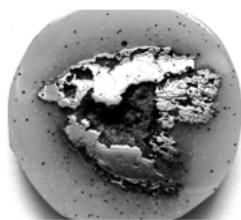


Рис. 5. Макроструктура поперечного разреза образца ферросилиция ФС75 после выдержки 4,2 с в жидком чугунае при температуре 1450 °С

На поверхности образца ферросилиция образовалась корка сплава железа с кремнием с соотношением 75 : 25 соответственно (рис. 5.). На границе раздела образец – корка массовая доля кремния составила 27 %. Через 500 мкм движения зонда по корке в сторону чугуна массовая доля кремния уменьшилась до 23 %. Скорость диффузии кремния на участке корки шириной 500 мкм составила 1 % в секунду. Дальнейшее перемещение зонда по ширине корки (до 3,8 мм) показало стабильную массовую долю кремния около 23 %.

На рис. 6 приведена микроструктура переходного диффузионного слоя системы чугуна-ферросилиций. Микроструктура затвердевшего чугуна состоит из пластинчатого графита, перлита пластинчатой и мелкозернистой формы и феррита в виде отдельных гнезд и включений П85 (Ф15), местами П92 (Ф8).

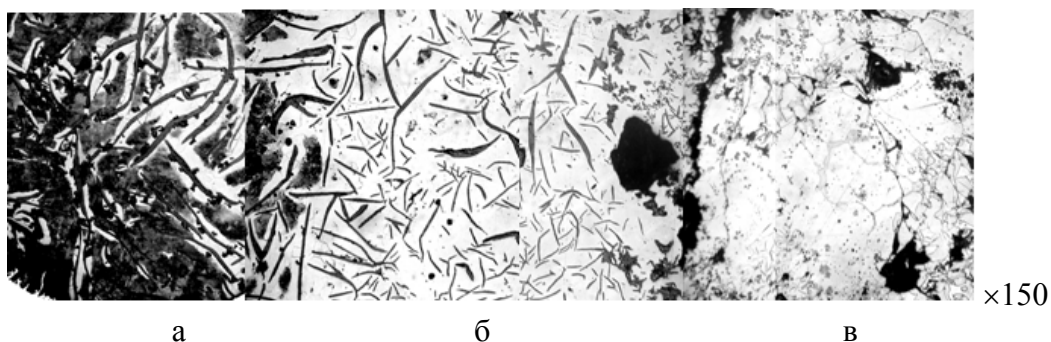


Рис. 6. Микроструктура на границе системы чугуна-ферросилиций ФС75: а – исходный; б – переходной слой; в – ферросилиций ФС75

Микроструктура ферросилиция ФС75 представляет собой кристалл кремния и эвтектики, состоящей из кремния и лебоита FeSi_2 . Микроструктура металлической основы в слое чугуна на границе с ФС75 толщиной 1,08–1,35 мм ферритная, что свидетельствует об интенсивной диффузии повышенной концентрации кремния, в приграничной зоне чугуна. Нагрев поверхности ферросилиция обуславливает интенсивный диффузионный поток кремния из высококремнистого ферросплава в расплав низкокремнистого чугуна. Из чугуна в тело прогреваемого образца ФС75 диффундирует углерод, массовая концентрация которого в расплаве в 35 раз больше, чем в ферросилиции (0,1 %).

Вследствие понижения содержания кремния изменяется соотношение Si:Fe и повышается концентрация железа в образце ферросилиция по сравнению с начальным состоянием. Соответственно изменению химического состава поверхностного слоя ФС75 изменяется фазовый состав и понижается температура плавления до $\sim 1220^\circ\text{C}$ (диаграмма состояния Fe–Si). Очевидно, что возрастает вероятность растворения ферросилиция преимущественно плавлением поверхности образца, при этом максимально ускоряется переход кремния в расплав чугуна. При установившемся диффузионном потоке кремния последующая динамика растворения ферросилиция зависит от скорости теплообмена в жидкой среде в объеме ванны чугуна и в значительной мере от характера термохимического взаимодействия компонентов этой среды, прежде всего кремния, железа, углерода в зоне контакта с образцом ФС75.

Благодаря силам физико-химического взаимодействия определенный слой жидкости, обволакивающей твердое тело растворяющегося образца ферросилиция, удерживается на его поверхности и извлекается из ванны в процессе удаления образца. При охлаждении на воздухе жидкость фиксируется в кристаллизующейся корке. Поэтому можно считать, что состав корки практически соответствует составу жидкой или твердо-жидкой среды в диффузионной и прилегающей к ней области растворения, существующей в момент окончания выдержки образца. Из результатов микрорентгеноспектрального анализа состава корки следует, что среда, окружающая растворяющийся твердый ферросилиций, представляет собой ферросплав с массовой долей кремния 23–27 %. Согласно диаграмме равновесного состояния системы Fe–Si этой области концентрации кремния температура плавления составляет $\sim 1200 - 1300^\circ\text{C}$.

ВЫВОДЫ

Таким образом, при растворении ферросилиция ФС75 в жидком чугуне одновременно идет встречная диффузия железа и углерода из расплава чугуна в ферросилиций и кремния из ферросилиция в расплав чугуна, и фазовый переход (плавление) с последующим ускоренным переносом компонентов из расплавленного ферросилиция в расплав чугуна.

Установлено, что растворение происходит как за счет отрыва целых конгломератов частиц поверхностного слоя, так и диффузией химических элементов в связи с различной их концентрацией в расплаве чугуна и в ферросилиции. Интенсификация растворения ферросилиция может быть достигнута за счет повышения температуры жидкого чугуна и увеличения скорости его движения относительно поверхности межфазного взаимодействия.

ЛИТЕРАТУРА

1. Щербединский Г. В. Чугун как перспективный материал XXI столетия / Г. В. Щербединский // *Металловедение и термическая обработка металлов.* – 2005. – № 7. – С. 83–93.
2. Лыков А. В. Теплообмен / А. В. Лыков // *Справочник.* – М.: Энергия, 1978. – 479 с.
3. Гольдфарб Э. М. Теплотехника металлургических процессов / Э. М. Гольдфарб. – М.: Металлургия, 1967. – 440 с.
4. Елютин В. П. Производство ферросплавов / В. П. Елютин, Ю. А. Павлов и др. // *Электрометаллургия.* – М.: 1957. – 31 с.

УДК 621.874.04

Поликарпов Ю. В.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ РЕГУЛИРОВОЧНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ДВИГАТЕЛЕЙ, НЕОБХОДИМЫХ ДЛЯ СПРЯМЛЕНИЯ ТРАЕКТОРИИ ДВИЖЕНИЯ КРАНА

В общем случае колеса мостовых, и других кранов, перемещающихся по рельсовому пути, установлены с относительно небольшими взаимными перекосами. Вследствие этого траектория движения крана на цилиндрических колесах искривляется, и он движется по круговой траектории [1]. Такой кран удерживается на рельсовом пути благодаря наличию реборд, которые вступают в контакт с рельсами. Следствием их взаимодействия является износ колес и рельсов, появление усилий, воздействующих на мост крана и несущие конструкции, а также дополнительные затраты энергии.

Одним из возможных направлений решения этих проблем является переход от неуправляемого движения крана к управлению траекторией его движения за счет управления приводами.

В работе [2] показано, что с позиций механики движения крана возможности для этого имеются. Имеются и ограничения, которые обусловлены необходимостью увеличения мощности двигателей вместе с ростом исходной кривизны траектории и предельными значениями движущих сил, передаваемых через фрикционные контакты колес с рельсами. Исходная кривизна траектории движения крана определяется углом эффективного перекоса колес β_3 . Для четырехколесного крана:

$$\beta_3 = (\beta_1 + \beta_2) - (\beta_3 + \beta_4), \quad (1)$$

где β_i – угол перекоса i – го колеса.

При спрямлении значительной кривизны один из двигателей должен работать в двигательном, а другой – тормозном режиме. Результаты были получены в предположении, что система управления двигателями обеспечивает их необходимые механические характеристики.

Целью данной работы является определение вида механических характеристик двигателей механизма передвижения кранов на цилиндрических колесах с отдельным приводом, при которых может быть осуществлено спрямление траектории их движения.

Ответ на этот вопрос можно получить, установив как должны изменяться скорости двигателей при регулировании движущих сил с целью спрямления траектории движения крана.

Если считать, что в результате кран должен двигаться по прямой, то скорости колес, находящихся по разные стороны пролета крана, должны быть одинаковы в независимости от нагрузки на один или другой двигатель. Если не учитывать продольное скольжение ведущих колес, то этому условию отвечает горизонтальные или абсолютно жесткие механические характеристики двигателей. При учете потери скорости, вызванной продольным скольжением, возрастающим вместе с усилием, передаваемым через фрикционный контакт колеса и рельса, характеристика должна быть восходящей. Найдем угол ее наклона, приравняв скорости приводных колес по разные стороны пролета с учетом их упругого продольного скольжения и остаточной кривизны траектории движения.

Считая, что в общем случае возможна остаточная кривизна траектории, найдем соотношение скоростей колес, предполагая, что центр ее кривизны расположен слева,

$$V_2^k = V_1^k \left(1 + \frac{L}{R_c}\right), \quad (2)$$

где V_1^k , V_2^k – линейные продольные скорости движения центров колес, R_c – радиус остаточной кривизны траектории, L – пролет крана.

Обозначим номинальные скорости двигателей и развиваемые ими движущие силы как $V_1^{\partial H}$, $V_2^{\partial H}$, и F_1^H , F_2^H , имея в виду, что они соответствуют установке колес без перекосов и расположению тележки посреди пролета. Предположим, что потребные характеристики двигателей могут быть аппроксимированы линейными зависимостями, и обозначим их жесткости k_1^{∂} , k_2^{∂} . Это предположение основывается на линейной зависимости между скоростями упругого скольжения и сдвигающими силами [2]. Тогда:

$$V_1^{\partial} = V_1^{\partial H} (1 - (F_1 - F_1^H)k_1^{\partial}),$$

$$V_2^{\partial} = V_2^{\partial H} (1 - (F_2 - F_2^H)k_2^{\partial}),$$

где V_1^{∂} , V_2^{∂} – скорости валов двигателей.

Учтя упругое продольное относительное скольжение и потери на трение в подшипниковых узлах, приведем эти скорости к центрам колес :

$$V_1^k = V_1^{\partial H} (1 - (F_1 - F_1^H)k_1^{\partial}) \left(1 - \left(F_1 - P_1 \frac{fd}{D}\right)k_1^{np}\right), \tag{3}$$

$$V_2^k = V_2^{\partial H} (1 - (F_2 - F_2^H)k_2^{\partial}) \left(1 - \left(F_2 - P_2 \frac{fd}{D}\right)k_2^{np}\right), \tag{4}$$

где P_1 , P_2 – вертикальная нагрузка на колеса 1 и 2 соответственно, f – коэффициент потерь в подшипнике, d – средний диаметр подшипника, D – диаметр ходового колеса по дорожке катания, k_1^{np} , k_2^{np} коэффициенты упругой продольной податливости контакта приводных колес с рельсами. Подставив (3) и (4) в (2), получим:

$$V_1^{\partial H} (1 - (F_1 - F_1^H)k_1^{\partial}) \left(1 - \left(F_1 - P_1 \frac{fd}{D}\right)k_1^{np}\right) \left(1 + \frac{L}{R_c}\right) = V_2^{\partial H} (1 - (F_2 - F_2^H)k_2^{\partial}) \left(1 - \left(F_2 - P_2 \frac{fd}{D}\right)k_2^{np}\right). \tag{5}$$

Механические характеристики двигателей представлены в выражении (6) величинами номинальных скоростей и моментов каждого двигателя, а также коэффициентами жесткости их характеристик. С практической точки зрения желательно, чтобы их значения для двигателя привода каждой стороны крана были одинаковы. Приняв их равными, для случая прямолинейного движения крана, когда $R_c = \infty$, и при положении тележки посреди пролета с учетом того, что $F^H = -0,5W$, а $F_2 = -W - F_1$, будем иметь:

$$(1 - (F_1 + 0,5W)k^{\partial}) \left(1 - \left(F_1 - P \frac{fd}{D}\right)k_1^{np}\right) = (1 + (0,5W + F_1)k^{\partial}) \left(1 - \left(-W - F_1 - P \frac{fd}{D}\right)k_2^{np}\right),$$

откуда:

$$k^{\partial} = - \frac{(F_1 - N)k_1^{np} + (W + F_1 + N)k_2^{np}}{(0,5W + F_1)(2 + (W + F_1 + N)k_2^{np} - (F_1 - N)k_1^{np})}. \tag{6}$$

Выполненные по методике работы [3] расчеты показывают, что в диапазоне продольных скольжений до 0,0006 их зависимость от сдвигающих усилий может считаться линейной. Соответствующие коэффициенты податливости контакта приведены в табл. 1. Из табл. 1 видно, что порядок их величин соответствует 10^{-6} .

При равенстве вертикальных нагрузок на колеса и линейной зависимости продольного скольжения от сдвигающей силы коэффициенты упругой продольной податливости фрикционного контакта k_1^{np} , k_2^{np} будут равны между собой. Обозначим $k_1^{np} = k_2^{np} = k^{np}$ и произведем замену в (7). После преобразований получим:

$$k^{\partial} = -\frac{k^{np}}{1 + (0,5W + N)k^{np}}.$$

Очевидно, что второе слагаемое в знаменателе значительно меньше единицы. Это дает основания принять, что:

$$k^{\partial} \approx -k^{np}. \quad (7)$$

Полученный результат означает, что в том случае, если приводные двигатели механизма передвижения будут иметь идентичные восходящие линейные механические характеристики с коэффициентом жесткости, равным по модулю коэффициенту упругого продольного скольжения, то при расположении тележки с грузом посреди пролета спрямление траектории движения крана будет возможным при любом необходимом соотношении скоростей двигателей.

Таблица 1

Коэффициенты относительной упругой продольной податливости контакта колес и рельсов $\times 10^5$, кН⁻¹

Поперечное скольжение	Тележка посреди пролета	Тележка у левой опоры	
		Л	П
0,0002	0,575	0,418	1,08
0,0004	0,588	0,426	1,11
0,0006	0,602	0,435	1,15
0,0008	0,619	0,444	1,19
0,001	0,635	0,455	1,23
Среднее значение	0,604	0,436	1,15

По-видимому, выдержать значение коэффициента жесткости механических характеристик двигателей с точностью до шестого знака будет затруднительно. В этой связи необходимо определить допустимое их отклонение от требуемой величины. Для этого прибегнем к численному анализу. Примем те же значения параметров крана, что и в работе [2], а именно: грузоподъемность – 63 т, сила тяжести моста крана – 500 кН; тележки – 370 кН; диаметр ходовых колес – 800 мм, радиус головки рельса – 500 мм, пролет крана L – 28 м, база B – 5 м; отношение коэффициента трения качения колеса по рельсу μ к диаметру колеса D – 0,0012; отношение среднего диаметра подшипника d к диаметру колеса D – 0,3; коэффициент трения в подшипнике f – 0,015.

Величина допустимого остаточного радиуса кривизны траектории может быть получена исходя из выбранной конструктором составляющей бокового зазора между рельсами и ребордами, предназначенной для компенсации кривизны траектории его движения, и длины зоны обслуживания крана. Предположим, длина зоны обслуживания L1 = 100 м, а составляющая зазора Δ равна 10 мм на сторону. Считая зону обслуживания хордой окружности постоянного радиуса, а зазор – стрелкой хорды, можем определить остаточный радиус кривизны траектории из выражения:

$$R_c = \frac{L_1^2}{8\Delta} = \frac{100^2}{8 \times 0,01} = 125000 \text{ м.}$$

Для сравнения, при отсутствии регулирования и угле эффективного перекоса, например, в 0,0012 радиан радиус кривизны траектории этого крана составит 8330 м.

Найдем те значения k^{∂} , при которых радиус кривизны траектории не будет меньше допустимой величины.

В процессе определения необходимо использовать значения коэффициентов поперечной податливости фрикционного контакта каждого из приводных колес. Анализ результатов расчета скольжений по методике [3] показывает, что влиянием продольного скольжения приводных колес на поперечное их скольжение можно пренебречь. Т. е. коэффициенты поперечной податливости фрикционного контакта колес с рельсами можно считать одинаковыми для всех приводных колес. Погрешность идет в запас, так как при учете продольного скольжения поперечное скольжение возрастет.

Для нахождения k^o использовано средство «Поиск решения» MS Excel. Целевая функция – разность скоростей центров колес. Цель – сведение ее к нулю. Изменяемые величины – движущая сила левого двигателя F_1 ; остаточный радиус кривизны траектории. Ограничения – предельная величина радиуса остаточной кривизны траектории и отклонения движущей силы от требуемого значения. Потребная величина движущей силы левого двигателя F_1 определялась из выражения [2]:

$$F_1 = \frac{\beta_3 B}{4L[(k_1 + k_2)]} - W_1,$$

где B – база крана, k_1, k_2 – коэффициенты упругой поперечной податливости контакта с рельсом колес левой и правой сторны крана $\sim 6 \times 10^{-6}$ кН⁻¹ каждый, см. табл. 1.

Результаты расчетов при угле эффективного перекоса 0,0012 приведены в табл. 2.

Таблица 2

Радиус остаточной кривизны траектории движения крана при угле эффективного перекоса колес 0,0012

Кдв	L_1/L	F_1^{ϕ} , кН	F_1 , кН	S , кН	v	R_o , км
-0,000012	0,9	16,4	15,5	-78,0	-0,00032	-410
	0,5	17,4	18,2	-68,3	-0,00028	-189
	0,1	20,1	21,0	-68,3	-0,00028	-169
-0,00001	0,9	16,4	15,5	-78,0	-0,00032	-1505
	0,5	19,1	18,2	-78,0	-0,00032	-226
	0,1	21,9	21,0	-78,0	-0,00032	-243
-0,000008	0,9	15,8	15,5	-74,8	-0,00031	904
	0,5	19,1	18,2	-78,0	-0,00032	-410
	0,1	20,1	21,0	-68,3	-0,00028	-494
-0,00000588	0,9	14,6	15,5	-68,3	-0,00028	390
	0,5	17,4	18,2	-68,3	-0,00028	40327
	0,1	20,1	21,0	-68,3	-0,00028	1639
-0,000004	0,9	16,4	15,5	-78,0	-0,00032	233
	0,5	17,4	18,2	-68,3	-0,00028	607
	0,1	21,9	21,0	-78,0	-0,00032	330
-0,000002	0,9	16,4	15,5	-78,0	-0,00032	171
	0,5	19,1	18,2	-78,0	-0,00032	259
	0,1	20,5	21,0	-70,4	-0,00029	205
0	0,9	16,4	15,5	-78,0	-0,00032	134
	0,5	17,4	18,2	-68,3	-0,00028	197
	0,1	20,1	21,0	-68,3	-0,00028	146
0,000002	0,9	14,6	15,5	-68,3	-0,00028	127
	0,5	17,4	18,2	-68,3	-0,00028	146
	0,1	20,1	21,0	-68,3	-0,00028	111

В табл. 2: L_1/L – отношение расстояния от левой опоры до точки приложения силы тяжести тележки с грузом к длине пролета; F_1^Φ – фактическая движущая сила, создаваемая левым двигателем; F_1 – движущая сила левого двигателя, при которой возможно полное спрямление траектории движения крана; S – поперечная сила, v – относительная скорость упругого скольжения колес крана в режиме спрямления траектории; R_0 – радиус остаточной кривизны траектории.

Данные табл. 2 показывают, что для спрямления обусловленной углом эффективного перекося колес в 0,0012 рад. траектории движения рассматриваемого крана с радиусом остаточной кривизны не менее 125 км необходимо, чтобы коэффициент жесткости механической характеристики двигателя составлял $-0,000006 \pm 0,000008$.

Для других кранов результаты могут отличаться от полученного выше в разы, но не на порядки. Можно предположить, что значения коэффициентов жесткости механических характеристик двигателей, как в двигательном, так и тормозном режимах, должны находиться в диапазоне $-0,00002 \pm 0,00003$. Это весьма незначительное расширение диапазона изменения коэффициентов жесткости, которое не меняет дела. Требуемая высокая точность механической характеристики двигателя является недостижимой для обычных систем управления асинхронными приводами [5] и, возможно, может быть реализована в прецизионных системах. Однако это вряд ли имеет экономический смысл применительно к грузоподъемным кранам.

Перспективным является использование синхронных двигателей, которые при питании от общего источника питания или одного преобразователя частоты имеют строго одинаковые скорости вращения. С технической точки зрения наиболее целесообразно использование безредукторного привода с многополюсными синхронными двигателями с постоянными магнитами и управлением от одного преобразователя частоты. Аналогичные приводы уже используются для приведения в действие других механизмов подъемно-транспортных машин [6]. Для выработки более обоснованной позиции необходимо провести технико-экономический анализ альтернативных вариантов.

ВЫВОДЫ

1. Для идеального спрямления траектории свободного движения крана требуются электродвигатели с восходящей механической характеристикой и коэффициентом ее жесткости порядка 0,000006. Приемлемое качество спрямления траектории обеспечивается при абсолютно жесткой механической характеристике двигателей.

2. С технической точки зрения наиболее целесообразно использование безредукторного привода с многополюсными синхронными двигателями с постоянными магнитами и управлением от одного преобразователя частоты.

3. Для выработки более обоснованной позиции необходимо провести технико-экономический анализ альтернативных вариантов привода.

ЛИТЕРАТУРА

1. Полицарпов Ю. В. Кинематика движения четырехколесной ходовой тележки грузоподъемного крана / Ю. В. Полицарпов // *Подъемно-транспортная техника*. – 2004. – № 3. – С. 47–55.
2. Полицарпов Ю. В. Установившееся движение грузоподъемного крана на цилиндрических колесах с раздельным приводом по рельсовому пути / Ю. В. Полицарпов // *Вестник ДГМА*. – 2007. – № 3 (9). – С. 202–207.
3. Дулев И. А. Прикладной метод определения зависимостей между усилием и скольжением для крановых ходовых колес / И. А. Дулев // *Известия ВУЗ-ов, Машиностроение*. – 1988. – № 10. – С. 100–104.
4. Лобов Н. А. Динамика грузоподъемных кранов / Н. А. Лобов. – М.: Машиностроение, 1987. – 157 с.
5. Как правильно выбрать преобразователь частоты / <http://energoberezhnie.g-drive.com/files/PrChastVybor.doc>.
6. Виноградов А. Бездатчиковый электропривод подъемно-транспортных механизмов / А. Виноградов, А. Сибирцев, С. Журавлев // *Силовая электроника*. – 2007. – № 1.

УДК 621.74.045

Порохня С. В., Фесенко А. Н.

ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ЛИТЬЯ ПО ПЕНОПОЛИСТИРОЛОВЫМ МОДЕЛЯМ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СТАЛЬНЫХ ОТЛИВОК

В процессе литья по газифицируемым моделям под воздействием тепла расплавленного металла пенополистироловая модель разлагается с образованием газообразной, жидкой и твердой фаз. Состав продуктов разложения газифицируемой модели и, соответственно, специфические дефекты, образующиеся в отливках, в значительной степени зависят от температуры металла и скорости подъема его уровня в полости литейной формы. При этом ухудшение качества отливок обусловлено неполным испарением жидкой фазы продуктов разложения модели и физико-химическим взаимодействием этих продуктов с металлом отливки, а также нарушениями газового режима литейной формы в процессе ее заливки расплавом [1, 2].

При изготовлении по газифицируемым пенополистироловым моделям отливок из сталей и, особенно, из сталей с низким содержанием углерода, наблюдается науглероживание поверхностного слоя отливки углеродсодержащими веществами продуктов разложения модели. При этом на степень науглероживания и глубину науглероженного поверхностного слоя отливки с повышенным содержанием углерода оказывает влияние ряд факторов, связанных с полнотой разложения газифицируемой модели, и с процессами удаления продуктов разложения модели из полости литейной формы при ее заполнении расплавом.

Несмотря на повышенный интерес исследователей к изучению процессов взаимодействия металла отливки с газифицируемой моделью и продуктами ее разложения [3, 4], ряд вопросов остаются недостаточно изученными и требуют проведения дальнейших исследований. Представляют интерес исследования указанных процессов при литье по газифицируемым моделям, полученным по новому способу, который заключается в обработке предварительно подвспененных гранул полистирола внутри пресс-формы в свободно движущемся потоке пара и при циклическом режиме охлаждения пресс-форм [5, 6].

Целью настоящей работы является изучение влияния технологических параметров процесса литья по газифицируемым пенополистироловым моделям на структуру и твердость металла поверхностного слоя стальных отливок.

В качестве объекта исследований были выбраны стальные отливки из стали 30 в виде плиты с размерами (200 x 200) мм, толщиной 10, 30 и 50 мм, полученные литьем по газифицируемым пенополистироловым моделям. Пенополистироловые модели изготавливались в алюминиевых пресс-формах по предложенному способу в свободно движущемся потоке пара с циклическим режимом охлаждения пресс-форм и традиционным автоклавным методом с последующим охлаждением моделей в емкости с водой. Для изготовления моделей в пресс-формах использовались гранулы предварительно вспененного полистирола с насыпной массой 20, 30, 40 кг/м³, выдержанные на воздухе в течении 24 часов. Полученные пенополистироловые модели после извлечения из пресс-формы выдерживались на воздухе в течении 1, 8 и 24 часов, затем заформовывались в специальной опоке (контейнере) с использованием в качестве формовочного материала сухого и увлажненного (с влажностью 4,0 %) кварцевого песка.

Подготовленные литейные формы заливали выплавленной в индукционной тигельной печи типа ИСТ – 006 жидкой сталью при температуре 1823 К. Экспериментальные отливки после их затвердевания, охлаждения, выбивки из формы и очистки поверхности подвергали термической обработке – отжигу по режиму: нагрев от комнатной температуры до 1153 К в течении 7 часов, выдержка при указанной температуре – 6 часов, последующее охлаждение

вместе с печью до температуры 823 К и дальнейшее охлаждение на воздухе до комнатной температуры.

Протекание процессов взаимодействия стали с газифицируемой моделью и продуктами ее разложения оценивали по микроструктуре, твердости и глубине обезуглероженного и науглероженного поверхностных слоев отливки, а также по микротвердости структурных составляющих стали.

Микроструктуру образцов, вырезанных из экспериментальных стальных отливок, изучали с помощью микроскопа НЕОРНОТ-21 при 100-кратном увеличении на травленных микрошлифах. Микрошлифы готовились механическим способом, травление полированной поверхности микрошлифа осуществляли 4 % – ным раствором азотной кислоты в спирте. Измерение твердости проводили по методу Роквелла, замер микротвердости структурных составляющих осуществляли на приборе ПМТ-3.

Как показывают результаты исследований металл всех опытных отливок, независимо от способа и режима получения пенополистироловых моделей, – плотный, дефекты отсутствуют. Микроструктура внутренних зон отливок – феррито-перлитная, видманштеттная, в центре – крупнозернистая. Микротвердость феррита составляет 280...290 НВ, перлита – 335...340 НВ. При этом на поверхности отливок, полученных по пенополистироловым моделям в формах их сухого кварцевого песка наблюдается образование науглероженного слоя толщиной 0,7–0,8 мм, микроструктура поверхностного слоя – перлит. Причем в отливках, изготовленных по пенополистироловым моделям, полученным по предложенной технологии в свободно движущемся потоке пара с циклическим режимом охлаждения пресс-форм, макро- и микроструктура мельче, чем в отливках, отливаемых по моделям, полученным по сравнимой традиционной (базовой) технологии – автоклавным методом с последующим охлаждением моделей в емкости с водой.

При заливке форм, в которых пенополистироловые модели, изготовленные по новой технологии, соприкасались с увлажненным кварцевым песком, на поверхности отливок появляется обезуглероженный слой, за которым следует слой стали с повышенным содержанием углерода. Толщина поверхностных слоев обезуглероженной и науглероженной стали возрастает с увеличением толщины стенки отливки (табл. 1).

Таблица 1
Глубина обезуглероженного и науглероженного слоев в отливках из стали 30Л

Толщина отливки, δ , мм	Глубина, мм	
	обезуглероженного слоя, ϵ_0	науглероженного слоя, ϵ_n
10	0,2	0,4
30	1,1	1,0
50	2,0	1,6

Изменение глубины обезуглероженного слоя ϵ_0 (мм) в зависимости от толщины стенки стальных отливок при литье в увлажненный песок описывается эмпирической зависимостью, полученной в результате математической обработки экспериментальных данных, которая имеет вид:

$$\epsilon_0 = 0,44 \cdot \left(\frac{\delta}{10} \right) - 0,2175,$$

где δ – толщина отливки, мм.

При этом зависимость изменения глубины науглероженного слоя ϵ_n имеет вид:

$$\epsilon_n = 0,306 \cdot \left(\frac{\delta}{10} \right) + 0,105.$$

Твердость поверхности стальных отливок, полученных с использованием пенополистироловых моделей, изготовленных по традиционной технологии (время выдержки на воздухе гранул после подвспенивания – 24 часа, автоклавный режим обработки гранул пенополистирола в пресс-форме с последующим охлаждением модели в емкости с водой, продолжительность выдержки моделей на воздухе до заливки – 24 часа) выше, чем в отливках, изготовленных по пенополистироловым моделям, полученным по предложенной технологии (тепловая обработка гранул пенополистирола при спекании модели в свободно движущемся потоке пара с циклическим режимом охлаждения пресс-формы), как с заливкой в сухой, так и во влажный песок (табл. 2). Объяснить это можно тем, что использование режима тепловой обработки гранул пенополистирола в свободно движущемся потоке пара с последующим циклическим охлаждением пресс-форм позволяет создать условия получения равновесной структуры пенополистирола. Это в свою очередь способствует более быстрому и полному разложению газифицируемой модели под действием тепла заливаемого расплава и уменьшению времени контакта жидкой стали с карбюризаторами, содержащимися в продуктах разложения модели.

Таблица 2

Твердость поверхности стальных отливок, полученных по пенополистироловым моделям

Кажущаяся плотность модели, кг/м ³	Толщина стенки отливки, δ, мм	Твердость поверхности отливки, НВ, полученной						
		по предложенной технологии с заливкой в форму						по базовой технологии с заливкой в форму из сухого песка
		из сухого песка			из влажного песка			
		при времени выдержки пенополистироловых моделей на воздухе, час.						
		1	8	24	1	8	24	24
20	10	235	241	255	146	149	163	275
	30	235	239	252	143	146	159	263
	50	229	235	248	140	143	156	252
30	10	277	277	293	183	187	201	311
	30	269	275	285	179	183	197	302
	50	262	269	285	174	179	192	293
40	10	311	315	330	217	223	235	363
	30	306	311	325	214	220	233	352
	50	302	308	321	212	217	229	341

Для всех рассматриваемых случаев литья твердость поверхности отливок возрастает при увеличении кажущейся плотности моделей и длительности их выдержки на воздухе до заливки и уменьшается с увеличением толщины стенки отливки. Так, увеличение кажущейся плотности пенополистироловых моделей, изготовленных по новой технологии с использованием режима тепловой обработки гранул пенополистирола в свободно движущемся потоке пара и циклического режима охлаждения пресс-формы, с 20 до 40 кг/м³ приводит к повышению твердости поверхности отливок в 1,1–1,3 раза при литье в сухой песок и в 1,2–1,4 раза – при литье в увлажненный песок. Для моделей, полученных по базовой технологии с заливкой в сухой кварцевый песок твердость поверхности отливок увеличивается с 275 НВ для моделей с кажущейся плотностью 20 кг/м³ до 341 НВ для моделей с плотностью 40 кг/м³, т. е. происходит рост твердости в 1,24 раза.

Увеличение твердости поверхности стальных отливок при увеличении плотности газифицируемых пенополистироловых моделей свидетельствует о более интенсивном

протекании процесса науглероживания стали, что может быть вызвано увеличением количества и концентрации карбюризаторов в продуктах деструкции моделей, а также за счет поддержания более длительное время восстановительной атмосферы в форме при затвердевании металла и охлаждении отливки.

Увеличение времени выдержки пенополистироловой модели на воздухе с 1 часа до 24 часов способствует росту твердости поверхности стальных отливок в среднем на 5–8 % при литье в сухой песок и на 8–11 % – при литье в увлажненный песок. Связано это, по всей вероятности, со стеклованием полимера, в результате чего скорость газификации пенополистирола уменьшается. Это приводит к увеличению количества жидких продуктов деструкции пенополистироловой модели, которые являются эффективными карбюризаторами и, разлагаясь при нагреве, создают восстановительную атмосферу, способствуя интенсивному протеканию процесса науглероживания поверхностного слоя отливки.

Следовательно, чтобы предотвратить увеличение твердости поверхностного слоя стальной отливки при использовании пенополистироловых моделей повышенной кажущейся плотности необходимо сокращать время их выдержки на воздухе перед заливкой.

Использование при литье по пенополистироловым моделям в качестве формовочного материала вместо сухого кварцевого песка увлажненного песка приводит к уменьшению твердости стали поверхностного слоя отливки в 1,5...1,7 раза, причем такое уменьшение характерно для всех значений кажущейся плотности пенополистироловых моделей. Объясняется падение твердости стали в поверхностном слое отливок, по нашему мнению, созданием окислительной атмосферы во влажной форме, что способствует окислению углерода на границе раздела металл-форма, снижению его содержания в стали и формированию обезуглероженного поверхностного слоя отливки.

ВЫВОДЫ

Твердость поверхности стальных отливок при литье по газифицируемым моделям, полученным по предложенной технологии тепловой обработки гранул пенополистирола в свободно движущемся потоке пара с циклическим режимом охлаждения моделей в пресс-форме на 10% ниже при литье в сухой кварцевый песок и в 1,5–1,7 раза – при литье в увлажненный песок по сравнению с отливками, изготовленными по традиционной технологии получения пенополистироловых моделей автоклавным способом. При этом глубина поверхностного науглероженного слоя отливок из стали 30Л уменьшается в 2 раза, что расширяет область применения данного способа литья.

ЛИТЕРАТУРА

1. Озеров В. А. *Литье по моделям из пенополистирола* / В. А. Озеров, В. С. Шуляк, Г. А. Плотнико. – М.: Машиностроение, 1970. – 178 с.
2. Шинский О. И. *Механизм формирования пригара при литье по газифицируемым моделям* / О. И. Шинский // *Процессы литья*. – 1997. – № 1. – С. 57–64.
3. Шинский О. И. *Исследование процессов науглероживания и газификации углеродистой и перлитной сталей с кристаллизацией под давлением* / О. И. Шинский, Н. П. Александрова, В. И. Валигура // *Процессы литья*. – 1996. – № 1. – С. 65–77.
4. Степанова Ю. А. *Литье по газифицируемым моделям. Инженерная монография по литейному производству* / под ред. Ю. А. Степанова. – М.: Машиностроение, 1976. – 224 с.
5. Порохня С. В. *Исследование влияния процесса охлаждения на точность пенополистироловых моделей* / С. В. Порохня // *Металл и литье Украины* – 1998. – № 11–12. – С. 37–40.
6. Порохня С. В. *Исследование «динамического» теплового режима обработки гранул пенополистирола* / С. В. Порохня // *Металл и литье Украины*. – 1999. – № 1-2. – С. 49–50.

УДК 621.74.045

Репях С. И.

МОДЕЛЬНЫЙ СОСТАВ, КАК ФАКТОР РАЗМЕРНОЙ ТОЧНОСТИ И ТОЧНОСТИ ФОРМЫ ОТЛИВОК В ЛИТЬЕ ПО ВЫПЛАВЛЯЕМЫМ МОДЕЛЯМ

Проблема повышения и стабилизация размерной точности и точности формы литых деталей, изготавливаемых методом литья по выплавляемым моделям, актуальна. Это объясняется тем, что у отливок, изготавливаемых методом литья по выплавляемым моделям, при «жестких» требованиях к их точности, большая часть литой поверхности не подлежит механической обработке лезвийным инструментом, а ряд используемых хрупких сплавов не позволяет проводить рихтовку отливок. Из числа отливок, изготавливаемых методом литья по выплавляемым моделям, данная проблема наиболее остро стоит для отливок особо ответственного назначения из жаропрочных никелевых сплавов.

Одним из направлений решения данной проблемы является использование модельного состава с соответствующим уровнем свойств, обеспечивающими стабильность точности изготавливаемых из него моделей отливок и, соответственно, отливок.

Целью работы является оценка степени влияния типа модельного состава на размерную точность и точность формы отливок особо ответственного назначения, изготавливаемых методом литья по выплавляемым моделям.

Для сравнительной оценки влияния типа модельного состава на размерную точность и точность формы отливок, изготавливаемых методом литья по выплавляемым моделям, использовали модельные составы марок КС–107–Б (основа модельного состава – горный воск, страна производитель – Украина), КС–111, КС–111–С, КС–111–В (основа модельных составов – смола нефтеполимерная, страна производитель – Украина), Салют–3 (основа модельного состава – парафин, страна производитель – Россия) и модельный состав Paracast FW–352 (основа модельного состава – полиолефины, страна производитель – Германия). Обработку и оценку результатов измерений проводили с использованием методов теории вероятности и математической статистики. Возможность применения данных методов для решения поставленной задачи основана на том, что при условии формирования отклонений под действием четырёх и более факторов эти отклонения распределяются по нормальному закону (закону Гаусса) [1...4], аналитическое выражение которого имеет вид:

$$y = -\frac{1}{\sigma \cdot \sqrt{2 \cdot \pi}} \cdot e^{-\frac{(x_i - \bar{x})^2}{2 \cdot \sigma^2}}, \quad (1)$$

где x_i – данное значение отклонения; y – ордината кривой распределения, определяющая вероятность появления отклонения в бесконечно малом интервале значений величин x_i ; \bar{x} – средняя величина отклонений; σ – среднее квадратическое отклонение.

Для проведения сравнительной оценки, на двух на предприятиях Украины, серийно производящих отливки особо ответственного назначения из жаропрочных никелевых сплавов, по принятым на предприятиях технологиям изготавливали колесо турбины турбокомпрессора, неохлаждаемую турбинную лопатку № 1 с межполочным расстоянием 300 мм и неохлаждаемую турбинную лопатку № 2 с межполочным расстоянием 190 мм.

Влияние марки модельного состава на размерную точность отливки «Колесо турбины турбокомпрессора» (см. рис. 1, а) оценивали по результатам замеров и сравнения величин отклонений её диаметра (D) от его номинального значения ($D_{НОМ} = 110$ мм). При этом

модели данной отливки изготавливали, как из модельного состава КС–107–Б, так и из модельного состава КС–111 в летний и зимний период работы литейного цеха с плохо контролируемой температурой воздуха в цехе. Схема замеров размера диаметра отливки «Колесо турбины турбокомпрессора» представлена на рис. 1, б.

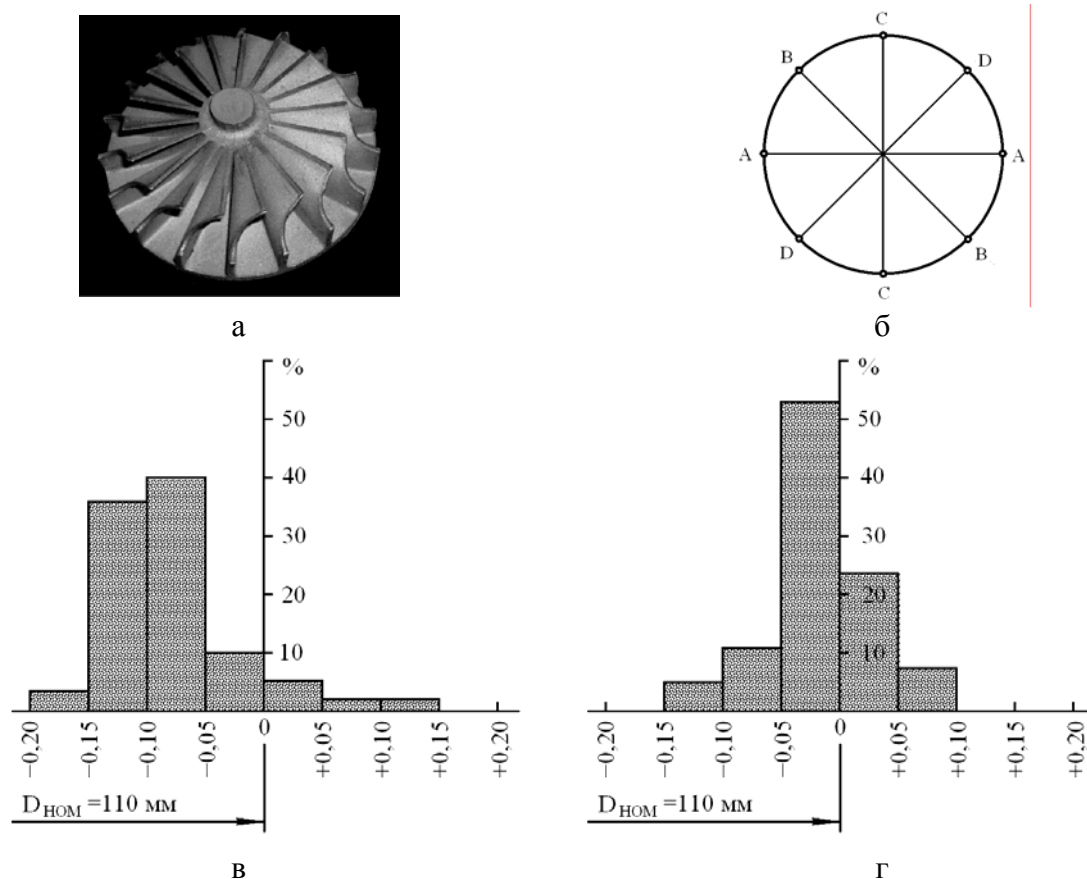


Рис. 1. Колесо турбины турбокомпрессора (а), схема замеров диаметра отливки (б), гистограммы отклонений размера D от его номинального значения при изготовлении моделей из модельного состава марки КС–107–Б (в) и КС–111 (г)

Для построения гистограмм отклонений размеров диаметра отливок от его номинального значения ($D_{НОМ}$) использовали средние значения четырех измерений (см. рис. 1, б) каждой отливки из партий по 70 штук.

Анализ данных, представленных на рис. 1, в и рис. 1, г, показывает, что по сравнению с аналогичными отливками, изготавливаемыми из модельного состава марки КС–107–Б, у отливок, изготовленных по моделям из модельного состава марки КС–111, не только стабилизировалась, но и повысилась размерная точность по размеру D – наружному диаметру отливки. При этом величина эллипсности по размеру D у отливок, изготовленных из модельного состава марки КС–111, не превышала 0,05 мм, в то время как у отливок, изготовленных по моделям из модельного состава марки КС–107–Б, достигала 0,12 мм. Одним из требований, предъявляемых к турбинной лопатке № 2 является соблюдение величины её межполочного расстояния которое для турбинной лопатки № 1, представленной на рис. 2, характеризуется асимметричным допуском и должно составлять $L = 300_{-0,3}^{+0,1}$ мм, при номинальной величине $L_{НОМ} = 300$ мм. В исследованиях половину из числа отлитых турбинных лопаток изготавливали в зимний период, а другую половину – в летний период. Для сравнения модели турбинных лопаток № 1 изготавливали из модельного состава марки КС–107–Б и КС–111.

Все технологические операции проводили в соответствии с технологическим процессом, принятым в литейном цехе. Измерение межполочного расстояния (L) отливок осуществляли после их термической обработки, рихтовки и полировки.

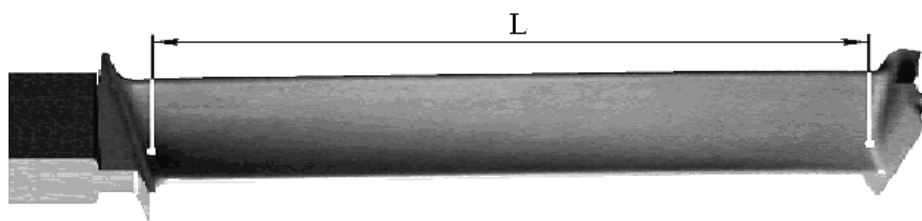


Рис. 2. Схема замера межполочного расстояния неохлаждаемой турбинной лопатки № 1

Для турбинных лопаток № 1, изготовленных по моделям из модельного состава марки КС-107-Б, среднее квадратичное значение размера L составило $\sigma^2 = 0,0065$, а для отливок, изготовленных по моделям из модельного состава марки КС-111 – $\sigma^2 = 0,0043$.

Используя полученные данные, построили экспериментальная и теоретическая кривые распределения действительных размеров межполочного расстояния неохлаждаемой турбинной лопатки № 1 (см. рис. 3). Теоретическая кривая построена по уравнению (1).

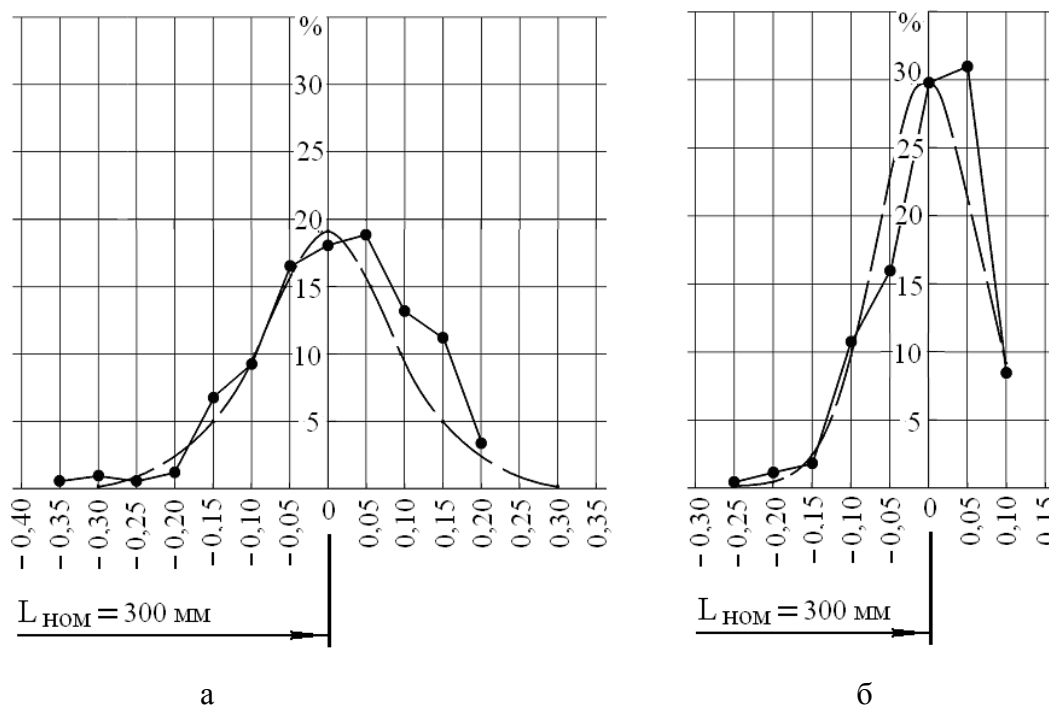


Рис. 3. Экспериментальная (сплошная линия) и теоретическая (пунктирная линия) кривая распределения размеров расстояния L турбинных лопаток № 1, изготовленных по моделям из модельных составов марки КС-107-Б (а) и марки КС-111 (б)

Полученные результаты свидетельствуют в пользу того, что техноло технологический процесс производства данных турбинных лопаток № 1 стабилен, однако, точность отливок, изготовленных по моделям из модельного состава КС-107-Б, ниже, чем точность отливок, изготовленных по моделям из модельного состава КС-111. Кроме этого применение модельного состава марки КС-111 взамен модельного состава марки КС-107-Б позволило сократить брак в опытно-промышленной партии турбинных лопаток № 1 по размерной точности с 15 % до 0 %.

Сравнительную оценку влияния типа модельного состава на величину коробления отливок (погрешность точности формы) осуществляли с использованием модельных составов марок КС-111-С и КС-111-В на неохлаждаемых турбинных лопатках № 2. Опытно-промышленную партию турбинных лопаток № 2 (см. рис. 4) изготавливали в условиях контролируемой температуры воздуха в модельном отделении и отделении нанесения огнеупорного покрытия на модельные блоки (в течение всего года температура воздуха изменялась в пределах от + 24 до + 26 °С). На предприятии данные турбинные лопатки изготавливают из модельного состава марки Салют-3 или Paracast FW-352.

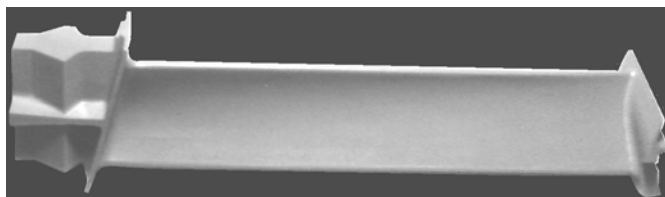


Рис. 4. Общий вид неохлаждаемой турбинной лопатки № 2



Рис. 5. Схема обмера профиля пера турбинной лопатки

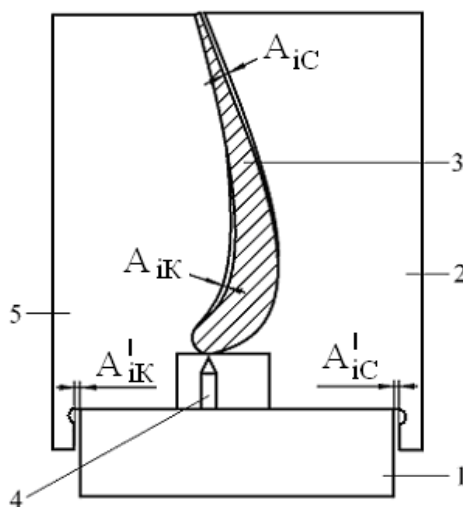


Рис. 6. Схема подставки для обмера профиля турбинной лопатки по шаблонам: 1 – подставка; 2 – шаблон профиля спинки; 3 – турбинная лопатка; 4 – опора; 5 – шаблон профиля корыта

Для обеспечения одинаковых условий изготовления и последующего сравнения склонности к короблению различных модельных составов и, соответственно, отливок, на один модельный блок монтировали модели турбинных лопаток № 2, изготовленных из модельного состава марки Paracast FW-352, КС-111-С, КС-111-В и Салют-3.

Обмер турбинных лопаток № 2 осуществляли после их термической обработки (до рихтовки) по схемам и методике принятой на предприятии. Схемы обмера профиля турбинных лопаток шаблонами на подставке представлены на рис. 5 и рис. 6. Помимо обмера пера турбинных лопаток, определяли величины абсолютного отклонения полки хвостовика и бандажной полки турбинных лопаток.

Определение отклонений полки хвостовика и бандажной полки, проводили как стороны корыта, так со стороны спинки пера лопатки № 2.

Установлено (см. рис. 7 – рис. 9), что по параметрам точности формы турбинные лопатки № 2, изготовленные по моделям из модельных составов марок КС-111-С и КС-111-В, полностью соответствуют требованиям, предъявляемым к данным отливкам на предприятии и аналогичны параметрам точности лопаток, изготовленных по моделям из модельного состава Paracast FW-352. В то же время турбинные лопатки № 2, изготовленные из модельных составов КС-111-С, КС-111-В и Paracast FW-352 характеризуются более высоким и стабильным уровнем точности, чем турбинные лопатки, изготовленные по моделям из модельного состава Салют-3.

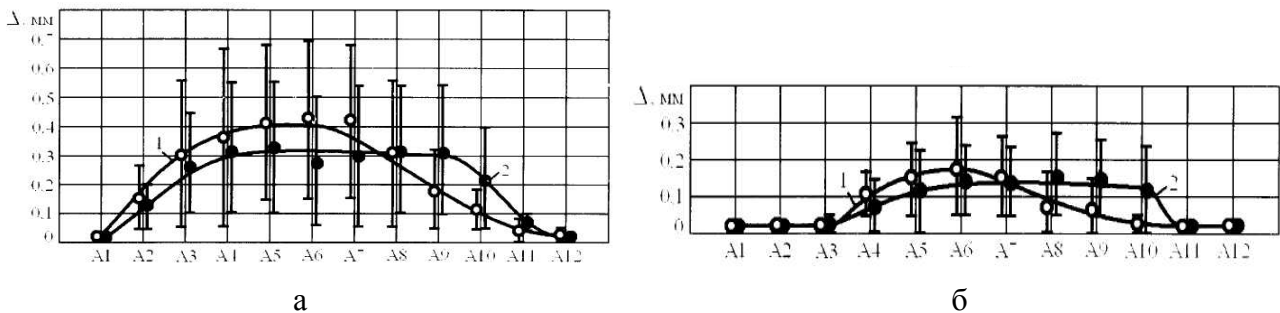


Рис. 7. Среднее арифметическое значение величин отклонений профиля пера турбинной лопатки со стороны корыта в сечениях, обозначенных на рис. 6, для отливок, изготовленных по моделям из модельного состава Салют-3 (а) и КС-111-С, КС-1 П-В, Paracast FW-352 (б): 1 – размер A_{7C} ; 2 – размер A_{7C}

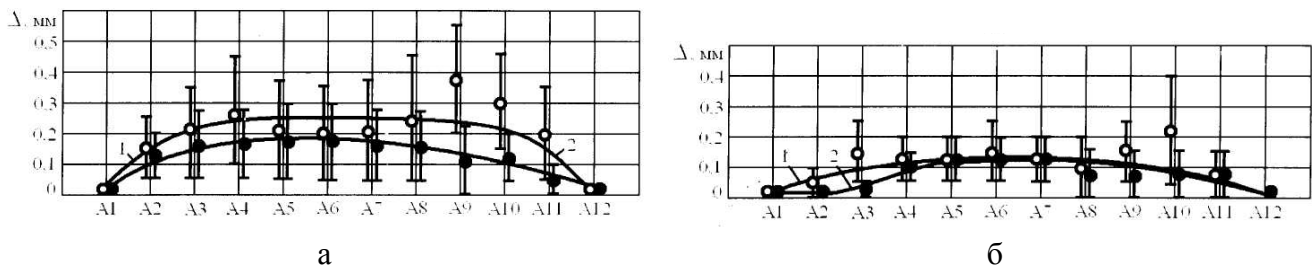


Рис. 8. Величина отклонений профиля пера турбинной лопатки со стороны спинки в сечениях, обозначенных на рис. 6, для отливок, изготовленных по моделям из модельного состава Салют-3 (а) и КС-1 П-С, КС-1 П-В, Paracast FW-352 (б): 1 – размер A_{7K} ; 2 – размер A_{7K}

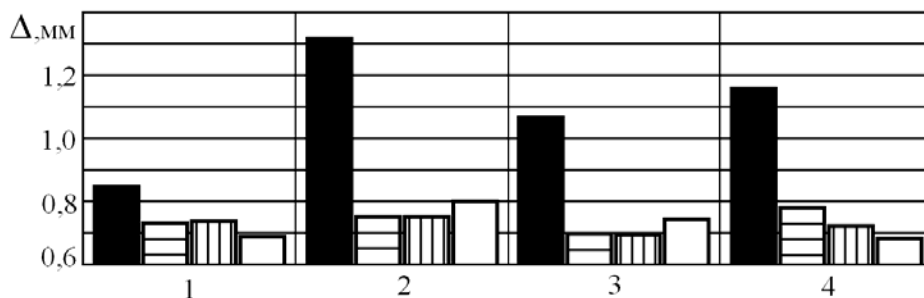


Рис. 9. Величины максимально-зарегистрированного отклонения полки хвостовика и бандажной полки неохлаждаемых турбинных лопаток, модели которых были изготовлены из модельного состава Салют-3 (цвет – чёрный), КС-111-С (штриховка – горизонтальная), КС-111-В (штриховка – вертикальная), Paracast FW-352 (цвет – белый): 1 – отклонения полки хвостовика со стороны корыта; 2 – отклонения полки хвостовика со стороны спинки; 3 – отклонения бандажной полки со стороны корыта; 4 – отклонения бандажной полки со стороны спинки

ВЫВОДЫ

Из изложенного выше следует, что при прочих равных условиях, свойства применяемых модельных составов во многом определяют стабильность, размерную точность и точность формы отливок в литье по выплавляемым моделям, а из числа исследованных модельных составов, наиболее высокий уровень размерной точности и точности формы обеспечивают модельные составы марок КС-111, К-111-С, КС-111-В и Paracast FW-352.

В соответствии с классификацией, приведенной в работе [5], исследованные модельные составы относятся к следующим классам: КС-111, КС-111-С, КС-111-В – класс 41В1; Paracast FW-352 – класс 44В2; КС-107-Б – класс 16В2; Салют-3 – класс 11В2. Сопоставительный анализ полученных результатов и приведенная в работе [5] классификация модельных составов, показывает, что для обеспечения требуемого уровня точности отливок особо ответственного назначения из жаропрочных никелевых сплавов следует использовать модельные составы более высокого класса.

ЛИТЕРАТУРА

1. Алдакимов В. П. Размерная и весовая точность деталей, отливаемых по выплавляемым моделям / В. П. Алдакимов, М. Г. Штанко // *Литейное производство*. – 1959. – № 8. – С. 5–8.
2. Розенфельд С. Е. Повышение размерной точности крупного чугуночного литья / С. Е. Розенфельд, С. А. Эльберт // *Литейное производство*. – 1958. – № 10. – С. 1–4.
3. Безъязычный В. Ф. Определение погрешностей отливок / В. Ф. Безъязычный // *Литейное производство*. – 1968. – № 2. – С. 8–9.
4. Беляев С. М. Допуски на размеры отливок по выплавляемым моделям / С. М. Беляев, Б. Б. Гулев // *Литейное производство*. – 1971. – № 12. – С. 8–11.
5. Репях С. И. Технологические основы литья по выплавляемым моделям / С. И. Репях. – Днепропетровск: Лира, 2006. – 1056 с.

УДК 690.71.782:539.216.2:620.18

Роик А. С., Сокольський В. Э., Бойко В. Л., Самсонников А. В., Казимиров В. П.

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НА СТРОЕНИЕ РАСПЛАВА СИЛУМИНА (AL–20,1 МАС. % SI)

Литые сплавы алюминий – кремний (силумины) – наиболее универсальные из всех литейных сплавов. В зависимости от концентрации Si силумины делятся на три основных категории: доэвтектические (< 12 мас %, Si), эвтектические (12–13 мас % Si) и заэвтектические (14–25 мас % Si). Коммерческое использование заэвтектических силуминов несколько ограничено, поскольку они наиболее сложные в изготовлении. Сложность их изготовления состоит в том, что процессы взаимодействия компонентов не коррелируют с диаграммой состояния системы Al–Si.

Большой практический интерес к силуминам отражен в многочисленных исследованиях, однако резервы повышения качества силуминов пока еще не ограничены. В работе [1] высказано предположение, что в расплавах силуминов возникают сильно пересыщенные твердые растворы, в результате чего могут образовываться промежуточные метастабильные фазы. Эти фазы могут быть получены в кристаллическом виде путем сверхбыстрой закалки жидких образцов [1–5]. В работе [2] приведена высокотемпературная область диаграммы метастабильных равновесий в системе Al–Si из которой сделан вывод о том, что в зависимости от исходной температуры расплава, можно получать твердые образцы различного фазового состава, а, следовательно, и с отличающимися свойствами. В работе [6] сделан вывод о том, что экспериментальная кривая рассеяния рентгеновских лучей для расплава с содержанием 29 ат. % Si (состав близкий к заэвтектическому) хорошо описывается моделью сложной квазиэвтектики, элементами которой являются микрогруппировки с содержанием ~ 10 ат. % Si и хаотическим распределением атомов компонентов, а также микрогруппировок со структурой чистых алюминия и кремния. При исследовании [7–9] строения расплавленных силуминов различного состава, модифицированных небольшими добавками Sb и Se, установлено, что координационное число для заэвтектических составов меньше, чем для доэвтектических, а структурные параметры расплавов зависят от температуры и введенных добавок. В то же время в [7–9] не рассматривается вопрос усиления взаимодействия между разнородными атомами после плавления.

Целью данной работы является определение характера межчастичного взаимодействия в расплаве заэвтектического состава и зависимости его структурных параметров от температуры.

Образец, с содержанием 20,1 мас. % Si, получали путем совместного сплавления высокочистых Al (99,99 %) и Si (99,99 %) в электродуговой печи. Исследование структуры расплава проведено на θ - θ дифрактометре с использованием монохроматизированного MoK_{α} – излучения при температурах 670, 690, 760, 800, 830, 900, 950 и 1030°C в атмосфере гелия. Кривые интенсивности рассеянных расплавом рентгеновских лучей получены в диапазоне значений вектора дифракции $0,5 < S < 127 \text{ нм}^{-1}$ ($S = 4\pi \sin\theta/\lambda$). Из полученных экспериментальных данных рассчитаны кривые структурного фактора (СФ) (рис. 1, а) и радиального распределения атомов (КРРА) (рис. 1, б).

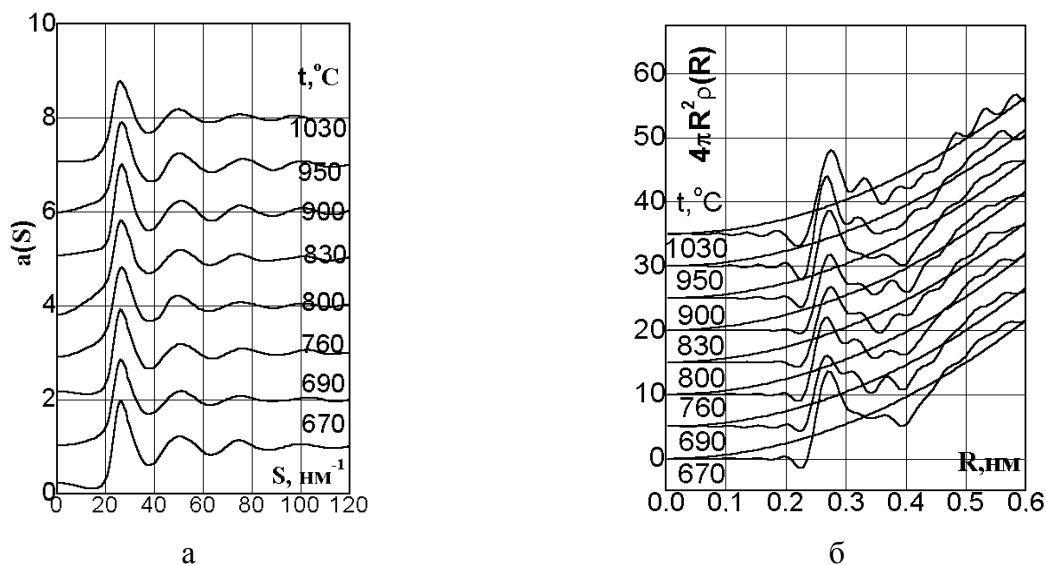


Рис. 1. СФ (а) и КРРА (б) расплавленного силумина при различных температурах

Структурные параметры расплавов совместно со структурными параметрами жидкого алюминия приведены в табл. 1, а на рис. 2 представлены СФ и КРРА расплавленного алюминия при 700, 800 и 900 °С.

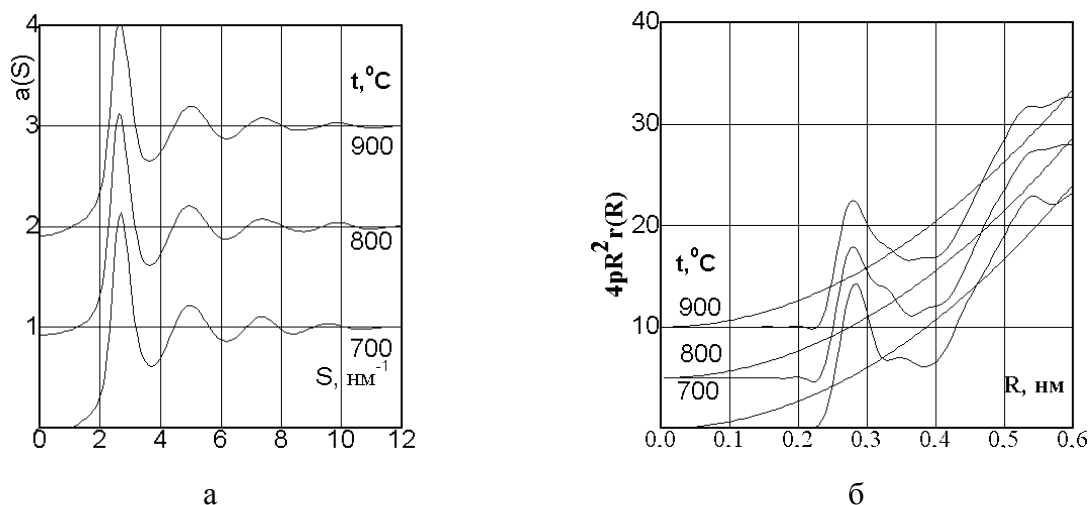


Рис. 2. СФ (а) и КРРА (б) расплавленного алюминия при различных температурах

Необходимо подчеркнуть, что в нашем эксперименте КРРА рассчитаны с обрывом при $S_{max} = 125 \text{ nm}^{-1}$. В работах [7–9] расчет КРРА проводился с обрывом при 80 nm^{-1} , что искажает интерпретацию полученных результатов, поскольку, как нами было установлено ранее [10], обрыв СФ для расчета КРРА не должен быть меньше 110 nm^{-1} . Обрыв, который меньше этого значения существенно увеличивает площадь под максимумами КРРА и, соответственно, межатомные расстояния и координационные числа.

Полученные экспериментальные кривые моделировались различными методами. Методом обратного Монте-Карло получены модельные СФ, парциальные СФ, парные функции распределения для конфигурации, состоящей из 5000 атомов в основной ячейке. Форма экспериментальной, нормированной к электронным единицам КИ, моделировалась аддитивным сложением КИ чистых алюминия и кремния с учетом их мольных долей. Нормированные КИ

описывалось путем «размывания» различных кристаллических решеток – гранецентрированной (ГЦК), объемноцентрированной (ОЦК), примитивной кубической (ПК) и гексагональной.

В табл. 1 представлены структурные параметры, полученные из СФ и КРРА.

Таблица 1

Структурные параметры расплавленного силумина при различных температурах
(A_1 – площадь под первым максимумом КРРА)

t, °C	Местоположение i-го максимума СФ			Местоположение i-го максимума КРРА			A_1
	S_1	S_2	S_3	R_1	R_2	R_3	кв.ед.
	нм ⁻¹			нм			
Расплавленный алюминий							
700	27,1	49,8	73,6	0,282	0,351	0,420	8,6
800	26,8	49,5	73,6	0,279	0,334	0,395	7,8
900	27,2	49,8	74,1	0,278	0,310	0,387	8,0
Расплавленный силумин							
670	26,6	50,9	74,7	0,271	0,323	0,367	6,7
690	26,5	51,7	75,0	0,268	0,319	0,370	6,5
760	26,5	51,3	76,1	0,266	0,314	0,365	6,3
800	26,7	49,9	75,4	0,275	0,328	0,384	6,3,
830	26,5	50,9	74,3	0,273	0,325	0,377	6,3
900	26,7	50,9	75,0	0,269	0,321	0,372	6,5
950	26,8	51,0	76,6	0,269	0,322	0,371	6,4
1050	26,7	50,3	75,8	0,271	0,326	0,379	6,4

В связи с тем, что алюминий и кремний имеют близкие атомные факторы рассеяния, моделирование разными методами приводят к неоднозначным результатам. Так РМС-моделирование, проведенное нами, свидетельствует о полном хаотическом распределении атомов кремния в матрице расплавленного алюминия. Аддитивным сложением КИ чистого алюминия и кремния можно удовлетворительно описать экспериментальную КИ, что свидетельствует об образовании в расплаве микрогруппировок типа чистого кремния и алюминия. Удовлетворительно описывается экспериментальная КИ моделью, предполагающей наличие в расплаве микрогруппировок типа твердого раствора кремния в алюминии (1,5 ат. % Si), жидких алюминия и кремния. Модель, которая состоит из сумм только двух «размытых» решеток вышеуказанного типа также удовлетворительно описывает экспериментальную КИ.

На рис. 3 показана экспериментальная КИ в сравнении с кривыми, полученных размыванием кристаллических решеток.

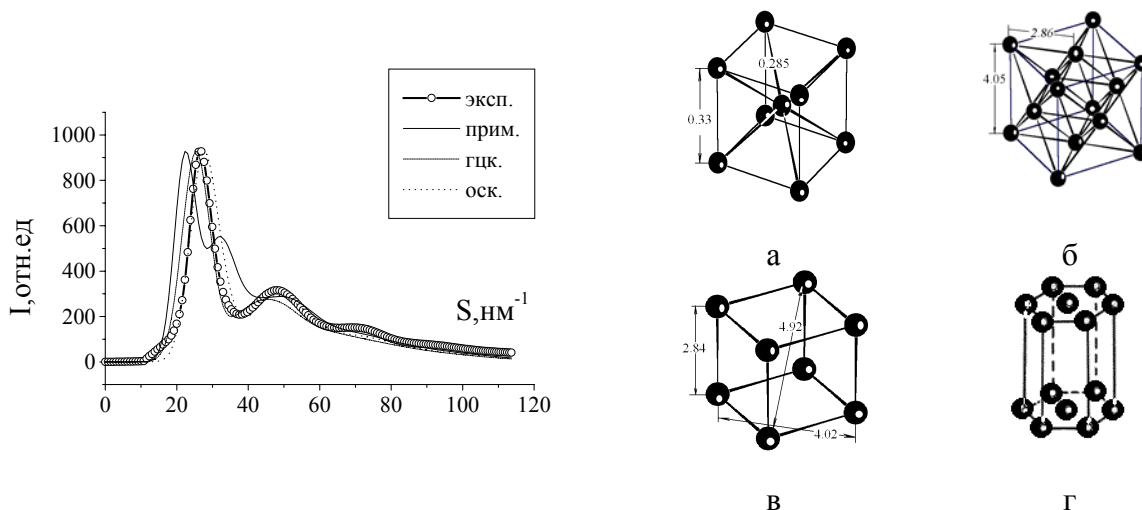


Рис. 3. Сравнение экспериментальной КИ расплавленного силумина путем «размывания» кристаллических решеток: а – ОЦК; б – ГЦК; в – примитивной кубической; г – гексагональной плотноупакованной

Следует отметить, что форма экспериментальной КИ расплавленного силумина существенно не отличается от КИ жидкого алюминия. Основные особенности наблюдаются на КРРА расплавленного силумина и, аналогично, на функциях парного распределения $g(R)$, которые получены методом РМС. Рассчитанные значения площади первого максимума существенно меньше, чем для чистого алюминия. К тому же, на КРРА и на $g(R)$ расплавленного силумина гораздо больше максимумов, чем на аналогичных кривых жидкого алюминия. Выделение максимумов КРРА проводился с помощью гауссовых кривых (рис. 4) типа:

$$f(R) = \frac{A}{\sigma \sqrt{\frac{\pi}{2}}} \exp - \frac{2(R - R_0)^2}{\sigma^2}, \tag{1}$$

где R – текущая абсцисса КРРА, A , R_0 – значение площади и местоположение максимума определенной координации, соответственно, σ – дисперсия максимума. Поскольку максимумы сильно асимметричны, значения σ были различными до и после R_0 .

Таким образом, первый максимум выделялся с максимально-возможным значением площади. Значения рассчитанных таким образом площадей даны в табл. 1, а на рис. 4 показано описание КРРА для расплава силумина при 1030°C. Аналогичным способом рассчитана величина площади первого максимума КРРА для жидкого алюминия.

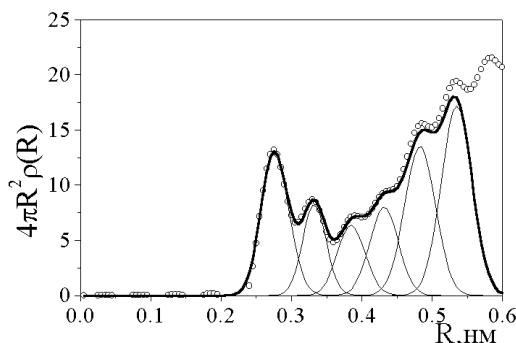


Рис. 4. Описание КРРА расплавленного силумина (1030°C) суммой гауссовых кривых (точки – эксперимент, сплошная линия – гауссовы кривые и их сумма)

На рис. 5 представлены зависимости структурных параметров первых трех максимумов КРРА от температуры. Изменение параметров существенно больше ошибок, связанных с экспериментом и расчетом КРРА. Такой ход зависимости структурных параметров свидетельствует о заметной структурной перестройке в области температур близкой к 800 °С.

Об этом же свидетельствуют структурные параметры СФ, но там эти изменения вблизи 800 °С незначительно превышают ошибки эксперимента.

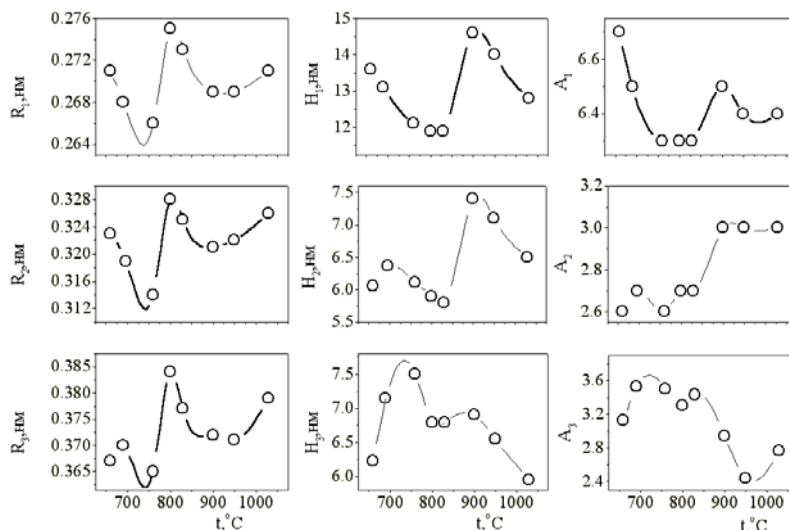


Рис. 5 Зависимость структурных параметров первых трех максимумов КРРА от температуры: R_i – местоположение; H_i – высота; A_i – площадь в квадратных единицах

ВЫВОДЫ

1. Существенное отличие экспериментальных данных для расплавленного алюминия и силумина проявляется в заметном уменьшении площади первого максимума КРРА (A_1), от 8,6–7,8 для чистого Al до 6,7–6,3 для расплавленного силумина. Так же уменьшается ближайшее межатомное расстояния (R_1) от 0,282–0,278 нм для жидкого Al до 0,273–0,268 нм для расплавленного силумина.

2. Такое уменьшение A_1 и R_1 может свидетельствовать о значительном увеличении растворимости кремния в алюминии при его хаотическом распределении в матрице алюминия или при образовании микрогруппировок интерметаллического типа, на что указывают результаты, полученные при сверхбыстром охлаждении [3]. Проведенное исследование показало, что к моделированию расплавленных силуминов необходимо подходить предельно осторожно.

ЛИТЕРАТУРА

1. Кушнарєва А. К. Об образовании пересыщенных твердых растворов в системах Al-Si и Al-Ge / А. К. Кушнарєва, И. В. Салли // Неорган. матер. – 1970. – Т. 6. – № 10. – С. 1867–1868.
2. Мазур В. И. Модель структуры эвтектических расплавов в системах Al-Si, Al-Si-Na и Al-Cu / В. И. Мазур, С. А. Осетров, А. Г. Пригунова // ФММ. – 1977. – Т. 43. – № 5. – С. 1023–1027.
3. Мазур А. В. Влияние температурной обработки расплава на образование и распад метастабильных фаз при затвердевании заэвтектического силумина / А. В. Мазур, В. И. Мазур // Расплавы. – 1990. – № 3. – С. 171–179.
4. Мазур В. И. Модели расплавов в системе Al-Si по результатам анализа продуктов закалки из жидкого состояния / В. И. Мазур, А. Г. Пригунова, Ю. А. Таран // Расплавы. – 1991. – № 4. – С. 154–159.
5. Бухаленко В. В. О наследовании структуры расплавов алюминий кремний. В кн.: Закономерности формирования структуры сплавов эвтектического типа / В. В. Бухаленко, Г. М. Зелинская, О. И. Слуховский // Тезисы докл., ч. 1. – Днепропетровск. – 1986. – С. 153–154.
6. Пастухов Э. А. Дифракционные исследования строения высокотемпературных расплавов / Э. А. Пастухов, Н. А. Ватолин, В. И. Лусин // Екатеринбург: УрО РАН. – 2003. – 334 с.
7. Bian Xiutang Liquid structure of Al-12.5% Si modified by antimony / Bian Xiutang, Wang Weimin, Qin Jingyu // Materials Characterization. – 2001. – Vol. 46. – № 1. – P. 25–29.
8. Wang Weimin, Bian Xiutang, Qin Jingyu The Atomic-Structure Changes in Al-16 Pct Si Alloy above the Liquidus. // Metallurgical and Materials Transaction. – 2000. – Vol. 31 A. – № 9. – P. 2163–2168.
9. Bian Xiutang Structure factors of modified Al-Si alloys / Wang Weimin, Bian Xiutang, Qin Jingyu // Science and Technology of Advanced Materials – 2001. – № 2. – P. 2163–2168.
10. «Эффект обрыва» в рентгенографии неупорядоченных систем / В. П. Казмиров, С. Ю. Смик, В. Э. Сокольский, Н. Н. Падалко // Кристаллография, 2000. – Том. 45. – № 1. – С. 12–15.

УДК 551.15.23.19.13

Рудницький А. А., Соценко О. В.

ОПРОБОВАНИЕ ЛИТЬЯ КОЛОСНИКОВ ИЗ ВЫСОКОХРОМИСТОЙ СТАЛИ В КОКИЛЬ

Основными преимуществами производства отливок в металлические формы, кроме повышения механических свойств, являются: повышение выхода годного, стабильность размеров и более высокая точность отливок, сведение к минимуму и даже исключение работ, связанных с формовкой и очисткой литья.

Как следует из анализа технической литературы технология литья в кокиль, в основном, разработана для отливок из углеродистой и низколегированной конструкционной стали [1]. Исследования [2] показали, что повышение плотности материала отливок колосников положительно сказывается на их эксплуатационных характеристиках. Литье в кокиль за счет ускорения затвердевания и охлаждения позволяет повысить плотность материала отливок. Колосники агломерационных машин обычно отливают в песчано-глинистые формы из литейных высокохромистых сталей, так как они обладают высокими антикоррозионными свойствами при повышенных температурах. В соответствии с данными [3, 4] необходимым уровнем жаростойкости при максимальной температуре спекания на агломерационной машине (1050°C) обладает сталь с ледебуритной структурой содержащая 1,0–1,2 % углерода и 25–30 % хрома. Такому содержанию основных элементов соответствует сталь марки 75X28H2СЛ. Данная марка стали наиболее широко используется для изготовления колосников агломерационных машин. Поэтому для определения возможности изготовления колосников агломерационных машин в металлических формах, необходимо провести исследования и разработку технологии кокильного литья для высокохромистой стали 75X28H2СЛ.

Как показали исследования [5], интенсивность охлаждения отливок из углеродистой стали в кокиле в 2–3 раза выше, чем в песчано-глинистой форме. Такое увеличение скорости охлаждения отливок в кокиле способствует образованию более мелкозернистой структуры и повышению механических свойств стали [6–9].

Величина зерна в микроструктуре отливок, полученных в кокиль в 2–4 раза меньше, чем в отливках того же химического состава, полученных в песчано-глинистых формах [6, 10]. При этом показатели механических свойств стали отливок, полученных в кокиль, на 15–30 % выше, чем у отливок, полученных в песчано-глинистых формах. При литье в кокиль мелких отливок из высокохромистой стали можно также ожидать увеличение уровня физико-механических свойств.

Целью данной работы являлось исследование и компьютерное моделирование элементов технологического процесса литья колосников из высокохромистой стали в кокиль.

Конструкция одноместного кокиля была разработана по методике и в соответствии с требованиями ГОСТ 16236–70. Конструктивно был выбран кокиль с вертикальным разъемом. Такая конструкция обеспечивает простоту литниковой системы и отвод газов через разъем формы.

Материал кокиля выбирали исходя из предварительных расчетов напряжений, возникающих в стенке кокиля. Расчет производили по методике [11–13]. Долговечность кокильной формы зависит от величины термических напряжений, достигающих максимума

на внутренней (рабочей) поверхности кокиля в начальный момент взаимодействия формы и отливки. Для плоского кокиля с постоянной толщиной стенки, свободного от внешних нагрузок [12, 13]:

$$y = y_{сж} + y_p + y_{и}, \quad (1)$$

где $y_{сж}$ – сжимающие напряжения, Па; y_p – растягивающие напряжения, Па;

$y_{и}$ – изгибающие напряжения, Па.

$$y_{сж} = \frac{\delta \cdot E}{1 - m} (T_2 - T_{2H}), \quad (2)$$

$$y_p = \frac{\delta \cdot E}{X_2(1 - m)} \int_0^{X_2} (T_2 - T_{2H}) dX, \quad (3)$$

$$y_{и} = \frac{3 \cdot \delta \cdot E \cdot (2 \cdot X - X_2)}{X_2^3 \cdot (1 - m)} \int_0^{X_2} (2 \cdot X - X_2)(T_2 - T_{2H}) dX, \quad (4)$$

где δ – коэффициент линейного расширения материала кокиля, K^{-1} ; E – модуль упругости материала кокиля, Па; m – коэффициент Пуассона; T_2 – текущая температура в стенке кокиля, К; T_{2H} – начальная температура кокиля, К; X_2 – толщина стенки, кокиля м; X – текущая координата, м.

Как показал расчет по формулам 1–4 влияние перепада температуры в стенке кокиля Δt на уровень напряжений y может быть охарактеризовано линейной зависимостью $y = 0,34 \cdot \Delta t$.

Данные, полученные в результате моделирования охлаждения отливки колосника при помощи программы LVM Flow также показывают, что напряжения возрастают с увеличением перепада температуры в стенке кокиля практически линейно. С ростом начальной температуры кокиля снижается перепад температуры в его стенке и, следовательно, снижается уровень напряжений. Поэтому перед заливкой необходимо нагреть кокиль до температуры 100 – 120 °С. Проведенные расчеты показали, что с учетом предварительного нагрева в качестве материала кокиля возможно использование серого чугуна марки СЧ 20 ГОСТ 1412–85.

При разработке конструкции кокиля, учитывая быстрое охлаждение расплава в контакте с металлической формой, была принята короткая литниковая система. Площадь поперечного сечения питателя в соответствии с рекомендациями [14, 15] увеличили на 25 % по сравнению с соответственной площадью поперечного сечения питателя для песчанно-глинистой формы.

При выборе технологических параметров литья с помощью программы LVM Flow рассчитывали время заливки и затвердевания отливки в форме. Были заданы следующие параметры расчета: начальная температура кокиля 100–120 °С, толщина покрытия кокиля 0,1–1 мм, плотность покрытия 1600–1700 кг/м³, толщина стенки кокиля 15 мм, выбивка отливки из кокиля через 5–10 секунд после заливки. Результаты расчета приведены на рис. 1 для отливки толщиной 0,03 м, а температурные кривые охлаждения показаны на рис. 2.

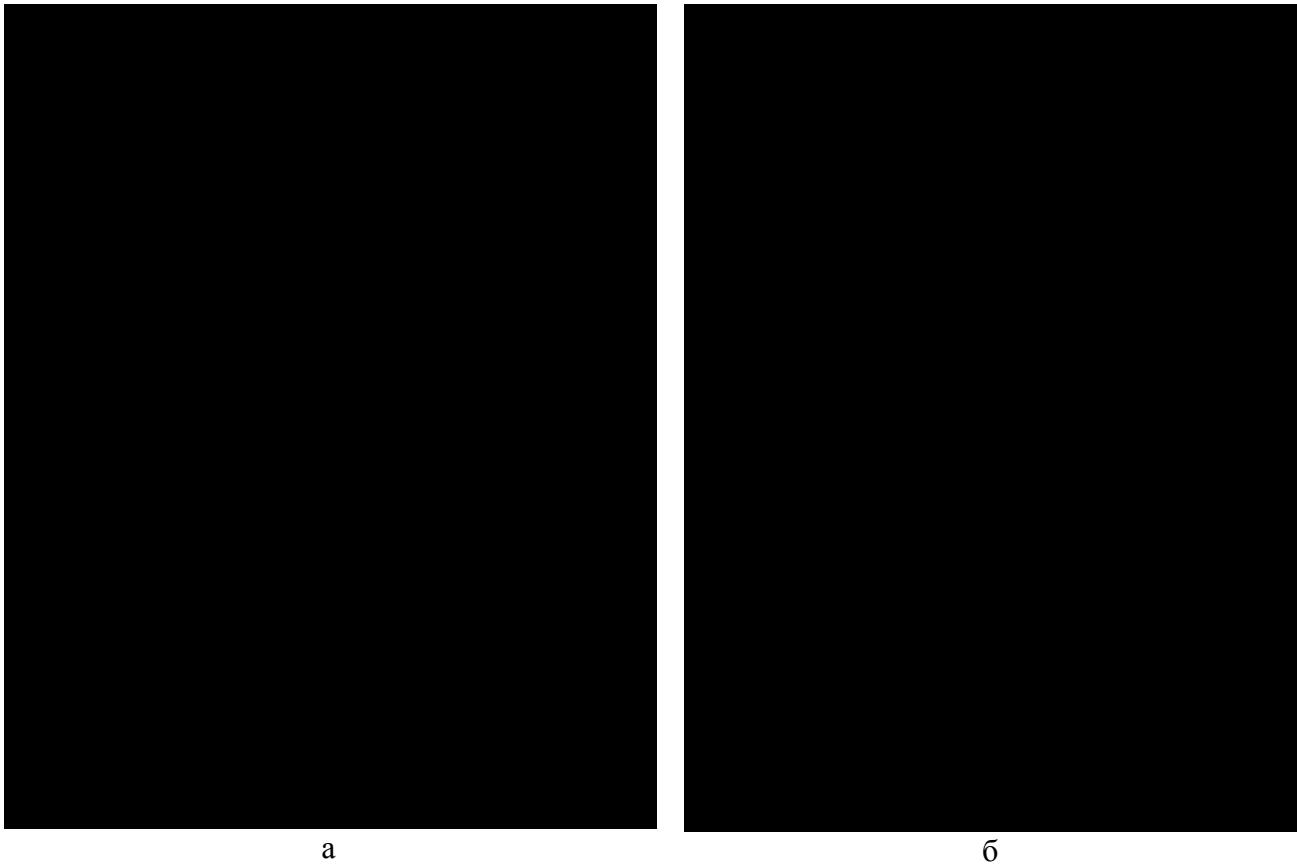


Рис. 1. Влияние толщины покрытия и начальной температуры кокиля на время затвердевания отливки: 1 – при температуре кокиля 473 К; 2 – при температуре кокиля 573 К; 3 – при температуре кокиля 673 К

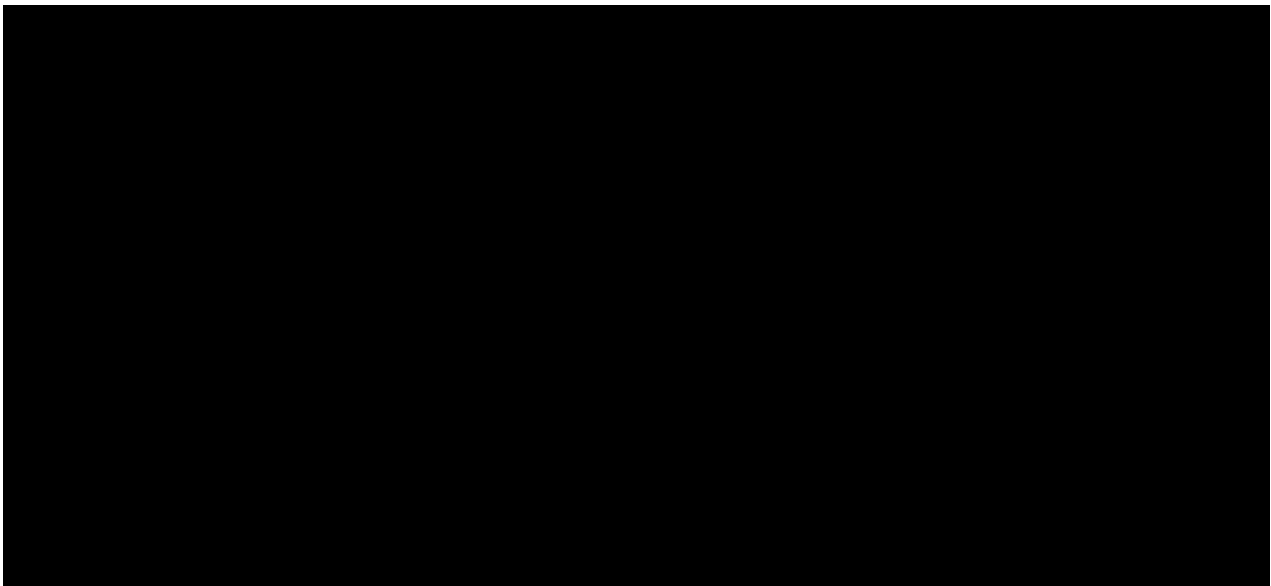


Рис. 2. Кривые охлаждения колосника, отлитого в кокиль: 1 – температура по оси; 2 – температура на расстоянии 10 мм от поверхности

Как следует из рис. 1, б, интервал времени от окончания заливки до затвердевания слоя 10 мм составляет 4 – 8 секунд, что позволяет безопасно раскрывать кокиль по истечении более 8 секунд.

Температуру нулевой жидкотекучести стали принимали исходя из расчета по эмпирической формуле [16]:

$$T_{\text{НЖ}} = 1530 - 70[\text{C}] - 1,5[\text{Cr}] - 4[\text{Ni}] - 8[\text{Si}] - 5[\text{Mn}], \quad (5)$$

где $T_{\text{НЖ}}$ – температура нулевой жидкотекучести, °С;

$[\text{C}], [\text{Cr}], [\text{Ni}], [\text{Si}], [\text{Mn}]$ – содержание элементов в стали, %.

Температуру заливки определяли с учетом $T_{\text{НЖ}}$ по эмпирической формуле [16]:

$$T_3 = T_{\text{НЖ}} + (90 - 100) - (1 - 2) \cdot \frac{M}{15} - (0,2 - 0,3)T_{\text{ф}}, \quad (6)$$

где T_3 – температура заливки форм, °С; M – металлоемкость формы, кг; $T_{\text{ф}}$ – начальная температура формы, °С.

Перед заливкой кокильную форму нагревали до 100–120 °С и наносили на ее рабочую поверхность покрытие 5000 А (FOSECO) толщиной 0,1–1,0 мм.

Как показали результаты литья интервал времени между окончанием заливки и раскрытием кокиля должен быть не 8–10 секунд. При этом температура на поверхности колосника составляет около 1200 °С (рис. 2), т. е. толщина слоя затвердевания металла составляет около 10 мм и он находится в пластическом состоянии. Следовательно торможение усадки не вызывает напряжений, которые могут стать причиной образования высоких остаточных напряжений, а так же исключая защемление отливки кокилем.

Колосники, отлитые в кокиль, подвергали визуальному контролю и взвешиванию. После чего их разрезали для проведения исследований. Визуально установлено, что колосники, отлитые в кокиль, имели гладкую литую поверхность. Залив на отливках составлял, примерно, треть периметра колосника и его толщина не превышала 0,3–0,5 мм (рис. 3).



Рис. 3. Внешний вид колосника с прибылью, отлитого в кокиль

Для сравнения эффективности использования форм с различными теплофизическими свойствами – песчанно-глинистой и металлической - было введено понятие относительной плотности как соотношение фактической и теоретической плотностей материала отливки. Теоретическую плотность определяли расчетом [17]. Фактическую плотность находили как отношение массы и объема призматических образцов, вырезанных из тела отливки:

$$c_{\text{факт}} = \frac{M_{\text{ф}}}{V_{\text{обр}}}, \quad (7)$$

где $M_{\text{ф}}$ – фактическая масса образца, кг; $V_{\text{обр}}$ – объем образца, м³.

Полученные данные и сравнительные испытания механических свойств колосников, отлитых в кокиль и разовую литейную форму, приведены в табл. 1.

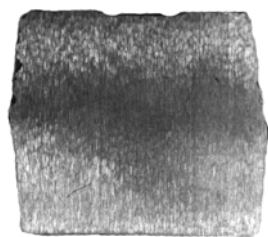
Таблица 1

Влияние относительной плотности на уровень физико-механических свойств колосников, отлитых из стали 75X28H2СЛ, в песчано-глинистую форму (1) и в кокиль (2)

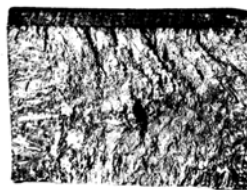
№ п/п	Масса колосника, кг	Отношение фактической плотности к теоретической, %	Физико-механические свойства			Потеря массы при температуре 1000 °С, г/м ² ·с
			У _В , Мпа	У _Т , Мпа	е, %	
1	3,938 ± 0,0017	0,89	498–506	224–232	17–18	0,41 ± 0,03
2	4,250 ± 0,0050	0,96	546–552	253–259	20–22	0,38 ± 0,02

Контрольное взвешивание показало, что колосники, отлитые в кокиль, в среднем имели массу на 0,09 кг больше, чем масса колосников той же модели, отлитых в разовую литейную форму.

Срезы колосников, отлитых в кокиль, были плотными, без раковин (рис. 4, а), в отличие от колосников, отлитых по серийной технологии в песчано-глинистую форму (рис. 4, б).



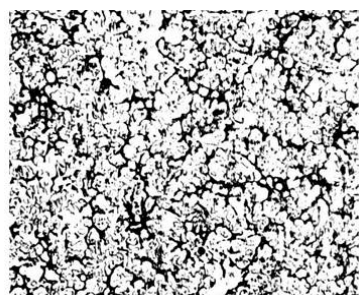
а



б

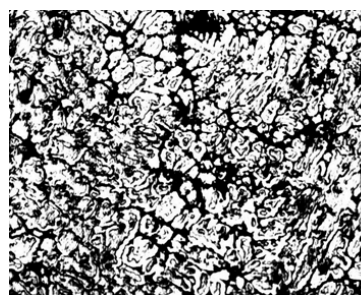
Рис. 4. Срезы колосников отлитых в кокиль (а) и по серийной технологии (б)

Металлографическими исследованиями установлено, что образцы, вырезанные из колосников, имеют феррито-ледебуритную структуру с равномерным распределением эвтектической фазы – ледебурита. Материал колосников, отлитых в кокиль, имеет более мелкодисперсную микроструктуру, чем материал колосников, отлитых в разовую песчано-глинистую форму (рис. 5).



а

× 100



б

× 100

Рис. 5. Микроструктура стали 75X28H2СЛ: а – кокиль; б – разовая песчано-глинистая Форма

ВЫВОДЫ

Подтверждена возможность получения годных отливок без трещин при литье высокохромистой стали 75X28H2CJL в кокиль.

Опытным путем доказано, что литье колосников в кокиль позволяет повысить относительную плотность металла в отливке до 94 – 96 % по сравнению с 89 % для отливок, полученных в песчано-глинистую форму.

За счет повышения плотности материала отливки заметно повысился уровень механических свойств. Предел прочности на разрыв увеличился от 498–506 МПа до 546–552 МПа, так же повышаются пластические свойства стали.

Установлено, что образцы, вырезанные из колосников, имеют феррито-ледебуритную структуру с равномерным распределением эвтектической фазы – ледебурита. Материал колосников, отлитых в кокиль, имеет более мелкодисперсную микроструктуру, чем отлитых в разовую песчано-глинистую форму.

ЛИТЕРАТУРА

1. Сосненко М. Н. *Общая технология литейного производства* / М. Н. Сосненко, Б. К. Святкин // *Высшая школа*, 1975. – 372 с.
2. Сагино А. Г. *Повышение эффективности работы обжиговой машины конвейерного типа на основе совершенствования колосниковой решетки* / А. Г. Сагинор // *Автореферат диссертации. – Днепропетровский металлургический институт*, 1988. – 15 с.
3. Нехендзи Ю. А. *Стальное литье* / Ю. А. Нехендзи // *Металлургиздат*. – 1948. – С. 105–109.
4. Колокольцев В. М. *Исследование жаростойкости и ростоустойчивости сплавов для колосников-грохотов и спекательных тележек аглофабрик* / В. М. Колокольцев, О. А. Миронов, Е. В. Петриченко, В. Ю. Савинов, В. Д. Некеров, В. В. Арисов // *Теория и технология металлургического производства: Межрегион. сб. науч. тр. – Вып. № 4. – МГТУ. – 2004. – С. 121–125.*
5. Рубцова Н. Н. *Справочник литейщика. Фасонное стальное литье* / под общ. ред. Н. Н. Рубцова // *Машигиз*. – 1962. – С. 468–480.
6. Кудрин В. А. *Металлургия стали* / В. А. Кудрин // *Металлургия*, 1981. – 488 с.
7. Липницкий А. М. *Справочник рабочего литейщика* / А. М. Липницкий, И. В. Морозов // *Машиностроение*, 1976. – 343 с.
8. Сосненко М. Н. *Общая технология литейного производства* / М. Н. Сосненко, Б. К. Святкин // *Высшая школа*, 1975. – 372 с.
9. Книпп Э. *Пороки отливок* / Э. Книпп // *Машигиз*. – 1958. – С. 9–10, 13–18.
10. Куманин И. Б. *Об усадочной пористости в отливках* / И. Б. Куманин // *Литейное производство. – № 4. – 1957. – С. 23.*
11. Бутневичюс Н. А. *Зависимость температурных напряжений от условий теплообмена и закрепления кокиля* / Н. А. Бутневичюс // *Высшая школа*, 1966. – С. 211–215.
12. Каросас С. И. *Исследование температурных напряжений и деформаций в плоских кокилях* / С. И. Каросас // *Высшая школа*, 1966. – С. 215–221.
13. Писаренко Г. С. *Сопротивление материалов* / Г. С. Писаренко // *Наукова думка*, 1975. – 672 с.
14. Титов Н. Д. *Технология литейного производства* / Н. Д. Титов, Ю. А. Степанов // *Машиностроение*, 1974. – С. 222–224, 227–228.
15. Макаревич А. П. *Расчет литниковых систем* / А. П. Макаревич // *Литейное производство. – 1996. – № 2. – С. 21.*
16. Paht E. *Bastimmung der Gib temperature vonstallilgub* / E. Paht // *Gieserei*. – 1979. – № 22. – С. 812–815.
17. Дубинин Н. П. *Стальное литье* / Н. П. Дубинин // *Металлургия*, 1961. – С. 86–121.

УДК 621.746.6:669.046.516.4:669.715

Селиверстов В. Ю., Доценко Ю. В.

ПЕРСПЕКТИВЫ ПРИМЕНЕНИЯ КОМБИНИРОВАННЫХ СПОСОБОВ УПРАВЛЕНИЯ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕМ ЛИТОГО МЕТАЛЛА

Современный уровень машиностроительного производства требует применения все более стабильно качественного по многим параметрам металла заготовок. Известно, что физико-механические свойства литого металла зависят от целого ряда факторов различной значимости. Поэтому разработка достаточно универсальных технологических процессов, направленных на снижение непроизводительных потерь металла с одной стороны, и на повышение его качества - с другой, неизменно является актуальной задачей технологов и исследователей.

Необходимо отметить, что на современном этапе основные пути решения данной задачи находятся в плоскости применения внешних воздействий на кристаллизующийся металл слитка или отливки, хотя еще в 1878 г. Д. К. Чернов указывал, что «если бы отливку можно было производить под таким большим давлением, которое в состоянии удержать газы в растворе, то не было бы пузырей в отливке».

К методам активного воздействия на формирование структуры слитков и отливок можно отнести как процессы, связанные с применением давления, введения в расплав упругих колебаний, воздействия концентрированными источниками энергии, так и традиционное модифицирование [1–14]. При этом, указанные процессы обладают, в том числе, определенной технологической спецификой, имеют свои достоинства и недостатки. Анализ результатов теоретических исследований и практических данных показывает, что при использовании различных способов воздействия на процесс кристаллизации в подавляющем числе случаев в качестве рабочего варианта рассматривается только один выбранный технологический процесс. Мало сведений об использовании комбинаций известных способов влияния на процесс структурообразования литого металла.

Целью настоящей работы является анализ способов изготовления отливок, предусматривающих неравновесные условия формирования структуры литого металла с точки зрения перспективы комбинирования различных внешних воздействий на процесс кристаллизации. Авторы не претендуют на исчерпывающий анализ данной тематики, но хотят подчеркнуть актуальность исследований и разработки подобного рода комбинированных способов.

Проиллюстрировать существующее положение можно, в частности, на примере широко используемых алюминиевых сплавов. Известно, что сплавы системы алюминий - кремний (силумины) служат основой большинства литейных алюминиевых композиций, широко применяемых как конструкционные материалы для фасонного литья в авиационной, строительной, транспортной и других отраслях промышленности. В связи со структурными особенностями литых сплавов - грубыми хрупкими включениями кремния и интерметаллических фаз - прочностные характеристики силуминов невысокие, особенно низка пластичность. Для улучшения структуры и механических свойств литейных промышленных сплавов алюминия регулируют режимы плавки и литья, условия кристаллизации отливок (литье в песчаные и металлические формы, под давлением и т. д.). Но наиболее действенным фактором, определяющим благоприятное структурообразование силуминов, остается модифицирование,

т. е. измельчение структуры за счет введения в расплав перед его заливкой малых добавок модифицирующих элементов.

Для производства отливок из силуминов наибольший интерес представляют модификаторы, влияющие на размеры первичного зерна и форму включения эвтектической кремния. Для модифицирования зерен α -Al-твердого раствора (основы сплава), прежде всего, следует использовать элементы переходных групп. Чем больше они имеют недостроенных оболочек d и f , тем сильнее эффект модифицирования. При взаимодействии с алюминием элементы-модификаторы образуют тугоплавкие интерметаллиды ($TiAl_3$; $ZrAl_3$; TiB_2 и др.), обладающие однотипными кристаллическими решетками и размерным соответствием их параметров в некоторых кристаллографических плоскостях с решетками α Al – твердых растворов. В расплавах появляется много центров кристаллизации, что обуславливает измельчение зерна в отливках. Значительное уменьшение размеров зерна в сплавах алюминия получают совместным вводом титана и бора в виде тройной лигатуры Al-Ti-B ($Ti/B = 5/1$). Центры кристаллизации- частицы соединения TiB_2 по 2–6 мкм. Для ввода титана и бора используют лигатуру Al-Ti-B (1 % B; 5 % Ti), препарат зернолит (%: 55 K_2TiF_6 + 3 K_2SiF_6 + 15 C_2Cl_6) или флюс, содержащий фторборат и фтортитанат калия (%: 35 NaCl; 35 KCl; 20 K_2TiF_6 ; 10 KBF_4). Наибольшая степень усвоения титана и бора – при использовании флюса, который наряду с модифицирующим оказывает и рафинирующее воздействие. Хорошие результаты дает совместное модифицирование цирконием, титаном и бором [5].

Ниобий также может быть использован как модификатор в виде лигатуры Al-10 % Nb или соли K_2NbF_7 . Зародыши кристаллов $NbAl_3$, стабильны в алюминиевом расплаве. Модифицирование лигатурой Al-10 % Nb эффективнее, а время выдержки расплава в печи после модифицирования увеличивается (по сравнению с солью K_2NbF_7).

Классический модификатор эвтектики в силуминах - натрий. Если его модифицирующее действие признается всеми, то влияние других элементов вызывает разногласия. По разным данным [4, 5] эффективными модификаторами эвтектики Al-Si являются, %: 0,1 Na; 2,0 K; 3,5 Bi; 1,5 Pb; 7,0 Cd; 1,5 Sb; 1,0 Ca; 1,0 Li; 3,0 Mg; 0,7 Cr; 1,0 Mn; < 0,3 Ni; 0,728 P; 0,08–0,14 As; 0,765 Sc; 0,07 Zn; 0,07 S; 0,082 Bi; 0,082 In. Применение натрия для модифицирования ограничено рядом существенных недостатков: опасность получения не полностью модифицированной или перемодифицированной структуры, повышением газосодержания, уменьшением жидкотекучести, развитием усадочной пористости (щелочные и щелочноземельные металлы уменьшают плотность алюминиевого расплава, увеличивают температурный коэффициент объемного расширения и, как следствие, его объемную усадку при кристаллизации); потерей модифицирующего эффекта после рафинирования, фильтрации, вакуумирования, быстрым выгоранием, что требует возобновления модифицирования через каждые 30 мин. Последнее обстоятельство особенно неблагоприятно для серийного и массового производства литья при разливке из раздаточных печей, в которых обработанный натрийсодержащими флюсами расплав обеспечивает полностью модифицированную структуру лишь в начальный период разливки. В связи с этим, была исследована возможность замены натрия и его соединений другими модификаторами [5]. Были исследованы возможности применения стронция как модификатора алюминивно-кремниевых сплавов в промышленности. Его преимущества перед натрием связаны, прежде всего, с более длительным сохранением модифицирующего эффекта, в том числе, после переплавов. Оптимальная концентрация стронция ~ 0,04 %, температура модифицирования 750–770 °C [5]. Однако, как показали исследования, имеется ряд существенных ограничений его широкому применению. Введение стронция в металлическом виде затруднено из-за самовозгорания, токсичности

паров, необходимости повышения температуры расплава, что увеличивает его газопоглощение. Кроме того, высокая стоимость чистого стронция также ограничивает применение этого материала.

Другой признанный модификатор длительного действия – сурьма (~ 0,2 %) [5]. Модифицирующий эффект при ее вводе сохраняется до 4 ч, но полностью снимается в присутствии натрия. Увеличивать содержание сурьмы в Mg-содержащих силуминах > 0,22 % нецелесообразно, так как в них образуется хрупкая фаза Mg_3Sb_2 . При модифицировании силуминов сурьмой повышается плотность отливок, что существенно улучшает их пластичность и прочностные свойства, особенно при повышенных температурах. Эти добавки не приводят к газовой пористости даже при литье с малыми скоростями затвердевания (массивные отливки в песчаные формы). Структура, а следовательно, и свойства отливок менее чувствительны к условиям охлаждения, что весьма важно для деталей сложной конфигурации.

При модифицировании сурьмой и висмутом не образуются тонкоразветвленные дендриты кремния кораллоподобной формы, в чем принципиальное отличие их модифицирующего действия от натрия и стронция. Но, в то же время, добавки сурьмы могут вызвать укрупнение зерна твердого раствора алюминия при литье, что приводит к снижению пластичности и прочности сплавов, кроме того, концентрация сурьмы, обеспечивающая хороший модифицирующий эффект, не соответствует концентрации, обеспечивающей максимальную плотность сплава.

Эффективный способ изменения морфологии кристаллизующихся фаз - их затвердевание в резко неравновесных условиях [2–4, 6–13]. При этом создаются условия для измельчения зерна, значительного расширения растворимости в твердом состоянии, подавления роста грубых включений первичных интерметаллидов. В частности, в технологических схемах литья с кристаллизацией сплавов под давлением (ЛКД) давление, прикладываемое к расплаву в процессе затвердевания, значительно влияет на характер кристаллизации. Увеличение скорости охлаждения приводит к соответствующему росту скорости кристаллизации, которая изменяется в результате влияния давления при кристаллизации на число центров и скорость роста зародышей. Скорости охлаждения возрастают в зависимости от габаритов отливок, температурных условий литья, метода прессования от 2–3 до 10 и более раз [1]. Повышение скорости охлаждения цветных сплавов, основанных на системах с ограниченной растворимостью, приводит к изменению структуры и легирования твердого раствора, связанных с дендритной ликвацией и образованием квазиэвтектики. В настоящее время во многих работах достаточно подробно рассмотрены вопросы получения качественных отливок при кристаллизации под давлением, создаваемым поршнем, пуансоном, либо всесторонним газовым давлением [1, 7, 10]. При всех указанных способах эффективность воздействия в течение времени затвердевания отливки обратно пропорциональна толщине затвердевшего слоя металла, т. к. внешнее давление в том или ином виде прикладывается к ее поверхности. С технологической точки зрения этот процесс влечет ряд известных недостатков, касающихся, в том числе, необходимости наличия специального оборудования, ограничений по массе, виду сплава, конфигурации литых заготовок и пр.

Одним из эффективных способов воздействия на кристаллизующийся металл является, в частности, газодинамическое воздействие [15–17]. При осуществлении такого процесса к моменту начала подачи газа на поверхности рабочей полости литейной формы должен сформироваться слой твердого сплава такой толщины, который может обеспечить герметичность системы вплоть до полного затвердевания отливки.

Также к числу методов воздействий на кристаллизующийся металл, нашедших практическое применение, относятся методы, использующие введение в расплав упругих колебаний.

Все виды вибрационной обработки затвердевающих расплавов характеризуются следующими особенностями: наличием макроконцентраций объемов металла и его перемешиванием, возникновением упругих колебаний в расплаве и перемещением микрообъемов расплава, возникновением и развитием кавитации. Механизм измельчения первичного зерна при вибрационной обработке можно свести к следующим основным процессам [6, 7, 12]: гетерогенному и гомогенному зарождению центров кристаллизации, разрушению дендритов, активации тугоплавких примесей, становящихся центрами кристаллизации.

Наличие макроконцентраций объемов металла способствует распределению центров кристаллизации. Основным механизмом измельчения зерен здесь является разрушение дендритов под действием изгибающих напряжений. При низких частотах главной составляющей является сила сопротивления дендрита потоку вязкой жидкости, колеблющейся возле него. При повышении частоты колебаний (ультразвуковые колебания) к этой силе добавляется инерционная сила, обусловленная разностью плотностей твердого дендрита и окружающей его жидкости. При еще больших частотах возникает так называемый акустический ветер – направленное движение жидкости, обусловленное возникновением разности давлений в направлении излучения.

Низкочастотная вибрация, применяемая на практике, характеризуется частотой до 200 Гц и амплитудами, в основном не превышающими 2–3 мм. Наличие в кристаллизующемся металле волн сжатия и растяжения может приводить к развитию кавитации. Этим объясняется отмечаемая рядом исследователей интенсивная дегазация металла и значительное улучшение макроструктуры слитков кипящей стали – увеличение толщины плотной корки и изменение зоны расположения вторичных пузырей.

Эффективность перемешивания макрообъемов незначительна. Поэтому невелика и возможность влияния макропотоков на разрушение кристаллов на фронте кристаллизации. На эффективность применения вибрационной обработки сплавов влияют место и направление вибрационного импульса, размеры, удельный вес и межфазные свойства неметаллических включений, плавающих кристаллов, твердых частиц тугоплавких оксидов, карбидов, интерметаллидов и других монодисперсных частиц. Например, под воздействием одной и той же волны плавающие кристаллы и центры кристаллизации, имеющие больший удельный вес, чем среда, всегда будут двигаться к границе затвердевания, а неметаллические включения – в противоположном направлении. Практикой подтверждается только влияние низкочастотной вибрации на измельчение микроструктуры слитков и отливок. Положительного влияния на снижение зональной ликвации и химической неоднородности при применявшихся режимах обработки не наблюдается [1, 7].

К главным особенностям обработки расплавов ультразвуковыми колебаниями можно отнести: возникновение и развитие кавитации и акустических потоков в объеме обрабатываемого расплава; сравнительно невысокую энергию ультразвука, трансформируемую в мощные ударные волны вблизи захлопывающихся пузырьков, которые, воздействуя на жидкую фазу и двухфазную зону, вызывают диспергирование кристаллов, зарождение центров кристаллизации и активацию твердых частиц; создание направленного акустического потока [2, 4, 11]. К недостаткам ультразвукового воздействия на расплав можно отнести: малую амплитуду колебаний, которая меньше величины контактных зазоров между отливкой и формой, что вызывает необходимость введения ультразвуковых колебаний непосредственно в расплав; рассеивание ультразвуковых волн в небольшом объеме вблизи волновода, что

не позволяет обрабатывать значительные объемы металла; тяжелые условия работы погруженных в расплав волноводов, обуславливающие их низкую стойкость, а также их эрозию, вызывающую опасность загрязнения расплава.

В силу указанных причин ультразвуковая обработка нашла применение при сравнительно небольших размерах формы, при непрерывной разливке алюминия и других легкоплавких сплавов, а также при получении ряда сплавов с особыми свойствами в процессах вакуумно-дуговой плавки, электрошлакового переплава, зонной плавки [4]. Ультразвуковую энергию при использовании в этих технологиях проводят через твердое основание слитка.

Отличительной особенностью метода воздействия на расплав источниками концентрированной энергии является большая мощность выделяемой энергии в сравнительно короткий промежуток времени. Это приводит к возникновению ударной волны. Электрогидроимпульсная обработка приводит к ускорению процесса кристаллизации металла, зона транс-кристаллизации уменьшается в 2–4 раза. Размеры разориентированных дендритов уменьшаются в 2–5 раз. Однако, амплитуда колебаний выходных звеньев обычно незначительна, эффект обработки зависит от качества контакта рабочего органа с обрабатываемой поверхностью. Использование системы боковых разрядных устройств в системе стенка изложницы – затвердевший слой – расплав связано с высокими потерями механической энергии и сужением спектра генерируемых частот [2].

На кафедре литейного производства Национальной металлургической академии Украины разработана технология газодинамического воздействия на жидкий и кристаллизующийся расплав в литейной форме [15, 16]. Результаты лабораторных исследований и промышленных испытаний показали повышение механических свойств литого металла и снижение брака по пористости при производстве отливок из углеродистой стали [17] и алюминиевых сплавов. В частности, при производстве отливок деталей «Опорный наконечник стойки конвейера» изготавливаемых из сплава АК5М способом литья в кокиль в порядок технологических операций изготовления отливки были включены следующие этапы: проведение рафинирования (препарат DEGASAL T 200) и ввод модификатора в расплав (препарат EUTEKTAL T 200), введение в рабочую полость формы устройства для подачи газа оригинальной конструкции, выдержка отливки с устройством в течение заданного промежутка времени, подача газа (аргона) с начальными показателями давления 0,15–0,2 МПа, последующее наращивание давления до 1–1,1 МПа и выдержка под давлением до полного затвердевания отливки. В результате внедрения указанной технологии сократилось количество брака отливок по рыхлотам и газовым раковинам на 28 %, увеличились на 25 % пластические свойства литого металла, на 15–20 % удалось снизить количество модификатора, а также снизить температуру и время обработки.

ВЫВОДЫ

Приведенные данные свидетельствуют о перспективности комплексного применения различных активных методов воздействия на затвердевающий металл, позволяющих в определенной степени компенсировать недостатки отдельно взятого метода.

Несомненный интерес представляет проведение исследований, направленных на определение оптимальных режимов совместного применения процессов модифицирования и затвердевания сплава в неравновесных условиях, обеспечиваемых тем или иным способом внешнего физического воздействия. При комплексном подходе возможно эффективнее изменить структурные составляющие и значительно повысить физико-механические свойства литого металла.

3. Применение комплексной технологии газодинамического воздействия на расплав в литейной форме и модифицирования позволяет добиться устойчивого эффекта измельчения кристаллической структуры, снижения пористости, более благоприятного распределения неметаллических включений и повышения механических свойств литого металла.

4. Результаты исследований показали, что при использовании комплексной технологии для получения требуемых физико-механических характеристик металла отливок возможно снижение количества применяемого модифицирующего препарата, температуры расплава, времени обработки его препаратом.

ЛИТЕРАТУРА

1. Ефимов В. А. Перспективы развития работ по применению внешних воздействий на жидкий и кристаллизующийся расплав / В. А. Ефимов // Влияние внешних воздействий на жидкий и кристаллизующийся металл. – Киев: Изд. ИПЛ АН УССР, 1983. – С. 3–65.
2. Затвердевание металлического расплава при внешних воздействиях / А. Н. Мирнов, Л. Пилюшенко, С. В. Момот, В. Н. Амтан.– Д.: Издательство «ВИК», 2002. – 169 с.
3. Калиниченко А. С. Управляемое направленное затвердевание и лазерная обработка: теория и практика / А. С. Калиниченко, Г. В. Бергман.– Мн.: Технопринт, 2001. – 367 с.
4. Закономерности формирования структуры слитков алюминиевых сплавов при непрерывном литье с ультразвуковой обработкой кристаллизующегося расплава / В. И. Добаткин, Г. И. Эскин, С. И. Боровикова, Ю. Г. Гольдер // Обработка легких и жаропрочных сплавов. – М.: Наука, 1976. – С. 151–161.
5. Немененок Б. М. Теория и практика комплексного модифицирования силуминов / Б. М. Немененок.– Мн.: Технопринт, 1999. – 272 с.
6. Скворцов А. А. Влияние внешних воздействий на процесс формирования слитков и заготовок / А. А. Скворцов, А. Д. Акименко, В. А. Ульянов.– М.: Металлургия, 1995. – 272 с.
7. Ефимов В. А. Физические методы воздействия на процессы затвердевания сплавов / В. А. Ефимов, А. С. Эльдарханов.– М.: Металлургия, 1995. – 272 с.
8. Эльдарханов А. С. Процессы кристаллизации в поле упругих волн / А. С. Эльдарханов.– М.: Металлургия, 1996. – 256 с.
9. О некоторых возможностях измельчения зерна металла отливки при внешнем воздействии на затвердевающий расплав / А. М. Скребцов, Л. Д. Дан, А. О. Секачев и др. // Металл и литье Украины. – 1996. – № 1–2. – С. 30–34.
10. Борисов Г. П. Давление в управлении литейными процессами / Г. П. Борисов. – К.: Наукова думка, 1988.– 271 с.
11. Абрамов О. Б. Кристаллизация металлов в ультразвуковом поле / О. Б. Абрамов. – М.: Металлургия, 1972. – 256 с.
12. Пилюшенко В. Л. Влияние виброимпульсного воздействия на условия затвердевания стали / В. Л. Пилюшенко, А. Н. Смирнов // Черная металлургия. Наука – технология – производство. – М.: Металлургия, 1989. – С. 162–171.
13. Ульянов В. А. Кинетика формирования стальных слитков при пассивных и активных внешних воздействиях / В. А. Ульянов, Е. М. Китаев, А. А. Скворцов // Процессы литья. – 1993. – № 4. – С. 38–43.
14. Скребцов А. М. Формирование структуры и конуса осаждения слитка или отливки при внешнем воздействии на поверхность расплава / А. М. Скребцов, Л. А. Дан, В. Б. Килочкин // Металл и литье Украины. – 1994. – № 7–8. – С. 5–9.
15. Деклараційний патент, Україна МПК (2006) B22D 18/00 Спосіб отримання виливків / Селівьорстов В. Ю., Хричиков В. С., Доценко Ю. В.– № 28858; заявл. 03.08.200; опубл. 25.12.2007, Бюл. № 21.
16. Деклараційний патент, Україна МПК (2006) B22D 18/00 Пристрій для отримання виливків / Селівьорстов В. Ю., Хричиков В. С., Доценко Ю. В.– № 28859; заявл. 03.08.2007; опубл. 25.12.2007, Бюл. № 21.
17. Селівьорстов В. Ю. Дослідження газодинамічного впливу на властивості литої вуглецевої сталі / В. Ю. Селівьорстов // Теория и практика металлургии. – 2007. – № 4–5. – С. 22–25.

УДК 621.791.793:621.74.047: 66.065.5

Семенов В. М., Жартовский А. В.

МАЛООТХОДНАЯ ТЕХНОЛОГИЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ КРИСТАЛЛИЗАТОРОВ

Для получения слитков на установках непрерывной разливки стали, используют кристаллизаторы, которые, являются основным рабочим органом таких машин. От качества кристаллизатора зависит надежность работы всего агрегата. В кристаллизаторе формируется слиток. Срок службы кристаллизаторов значительно меньше срока службы других деталей. В практике наиболее распространены гильзовые кристаллизаторы. Основным их достоинством является простота и надежность конструкции, возможность быстрой замены при износе.

Одна из конструкций кристаллизаторов состоит из стального наружного корпуса и медной водоохлаждаемой гильзы (рис. 1.).

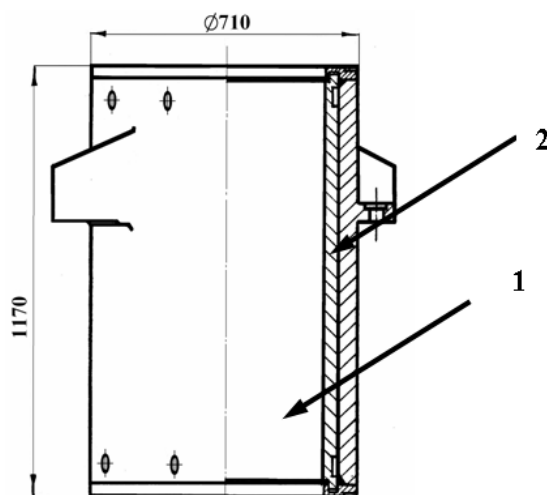


Рис. 1. Схема устройства кристаллизатора: 1 – медная гильза кристаллизатора; 2 – стальной корпус кристаллизатора

Технологический процесс изготовления кристаллизаторов содержит две ответственные сварочные операции, обеспечивающие повышение эффективности изготовления и качества сварных изделий в условиях экономического и энергетического кризиса

Целью настоящей работы является разработка малоотходной технологии изготовления сварных кристаллизаторов путем дальнейшего совершенствования изготовления стального корпуса и медной гильзы.

Поставленная цель была реализована путем решения следующих задач:

– разработки технологии электрошлаковой сварки стального корпуса кристаллизатора, обеспечивающей снижение припусков на механическую обработку при требуемой точности размеров;

– разработки технологии однопроходной электродуговой сварки медной гильзы кристаллизатора толщиной до 60 мм. способствующей повышению качества гильзы кристаллизатора.

Стальной корпус обычно изготавливают по следующей технологии. Из листового проката вырезают заготовки необходимых размеров. Производят разделку кромок под сварку, используя, при этом, дефицитное дорогостоящее станочное оборудование (кромкострогальный станок). Если корпус изготавливают из двух вальцованных заготовок, т. е. с двумя швами, то их собирают с помощью скоб и сваривают. Применяют многослойную автоматическую

дуговую сварку в среде углекислого газа либо под слоем флюса. После сварки производят механическую обработку, если это требуется по техническим условиям и контролируют швы. Недостатком этого способа изготовления корпуса является энерго- и материалоемкой автоматической многопроходной сварки под флюсом.

Известны два способа изготовления медной гильзы кристаллизатора.

Первый вариант [1, 2, 3] при котором получают медный слиток, от него отрезают механической пилой заготовку необходимого размера, производят нагрев, осадку ковкой, прошивку отверстия, нагрев заготовки, дорнование отверстия, нагрев заготовки, вытяжку трубы ковкой на оправке, и затем производят механическую обработку.

Второй вариант предполагает применения сварки. Из листовой меди вальцуют заготовки необходимых размеров и сваривают дуговой многослойной или шлаковой сваркой. Первый из них имеет недостатки, присущие многослойной дуговой сварке. Более эффективным и качественным является однопроводная сварка. Такой процесс был разработан для хромистой бронзы толщиной до 50 мм. Учитывая, что теплофизические свойства меди М1р отличается от аналогичных свойств хромистой бронзы, разработанный процесс не может быть непосредственно использован для изготовления медной гильзы, ИЭС им.О. Е. Патона разработан производительный электрошлаковый способ сварки меди. Однако использование его связано с определенными трудностями в получении качественного сварного соединения. При электрошлаковой сварке меди в металле околошовной зоны скапливаются водород, способствующий образованию трещин. Это ограничивает возможности электрошлакового способа сварки меди.

Стальной корпус кристаллизатора представляет собой обечайку, сваренную прямолинейными швами из двух частей. Материал корпуса Ст. 3. Толщина стенки 60 мм. Особенностью изготовления корпусов кристаллизатора являлось то, что их заготовки имели заниженные припуски на окончательную механическую обработку. Согласно требованиям на механическую обработку внутреннего диаметра корпуса предусматривался припуск 5 мм на сторону вместо обычных 10 – 15 мм. Поэтому для получения требуемых размеров необходимо было правильно выбрать величину сборочного зазора.

Руководствуясь имеющимся опытом, величину зазоров задавали в нижней части стыка – 30 мм, в верхней части – 35 мм.

Электрошлаковую сварку выполняли сварочной проволокой Св08Г2 диаметром 3 мм. Режим сварки: напряжение 48–50 В, скорость подачи проволоки 240 м/ч, сварочный ток 500–600 А, скорость сварки 0,7 м/ч, глубина шлаковой ванны 45–50 мм, сухой вылет электрода 70 мм. После сварки производили термическую обработку.

Для изучения деформаций на свариваемых кромок изделия предварительно наносили керны на расстоянии 200 мм друг от друга, которые измеряли до сварки в процессе и после сварки. Результат измерений приведены на рис. 2.

Анализ результатов показывает, что максимальные перемещения (сближение Δ) кромок происходит в верхней части (9 мм), а в нижней части – 2 мм. Это указывает на то, что величина сборочного зазора с учетом расчетной величины (25) была выбрана правильно. Как правило, после ЭШС для обеспечения требуемых механических свойств сварного соединения проводят высокотемпературную термическую обработку (нормализацию с отпуском).

Для таких малоуглеродистых сталей как сталь Ст. 3 требуемые свойства могут быть получены только отпуском или термообработкой в интервале температур A_{c1} – A_{c3} . В связи с этим после сварки корпус подвергали отпуску по режиму: нагрев до 580 – 600 С, выдержка при этой температуре – 9 ч и последующее охлаждение со скоростью 40 °С/ч.

Механические свойства сварного соединения корпуса кристаллизатора приведены на рис. 3.

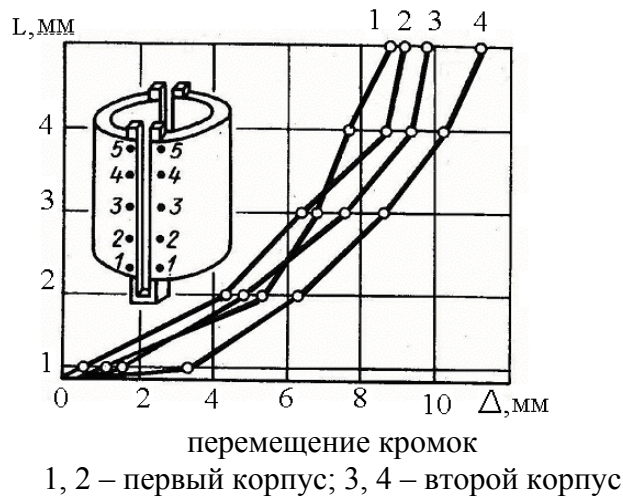


Рис. 2. Кривые перемещения свариваемых кромок при электрошлаковой сварке стального корпуса

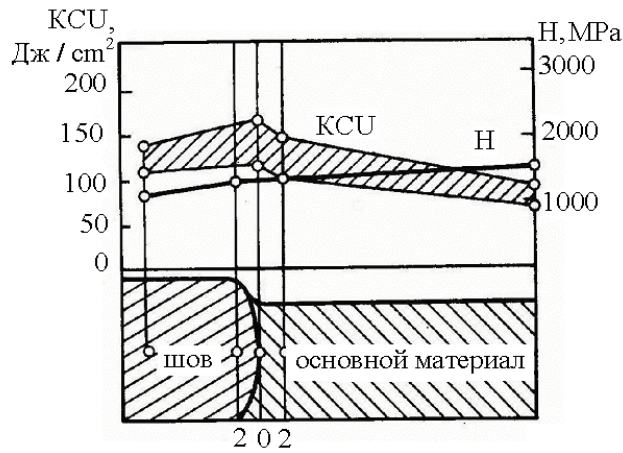


Рис. 3. Механические свойства сварного соединения стального корпуса кристаллизатора

Результаты металлографического исследования сварных соединений после указанной термической обработки приведены на рис. 4.

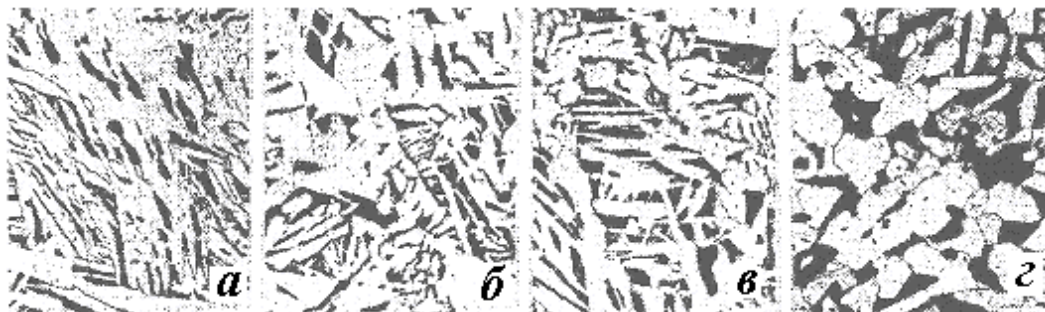


Рис. 4. Микроструктура сварного соединения корпуса кристаллизатора: а – металл шва; б – линия сплавления; в – околошовная зона (1,5 мм); в – основной металл

Технология сварки меди существенно отличается от технологии сварки стали из-за присущих этому металлу физико-химических свойств. К числу таких свойств относится высокая тепло- и температуропроводность, большой коэффициент термического расширения,

высокая чувствительность к водороду, склонность к охрупчиванию. При обычных температурах медь не активна. При повышенных температурах хорошо реагирует с кислородом, серой, фосфором, галогенами. Водород сильно влияет на качество сварных соединений из меди и ее сплавов. Растворение водорода в жидком металле приводит к «водородной болезни», которая сопровождается образованием пор и трещин. Это приводит к тому, что для сварки необходимо повышение погонной энергии, а защита сварного шва от действия атмосферных газов должна производиться весьма интенсивно. Высокая теплопроводность металла обуславливает высокие требования в отношении равномерности ввода соответствующего количества тепла в обе свариваемые кромки. Получение качественного сварного соединения может быть достигнуто за счет точного и стабильного расположения источника нагрева относительно свариваемых кромок. Такое возможно при применении стыковых соединений.

При сварке меди конструкции имеют склонность к остаточным деформациям. Это обусловлено коэффициентом линейного расширения меди, который в 1,5 раза превосходит аналогичный коэффициент для стали. Кроме того зона термического влияния у меди всегда больше чем у стали за счет высокой теплопроводности. Медные сварные конструкции обладают малой жесткостью. Однако, устранение остаточных деформаций более сложно, чем у стальных из-за возможности разрушения медных конструкций. Горячая правка недопустима. Холодная правка содержит опасность разрушения конструкции. При сварке меди неприемлема сварка короткими швами. Повышенная текучесть металла сварочной ванны затрудняет сварку меди во всех положениях, кроме нижнего. Технология сварки меди сильно осложняется из-за повышенной склонности металла к образованию пор и трещин. К числу факторов способствующих проявлению «водородной болезни» относятся органические загрязнения свариваемой поверхности и сварочных материалов и влага.

Одним из способов снижения риска образования пористости медных швов является однопроходная сварка со сквозным проплавлением.

Описанные особенности сварки меди однозначно позволили сделать выбор в пользу однопроходной сварки плавлением под флюсом.

Заготовка медного кристаллизатора имеет цилиндрическую форму. Заготовка под сварку изготавливалась из медной плиты с толщиной стенки 60 мм. После вальцевания плоской заготовки, которую вырезали по заданному размеру с учетом припусков на обработку, производили строжку свариваемых кромок для получения заданной формы разделки.

Свариваемый материал медь М1р с химическим составом: $Cu \geq 99,90 \%$; $Bi \leq 0,001 \%$; $Sb \leq 0,002 \%$; $As \leq 0,002 \%$; $Fe \leq 0,005 \%$; $Ni \leq 0,02 \%$; $Pb \leq 0,005 \%$; $S \leq 0,005 \%$; $O \leq 0,001 \%$, всего примесей 0,1 %.

В качестве флюса применяли смесь флюсов АН-26С и АН-60, состав флюсов приведен в табл. 1

Таблица 1

Состав флюсов

Марка флюса	Содержание, %									
	SiO ₂	Al ₂ O ₃	FeO	CaO	MgO	MnO	CaF	S	P	C
								Не более		
АН-26С	29,0– 33,0	19,0– 23,0	До 1,5	4,0– 8,0	15,0– 18,0	2,5– 4,0	20,0– 4,0	0,10	0,10	0,05
АН-60	42,5 – 46,5	8,0– 5,0	До 1,5	3,0– 11,0	0,5– 3,0	36,0– 41,0	5,0– 8,0	0,15	0,15	-

Для сварки кристаллизатора использовали сварочную медную проволоку М1–Т–6 диаметром 6 мм, изготавливаемую по ГОСТ 16130-72,

с химическим составом: $\text{Cu} \geq 99,90\%$; $\text{Bi} \leq 0,001\%$; $\text{Sb} \leq 0,002\%$; $\text{As} \leq 0,002\%$; $\text{Fe} \leq 0,005\%$; $\text{Ni} \leq 0,02\%$; $\text{Pb} \leq 0,005\%$; $\text{S} \leq 0,005\%$; $\text{O} \leq 0,001\%$, всего примесей 0,1 %.

Сварка медной гильзы кристаллизатора производилась после тщательной подготовки свариваемых кромок. Подготовка заключалась в специальной U – образной разделке кромок. Величина зазора между кромками тщательно контролировалась. Поверхность свариваемых кромок перед сваркой обезжировали. Сварку под флюсом производили на флюсовой подкладке, по схеме, представленной на рис. 5.

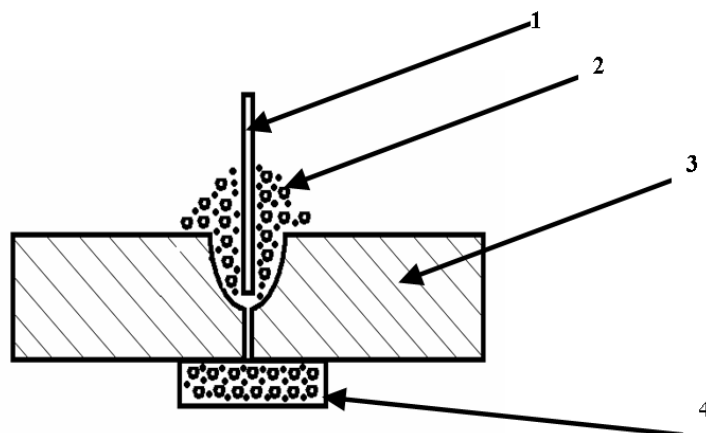


Рис. 5. Принципиальная схема процесса однопроходной сварки медной гильзы кристаллизатора: 1 – сварочная проволока; 2 – сварочный флюс; 3 – свариваемая медная заготовка со специальной U – образной разделкой кромок; 4 – флюсовая подушка

Сварку производили электродной проволокой диаметром 6 мм. Перед сваркой U – образную разделку кромок предварительно покрывали слоем сварочного флюса.

Процесс сварки осуществлялся с напряжением 48–50 В. Сила сварочного тока составляла 2000–2200 А, скорость сварки 3,28 м/ч. Полученный шов не имел дефектов в виде пор, трещин, несплавлений.

Полученный шов не имел дефектов в виде пор, трещин, несплавлений. Макрошлиф сварного соединения показан на рис. 6.

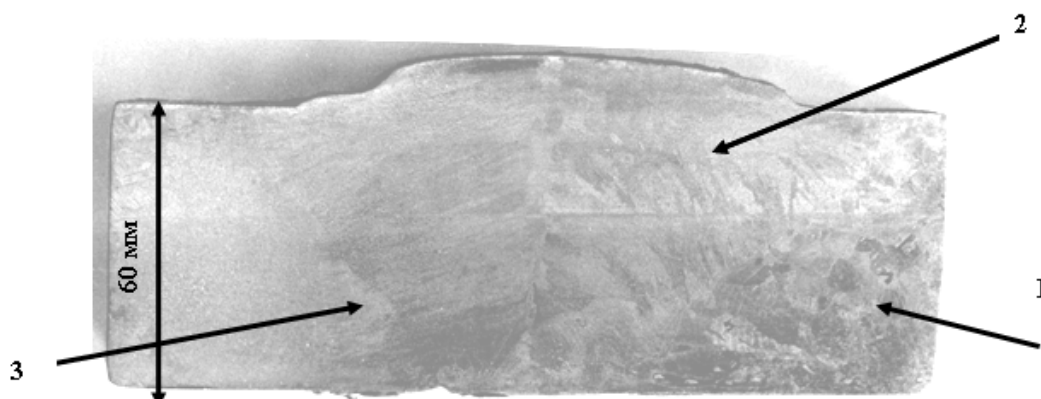


Рис. 6. Макрошлиф сварного соединения меди М1р толщиной 60 мм, полученного однопроходной сваркой плавлением: 1 – основной металл; 2 – металл шва; 3 – зона сплавления

Микроструктуры зоны сварного соединения меди М 1р приведена на рис. 7.

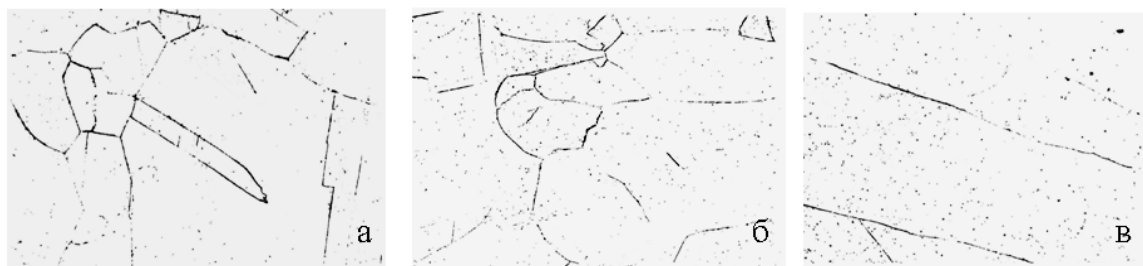


Рис. 7. Микроструктури зони сварного з'єднання міді М1р: а – микроструктура зони термічного впливу сварного з'єднання; б – микроструктура зони по лінії сплавлення; в – микроструктура металу шва

Металл отриманого шва мав значення $\sigma_{\text{в}} = 1450\text{--}1590$ МПа, ударну вязкість КСУ = 65–101 Дж/см², відносне удлинєння $\delta = 26,0\text{--}36,7$ %.

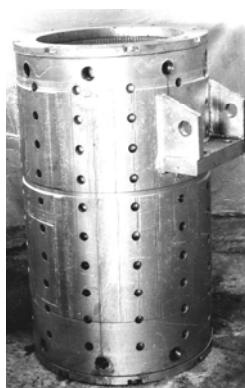


Рис. 8. Кристаллизатор, виготовлений з використанням розроблених технологічних процесів зварки

По розробленій технології зварені мідні гильзи. Керосинові проби і рентгенографія підтвердили відсутність дефектів сварного з'єднання.

Представлений процес дозволили отримати зварні заготовки кристаллизатора. Зовнішній вигляд кристаллизатора приведений на рис. 8.

ВЫВОДЫ

Изучены деформации при электрошлаковой сварке тонкостенных цилиндров и рассчитаны сборочные зазоры при ЭШС, обеспечившие получение точных размеров корпусов кристаллизаторов и сократить припуски и энергозатраты на механическую обработку

Разработана технология однопроводной электродуговой сварки гильзы кристаллизатора из меди М1р вальцованных из листовых заготовок толщиной 60 мм.

Разработанные малоотходные технологические процессы сварки заготовок кристаллизатора обеспечивают энерго и ресурсосбережение за счет сокращения энергозатрат по обработке припусков на механическую обработку и снижения трудоемкости изготовления.

ЛИТЕРАТУРА

1. Абрамова Н. Б. Оптимизация технологии изготовления медных гильз кристаллизаторов сортовых машин непрерывного литья заготовок / Н. Б. Абрамова, Л. П. Соломин. – Оренбург: ЦНИТИ, 2000. – 4 с.
2. Абрамова Н. Б. Состояние непрерывной разливки стали в России и конкурентоспособность материала для кристаллизаторов / Н. Б. Абрамова, Ф. К. Ермохин // Инструмент и технологии. – 2001. – № 5–6. – С. 135–138.
3. Абрамова Н. Б. Маркетинговые исследования рынка кристаллизаторов / Н. Б. Абрамова, Н. В. Пицик // Сб. научн. трудов Перспективные технологии в машиностроении. – Орск, 2002. – С. 75–76.

УДК 621.74:658.2

Семёнова Т. В.

МЕТОДИКА ОЦЕНКИ ТЕХНИЧЕСКОГО УРОВНЯ ЛИТЕЙНОГО ПРОИЗВОДСТВА

Повышение эффективности производства является главной задачей ускорения социально-экономического развития страны. Поиск резервов повышения эффективности производства приводит к необходимости определения степени развития и использования техники, технологии, организации производства и управления, социальных и экологических условий, т.е. к оценке и анализу уровня развития производства.

Особую актуальность приобретает проблема оценки и анализа уровня развития производства на современном этапе, когда предприятия начинают работать в условиях рыночной экономики. Рост конкуренции, быстрое изменение факторов внешней среды ориентирует предприятия на выбор оптимальных вариантов экономической деятельности, сочетающих учет потребительских потребностей и собственной выгоды. Конечные результаты деятельности зависят от наличия и умения распоряжаться материальными, трудовыми и финансовыми ресурсами.

В основе разрабатываемой каждым предприятием стратегии развития должны находиться оценка и анализ достигнутого технического уровня производства, сопоставление его с лучшими отечественными и мировыми достижениями с целью определения имеющихся резервов роста уровня техники, технологии, организации производства и управления, использования персонала.

Большинство авторов, рассматривающих определение технического уровня литейного производства, предлагают использовать метод экспертных оценок [1]. Каждому показателю присваивается весомость в соответствии с мнением специалистов в данной отрасли. Недостаток такого подхода состоит в субъективности оценок, в то время как математическая взаимозависимость показателей не учитывается.

Цель работы – разработка основных методических подходов к определению технического уровня литейных цехов и специализированных литейных предприятий. Это позволит сравнивать достигнутые в определенном цехе показатели с конкурентами и передовыми в украинской и мировой практике.

Технический уровень производства – это относительная характеристика, характеризующая степень совершенства технических и технологических факторов (средств труда, предметов труда, технологий) и основанная на сопоставлении некоторых его измерителей с современными достижениями научно-технического прогресса, принятыми в качестве эталона или базы.

Нами предлагается система показателей технического уровня литейного производства, которая включает три группы показателей:

- 1) уровень средств труда;
- 2) уровень предметов труда;
- 3) уровень технологии.

Уровень средств труда предопределяет его техническую оснащенность. Повышение технической оснащенности труда на основе прогрессивной техники является наиболее зна-

чимой характеристикой научно-технического прогресса, одной из главных предпосылок роста производительности труда и эффективности производства.

Уровень средств труда предлагается оценивать при помощи следующих показателей:

- коэффициент физического износа;
- коэффициент морального износа первого рода;
- средний возраст машин и оборудования;
- коэффициент технико-экономического старения;
- фондовооруженность труда активной частью основных средств;
- удельный вес автоматизированных операций в их общем объеме;
- удельный вес рабочих, выполняющих работу полностью автоматизированным способами.

Уровень предметов труда характеризует качество сырья и вспомогательных материалов. Особенность современного этапа развития литейного производства заключается в том, что предметы труда играют в нем все более активную роль. Хорошие материалы дают меньшее количество брака и отходов; следовательно, требуется меньшая масса сырья для получения готовой продукции. Использование высокопрочного чугуна, легированных сталей, сплавов на основе цветных металлов, искусственных материалов существенно повышает качество отливок; сокращает их массу; влияет на уровень производства, как в литейных цехах, так и на потребляющих литые заготовки предприятиях.

Для оценки уровня предметов труда рекомендуются следующие показатели:

- удельный вес кондиционных основных и вспомогательных материалов для производства отливок в их общем объеме;
- удельный вес отливок, изготовленных из прогрессивных сплавов в их общем объеме.

Уровень технологии характеризует соответствие применяемых технологических процессов современным тенденциям научно-технического прогресса. Задача технологии заключается в проектировании и использовании на практике эффективных и экономичных производственных процессов, требующих наименьших затрат времени и материальных ресурсов. Выбор оптимальных параметров технологических процессов оказывает все более существенное влияние на эффективность литейного производства. Уровень технологии оказывает решающее влияние на качество отливок, экономичность их обработки и использования. Изменение уровня технологии ведет к изменению качественных характеристик продукции, фондовооруженности и производительности труда, а также уровня организации и управления производством.

Уровень технологии предлагается оценивать при помощи следующих показателей:

- коэффициент использования металла;
- коэффициент использования отработанных смесей;
- энергоемкость.

Для оценки технического уровня литейного производства применен метод, предусматривающий количественную оценку показателей. Перечисленные выше показатели невозможно сравнивать, так как некоторые из них выражены в натуральных единицах. Большинство разработанных показателей являются относительными и имеют диапазон вариации от нуля до единицы. Однако для одних увеличение – это положительная характеристика (удельный вес машинной и автоматизированной формовки в ее общем объеме, удельный вес кондиционных основных и вспомогательных материалов для производства отливок в их общем объеме и пр.), а для других – отрицательная (коэффициент технико-экономического

старения, коэффициент физического износа). Поэтому, в первую очередь, показатели по каждой группе необходимо привести в сопоставимый вид. В связи с этим предлагается для так называемых обратных показателей (относительных показателей, для которых повышение в пределах единицы является негативной тенденцией) выполнить следующее математическое действие – вычесть рассчитанный показатель из единицы. Чем он ближе к единице (то есть хуже), тем ближе полученный результат будет к нулю.

Другой подход следует предусмотреть для показателей, у которых диапазон вариации не ограничен (средний возраст машин и оборудования, фондовооруженность труда активной частью основных средств, энергоёмкость). Нами был выполнен анализ статистических данных более 500 литейных и механических цехов Украины, на основании которого, а, также используя достижения современной науки, была составлена шкала оценок указанных показателей [2]. Наихудшим по отрасли значениям всех показателей присвоено значение – 0, наилучшим значениям – 1 балл. Промежуточные значения между минимальным и максимальным по отрасли находятся в интервале от 0 до 1 в непрерывном порядке.

Каждому из указанных показателей присваивается определенная весомость в зависимости от его важности влияния на конечный результат производства – готовую отливку, соответствия требованиям потребителей и современному уровню развития литейного производства. При этом могут быть использованы экспертные оценки либо учет всех показателей в стоимостном соотношении и нахождение удельного веса каждого из них. Сумма весовостей должна быть равна единице.

При выполнении расчетов технического уровня на следующем этапе необходимо учесть, что некоторые из приведенных выше показателей являются первичными (то есть независимыми), а некоторые – вторичными (находятся в определенной зависимости от первых). Так, к первичным относится удельный вес автоматизированных операций в их общем объеме, а к вторичным – удельный вес рабочих, выполняющих работу полностью автоматизированными способами. Задача заключается в том, чтобы определить степень зависимости второго показателя от первого, которую можно выразить математической функцией. Далее, с учетом полученных зависимостей определяется итоговый комплексный показатель технического уровня литейного цеха (в комплексе с механической обработкой).

ВЫВОДЫ

Разработанная комплексная методика оценки технического уровня литейного производства может быть использована литейными цехами металлургических и машиностроительных предприятий с целью сравнения с другими предприятиями и определения направлений повышения технического уровня производства.

ЛИТЕРАТУРА

1. Чумак А. Н. Разработка методов определения, анализ и прогнозирование технико-экономического уровня литейного производства / А. Н. Чумак // Дис... канд. экон. наук: 08.00.21. – Днепропетровск, 1988. – 273 с.
2. Бень Т. Г. Методические основы оценки качества технологических процессов (на примере литейного производства) / Т. Г. Бень, Т. В. Семёнова // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. – 1999. – № 2 – 3. – С. 80–82.

УДК 621.791.754.

Сигарев Н. К., Пронский Л. И., Стороженко С. А.

ОПТИМИЗАЦИЯ ТЕМПЕРАТУРНОГО РЕЖИМА МЕТАЛЛА

Сокращение затрат энергетических и материальных ресурсов на производство отливок не снижая их качества является основной проблемой машиностроения. Наиболее эффективным путем решения этой задачи может быть совершенствование технологического процесса получения отливок. На качество отливок значительное влияние оказывает температурный режим заливаемого сплава. На основании анализа качества отливок установлено, что значительная доля брака в виде пористости, недолива, горячих трещин, пригара и др. обусловлены в числе прочего причинами, связанными с значительными колебаниями температуры начала и конца разливки металла. Поэтому совершенствование температурного режима разливки металла является необходимым условием получения качественных отливок.

Целью работы является разработка оптимального температурного режима металла, обеспечивающего стабильность величины температуры металла начала разливки приводит к снижению брака отливок.

С этой целью были выполнены расчеты по определению потерь тепла в течение всего периода разливки металла, начиная от выпуска сплава из печи и до заполнения последней формы.

Общее снижение температуры металла выражается уравнением:

$$\sum \Delta t_1 + \Delta t_2 + \Delta t_3 + \Delta t_4 = \left(1 - e^{-\frac{\alpha \cdot a \cdot \tau \cdot h}{C_{ж} \cdot G}} \right) \cdot (t_o - t_c) + \frac{q_{ср} \cdot (a + 2b)}{G \cdot C_{ж}} \cdot \tau \cdot h + \left(1 - e^{-\frac{\alpha \cdot F \cdot \tau \cdot h}{C_{ж} \cdot G}} \right) \cdot (t_1 - t_c) + \frac{\pi \cdot R \cdot \sqrt{\tau'}}{C_{ж} \cdot G} \cdot (1,13 \cdot b_{\phi} \cdot t_k \cdot (1,41 \cdot H + R)) + \varepsilon \cdot \sigma_o \cdot R \sqrt{\tau'} \cdot \left(-\left(\frac{T}{100} \right)^4 - \left(\frac{T_c}{100} \right)^4 \right), \quad (1)$$

где $\Delta t_1, \Delta t_2, \Delta t_3, \Delta t_4$ – снижение температуры металла соответственно на желобе, за время выпуска открытой струей, в ковше за время его наполнения. В ковше за время его выдержки и транспортировки, °С;

α – коэффициент теплоотдачи, Вт/м²·°К;

a, b – ширина струи металла на желобе, м;

τ – время выпуска металла, с;

$C_{ж}$ – теплоемкость жидкого металла, Дж/кг·град;

G – масса металла, кг;

t_o – температура расплава в данный момент времени, °С;

t_c – температура окружающей среды, °С;

$q_{ср}$ – средний тепловой поток, Вт/м²;

F – площадь струи металла м²;

h – длина струи, м;

t_1 – температура металла, °С;

τ' – время выдержки и транспортировки ковша, с;

R – средний радиус ковша, м;

b_{ϕ} – коэффициент теплоаккумулирующей способности футеровки ковша, Вт·С/м²·°К;

H – высота ковша, м;

t_k – контактная температура, °С;
 ε – степень черноты;
 σ_0 – коэффициент излучения;
 T – температура жидкого металла, °К.

Установлено, что потери температуры металла при выпуске (на желобе, открытой струей) составляют в среднем 3–5 °С за время выпуска [1]. Наибольшие потери обусловлены емкостью, материалом и толщиной стенки и дна футеровки ковша, поэтому особое внимание уделено рассмотрению влиянию этих факторов.

Значительная величина снижения температуры металла наблюдается за счет аккумуляции футеровкой ковша и излучения с открытой поверхности расплава в ковше.

Потери тепла в этом случае обусловлены только прогревом футеровки на определенную величину. В связи с тем, что процесс теплообмена между расплавом и футеровкой определяется термическим сопротивлением жидкого металла и футеровки и с учетом того, что термическое сопротивление футеровки больше, то этот процесс будет зависеть от поглощения тепла футеровкой.

В результате проведенных расчетов была получена зависимость между толщиной футеровки и временем ее прогрева для конкретных условий (рис. 1).

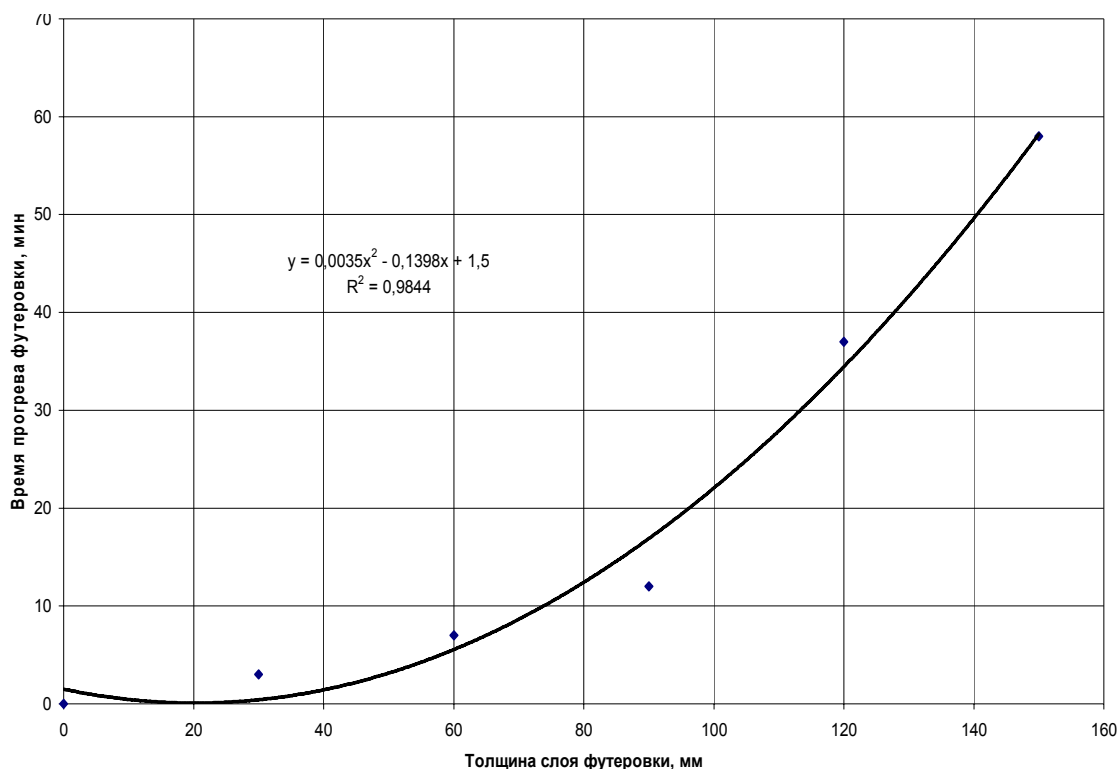


Рис. 1. Время прогрева футеровки ковша в зависимости от ее толщины

Из рис. 1 видно, что футеровка ковшей емкости 1–3 т может прогреваться на всю толщину за время разливки сплава.

При одинаковом материале футеровки ковшей потери тепла будут определяться в основном площадью контакта с футеровкой. Оценку относительных потерь тепла на нагрев футеровки произвели расчетом по данным табл. 1 [2].

Таблица 1

Величина удельной поверхности контакта расплава с футеровкой

Емкость, т	$d_{\text{ср}}$, м	$G_{\text{фут}}$, т	$F_{\text{уд}}$, м ² /т·фут
1	0,69	0,202	11,1
2	0,835	0,310	10,59
3	0,94	0,400	10,4
4	1,03	0,524	9,537
5	1,155	0,605	10,38
6	1,24	1,251	5,788
8	1,345	1,416	6,01
10	1,505	2,217	4,81
12	1,585	2,475	4,78
16	1,73	3,257	4,33
20	1,85	3,67	4,392

Для определения величины удельной поверхности контакта расплава с футеровкой к массе футеровки для ковшей различной емкости. Результаты расчета приведены на рис. 2

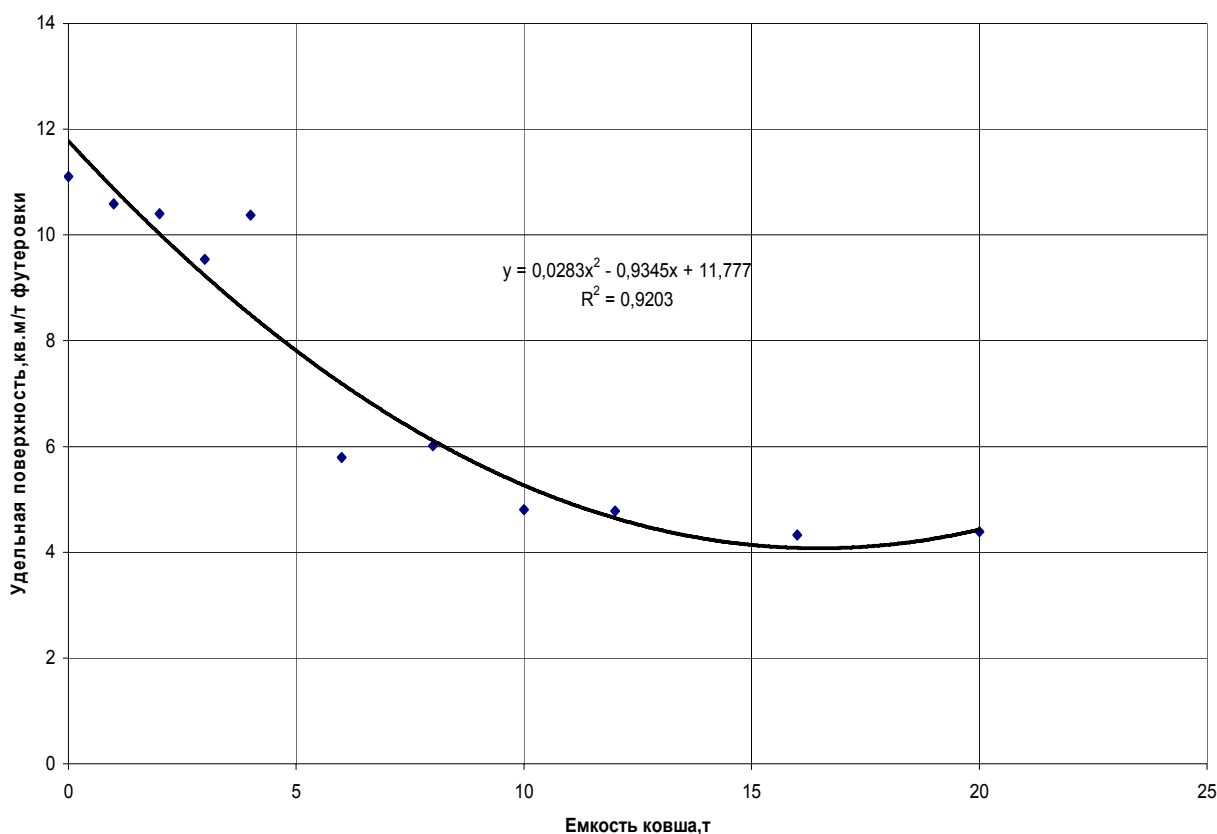


Рис. 2. Зависимость удельной поверхности контакта металла с футеровкой от емкости ковша

Как видно из рис. 2 наибольшая величина удельной поверхности у ковшей емкостью от 1 до 5 т ($F_{\text{уд}} = 11 \text{ м}^2/\text{т}$), а наименьшая у ковшей емкостью от 10 до 20 т ($F_{\text{уд}} = 4,5 \text{ м}^2/\text{т}$).

Расчеты относительных значений удельной поверхности зеркала металла производили по данным табл. 2.

Таблица 2

Удельная поверхность зеркала металла

Емкость, т	Д	$F = \frac{\pi \cdot d^2}{4}$, м ²	F/т, м ² /т
1	710	0,4	0,4
2	860	0,58	0,29
3	970	0,74	0,24
4	1060	0,89	0,22
5	1140	1,03	0,21
6	1280	1,29	0,22
8	1390	1,53	0,19
10	1550	1,90	0,19
12	1630	2,10	0,18
16	1780	2,5	0,16
20	1800	2,56	0,13

Результаты приведены на рис. 3, где показаны зависимость величины удельной поверхности зеркала металла к массе металла.

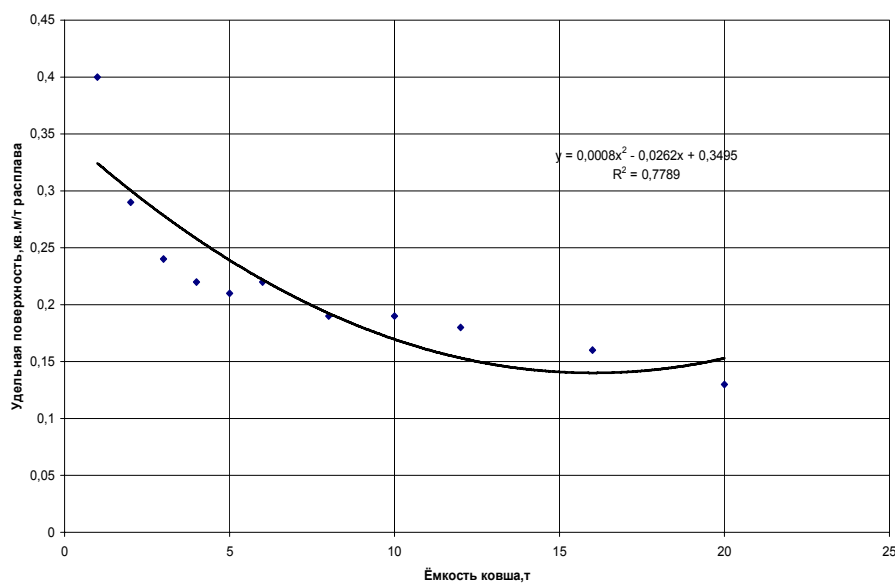


Рис. 3. Зависимость удельной поверхности зеркала металла от массы металла в ковше

ВЫВОДЫ

Полученные результаты подтверждают практические данные о неодинаковой величине снижения температуры в ковшах различной емкости. Наибольшие потери наблюдаются при использовании ковшей малой емкости. Поэтому для обеспечения минимальных потерь тепла (снижения температуры) в ковшах малой емкости рекомендуется подогрев футеровки до 750–800 °С, применять крышки для снижения потерь зеркалом металла и при возможности увеличивать толщину слоя футеровки.

ЛИТЕРАТУРА

1. Пронский Л. И. Температурный режим металла в технологическом потоке получения стальных отливок / Л. И. Пронский и др. // Сборник научных трудов ДГТУ. – Выпуск 1. – 1995. – С. 46–52.
2. Гиринович Н. Г. Справочник. Чугунное литье / под ред. Н. Г. Гириновича. – Машиностроение. – 1978. – 758 с.

УДК 669.017; 620.178; 669.295; 669.293

Сторчак-Федюк А. М., Петюх В. М., Артюх Л. В.

ДОСЛІДЖЕННЯ СПЛАВІВ СИСТЕМИ Cu–Ti–Zr В ОБЛАСТІ ІСНУВАННЯ ФАЗИ НА ОСНОВІ Cu_2TiZr

Сучасний інтерес до потрійної системи Cu–Ti–Zr викликаний наявністю у цій системі великої області аморфізації при швидкому загартуванні рідких сплавів. Є декілька експериментальних робіт, присвячених цій проблемі [1–8].

Метою роботи є – дослідження литих сплавів системи Cu–Ti–Zr методом ДТА в широкому концентраційному інтервалі, а методами СЕМ, ЛРСА та РФА – в області існування тернарної фази $\text{Cu}_{50}\text{Ti}_{25}\text{Zr}_{25}$ (% (ат.)).

В роботі [1] побудовано ізотермічний переріз при температурі 703 °С та поверхню ліквідуса в центральній частині фазової діаграми, а також підтверджено існування тернарної сполуки, про яку раніше повідомлялось у роботі [4]. В роботі [2] також знайдено тернарну сполуку та побудовано політермічний переріз CuTi–CuZr , а в роботі [3] – політермічний переріз $\text{CuTi}_2\text{–CuZr}_2$. В роботі [5] на основі наявних експериментальних даних для системи Cu–Ti–Zr та з використанням моделей фаз граничних подвійних систем було розроблено термодинамічний опис системи Cu–Ti–Zr. Проведено розрахунок ізотермічних перерізів при 703, 875 та 925 °С, політермічного перерізу $\text{CuTi}_2\text{–CuZr}_2$ та проекції ліквідуса. Критичний аналіз всіх відомих експериментальних та розрахункових робіт, включно до 2006 року, дано в роботі [6]. В обзорі, використовуючи термодинамічний опис авторів [5], розраховано ізотермічний переріз при 750 °С, політермічний переріз CuTi–CuZr , а також проекції поверхонь ліквідуса та солідуса. В [7] приведено проекцію поверхні ліквідуса, розраховану на базі термодинамічної модулі авторів. Комбінованим методом дифузійних пар та дослідженням потрійних рівноважних сплавів побудовано ізотермічний переріз при 800 °С [8]. На жаль, існують розбіжності між експериментальними та розрахованими фазовими рівновагами та напрямками реакцій, що відбуваються в системі. В даній роботі досліджено структуру литих сплавів та температури їх плавлення.

Для експерименту було виплавлено та досліджено сплави 47 складів. Як вихідних шихтових матеріалів використовували мідь (99,99 % (мас.)), йодидний титан (99,98 % (мас.)) та цирконій (99,98 % (мас.)). Зливки масою 10 г виплавляли у дуговій печі з вольфрамовим електродом, що не витрачається, на мідному водоохолоджуваному поду в середовищі аргону (тиск ~80 кПа, $V_{\text{оохолодження}} = 100^\circ/\text{сек.}$), попередньо очищеному плавленням титан-цирконієвого гетера протягом 5 хв. Готуючи сплави, зливки переплавляли не менш, ніж три рази, щоб запобігти появі неоднорідності при плавленні. Оскільки втрата у маси після плавки не перевищувала 0,2 % (мас.), склад сплавів приймався за шихтою.

Литі сплави досліджували методами диференційного термічного (ДТА) та рентгенофазового аналізів (РФА), металографії (оптична і скануюча електронна мікроскопія) та локального рентгеноспектрального аналізу (ЛРСА). Температуру солідуса та ліквідуса визначали методом ДТА на установці зі струнною термопарою вольфрам / ВР–20 (тигли з Al_2O_3 , швидкість нагріву – 20 – 70 град/хв). Для визначення температури термічних ефектів використовували лише криві нагріву, щоб запобігти впливу реакції з тиглем. Дифрактограми були зняті на установці ДРОН–3 від порошків або шліфів з використанням мідного випромінювання. Скануюча електронна мікроскопія (СЕМ) та ЛРСА виконані на приладі Superprobe 733 фірми «JOEL».

Даними РФА та ЛРСА було підтверджено існування в системі Cu–Ti–Zr тернарної сполуки $\text{Cu}_{50}\text{Ti}_{25}\text{Zr}_{25}$ (τ) (% (ат.)) з періодами ґратки $a = 0,5143$ нм, $c = 0,8231$ нм, яку вперше було знайдено в роботі [4]. Для цієї сполуки в роботі [8] наведено періоди:

$a = 0,51491(3)$ нм, $c = 0,82421(8)$ нм. На рис. 1, а наведено мікроструктуру цієї сполуки, з якої видно, що вона утворюється конгруентно. За даними ДТА (рис. 1, б), ця сполука має температуру початку плавлення 848 °С. В табл. 1 наведено дані, отримані ДТА, для всіх досліджених сплавів системи Cu–Ti–Zr. Під час дослідження ДТА всі зразки сплавів досягли рідкого стану. Термічні криві нагріву та охолодження деяких сплавів наведено на рис. 2.

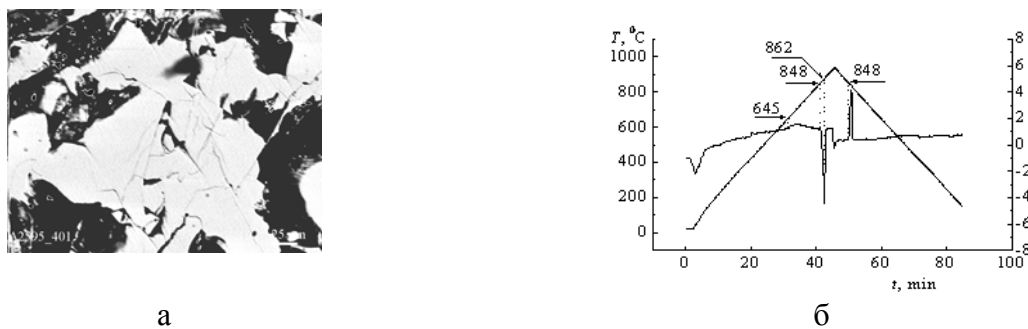


Рис. 1. Мікроструктура (СЕМ зображення у відбитих електронах) (а) і термічні криві нагріву та охолодження (б) литого сплаву тернарної сполуки τ (ДТА)

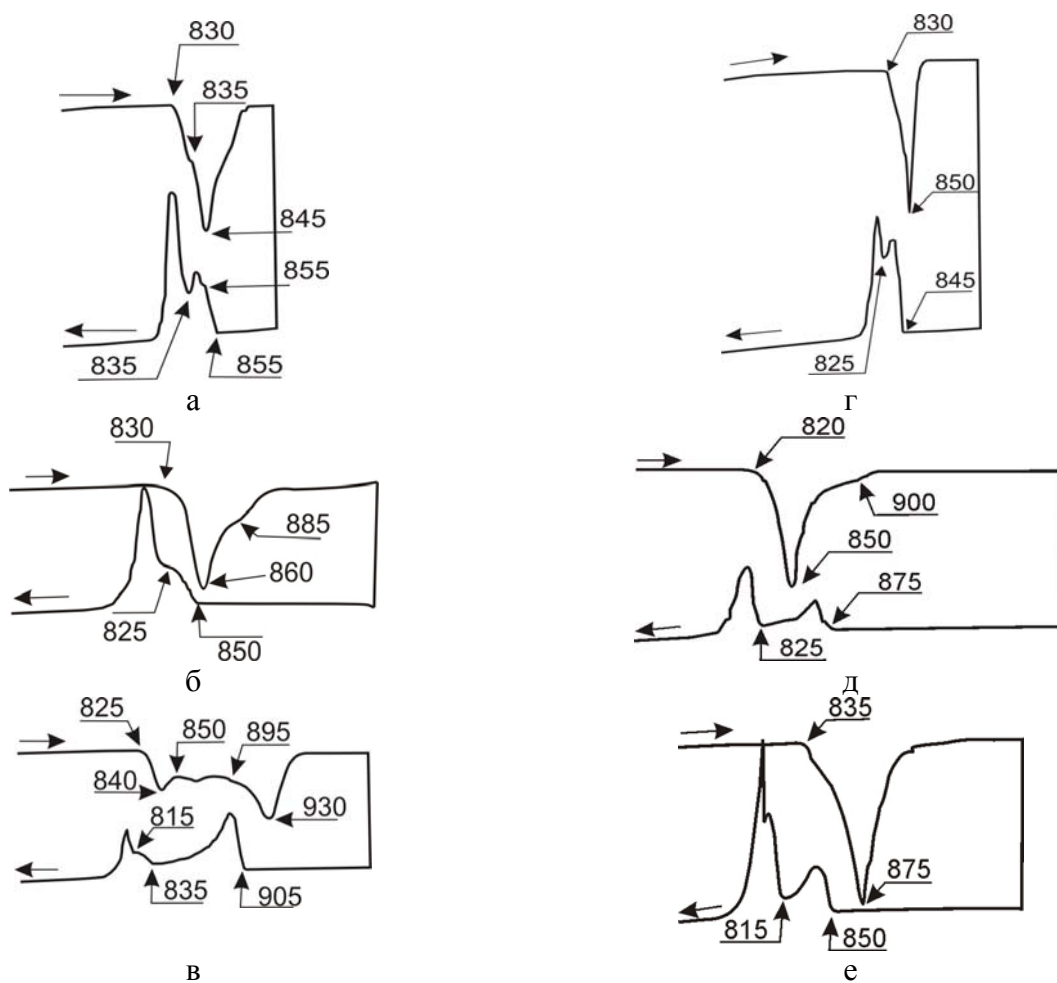


Рис. 2. Термічні криві нагріву та охолодження литих сплавів (ДТА) системи Cu–Ti–Zr (% (ат.)): а – $\text{Cu}_{40}\text{Zr}_{40}\text{Ti}_{20}$; б – $\text{Cu}_{46}\text{Zr}_{14}\text{Ti}_{40}$; в – $\text{Cu}_{53}\text{Zr}_{7}\text{Ti}_{40}$; г – $\text{Cu}_{55}\text{Zr}_{20}\text{Ti}_{25}$; д – $\text{Cu}_{60}\text{Zr}_{20}\text{Ti}_{20}$; е – $\text{Cu}_{60}\text{Zr}_{30}\text{Ti}_{10}$

Таблиця 1

Температура термічних ефектів (криві нагріву) литих сплавів системи Cu – Ti – Zr
за даними ДТА

Склад сплаву, % (ат.)	Температура твердофазного перетворення, °C	Температура солідуса, °C	Температура ліквідуса, °C	Температура максималь- ного нагріву, °C	Швид- кість на- гріву, °C/хв
Cu ₅₀ Zr ₂₅ Ti ₂₅	—	848	862*	940	20
Cu _{52.3} Zr _{39.9} Ti _{7.8}	769	832	876*	958	20
Cu _{44.8} Zr _{41.9} Ti _{13.3}	764	830	860*	938	20
Cu _{35.8} Zr _{33.7} Ti _{30.5}	660	836	862*	925	20
Cu ₂₀ Zr ₁₄ Ti ₆₆	677	862	881*	1040	20
Cu ₂₀ Zr ₃₀ Ti ₅₀	621	845	860	910	20
Cu ₂₀ Zr ₃₆ Ti ₄₄	594	850	869*	970	20
Cu ₂₀ Zr ₄₆ Ti ₃₄	572	848	862*	1004	20
Cu ₂₀ Zr ₅₅ Ti ₂₅	—	885	908*	1015	20
Cu ₂₀ Zr ₇₀ Ti ₁₀	687	914	956*	1010	20
Cu ₁₀ Zr ₁₂ Ti ₇₈	710	1520	1640*	—	20
Cu ₃₀ Zr ₁₄ Ti ₅₆	—	835	865*	~950	20
Cu ₃₀ Zr ₃₀ Ti ₄₀	—	862	920*	980	20
Cu ₃₀ Zr ₄₀ Ti ₃₀	—	840	875*	~970	20
Cu ₃₀ Zr ₄₆ Ti ₂₄	—	850	890*	—	40
Cu ₃₀ Zr ₆₀ Ti ₁₀	—	890	975	—	40
Cu ₄₀ Zr ₄₀ Ti ₂₀	—	830	845*	—	20
Cu ₄₀ Zr ₃₀ Ti ₃₀	—	835	860*	—	70
Cu ₄₀ Zr ₂₀ Ti ₄₀	—	845	895	—	70
Cu ₄₆ Zr ₁₄ Ti ₄₀	—	830	885	—	70
Cu ₅₃ Zr ₇ Ti ₄₀	—	825	930*	—	70
Cu ₅₅ Zr ₂₀ Ti ₂₅	—	825	860*	—	70
Cu ₆₀ Zr ₂₀ Ti ₂₀	—	820	900	—	70
Cu ₆₀ Zr ₃₀ Ti ₁₀	—	835	875*	—	70
Cu ₆₃ Zr ₂₀ Ti ₁₇	—	835	945	—	70
Cu ₇₀ Zr ₁₅ Ti ₁₅	—	870	1000	—	70
Cu ₇₀ Zr ₂₅ Ti ₅	—	845	1060	—	20
Cu ₇₇ Zr ₁₆ Ti ₇	845	960/1015?	1070*	—	25-30
Cu ₇₅ Zr ₅ Ti ₂₀	—	850	880*	—	20

* Температуру ліквідуса було визначено приблизно за температурою точки возврату.

Сплави Cu₄₀Zr₄₀Ti₂₀, Cu₄₆Zr₁₄Ti₄₀, Cu₅₃Zr₇Ti₄₀, Cu₅₅Zr₂₀Ti₂₅, Cu₆₀Zr₂₀Ti₂₀, Cu₆₀Zr₃₀Ti₁₀, за даними РФА та ЛРСА, мають у своєму фазовому складі тернарну сполуку τ. Мікроструктуру цих сплавів наведено на рис. 3, а дані ЛРСА – у табл. 2. В результаті дослідження встановлено, що тернарна фаза τ має помітну область гомогенності. Доказом цього є мікроструктура (рис. 3, г) та дані ЛРСА (табл. 2) і РФА (табл. 3). Наведені мікроструктури (рис. 3) свідчать про те, що тернарна фаза τ утворює евтектики з γ-фазою (рис. 3, а, б) та зі сполукою Cu₅₁Zr₁₄

(рис. 3, д). Дані табл. 3 свідчать, що сплави $\text{Cu}_{53}\text{Zr}_7\text{Ti}_{40}$, $\text{Cu}_{55}\text{Zr}_{20}\text{Ti}_{25}$, $\text{Cu}_{60}\text{Zr}_{20}\text{Ti}_{20}$ належать до однієї фазової області.

Таким чином, в результаті дослідження підтверджено існування тернарної сполуки τ з помітною областю гомогенності та визначено вперше температури солідуса та ліквідуса литих сплавів $\text{Cu} - \text{Ti} - \text{Zr}$.

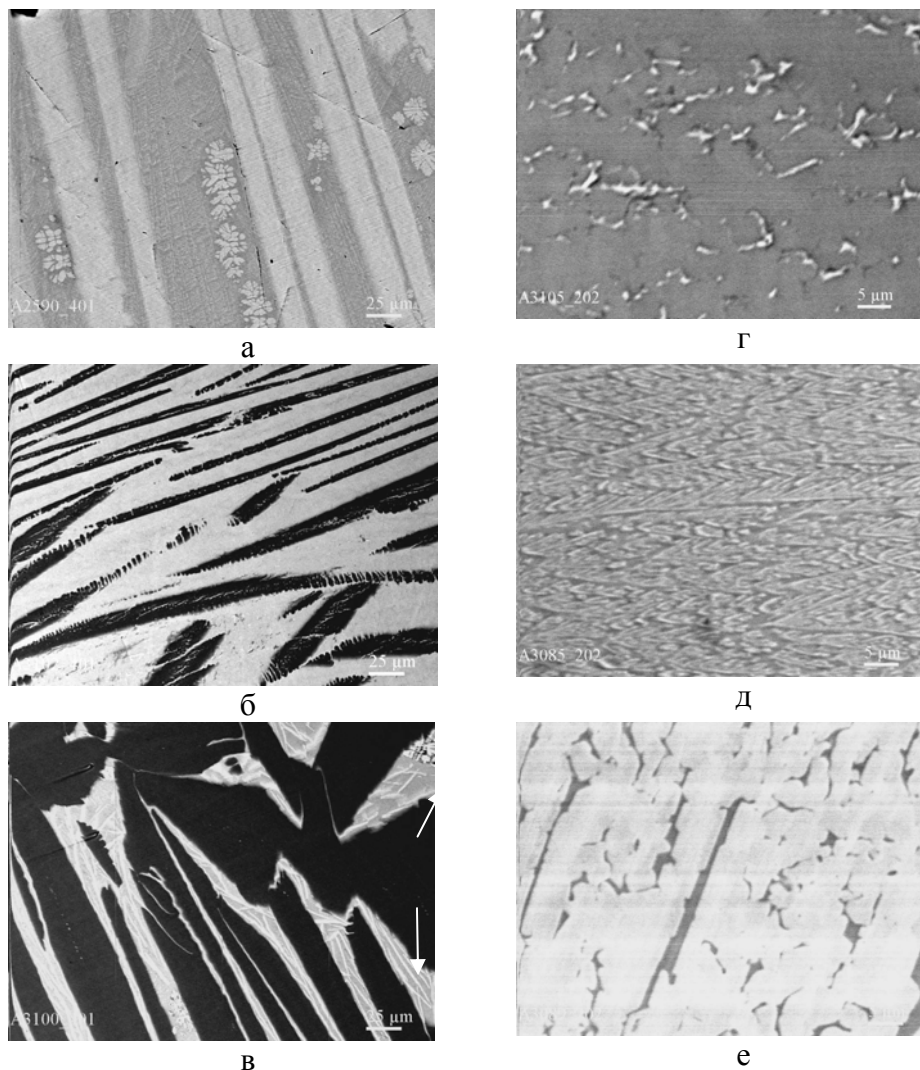


Рис. 3. Мікроструктура (SEM зображення у відбитих електронах) литих сплавів системи $\text{Cu}-\text{Ti}-\text{Zr}$ (% (ат.)): а – $\text{Cu}_{40}\text{Zr}_{40}\text{Ti}_{20}$; б – $\text{Cu}_{46}\text{Zr}_{14}\text{Ti}_{40}$; в – $\text{Cu}_{53}\text{Zr}_7\text{Ti}_{40}$; г – $\text{Cu}_{55}\text{Zr}_{20}\text{Ti}_{25}$; д – $\text{Cu}_{60}\text{Zr}_{20}\text{Ti}_{20}$; е – $\text{Cu}_{60}\text{Zr}_{30}\text{Ti}_{10}$

Таблиця 2

Склад фаз та евтектик (% (ат.)) за даними ЛРСА для литих сплавів $\text{Cu}-\text{Ti}-\text{Zr}$

Склад сплаву, % (ат.)	Ком-поненти	Фаза / евтектика			
		τ	Евтектика	γ	CuTi
1	2	3	4	5	6
$\text{Cu}_{50}\text{Ti}_{25}\text{Zr}_{25}$	Cu	50,378	—	—	—
	Ti	26,475	—	—	—
	Zr	23,147	—	—	—

Продовження таблиці 2

1	2	3	4	5	6
Cu ₄₀ Zr ₄₀ Ti ₂₀	Cu	—	46,323	36,31	—
	Ti	—	20,735	22,805	—
	Zr	—	32,942	40,885	—
Cu ₅₃ Zr ₇ Ti ₄₀	Cu	54,475	—	—	48,67
	Ti	28,481	—	—	50,013
	Zr	17,044	—	—	1,317
Cu ₅₅ Zr ₂₀ Ti ₂₅	Cu	55,832	—	—	—
	Ti	27,86	—	—	—
	Zr	16,307	—	—	—
Cu ₆₀ Zr ₂₀ Ti ₂₀	Cu	—	59,86	—	—
	Ti	—	21,012	—	—
	Zr	—	19,128	—	—

Таблиця 3

Кристалічна структура та параметрів ґраток литих сплавів системи Cu–Ti–Zr

Склад, % (ат.)	Фазовий склад	Параметри ґраток, Å
Cu ₅₀ Ti ₂₅ Zr ₂₅	τ < Cu ₂ TiZr >, hcp	a = 5,143 ± 0,001; c = 8,231 ± 0,002
Cu ₄₀ Ti ₂₀ Zr ₄₀	α Zr, hcp	a = 3,224 ± 0,002; c = 5,319 ± 0,005
	γ (CuZr ₂), triclinic	a = 3,159 ± 0,001; b = 3,07 ± 0,01; c = 11,054 ± 0,009; α = 89,5 ± 0,1; β = 91,65 ± 0,06; γ = 87,8 ± 0,2
	τ < Cu ₂ TiZr >, hcp	a = 5,185 ± 0,001; c = 8,389 ± 0,005
	< Cu ₈ Zr ₃ >, orthorhombic	a = 7,862 ± 0,004; b = 8,157 ± 0,004; c = 9,970 ± 0,006;
Cu ₅₃ Ti ₄₀ Zr ₇	< CuTi >, triclinic	a = 3,12607; b = 3,90; c = 2,84835; α = 91,045; β = 87,984; γ = 90,897
	τ < Cu ₂ TiZr >, hcp	a = 5,092 ± 0,0003; c = 8,159 ± 0,006
	< Cu ₅₁ Zr ₁₄ >, hcp	a = 11,220 ± 0,009; c = 8,24 ± 0,02
Cu _{45.7} Zr _{54.3}	τ < Cu ₂ TiZr >, hcp	a = 5,076 ± 0,001; c = 8,155 ± 0,002
Cu ₆₀ Ti ₂₀ Zr ₂₀	τ < Cu ₂ TiZr >, hcp	a = 5,097 ± 0,002; c = 8,179 ± 0,005
	< Cu ₅₁ Zr ₁₄ >, hcp	a = 11,199 ± 0,009; c = 8,22 ± 0,02

ВИСНОВКИ

Таким чином, в результаті дослідження підтверджено існування тернарної сполуки τ з помітною областю гомогенності та визначено вперше температури солідуса та ліквідуса литих сплавів Cu–Ti–Zr.

ЛІТЕРАТУРА

1. Woychik C. G. Z. Metallkd. / C. G. Woychik, T. B. Massalski. – 1988. – No. 3. – P. 149 – 153.
2. Чеботников В. Н. Изв. АН СССР. Неорганические материалы / В. Н. Чеботников, В. В. Молоканов. – 1990. – № 5. – С. 960 – 964.
3. Ковнеристый Ю. К. Аморфные металлические материалы / Ю. К. Ковнеристый, А. Г. Паицковская. – М.: Ин-т металлургии им. Байкова РАН, 1992. – С. 153 – 157.
4. Теслюк М. Ю. Интерметаллические соединения со структурой фаз Лавеса / М. Ю. Теслюк. – М.: Наука, 1969. – 238 с.
5. Arroyave R., Eagar T. W., Kaufman L. J. of Alloys and Compounds / R. Arroyave, T. W. Eagar, L. J. Kaufman. – 2003. – No 351. – P. 158 – 170.
6. Velikanova T. Copper-Titanium-Zirconium / T. Velikanova, M. Turchanin // Landolt-Boernstein, Numerical Data and Functional Relationships in Science and Technology (New Series). Group IV: Physical Chemistry. Ed.: W. Martienssen, «Ternary Alloy Systems. Phase Diagrams, Crystallographic and Thermodynamic Data», Eds. G. Effenberg, S. Pyenko, Springer-Verlag, Berlin, Heidelberg. – 2006. – 11С3. – P. 436–464.
7. Азравал П. Г. Proc. Int. Conf. HighMatTech / П. Г. Азравал, А. Р. Абдулов, Л. А. Древаль и др. – Kiev, 2007. – 142 p.
8. Klotz U. E. Intermetallics / U. E. Klotz, C. Liu, P. J. Uggowitzer, J. F. Löffler. – 2007. – № 15. – P. 1666 – 1671.

УДК 621.771.25.06:669.141.

Токмаков П. В., Луценко В. А., Лещенко А. И., Анелькин Н. И., Кириленко О. М., Щербаков В. И.

ВЛИЯНИЕ КОМПОНОВКИ ОБОРУДОВАНИЯ ВЫСОКОСКОРОСТНОГО ПРОВОЛОЧНОГО СТАНА НА КАЧЕСТВЕННЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОЙ КАТАНКИ

Техническая политика на РУП «БМЗ» после пуска в 1984 г. мелкосортно-проволочного стана 320/150 была направлена на совершенствование технологии и модернизацию оборудования с целью увеличения производительности и повышения качества готовой продукции. При этом периодичность этапов реконструкции соответствовала основным положениям правил эксплуатации высокоскоростного прокатного оборудования принятым в мировом прокатостроении:

Через 15 лет после ввода в эксплуатацию была выполнена реконструкция мелкосортно-проволочного стана 320 / 150, в результате которой был скомпонован самостоятельно работающий стан 150, доукомплектованный соответствующим основным и вспомогательным оборудованием [1].

Через 17 лет – был реконструирован участок охлаждения раската перед блоком чистовых клетей проволочного стана 150, линии водяного и воздушного охлаждения катанки, оборудование участка отделки мотков. Это позволило понизить температуру раската на входе в блок, а также повысить равномерность свойств катанки за счет интенсификации охлаждения на второй стадии за счет повышения скорости воздушного потока, развиваемого более мощными вентиляторами [2]. Кроме этого появилась возможность несколько увеличить массу мотка, а также улучшить товарный вид готовой продукции.

Через 20 лет после начала эксплуатации оборудования проволочного стана 150 проведены работы по установке после второй промежуточной группы двухклетьевого блока с целью разгрузки промежуточных групп, что позволило перейти на заготовку увеличенного сечения. Одновременно с этим модернизирована линия предварительного охлаждения раската за счет удлинения секции водяного охлаждения и участка выравнивания температуры по сечению раската, что позволило стабильно поддерживать температуру раската перед входом в десятиклетьевый проволочный блок.

В конце 2006 года на РУП «БМЗ» была проведена модернизация хвостовой части стана 150. В качестве аналога проведенной модернизации можно принять проволочный стан на заводе Quingdao (Китай) [3].

Целью работы являлось проведение анализа влияния реконструктивных мероприятий, выполненных на стане 150 РУП «БМЗ» на качественные характеристики получаемого готового проката.

В качестве основных компонентов модернизации необходимо выделить следующие:

- участки охлаждения и выравнивания температуры расположены перед проволочным и редуционно-калибрующим блоками, а также после него;
- проволочный и редуционно-калибрующий блок (РКБ) для прокатки катанки рассчитаны на высокие нагрузки и низкую температуру прокатки (930...1070 °С – в проволочном блоке и 750...1100 °С – в РКБ).

В настоящее время хвостовая часть проволочного стана 150 имеет в своем составе оборудование, объединенное следующей технологической схемой: линия предварительного охлаждения подката перед блоком, состоящая из двух секций водяного охлаждения, обеспечивающих охлаждение подката до 900...950 °С; два трайбаппарата поддерживающих поворотную петлю, одновременно являющуюся участком для выравнивания температуры по сечению раската, десятиклетьевой чистовой блок фирмы Морган, обеспечивающий скорость прокатки до 100 м/с. Задействованы 8 клетей (первые две холостые, скорость на выходе 68 м/с).

За проволочным блоком установлена линия водяного охлаждения, состоящая из четырех форсунок прямоочного типа с водяной и воздушной отсечкой потока воды с поверхности проката. Раскат охлаждается до среднemasсовых температур 850...950 °С и поступает

в четырехклетьевой РКБ фирмы Морган, где прокатывается в катанку $\varnothing 5,5 \dots 9,0$ мм и сортовой прокат $\varnothing 10 \dots 14$ мм со скоростями прокатки до 110 м/с.

Готовый прокат при помощи трайбаппарата транспортируется через линию окончательного водяного охлаждения и профилемер к виткоукладчику, который укладывает витки на роликовый транспортер, где осуществляется регулируемое охлаждение катанки вентиляторным воздухом с целью получения заданных температуры и механических свойств готовой продукции.

Схема расположения оборудования стана показана на рис. 1.

Реконструктивные мероприятия дали возможность повысить рабочие скорости прокатки до 110 м/с и использовать процесс ТМО при производстве катанки из стали различного марочного и расширенного размерного сортамента, в том числе и высокоуглеродистой катанки $\varnothing 5,5$ мм для металлокорда, с целью уменьшения неоднородности микроструктуры и повышения равномерности механических свойств.

Проанализированы свойства высокоуглеродистой катанки, произведенной на стане 150 РУП «БМЗ», до – (без РКБ) и после реконструкции (с использованием РКБ). Средние значения механических свойств, глубина обезуглероженного слоя и параметры микроструктуры кордовой катанки стали марки 80, а также требования различных нормативных документов (НД), предъявляемые к ней, приведены в табл. 1 и 2.

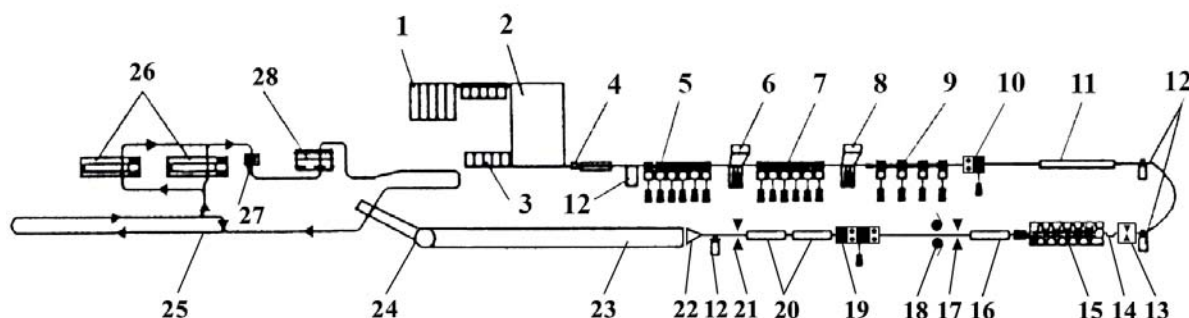


Рис. 1. Схема расположения основного технологического оборудования проволочного стана 150 РУП «БМЗ» после реконструкции 2007 г: 1 – загрузочная решетка; 2 – нагревательная печь; 3 – разгрузочный рольганг (аварийный); 4 – станковка удаления окалины; 5 – черновая группа клетей; 6, 8 – ротационные ножницы; 7 – первая промежуточная группа клетей; 9 – вторая промежуточная группа клетей; 10 – двухклетьевого блок; 11 – секция водяного охлаждения подката перед блоком; 12 – трайб-аппарат; 13 – блок ножниц; 14 – горизонтальный петлеобразователь; 15 – проволочный блок; 16 – линия водяного охлаждения катанки; 17 – измеритель размеров проката; 18 – ротационные ножницы; 19 – четырехклетьевого редуцирующе-калибрующий блок; 20 – секция окончательного охлаждения проката; 21 – измеритель размеров проката; 22 – виткоукладчик; 23 – рольганг для воздушного охлаждения витков катанки; 24 – камера образования мотков; 25 – крюковой конвейер; 26 – устройство для прессования и обвязки мотков; 27 – весы; 28 – станция разгрузки мотков

На рис. 2 показан диапазон зависимостей механических свойств от изменения углеродного эквивалента.¹

Из табл. 1 видно, что требования, предъявляемые к высокоуглеродистой катанке произведенной на РУП «БМЗ» [4], более жесткие и в сравнении с требованиями к катанке, по [5], которые используются СЗАО «Молдавский металлургический завод» для рынка стран СНГ и дальнего зарубежья.

¹ В работе принимали участие д-р техн. наук, проф. Г.В. Левченко, канд. техн. наук, старш. научн. сотрудник. С.А. Воробей

Таблица 1
 Параметры химического состава, механических свойств и микроструктуры катанки Ø5,5 мм из стали 80 различной НД и требования, предъявляемые к ней

Средние значения параметров			Требования НД			
			РУП «БМЗ»	СЗАО «ММЗ»	Зарубежные фирмы, потребляющие катанку	
Параметр	До реконструкции (без РКБ)	После реконструкции (с РКБ)	ЗТУ 840-03-2006	ТУ У 14-4-470-2000	Good Year I.M 180 E 17.12.04	Michelin FM 00005
C	0,828	0,827	0,80-0,85	0,80-0,84	0,82 ± 0,02	0,825 ± 0,015
Mn	0,52	0,519	0,40-0,70	0,40-0,60	0,5 ± 0,055	0,5 ± 0,055
Si	0,201	0,209	≤ 0,30	0,15-0,25		
P	0,0059	0,0048	≤ 0,015	≤ 0,015		
S	0,0091	0,0103	≤ 0,015	≤ 0,010		
Cr	0,031	0,029	≤ 0,05	≤ 0,10		
Ni	0,023	0,021	≤ 0,05	≤ 0,13		
Cu	0,032	0,032	≤ 0,05	≤ 0,20		
Al	0,0012	0,001	≤ 0,004	≤ 0,005		
N ₂	0,0042	0,004	≤ 0,005	-		
Временное сопротивление, Н/мм ² (цель)	1148	1138	1070-1210 (1140)	≤ 1250	1100-1200 (1150)	1050-1190 (1120)
Относительное удлинение, %	14,2	14,4	≥ 10	≥ 8	-	-
Относительное сужение, %	36,98	38,2	≥ 30	≥ 27	32-48 (40)	≥ 38
Ликвация, балл	менее 3	менее 3	≤ 3	≤ 3		
Обезуглерожженный слой	0,10	0,07	max 0,10 мм	max 2 %		
Перлит	1 балла 80 %	1 балла 90 %	1 - 2 балл	1 балла ≥ 50 %		
Цементит	незамкнут	незамкнут	незамкнут	не норм.	-	до типа Б

Таблица 2
 Предел прочности катанки Ø5,5 мм из стали 80 до и после реконструкции (с использованием РКБ)

Массив данных	Предел прочности, Н/мм ²			Количество испытаний (%) в интервале значений σ_B (Н/мм ²)		
	Минимум	Среднее	Максимум	< 1115	1115-1165	> 1165
До реконструкции	1090	1149	1220	5,21	73,24	21,55
После реконструкции	1070	1138	1210	14,42	75,11	10,47

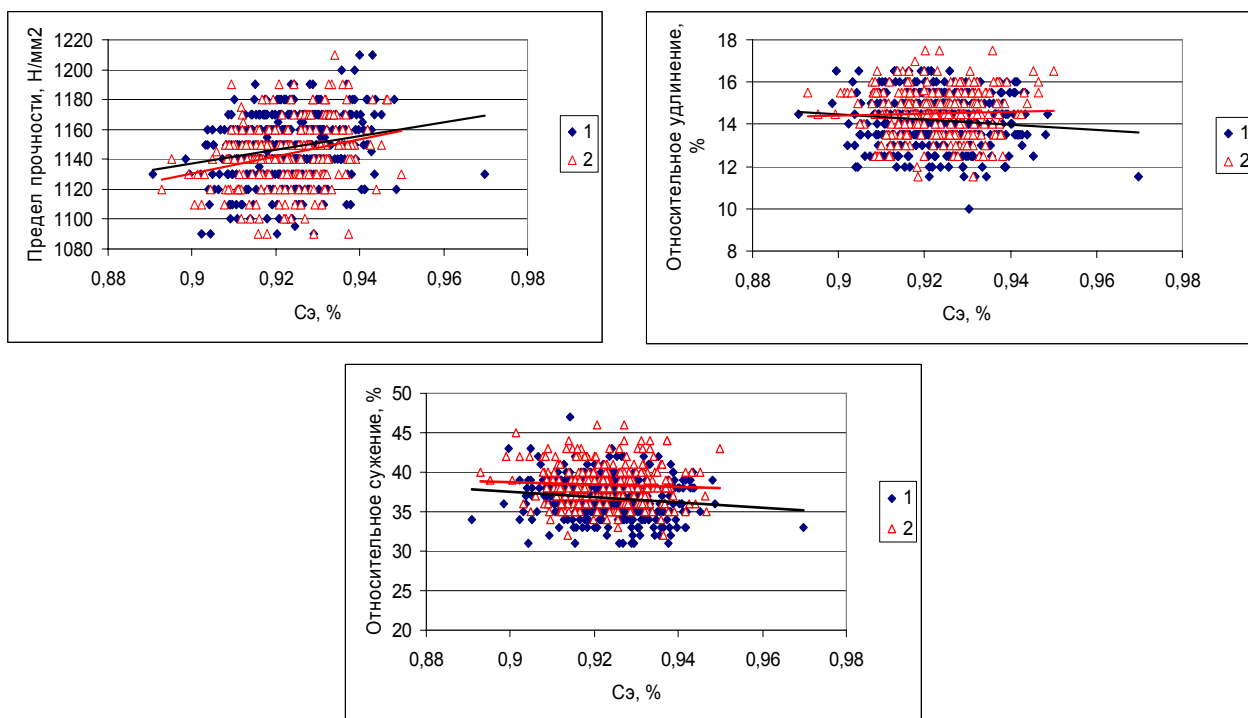


Рис. 2. Зависимость механических свойств катанки Ø5,5 мм от изменения углеродного эквивалента: 1) \blacklozenge – до реконструкции; 2) \blacktriangle – после реконструкции

Анализ механических свойств (рис. 2 и табл. 2) показал, что катанка Ø 5,5 мм из стали марки 80, подвергнутая ТМО, соответствовала требованиям как до, так и после реконструкции стана 150 РУП «БМЗ». Однако предел прочности металла после реконструкции стана понизился на 10 Н/мм^2 и составил 1138 Н/мм^2 . Это обеспечило требования – $\sigma_B = 1140 \text{ Н/мм}^2$ нормативно технической документации [4]. Пластические свойства катанки после этапа реконструкции при использовании РКБ повысились незначительно.

Микроструктурный анализ показал, что в катанке, изготовленной с использованием РКБ, глубина обезуглероженного слоя уменьшается, а количество перлита 1-го балла повышается до 90 % (табл. 1). Это обусловлено более полным протеканием рекристаллизационных процессов.

ВЫВОДЫ

В результате новой компоновки чистовой группы клетей блочной конструкции проволочного стана 150 РУП «БМЗ» повысилось качество выпускаемой продукции. В высокоуглеродистой катанке уменьшилась глубина обезуглероженного слоя, улучшились микроструктура (количество перлита 1-го балла более 90 %) и механические свойства.

ЛИТЕРАТУРА

1. Совершенствование технологии и оборудования проволочного стана 150 / С. М. Жучков, А. А. Горбанев, Б. Н. Колосов и др. // *Металлургия*. – Республиканский межведомственный сборник научных трудов. Вып. 26. – Минск. – Высшая школа, 2002. – С. 140–154.
2. Повышение равномерности охлаждения витков катанки на роликовом транспортере современного проволочного стана. / С. М. Жучков, А. А. Горбанев, В. В. Филиппов и др. // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. – 2002. – № 3. – С. 44–47.
3. Контролируемая прокатка длинномерной продукции: современное состояние / Р. Эль, М. Крузе, Р. Оклиц, Д. Мерен, Ф. Райтман // *Черные металлы*. – 2006. – Октябрь. – С. 60–65.
4. ЗТУ 840-03-2006 «Катанка стальная сорбитизированная для металлокорда, бортовой проволоки и проволоки для рукавов высокого давления». РУП «БМЗ». Изменение 5. – 2007. – 10 с.
5. ТУ У 14-4-470-2000 «Катанка сорбитизированная для металлокорда». – Изменение 2. – 2003. – 17 с.

УДК 658

Ульянов О. М., Чернишова Н. В., Грибкова С. М.

ПОПЕРЕДНЄ ЕКОНОМІЧНЕ ОБҐРУНТУВАННЯ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ПРОЕКТІВ ЛИВАРНОГО ВИРОБНИЦТВА

Економічне обґрунтування технологічних проектів ливарного виробництва є досить складним завданням у зв'язку зі значною розмаїтістю таких проектів. Це можуть бути проекти металоплавильних або металолivarних цехів, тобто вони будуть охоплювати один або два металургійних переділи. Крім цього в групу цехів ливарного виробництва можуть бути віднесені очисні, обрубні й термообрубні цехи, а також цехи допоміжного виробництва (наприклад сумішоприготувальні, модельні) і ін.

Ці цехи можуть бути зайняті забезпеченням і виконанням технологічних процесів виробництва виливків із чорних або кольорових металів і сплавів. В таких цехах одночасно можуть провадитися в різній кількості різні виливки з різних металів і сплавів. А перелік можливих технологічних операцій, які можуть бути реалізовані в таких цехах, нараховує сотні найменувань. Крім цього, проекти цехів ливарного виробництва можуть працювати в умовах одиничного, серійного й масового виробництва. Вага одержуваних виливків у таких цехах може коливатися від декількох грамів до декількох десятків і тон.

На довершення можна відзначити що в більшості випадків, у ливарному виробництві, та сама продукція може бути отримана з використанням різних технологічних процесів на різному як технологічному так і допоміжному устаткуванні.

За останні роки в економічному обґрунтуванні технологічних проектів ливарного виробництва не досягнуто будь якого прогресу. Причин тому багато й вони носять загальний для всієї промисловості характер: приватизація підприємств зі зміною їхніх реальних хазяїв; слабо керовані державою інфляційні процеси в економіці; вільний доступ імпортованих товарів на український ринок і, як результат, жорстка конкуренція на вітчизняному ринку; перефільювання підприємств, а іноді їхня повна ліквідація; зміна пріоритетів у науковій сфері економічних розрахунків, у результаті чого наукові напрямки придбали у великому ступені загальний, глобальний характер і вже не вирішують вузько спрямованих прикладних завдань у виробництві.

Наявні в літературі методики економічного обґрунтування технологічних проектів зводяться до рішення завдань проектного аналізу [1–3]. Вони вимагають значної кількості специфічних даних економічного характеру й, як правило, не відповідають на просте запитання: як, при укрупненому проектуванні, визначити необхідний обсяг інвестицій, у першу чергу вартість основних виробничих фондів.

Сказане вище говорить про те, що економічне обґрунтування технологічних проектів ливарного виробництва - складне завдання, що вимагає обліку великої кількості факторів і значного банку даних, які можуть бути використані при її рішенні.

Метою роботи є створення відносно простої універсальної методики економічного обґрунтування технологічних проектів ливарного виробництва, що дозволила б виконати перший орієнтовний розрахунок доцільності такого проекту.

Розглянемо методику більш докладно.

Для проведення економічного обґрунтування необхідні вихідні дані. Вони є результатом розрахунків, які виконує виконавець проекту. Це, у першу чергу тип проекту, а також площа промислового будинку і його об'єм, річна потреба у всіх видах основних матеріалів і енергоресурсів для технологічних цілей, трудомісткість виконання робіт і потреба у всіх категоріях працівників.

Всі розрахунки виконуються в чотири етапи:

- визначення вартості основних виробничих фондів (ОВФ);
- визначення собівартості продукції, що випускається;
- визначення ціни продукції та інших техніко-економічних показників;
- визначення строків окупності проекту.

Перший етап є найбільш відповідальним, тому що в сучасній літературі практично немає достовірної інформації про цінові показники всіх видів ОВФ, а та неповна інформація, що є, застаріває протягом року. Навіть пошук таких даних в Інтернеті дає найчастіше дуже суперечливу інформацію.

Вартість ОВФ у балансових цінах проекту ФЗАГ « П⁵¹¹ » визначається як сума вартості виробничих, побутових будинків, споруджень і передатних устроїв (включаючи дороги), офісних меблів і оргтехніки, вартість устаткування й вартість універсального технологічного оснащення й інструмента.

Пропонована методика дає можливість визначати вартість виробничих будинків Спр_{бд}, грн., укрупнено, за вартістю одного метра кубічного будинку. Залежно від типу будинку цей показник становить в 2008 р. 150...300 грн/м³ і залежить від конструкції будинку, його фундаменту, цін на матеріали, з яких буде побудований будинок і вартості геодезичних і земляних робіт при зведенні будинку.

Вартість побутових будинків, а також споруджень і передатних устроїв, офісних меблів і оргтехніки визначається за укрупненою схемою, у відсотках від вартості виробничих будинків й залежить від типу проектуваного цеху.

Визначення реальної вартості технологічного й допоміжного устаткування в проекті, у цей час, є найбільш складним завданням, пояснюється більшою розмаїтістю використовуваного в ливарному виробництві встаткування й майже повною відсутністю даних про його цінові характеристики.

Авторами статті пропонується використати методику, по якій вартість усього устаткування С_{уст}, грн., визначається по формулі:

$$C_{уст} = (K_{доп} + K_{тип}) \times \Sigma K_{дод} \times C_{пр.бд}, \quad (1)$$

де $D^{оп}$ – коефіцієнт обліку вартості допоміжного устаткування; $K_{тип}$ – коефіцієнт обліку переважного типу технологічного встаткування, типу продукції й типу виробництва; $ДОД$ – сумарний коефіцієнт наявності додаткових технологічних ділянок і служб у проекті; $ПР-ВД$ вартість виробничих будинків, грн.

Величина $E_{Kдод}$ визначається по формулі:

$$\Sigma K_{дод} = 1 \pm K_1 \pm K_2 \pm K_3 \dots, \quad (2)$$

де K_1, K_2, K_3 – коефіцієнти обліку наявності різних додаткових технологічних ділянок і інших допоміжних служб у виконаному проекті. Знак « \pm » говорить про те, що при фіксованій площі промислового будинку, введення тієї або іншої технологічної ділянки може привести не тільки до збільшення, але й до зниження загальної вартості усього устаткування.

Такий підхід у визначенні вартості устаткування, незважаючи на певні недоліки, безумовно, спрощує розрахунки, а, при правильному обліку всіх можливих факторів, коливання (але не помилка або погрішність) результатів розрахунків, не буде перевищувати 10... 15 %, що цілком прийнятно для орієнтовних розрахунків.

Вартість універсального технологічного оснащення й інструмента залежить від виду технологічного проекту, типу встаткування, що випускає продукції й визначається за укрупненою схемою, у відсотках від вартості устаткування.

На другому етапі визначається річна собівартість випуску продукції в проектованому виробництві.

Перелік витрат для визначення собівартості розбитий на чотири статті:

- Прямі матеріальні витрати.
- Прямі витрати на оплату праці.
- Інші прямі витрати.
- Загальновиробничі витрати.

1. Прямі матеріальні витрати включають витрати на основні матеріали і на паливо й енергію для технологічних цілей.

Витрати на основні матеріали визначаються по традиційних методиках з урахуванням вартості поворотних відходів (вони віднімаються з вартості матеріалів) по всіх видах таких матеріалів. Витрати на паливо й енергію для технологічних цілей визначаються аналогічно по всіх видах енергоресурсів.

Важливим завданням тут є максимально точно встановити цінові характеристики всіх перерахованих ресурсів, адже щорічно, у результаті інфляції ціни піднімаються в середньому на 8... 10 %, іноді й вище. Таким чином, для використання зазначеної методики необхідною умовою є складання банку даних за ціновими показниками груп основних матеріалів і енергетичних ресурсів, які використовуються у ливарному виробництві. Щорічно банк цих даних повинен обновлятися.

2. Прямі витрати на оплату праці визначаються також по традиційних методиках з урахуванням річної трудомісткості виконання робіт.

Тут так само, як і в попередньому випадку, варто встановити реальні характеристики заробітної плати виробничих робочих цехів ливарного виробництва й, у зв'язку з інфляцією, щорічно їх обновляти.

3. Інші прямі витрати враховують відрахування від прямих витрат на оплату праці й плату за оренду земельної ділянки, на якому планується побудувати проектований цех.

Плата за оренду повинна бути реальною для часу розрахунку й щорічно обновлятися.

4. Загальновиробничі витрати включають:

- амортизаційні відрахування від ОПФ (визначаються по традиційних методиках);
- витрати на обслуговування й керування виробництвом (визначаються по традиційних методиках як витрати на оплату праці всіх груп цеху працівників крім виробничих робітників). Вони враховують реальні характеристики заробітної плати працівників цехів ливарного виробництва й, у зв'язку з інфляцією, повинні щорічно обновлятися;
- витрати, пов'язані з ремонтом ОПФ (визначаються як накладні видатки);
- витрати, пов'язані з обслуговуємо й експлуатацією встаткування а також забезпеченням виробничих процесів (визначаються як накладні видатки);
- витрати виготовлення й ремонт оригінального інструмента й технологічного оснащення (визначаються як накладні видатки);
- витрати на вдосконалювання технологій і охорону праці, накладні загально-виробничі витрати, та інші невраховані витрати.

Завершенням розрахунків третього етапу є складання таблиці калькуляції виробничої собівартості за рік випуску продукції визначення собівартості одиниці (однієї тонни)

продукції. Додатково визначаються операційні витрати як сума виробничої собівартості, адміністративних витрат і витрат на збут, які визначаються як накладні видатки.

На третьому етапі визначається, по традиційних методиках, ціна, можливий річний дохід і можливий річний чистий прибуток від реалізації продукції а також інші техніко-економічні показники проекту.

Приймається, що прибуток може бути отримана тільки від реалізації продукції. Величина прибутку визначають по витратному методу, тобто у відсотках від виробничої собівартості.

На четвертому етапі визначається строк окупності вкладень в ОВФ.

У реальних умовах впровадження технологічного проекту в життя вимагає не тільки значних коштів, але й значного часу. Тому приймається реальна умова: підготовка будівельного майданчика, земляні роботи, капітальне будівництво, підведення всіх необхідних комунікацій, закупівля, завезення, монтаж і налагодження устаткування, тобто усе, що буде зроблено до початку випуску продукції, потребує в часі один рік.

Строк окупності вкладень в ОВФ якщо вони були виконані власними коштами, $T_{0.СБ}$ визначається по формулі:

$$T_{0.СБ} = 1 + \frac{\Phi_{ЗАГ}}{П_{ЧИСТ.РІЧ} + A_{ВІД}}, \quad (3)$$

де 1 – один рік на капітальне будівництво; $\Phi_{ЗАГ}$ ~ загальна вартість ОВФ, грн., визначена на першому етапі розрахунків; $П_{ЧИСТ.РІЧ}$ – чистий річний прибуток, грн., визначений в третьому етапі розрахунків; $A_{ВІД}$ – амортизаційні відрахування, грн., визначені на другому етапі розрахунків.

Строк окупності вкладень в ОВФ, якщо вони були виконані зайнятими в банку коштами (реально – під 22 %...28 % річних), визначається з використанням положень, які не вимагають великої кількості розрахункових даних. Ось основні положення цієї методики:

- на першому році вводяться в лад всі ОВФ. Борги банку не повертаються, тому що продукція не виробляється й, природно, немає виторгу;
- на другому році починається випуск продукції, потужність виробництва наприкінці року досягає проектної, але в цілому за рік випущено 60 % від можливого обсягу продукції. Вся виготовлена продукція реалізовується на ринку. Наприкінці року банку повертається частина зайнятих коштів: весь чистий прибуток за цей рік і всі річні амортизаційні відрахування.
- Наприкінці третього й наступного років триває повернення коштів доти, поки підприємство не поверне борги банку. Строком окупності вважається рік, при якому підприємство повністю розраховується з банком.

Для визначення строку окупності розраховуються обсяги грошових потоків по роках і будується відповідний графік.

Обсяг грошового потоку 1-го року $Дп.1Г$ грн» визначається по формулі:

$$Дп.1Г = 0 - \Phi_{ЗАГ} \times \frac{100\% + K\%}{100\%}, \quad (4)$$

де $K\%$ - відсоток річних коштів, які повертаються банку додатково при позиці. Обсяг грошового потоку 2-го року $Дп.2Г$ грн* визначається по формулі:

$$Дп.2Г = 0,6 \times П_{ЧИСТ.РІЧ} + A_{ОТЧ} - |Дп.1Г| \times \frac{100\% + K\%}{100\%}, \quad (5)$$

Якщо в результаті обчислень вийде значення зі знаком «плюс», то це значить, що підприємство розраховалося з банком за зайняті в нього кошти.

Якщо в результаті розрахунків вийде значення зі знаком «мінус», то приймається рішення взяти в банку додатковий кредит на наступний рік і повертати зайняті кошти наприкінці року. У цьому випадку обсяг грошового потоку 3-го року $Дп.3Г$ визначається по формулі:

$$Дп.3Г = П_{ЧИСТ.РІЧ} + A_{ОТЧ} - |Дп.2Г| \times \frac{100\% + K\%}{100\%}. \quad (6)$$

Якщо й в 3-м році обсяг грошового потоку буде мати й далі значення зі знаком «мінус», то керівництво підприємства вирішує взяти в банку додатковий кредит на наступний рік, а розрахунки повторюються за аналогією з формулою (6) далі.

Обчислення проводяться доти, поки обсяг грошового потоку не прийме значення зі знаком «плюс» й у наступному році буде визначатися по формулі:

$$Д_{П.Г} = П_{ЧИСТ.РІЧ} + А_{ОТЧ} \quad (7)$$

Приклад графіка грошових потоків наведений нижче (рис. 1).

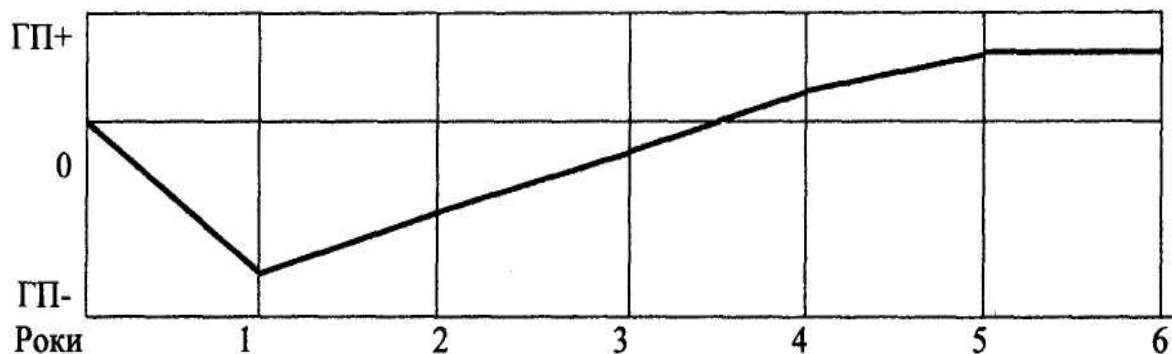


Рис. 1. Графік грошових потоків при окупності позикових коштів за чотири роки

ВИСНОВКИ

Методика, у якості вихідних даних, використовує тільки технічні характеристики технологічних проектів.

Методика припускає розрахунки вартості ОВФ, виробничої собівартості, виторгу й чистого прибутку від реалізації проекту.

Методика дозволяє розраховувати строки окупності вкладень як власними, так і позиковими коштами.

Методика може бути рекомендована в якості базової, для економічного обґрунтування дипломних проектів спеціальності 7.090205 «Ливарне виробництво».

ЛІТЕРАТУРА

1. Проектний аналіз / В.С. Рыжиков, М. Н. Яковенко, Е. В. Латышева, Ю. В. Дегтярева, А. Л. Щелокова, Е. О. Коваленко // Учебное пособие. – Киев: Центручебной литературы. – 2006. – 260 с.
2. Савчук А. В. Организационно-экономический механизм инновационного развития крупной компании / А. В. Савчук // Монография НАН Украины. Ин-т економіки промисловості. – Донецьк, 2004. – 404 с.
3. Савчук А. В. Особенности экономической оценки и выбора инновационных проектов / А. В. Савчук // Актуальные проблемы экономики. – 2003. – № 1 (19). – С. 69–74.

УДК 621.745.55

Федоров Г. Е., Платонов Е. А., Кузьменко А. Е., Ямшинский М. М.

НОВЫЕ ЖАРСТОЙКИЕ БЕЗНИКЕЛЕВЫЕ СТАЛИ И ТЕХНОЛОГИИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ИЗ НИХ ЛИТЫХ ДЕТАЛЕЙ, РАБОТАЮЩИХ ПРИ ТЕМПЕРАТУРАХ ДО 1300 °С

Современные жаростойкие и жаропрочные сплавы, которые используют для изготовления литых деталей, содержат в своем составе значительное количество дорогих и дефицитных элементов. Кроме того, они малотехнологичны как литейные материалы, поскольку содержат незначительное ($< 0,1\%$) количество углерода. Низкое содержание углерода существенно ухудшает основные литейные характеристики – жидкотекучесть, линейную усадку, трещиностойчивость.

Такие сплавы далеко не всегда отвечают требованиям, которые к ним предъявляются как к литейным сплавам со специальными свойствами. Для их плавления необходимо использовать шихтовые материалы повышенной чистоты. Это увеличивает себестоимость продукции и усложняет технологии производства отливок ответственного и особо ответственного назначения. В отдельных случаях требуется использование методов специальной металлургии.

Анализ эксплуатации литых деталей из жаростойких сплавов, их технологических характеристик и экономических аспектов использования дает возможность определить основные требования к ним: сплавы должны иметь высокие температуры плавления и жаростойкость, удовлетворительные литейные свойства и быть недорогими и недефицитными.

Технологические свойства жаростойких сплавов определяют поведение литейного материала в условиях изготовления из него отливок. Среди технологических характеристик особое место занимают литейные свойства. Основными литейными свойствами, определяющими производство качественных литых деталей, для жаростойких сплавов являются жидкотекучесть, линейная и объемная усадки, трещиностойчивость. Особенно важным свойством есть склонность жидкого металла к пленообразованию в процессе его плавления и заливки в литейные формы.

Эти свойства зависят как от технологических особенностей литейной формы, так и от физико-химических свойств металла.

К сожалению, технологические свойства жаростойких сплавов, в том числе и хромистых сталей, изучены крайне недостаточно.

Хромистые жаростойкие стали относятся к ферритному классу, не имеют фазовых превращений, размеры зерен первичной кристаллизации в отливке остаются без изменений даже после термической обработки деталей.

Для сохранения необходимой жидкотекучести расплава его перегревают, что отрицательно влияет на структуру металла.

Перегревание металла приводит к развитию крупнозернистой столбчатой структуры, к увеличению усадочных и газовых раковин, трещин и пористости.

Использование в этих случаях повышенной скорости заполнения литейной формы расплавом влияет на качество отливок так же, как и повышение температуры металла перед заливкой.

Литейные дефекты в сочетании с крупнозернистой структурой способствуют существенному снижению эксплуатационных свойств литых деталей.

Получить мелкое зерно в отливках из ферритной стали практически невозможно снижением температуры расплава перед заливкой его в формы. В этом случае замедляется

скорость всплытия оксидных пленок, неметаллических включений, ухудшаются условия удаления газов из металла и питания отливок во время кристаллизации.

Низкие температуры металла перед заливкой формы приводят к образованию неслитин, шлаковых и песчаных раковин, что во многих случаях способствует повышению количества бракованных отливок.

Целью работы является выбор оптимальной температуры жаростойкого сплава перед разливкой его в литейные формы при производстве отливок ответственного и особо ответственного назначения имеет первостепенное значение.

Таким образом, работы, связанные с повышением качества металла в жаростойких отливках и снижением его склонности к образованию крупнозернистой структуры, должны быть направлены на разработку оптимальных технологий плавления сплавов как в индукционных, так и в электродуговых печах. Важным вопросом остается выбор температуры расплава перед заливкой его в литейные формы в зависимости от габаритных размеров, толщины стенок и геометрии отливок.

Основной эксплуатационной характеристикой жаростойких сплавов является их сопротивление высокотемпературной газовой коррозии, то есть окалиностойкость.

Важной характеристикой таких сплавов является также термостойкость – способность металла длительное время работать в условиях изменяющихся температур.

Немаловажным свойством сплавов, которое необходимо учитывать, является ростоустойчивость – способность металла не изменять геометрической формы и размеров литой детали в процессе ее эксплуатации.

Для разработки новых сплавов необходимо четко знать возможное их поведение в условиях высоких температур и агрессивных сред. Это дает возможность выбрать группу элементов, способных максимально повысить эксплуатационные характеристики сплавов с сохранением удовлетворительных литейных и высоких механических свойств.

Легирование сплавов на основе железа существенно изменяет их структуру и свойства вследствие снижения теплопроводности металла, изменения процессов кристаллизации, ухудшения во многих случаях литейных свойств и др. Роль легирующих элементов в жаростойких сплавах, прежде всего, состоит в том, что они изменяют состав и строение окалины, а также кинетику окисления металла.

Влияние легирующих элементов на структуру и свойства литого металла очень разнообразны. Поэтому выбор в этом разнообразии необходимых действий каждого легирующего элемента на свойства железа есть задачей очень сложной.

Основными элементами, которые входят в состав жаростойких сталей, являются углерод, хром, кремний, алюминий и титан.

Технологические свойства жаростойких сталей определяются содержанием в них хрома, алюминия, титана, углерода, кремния и других элементов.

Определенную жаростойкость стали приобретают после добавления в них более 13 % хрома, а удовлетворительные механические свойства сохраняются до 35% хрома. С увеличением содержания хрома повышается окалиностойкость сплавов.

Улучшить технологические и эксплуатационные характеристики железохромистых сплавов можно легированием их определенным количеством алюминия. Предварительными исследованиями определено оптимальное соотношение в жаростойких сталях хрома и алюминия, которое обеспечивает удовлетворительные литейные и механические свойства, а также высокие эксплуатационные характеристики.

Установлено, что увеличение концентрации хрома в стали способствует улучшению практической жидкотекучести вследствие снижения температуры ликвидус и уменьшения интервала кристаллизации в соответствии с диаграммой состояния Fe–Cr.

Повышение содержания алюминия в высокохромистых сталях до 1,0...1,5 % сохраняет их практическую жидкотекучесть на высоком уровне.

Дальнейшее увеличение содержания алюминия снижает жидкотекучесть сталей.

Таким образом, для сохранения высокой жидкотекучести хромистых сталей содержание алюминия в них не должно превышать 2 %.

Хром и алюминий относятся к элементам, способствующим образованию легированного феррита, который имеет меньший коэффициент усадки по сравнению с легированным аустенитом. Поэтому увеличение концентрации и хрома, и алюминия в сталях способствует уменьшению линейной усадки и улучшению трещиностойкости сплавов.

Снижение теплопроводности сталей после повышения в них хрома и алюминия способствует увеличению дефектов усадочного характера и концентрированной усадочной раковины.

Увеличение концентрации хрома и алюминия в исследованных сталях сопровождается снижением их плотности, поскольку и хром, и алюминий имеют меньшую в сравнении с железом плотность (соответственно 7160 и 2710 кг/м³ против 7862 кг/м³).

Плотность металла существенно влияет на характеристики прочности металла в условиях высоких температур. Уменьшение плотности способствует снижению уровня деформационных процессов в изделиях во время их эксплуатации.

Исследованные стали имеют крупнозернистую структуру, которую нельзя изменить никакими режимами термической обработки, поэтому их прочностные характеристики при нормальных температурах на много ниже, чем таких же сталей с мелкозернистой структурой.

Увеличение концентрации хрома в исследованном диапазоне способствует росту зерна с 87 до 120 мкм, а увеличение содержания алюминия до 3 % – с 69 до 87 мкм. Такое изменение размеров зерна снижает прочность и пластичность жаростойких сталей.

Исследованиями установлено, что содержание алюминия в жаростойких сталях определяется тем минимумом, при котором сохраняется высокая их жаростойкость, и тем максимумом, при котором существенно ухудшаются литейные и механические свойства.

Улучшения свойств жаростойких сталей можно добиться дополнительной обработкой их титаном, ванадием, ниобием и другими элементами. Наиболее дешевым и эффективным является титан.

Поскольку титан является интенсивным карбидообразующим элементом, теоретический и практический интерес представляет определение оптимального соотношения в хромоалюминиевых сталях углерода и титана с учетом их влияния на литейные, механические и специальные свойства.

Установлено, что повышение содержания углерода улучшает практическую жидкотекучесть всех исследованных сталей. Добавление титана до 0,35% также способствует повышению жидкотекучести.

Изменения трещиностойкости в зависимости содержания в сталях углерода и титана имеет такой же характер так и линейной усадки.

Изменение концентрации углерода от 0,1 до 0,79 % способствует измельчению зерна стали с 180 до 40 мкм, при этом увеличивается количество карбидов, которые располагаются как на границах зерен, так и в середине их.

Присадки титана до 0,35 % способствуют уменьшению размеров зерна с 82 до 48 мкм.

Такое изменение размеров зерен улучшает как прочностные, так и пластические свойства жаростойкой хромоалюминиевой стали.

Таким образом, предварительными исследованиями установлено, что наилучший комплекс литейных и механических свойств имеет среднеуглеродистая высокохромистая сталь с содержанием до 2,0 % алюминия и 0,6 % титана.

Длительность эксплуатации жаростойких литых деталей, изготовленных из хромоалюминиевых сталей существенно зависит от распределения основных элементов – хрома и алюминия – по сечению стенки изделия.

Результаты таких исследований приведены в табл. 1.

Таблиця 1

Химический состав хромоалюминиевой стали в отливках различной толщины

Толщина стенок, мм	Область определения состава	Содержание элементов, %					
		Al	Si	Cr	Mn	Fe	всего
15	периферия	2,134	0,388	24,183	0,949	72,346	100
	центр	2,295	0,355	24,799	0,941	72,610	100
	периферия	2,076	0,378	24,467	0,796	72,282	100
20	периферия	2,546	0,428	24,866	1,004	71,156	100
	центр	2,436	0,465	24,336	0,830	71,934	100
	периферия	2,291	0,264	24,528	1,016	71,901	100
25	периферия	2,409	0,450	24,067	0,901	72,173	100
	центр	2,640	0,383	24,330	0,920	71,727	100
	периферия	2,506	0,373	24,200	0,619	72,302	100

Окалиностойкость сталей определяли в атмосфере перегретых до 1300 °С воздуха, воздуха + 25 % водяного пара, воздуха + 45 % CO₂, воздуха + 45 % водяного пара и др. Результаты исследований приведены в табл.2.

Таблиця 2

Окалиностойкость хромоалюминиевой стали в зависимости от содержания алюминия и среды испытаний (температура – 1300°С, длительность 100 ч.)

Инд. поз.	Среда	Окалиностойкость, мг/см ²					
		содержание алюминия, %					
		0,02	0,92	1,96	2,84	5,05	6,76
1	воздух	9,85	6,10	4,00	3,50	3,20	3,18
2	воздух + + 25 % H ₂ O	12,80	8,20	5,35	4,10	3,65	3,58
3	воздух + + 45 % CO ₂	16,10	9,75	6,15	4,85	3,95	3,90
4	воздух + + 45 % H ₂ O	17,95	11,05	7,85	5,90	4,45	4,20

Ферритные хромоалюминиевые стали характеризуются наивысшим электросопротивлением, поэтому их можно использовать для изготовления нагревателей термических печей, литых реостатов и других изделий.

Теплопроводность и электропроводность хромоалюминиевых сталей необходимо учитывать в технологических процессах изготовления жаростойких литых деталей.

Технологические свойства хромоалюминиевых сталей представлены в табл. 3.

Жаростойкие хромоалюминиевые стали обладают высокой окалиностойкостью, термостойкостью и износостойкостью. Они в 6...8 раз превосходят по окалиностойкости хромоникелевые стали при температурах эксплуатации 1200 °С, по термостойкости – в 1,5...2,0 раза, по износостойкости – в 2,0...3,0 раза.

Стали имеют удовлетворительные литейные и высокие механические свойства (см. табл. 3).

Новые безникелевые жаростойкие стали могут быть использованы для изготовления литых деталей в теплоэнергетике, черной металлургии, химической и других отраслях промышленности.

Таблица 3

Технологические свойства исследованных хромоалюминиевых сталей

Инд. поз.	Свойства	Параметры
1	Жидкотекучесть при 1580 °С, мм	460...630
2	Линейная усадка при температуре металла перед заливкой в форму 1580°С, %	1,75...2,30
3	Линейная усадка при температуре металла перед заливкой в форму 1700°С, %	1,30...1,65
4	Площадь трещин на технологической пробе при температуре металла перед заливкой в форму 1580 °С, см ²	0,75...1,50
5	Полная объемная усадка при 1580 °С, %	11,6...13,5
6	Временное сопротивление разрыву, МПа	360...450
7	Ударная вязкость, КС, МДж/м ²	0,09...0,11
8	Твердость, НВ	180...230

Использование деталей, изготовленных из этих сталей, на тепловых электростанциях (насадки горелок, форсунки, газовые сопла и др.) позволяет в 4...6 раз продлить срок их службы, снизить стоимость, сократить ремонтные затраты, уменьшить расход топлива на производство электроэнергии и полностью исключить из жаростойких конструкций сплавы, содержащие никель, кобальт, молибден.

Ниже приведены примеры литых деталей различных размеров, геометрии, массы, изготовленные разными способами литья.

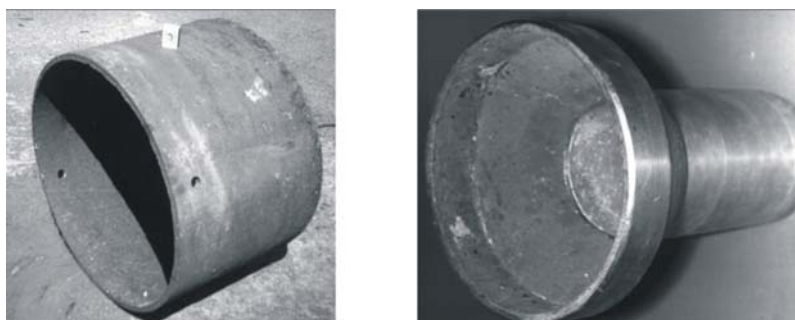
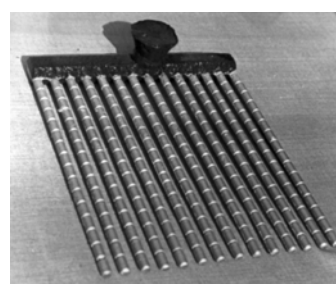


Рис. 1. Насадки различных конструкций для топливосжигающих устройств (диаметр 300; 600 и 930 мм; высота – 600 мм; толщина стенки – 15...20 мм). Изготовлены в разовых песчаных формах



а



б

Рис. 2. Наконечники газовых горелок (длина 220 мм, диаметр 26 и 35 мм, толщина стенок 5 мм, масса 0,6 и 0,9 кг) (а) и блок экранных шипов для тепловых электростанций (б). Изготовлены в разовых песчаных формах

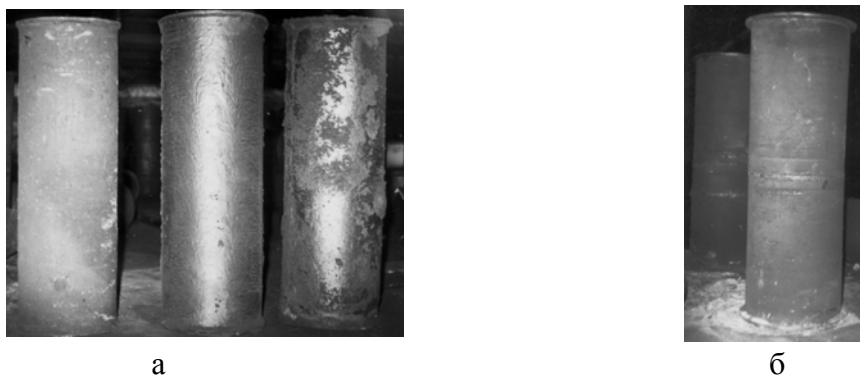


Рис. 3. Капсели для производства железного порошка из металлургической окалины (высота – 1500 мм, диаметр 520 мм, толщина стенки – 15 мм) (а) и сваренный капсель из двух полукапселей (б). Изготовлены в разовых песчаных формах

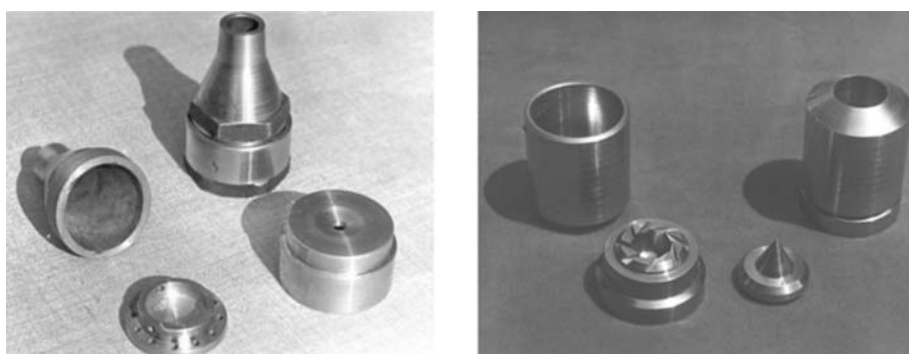


Рис. 4. Детали мазутных форсунок различных конструкций после механической обработки. Изготовлены литьем по выплавляемым моделям

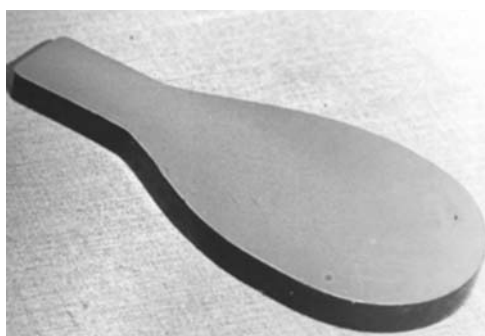


Рис. 5. Шибер системы автоматического распределения дутья по фурмам доменной печи. Изготовлено в разовой песчаной форме

ВЫВОДЫ

Таким образом, предварительными исследованиями установлено, что наилучший комплекс литейных и механических свойств имеет среднеуглеродистая высокохромистая сталь с содержанием до 2,0 % алюминия и 0,6 % титана.

Длительность эксплуатации жаростойких литых деталей, изготовленных из хромоалюминиевых сталей, существенно зависит от распределения основных элементов – хрома и алюминия – по сечению стенки изделия.

ЛИТЕРАТУРА

1. Нехендзи Ю. А. *Стальное лите* / Ю. А. Нехендзи. – М.: Металургиздат, 1949. – 766 с.
2. *Хромоалюминиевые стали для изготовления жаростойких деталей теплоэнергостроения* / В. А. Лютый, Е. А. Платонов, Г. Е. Федоров, А. Е. Кузьменко // *Литейное производство*. – 2001. – № 4. – С. 13–15.
3. Корнилов И. И. *Железные сплавы Т.1.* / И. И. Корнилов. – М.: Изд-во АН СССР, 1945. – 192 с.

УДК 621.742

Федоров Н. Н.

НОВЫЕ ТЕХНОЛОГИИ В ПРОИЗВОДСТВЕ БЕНТОНИТОВЫХ ФОРМОВОЧНЫХ ГЛИН ИЗ МЕСТНОГО ГЛИНИСТОГО СЫРЬЯ

Для сырых песчано-глинистых форм экономически и технологически наиболее эффективным связующим материалом является бентонитовая глина.

Отдельные разновидности бентонитовых глин сравнительно медленно «усваивают» воду в процессе смесеприготовления в бегунах и формовочная смесь достигает требуемых значений прочности за более длительное время, что обуславливает увеличение продолжительности смесеподготовки или, в противном случае, не обеспечиваются требуемые технологические свойства смеси – прочность на сжатие во влажном состоянии (менее 0,090 МПа), низкие показатели формуемости и текучести.

Экспериментально установлено [1, 2], что такие бентониты обладают высокой термостойкостью, а низкая скорость их «усвоения» обусловлена сравнительно высокой упорядоченностью их структуры и низкой степенью дефектности кристаллической решетки монтмориллонита, что подтверждается результатами рентгеноструктурного и дифференциально-термического анализов.

Особое внимание следует уделить методике подготовки формовочной смеси перед тестированием свойств бентонита. Так, ГОСТ 28177–89 для тестирования бентонита регламентирует выполнять подготовку смеси путем перемешивания песка и бентонита в бегунах в течение 2 мин. в сухом состоянии, затем 18 мин. влажного перемешивания при закрытой крышке с добавлением количества воды, обеспечивающем уплотняемость близкую к 60 %. Затем крышка открывается и перемешивание продолжается до получения максимального показателя прочности смеси. Такой подход позволяет определить свойства бентонита при условиях, недостижимых в производственных системах смесеподготовки, поскольку в производственных условиях время перемешивания составляет обычно 2–3, реже до 5 мин., а уплотняемость для работы на автоматических формовочных линиях должна составлять 45 %.

Более близким к реальным условиям работы бентонита является порядок подготовки смеси, регламентированный методикой немецкого общества литейщиков (известная как методика P–69 или VDG–Merkblatt P–69). Она предполагает тестирование бентонита при стандартной уплотняемости 45 %, для чего рассчитывается необходимое количество воды, а общее время перемешивания в бегунах составляет 6 мин.

Из бентонитов украинских месторождений наиболее широко применяемых, но отличающихся по своей термостойкости, можно выделить черкасский (0,70...0,75) и константиновский (0,85...0,90). Прочность смесей (5 % бентонита, 95 % староверовского песка $2K_1O_1025$, влажность 3,5 %) на сжатие во влажном состоянии после первых 6 мин. перемешивания в бегунах составляет: для константиновского бентонита 0,050 МПа, для черкаского 0,080 МПа, время достижения максимальной прочности смеси (при перемешивании со снятой крышкой бегунов) – 48 мин. (0,107 МПа) и 36 мин. (0,109 МПа) соответственно.

В связи с этим, применение бентонитов с высокой термостойкостью, подобных константиновскому, предполагает изыскание технологических резервов повышения качества такого сырья. Таким технологическим резервом является подбор оптимального состава шихты из сырья разных месторождений, а также ввод специальных добавок.

Целью работы является исследование физико-механической активации бентонитовой глины с целью повышения прочности и, одновременно, сокращения времени перемешивания формовочных смесей с константиновским бентонитом, разработке комплексного связующего на основе константиновского бентонита и модифицирующих добавок глин, отличающихся от основы по своей морфологии.

Перемешивание бентонитовой глины разных месторождений позволяет получать более высокие технологические показатели бентопорошка по сравнению с вариантом его получения из сырья одного месторождения - повышается прочность, уменьшается время перемешивания для приготовления смеси. Объяснить это можно тем, что глина представляет собой породу, состоящую из мельчайших кристаллов, морфология которых несколько различна в разных месторождениях. При тонком помоле смеси глин с различной кристалломорфологией происходит более эффективное диспергирование.

Для исследования влияния глинистых добавок на время достижения константиновским бентонитом требуемых значений прочности использовались следующие разновидности глинистых минералов: черкасский бентонит, черкасский палыгорскит, часов-ярская каолинистая глина.

Комбинированные составы приготавливались при совместном помоле в шаровой мельнице в пропорциях, % – 95/5; 90/10; 85/15:

- 1) константиновский + черкасский бентониты;
- 2) константиновский бентонит + палыгорскит черкасский;
- 3) константиновский бентонит + часов-ярская каолинистая глина.

Формовочные смеси приготавливались следующего состава: 5 мас. ч. связующего, 95 мас. ч. староверовского кварцевого песка. Сухие компоненты смеси загружались в лабораторные бегуны и перемешивались в течение 2 мин., затем смесь увлажнялась избыточным количеством воды (65 мл на 3 кг сухих материалов). Далее смесь перемешивалась в течение 4 мин. с закрытой крышкой бегунов, после чего с интервалом 3 мин. определялась прочность смеси на сжатие во влажном состоянии (при снятой крышке бегунов). Определение прочности смеси заканчивали при начале ее падения.

Обработка константиновского бентонита, обладающего большей структурной упорядоченностью, обуславливающей его большую термостойкость, менее структурно упорядоченным черкасским бентонитом в процессе совместного помола обеспечивает сокращение времени достижения смеси с константиновским бентонитом требуемой прочности на сжатие во влажном состоянии в процессе смесеприготовления (рис. 1).

Из данных рис. 1 видно, что добавка к константиновскому бентониту всего 5 % черкасского бентонита повышает прочность смеси на сжатие во влажном состоянии после первых шести мин. перемешивания с 0,050 МПа до 0,070 МПа, а при 15 % добавки – прочность повышается до 0,093 МПа. Время перемешивания до достижения максимальной прочности сокращается с 48 мин. (исходный константиновский бентонит) до 21 мин. (с добавкой 15 % черкасского бентонита).

Таким образом, количество черкасского бентонита, необходимое для повышения начальной прочности константиновского бентонита до значений более 0,090 МПа, должно быть не менее 15 %.

Константиновский и черкасский бентониты отличаются между собой химическим составом, упорядоченностью структуры, за счет чего возможна механическая активация первого. Однако текстура монтмориллонита, как основного порообразующего минерала этих глин одинакова – слоистая с пакетным строением.

Известно, что текстура глинистых минералов, кроме слоистой, может быть пятнистой, ступчатой, сетчатой, горизонтальной, волнистой, ориентированной и беспорядочной, волокнистой, микрослоистой и др. [3]. Поэтому такая разновидность глинистых минералов как палыгорскит, оказывает неоднозначное влияние на характеристики прочности константиновского бентонита при их совместном помоле (рис. 2).

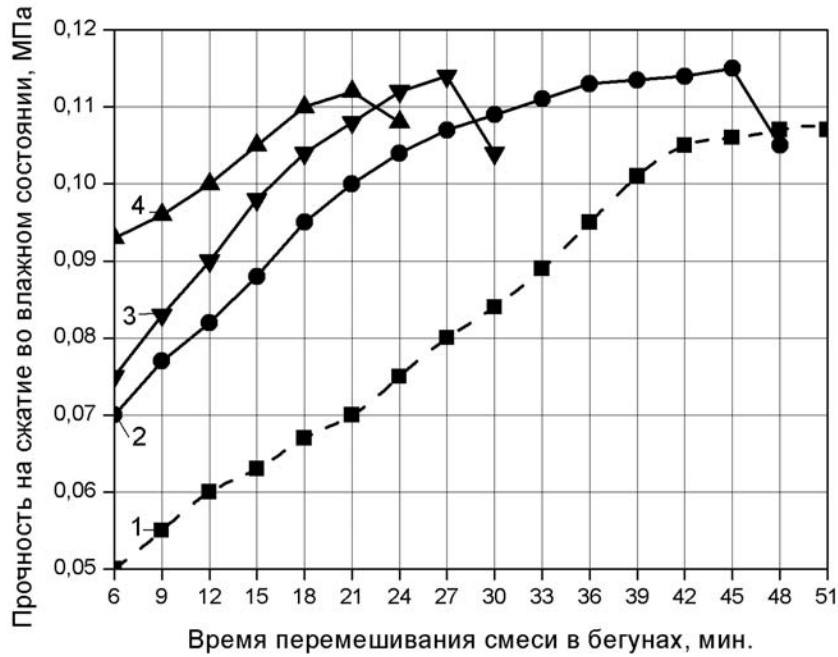


Рис. 1. Зависимость прочности на сжатие во влажном состоянии смеси с константиновским бентонитом в комбинации с черкасским бентонитом от времени перемешивания в бегунах: 1 – исходный константиновский бентонит; 2 – с 5 % добавки; 3 – с 10 % добавки; 4 – с 15 % добавки

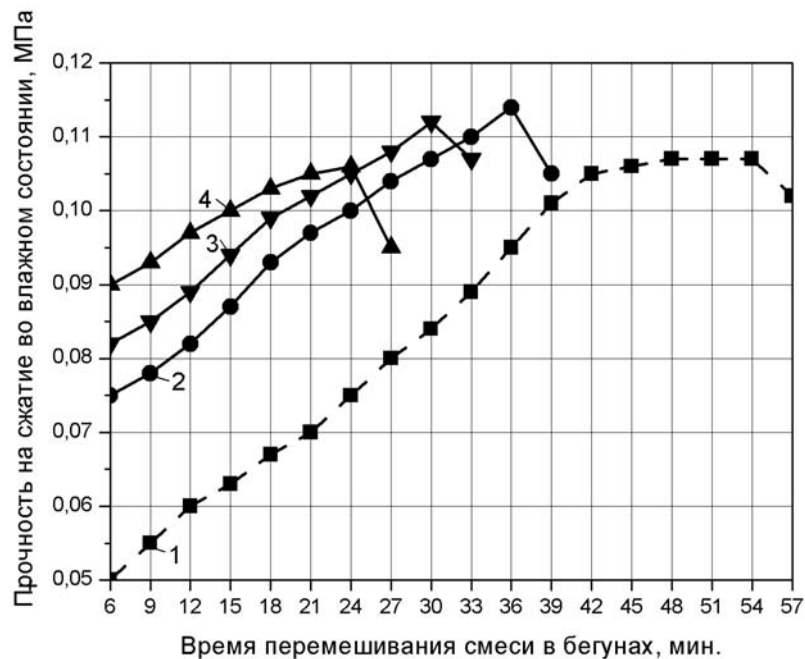


Рис. 2. Зависимость прочности на сжатие во влажном состоянии смеси с константиновским бентонитом в комбинации с черкасским палыгорскитом от времени перемешивания в бегунах: 1 – исходный константиновский бентонит; 2 – с 5 % добавки; 3 – с 10 % добавки; 4 – с 15 % добавки

Структура палыгорскита цепочно-слоистая. Палыгорскит образует спутанно-волоконистые агрегаты, которые под электронным микроскопом имеют форму иголок разной толщины и длины. В палыгорските также встречаются параллельно-слоистые агрегаты,

состоящие из мелких параллельных волокон, на которые эти агрегаты довольно легко расщепляются при измельчении (помоле) [3].

При совместном помоле с константиновским бентонитом иглообразные агрегаты палыгорскита расклинивают и измельчают частицы бентонита на отдельные, гораздо более дисперсные слоистые агрегаты монтмориллонита. В процессе смесеприготовления увеличивается контактная поверхность диспергированного бентонита с водой, за счет чего значительно сокращается продолжительность смесеприготовления до достижения оптимальной прочности.

Существенный эффект сокращения времени достижения константиновским бентонитом максимальной прочности обеспечивается при содержании палыгорскита $\geq 10\%$: начальная прочность смеси составляет 0,082 и 0,090 МПа при доле палыгорскита в константиновском бентоните 10 и 15 % соответственно.

Основными пороодообразующими минералами в часов-ярской каолиновой глине являются каолинит.

Каолинит - также имеет слоистую структуру, каждый слой состоит из двух составляющих: кремнекислородной и алюмогидроксилкислородной сеток. Из данных рис. 3 видно, что добавки часов-ярской каолиновой глины обеспечивают незначительное повышение начальной прочности константиновского бентонита. При 15 % добавки прочность смеси после первых 6 мин. перемешивания в бегунах составляет 0,078 МПа, а время перемешивания до достижения максимальной прочности – 27 мин. Незначительное влияние на диспергирование позволяет считать каолиновую глину для стабилизации прочности константиновского бентонита в процессе смесеприготовления, сравнительно с другими изученными глинистыми добавками, малоэффективной.

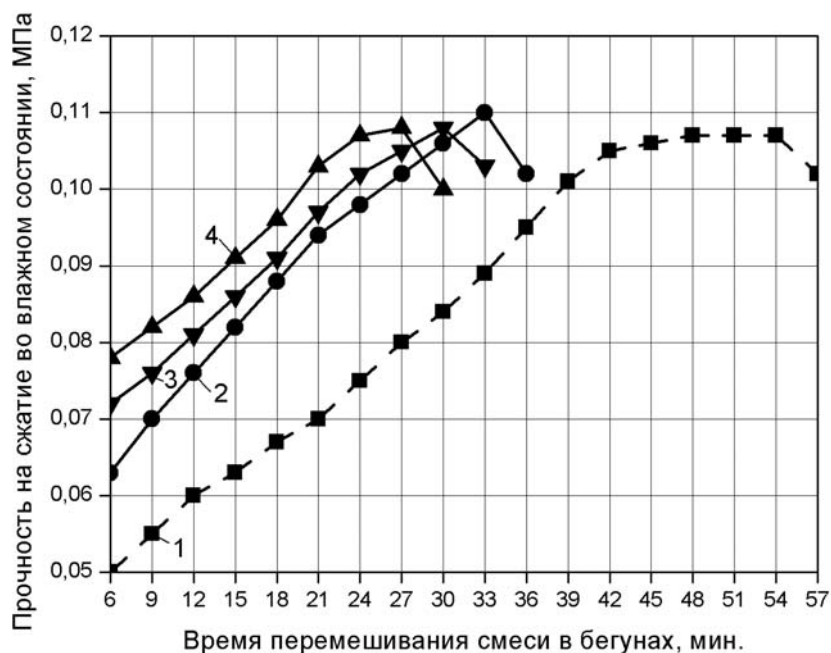


Рис. 3. Зависимость прочности на сжатие во влажном состоянии смеси с константиновским бентонитом в комбинации с часов-ярской каолиновой глиной от времени перемешивания в бегунах: 1 – исходный константиновский бентонит; 2 – с 5% добавки; 3 – с 10% добавки; 4 – с 15 % добавки

Практически во всех случаях комбинированного применения константиновского бентонита с другими глинистыми материалами был выявлен эффект повышения прочности смеси на первых минутах смесеприготовления. Такое изменение свойств константиновского

бентонита объясняется его механической активацией минералами, отличающимися по своей структуре и морфологии, благодаря чему происходит диспергирование бентонита на микроуровне. В результате при тонком помоле смеси глин с различной кристалломорфологией происходит более эффективное их диспергирование.

Результаты исследования влияния глинистых добавок на стабилизацию прочности константиновского бентонита обобщены в табл. 1.

Таблица 1

Влияние глинистых добавок на свойства константиновского бентонита

Наименование добавки	Содержание добавки, %	Свойства комбинированных связующих на основе бентонита		
		прочность на сжатие во влажном состоянии, МПа		термостойкость
		ГОСТ 28177–89	методика Р–69	
черкасский бентонит	5	0,112	0,075	0,88
	10	0,110	0,080	0,86
	15	0,107	0,094	0,84
черкасский палыгорскит	5	0,110	0,082	0,89
	10	0,106	0,088	0,86
	15	0,101	0,092	0,82
часов-ярская каолиновая глина	5	0,108	0,065	0,79
	10	0,098	0,074	0,74
	15	0,095	0,078	0,68

Анализ полученных экспериментальных данных позволяет сделать следующие выводы: все изученные глинистые добавки, отличающиеся от основы – константиновского бентонита по своей кристалло-морфологии, сокращают время набора смесью максимальной прочности и повышают ее начальную прочность после первых 6 мин. перемешивания в бегунах;

из исследованных добавок наибольший практический интерес представляет активация добавками черкасских глин – бентонита и палыгорскита. При обработке константиновского бентонита этими добавками прочность на сжатие по ГОСТ 2817–77 остается на достаточно высоком уровне, сохраняется высокая термическая устойчивость бентонита.

При 15 % черкасского бентонита и 15 % палыгорскита тест константиновского бентонита по методике Р-69 показывает максимальную прочность на сжатие во влажном состоянии > 0,090 МПа. Бентопорошок, приготовленный путем совместного помола константиновского бентонита с 15 % черкасского бентонита или 10...15 % черкасского палыгорскита, а возможно, и при совместной комбинации всех трех компонентов, может представлять практический интерес для зарубежных литейных заводов, поскольку будет удовлетворять требованиям европейских стандартов входного контроля и позволить обеспечить смесям для автоматической формовки высокий уровень технологических свойств.

Для апробации полученных результатов было принято решение в лабораторных условиях ОАО «Завод утяжелителей» (Украина, г. Константиновка Донецкой обл.) приготовить опытную партию комплексного связующего следующего состава: константиновский бентонит П1Т1А – 75 мас.ч.; черкасский бентонит П1Т1А – 15 мас. ч.; черкасский палыгорскит – 10 мас.ч.

Совместный помол всех компонентов производился в лабораторной шаровой мельнице (время помола 15 мин.)

Для определения технологических свойств полученного комплексного связующего приготавливалась смесь состава: комплексное связующее – 5 мас. ч.; песок староверовский

2К1О1025– 95 мас. ч.; влажность смеси из расчета обеспечения уплотняемости 45 ± 1 % составила – 2,8 %.

Результаты определения свойств опытной партии комплексного связующего представлены в табл. 2. Видно, что формовочная смесь с разработанным комплексным связующим из смеси глин разных месторождений обладает высоким уровнем технологических свойств: прочность на сжатие во влажном состоянии по ГОСТ 28177–89 – 0,110 МПа, по методике Р–69 – 0,94 МПа; формуемость – 60...65 %; текучесть 55...60 %; термостойкость также сохранилась на высоком уровне – 0,86.

Таблица 2

Технологические свойства опытной партии комплексного связующего

Способ помола	Прочность на сжатие во влажном состоянии, МПа		Термостойкость	Формуемость, %	Текучесть, %
	ГОСТ 28177–89	методика Р–69			
в шаровой мельнице	0,110	0,094	0,86	58	55

ВЫВОДЫ

Таким образом, смешивание бентонитовых глин разных месторождений (константиновского и черкасского) позволяет получать более высокие технологические показатели бентопорошков по сравнению с вариантом их производства из сырья одного месторождения. При этом повышается прочность и одновременно уменьшается время перемешивания для приготовления качественной смеси.

Для стального литья комплексное связующее может применяться в самостоятельном виде вместо бентонита. Для чугунного литья необходимо дополнительно вводить противопригарные углеродсодержащие добавки.

Преимуществами использования комплексного связующего на основе константиновского бентонита с добавками глин разных месторождений являются:

- получение смеси с высокими технологическими свойствами при смесеприготовлении в бегунах; при использовании более совершенных смесеприготовительных систем смесеприготовления, например, вихревых смесителей, эффект будет более выраженным;
- сокращение расхода связующего, за счет высокой термостойкости и повышенных прочностных характеристик.

Важным преимуществом комплексного связующего является то, что оно отвечает европейским стандартам бентонитовых глин, что расширяет возможности его использования.

ЛИТЕРАТУРА

1. Федоров Н. Н. Исследование термостойкости бентонитов украинских месторождений / Н. Н. Федоров, С. П. Дорошенко, В. П. Снисарь // *Металл и литье Украины*. – 2005. – № 5. – С. 45–48.
2. Снисарь В. П. Бентонит в литейном производстве и продукция ОАО «Завод утяжелителей» / В. П. Снисарь, В. В. Василенко // *Литье Украины*. – 2004. – № 5. – С. 12–18.
3. Федорченко И. М. Энциклопедия неорганических материалов / под ред. И. М. Федорченко // Киев: Главная редакция УСЭ, 1, 2 Ч. – 1977.

УДК 669.14

Федьков А. В., Федьков В. А., Федьков Г. А., Минакова В. И.

ВЛИЯНИЕ СОДЕРЖАНИЯ СЕРЫ И МОДИФИЦИРОВАНИЯ НА СВОЙСТВА СТАЛИ 35X06СЛ

Известно [1, 2], что уровень физико-механических и специальных свойств стали зависит от содержания вредных примесей и, в первую очередь, - серы с одной стороны; с другой стороны определяется формой, количеством и характером распределения неметаллических включений.

Вредное влияние серы проявляется через увеличение количества сульфидных и окси-сульфидных включений [2-3].

Целью работы являлось исследование влияния содержания серы на физико-механические свойства стали 35X06СЛ

В условиях фракционной разливки исследовали влияние содержания серы на механические свойства, индекс загрязненности и хладостойкость стали 35X06СЛ следующего химического состава: 0,3 % С; 1,1 % Si; 0,75 % Mn; 0,55 % Cr; 0,012 % P.

Концентрация серы изменялась от 0,006 до 0,028%.

Сталь раскисляли в ковше алюминием в количестве (0,1-0,15% от веса жидкого металла), обеспечивающем его оптимальное содержание в металле (0,03-0,06 % Al). Термообработка образцов для механических испытаний заключалась в закалке при 900°С (с охлаждением в воде) с последующим отпуском при 680°С (охлаждение в воде). Индекс загрязненности подсчитывали линейным методом «Л» по ГОСТ 1778-70.

Как показали металлографические исследования, с ростом содержания серы происходило загрязнение стали неметаллическими включениями.

Индекс загрязненности стали 35X06СЛ увеличился с $0,328 \cdot 10^{-3}$ до $0,841 \cdot 10^{-3}$ при содержании серы 0,006 и 0,028 % соответственно (рис. 1).

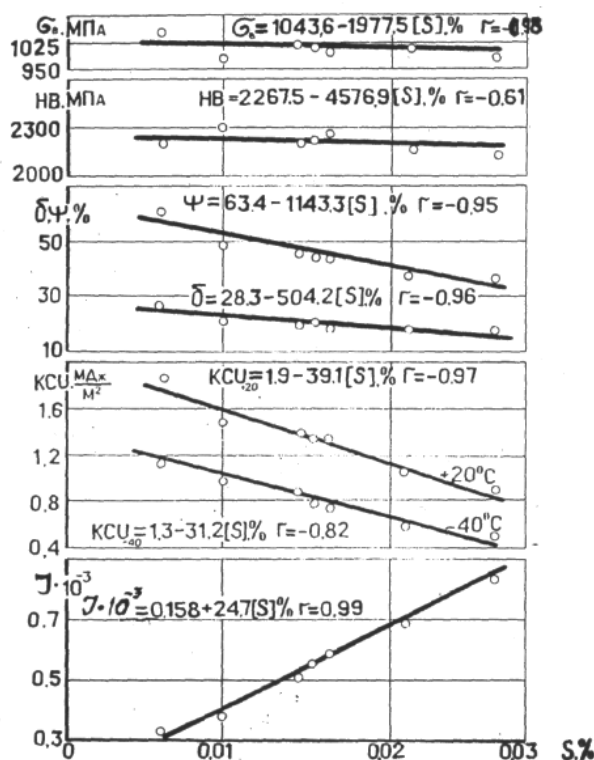


Рис. 1. Влияние серы на свойства стали 35X06СЛ

Повышение загрязненности происходило за счет увеличения общего количества сульфидов и оксисульфидов. Количество оксидов в виде алюминиевой шпинели и корунда практически не изменялось во всем исследуемом интервале концентраций серы.

С увеличением содержания серы с 0,006 до 0,028 % ударная вязкость уменьшилась в среднем в 2 раза при $= 20\text{ }^{\circ}\text{C}$ и в 2,4 раза при $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$, относительное удлинение и сужение снизилось в 1,8 раза.

Каждая 0,001 % серы уменьшала ударную вязкость примерно на 0,0382 мДж/м², относительное удлинение – на 0,54 % а сужение на 1,24 %.

В исследуемых пределах сера не оказала существенного влияния на показатели прочности и твердости.

Как видно из рис. 1 вредное влияние наиболее сильно проявилось на величине ударной вязкости при отрицательных температурах.

Исследовали влияние серы на процессы трещинообразования стали 35X06СЛ при растяжении. Установлено, что суммарная длина микротрещин, проходящих через включения ($L_{\text{НМВ}}$) для стали с низким содержанием серы (0,006%) было меньше ($L_{\text{НМВ}} = 22\text{--}28\text{ мкм}$) суммарной длины микротрещин ($L_{\text{НМВ}} = 180\text{--}240\text{ мкм}$) для стали с содержанием 0,028 % S. Коэффициенты связи микротрещин с включениями K_L и коэффициенты участия неметаллических включений $K_{\text{НМВ}}$ в разрушении имели наименьшие значения для высокочистой стали (табл. 1).

Таблица 1

Влияние серы на процессы трещинообразования стали 35X06СЛ при растяжении

Массовая доля серы, %	Суммарная длина микротрещин, $L_{\text{НМВ}}$	Коэффициенты		Относительное удлинение, δ , %	Индекс загрязненности, $I \cdot 10^{-3}$
		K_L	$K_{\text{НМВ}}$		
0,006	22-28	0,41	0,54	27,0	0,328
0,028	180-240	0,65	0,83	15,1	0,841

Влияние чистоты металла по сере на разрушение стали 35X06СЛ при циклических нагрузках показало, что сталь с низким содержанием серы разрушилась при бóльшем числе циклов, чем сталь с содержанием 0,028 % S (табл. 2).

Таблица 2

Разрушение стали 35X06СЛ при циклических нагрузках

Массовая доля серы, %	Индекс загрязненности, $I \cdot 10^{-3}$	Число циклов до разрушения	Усталостная прочность, σ_{-1} , МПа	S_p , 10^6 циклов
0,006	0,328	11000	47,5	42,27
0,028	0,841	59500	33,0	23,21

При этом показано, что усталостная прочность и контактная выносливость увеличились в среднем на 44 % и 82 % соответственно. Установлено, что коррозионная стойкость, которая определялась по потере веса ΔG и количеству выделившегося водорода KH_2 при изменении содержания серы с 0,028 до 0,006 % увеличилась в среднем на 52 %, что можно объяснить уменьшением сульфидных и оксисульфидных включений и, как следствие, уменьшением микрокатодных пар между неметаллическими включениями и металлом, ускоряющих коррозионное разрушение.

Полученные выше результаты хорошо согласуются с данными фрактографических исследований (рис. 2). Микрофрактографическими исследованиями установлено, что сталь с низким содержанием серы имела вязкий чашечный излом (рис. 2, а). При увеличении

загрязненности стали серой происходило охрупчивание металла за счет увеличения размеров чашек вязкого излома (рис. 2, б, в). Особенно сильно проявилось вредное влияние серы при отрицательных температурах испытания (рис. 2). В стали с 0,028 % S обширные зоны хрупкого излома чередовались с вязким (рис. 2, в), а в стали с 0,006 % S (рис. 2, а) размеры чашек вязкого излома увеличилась.

В условиях фракционной разливки изучали влияние модифицирования на свойства стали 35X06СЛ с содержанием серы от 0,006 до 0,028 % серы. Раскисление проводили алюминием в количестве 1 – 1,5 кг на 1 тонну жидкого металла, который вводили в печь на штанге. Модифицирование осуществляли силикокальцием (СК) на струю металла из расчета 1,5 кг на 1 тонну жидкого металла, а силициды РЗМ (SiR) 1 кг на 1 тонну задавали на дно ковша.

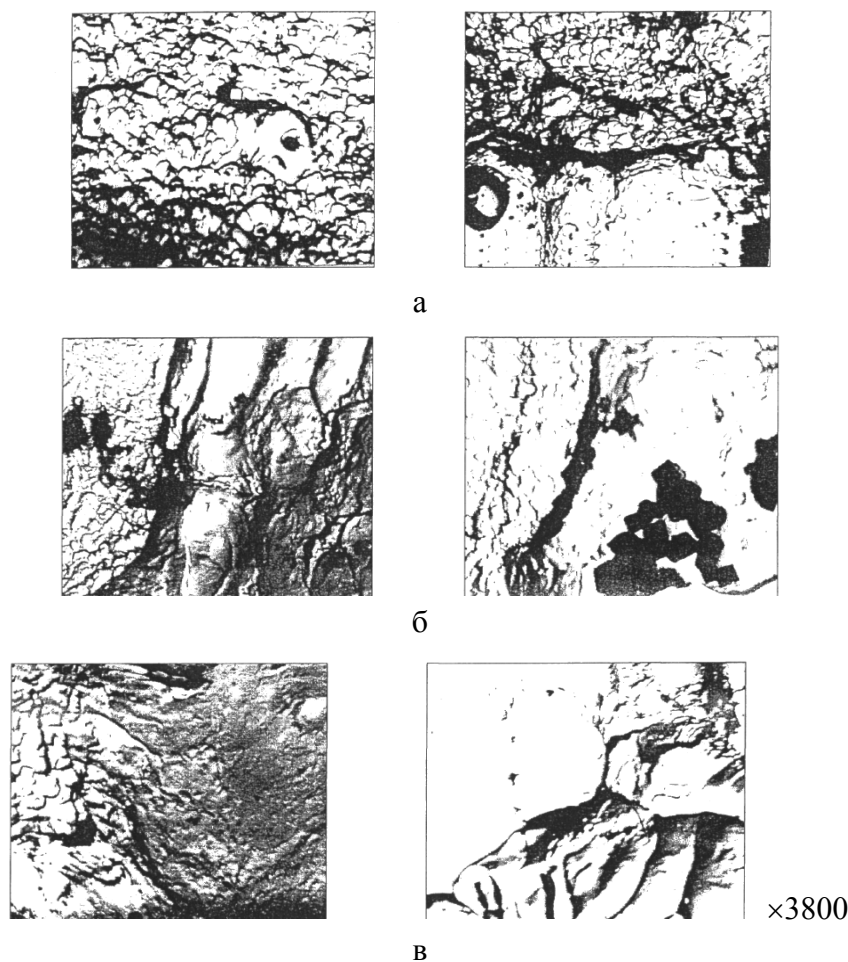


Рис. 2. Микроизлом стали 35X06СЛ при + 20 °С (слева) и – 40 °С (справа) с содержанием серы: а – 0,006 %; б – 0,018 %; в – 0,028 %

По данным металлографического и газового анализа оптимальные присадки силикокальция (СК) и силицидов РЗМ (35X06СЛ) снизили индекс загрязненности при высоком содержании серы (0,028 %) и повысили при содержании 0,006 % серы (рис. 3).

Газонасыщенность стали с различным содержанием серы уменьшалась (табл. 3), что связано барботирующим действием кальция.

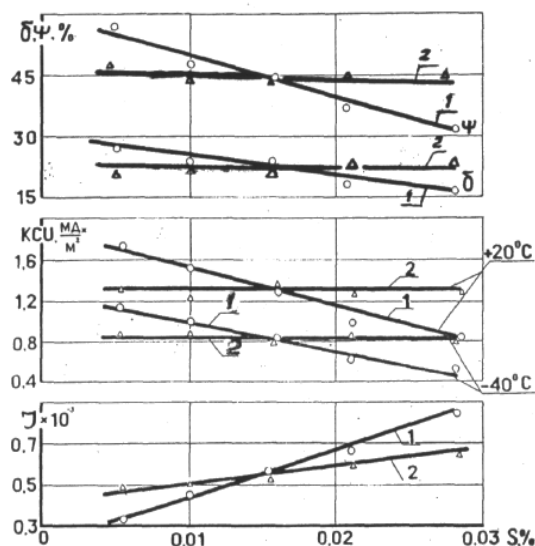


Рис. 3. Влияние модифицирования на свойства стали 35X06СЛ с различным содержанием серы: 1 – 0,1 % Al; 2 – 0,1 % Al + 0,15 % SiCa + 0,1 % SiR

Таблица 3

Влияние модифицирования на загрязненность и газонасыщенность стали 35X06СЛ с различным содержанием серы

Массовая доля серы, %	Присадка, %			Индекс загрязненности, 10^{-3}	Газонасыщенность		
	Al	SiCa	SiR		O, %	N, %	H, $cm^3/100\text{ г}$
0,006	0,1	-	-	0,328	0,0042	0,010	5,9
	0,1	0,15	0,1	0,472	0,0027	0,099	3,6
0,028	0,1	-	-	0,841	0,0041	0,0097	5,8
	0,1	0,15	0,1	6,64	0,0028	0,0094	3,7

SiR – силициды РЗМ.

На рис. 3 показано, что комплексное модифицирование оптимальными присадками силикокальцием и силицидами РЗМ положительно влияет на показатели пластичности, вязкости и хладостойкости для стали с повышенным содержанием серы. При модифицировании стали 35X06СЛ с содержанием серы 0,028 % относительное удлинение и сужение увеличилось в среднем на 40 %, ударная вязкость – на 70 %, а в стали с содержанием 0,006 % серы показатели пластичности и вязкости снизились в среднем на 20 %. Снижение показателей вязкости и пластичности можно объяснить увеличением в чистой по сере стали количества неметаллических включений, которые являются очагом зарождения и образования трещин.

Полученные данные хорошо согласуются с данными фрактографических исследований. Сталь 35X06СЛ с высоким содержанием серы (0,028 %), как и сталь с низким содержанием серы (0,006 %) имела вязкий чашечный излом, при этом размеры чашек с высоким содержанием серы были более крупными (рис. 4).

Установлено, что при модифицировании стали с высоким содержанием серы (0,028 %) силикокальцием и силицидами РЗМ размеры чашек вязкого излома уменьшились (рис. 5, б), что хорошо согласуется с данными механических и специальных испытаний (рис. 3). Модифицирование чистой по сере стали (0,006 %) не изменило характера излома и в изломе видны отпечатки глобулярных и остроугольных включений (рис. 5, а), которые являются концентраторами напряжений и приводят к преждевременному разрушению.

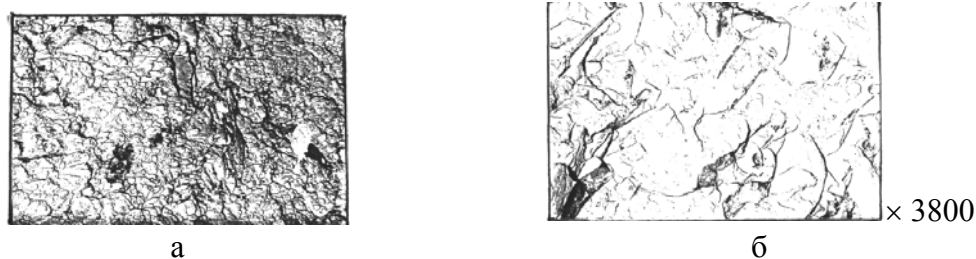


Рис. 4. Микроизлом стали 35Х06СЛ: а – с содержанием 0,006 % S; б – 0,028 % S (б)

При минусовых температурах испытания излом существенно изменился. В стали с высоким содержанием серы наряду с вязким изломом появились участки хрупкого излома – мало рельефные сглаженные зоны (рис. 5, в).

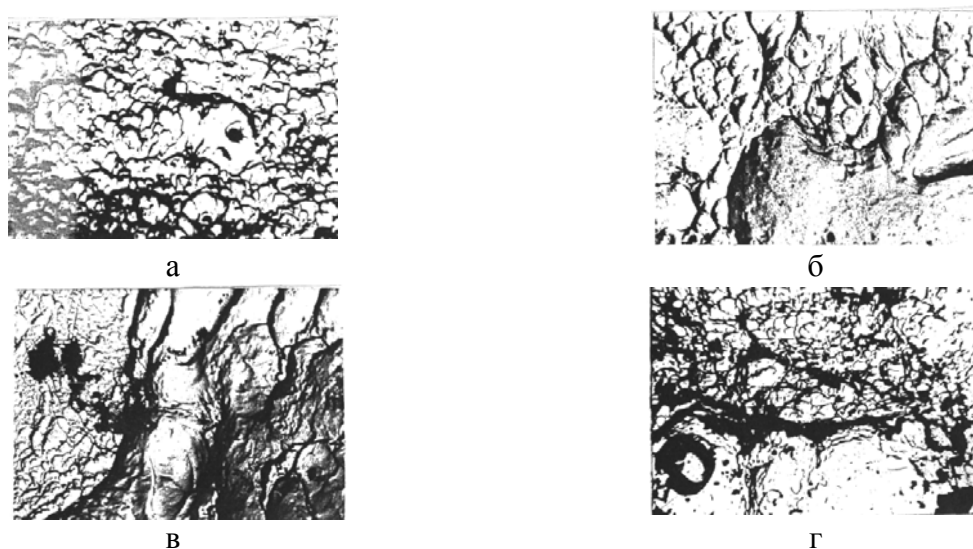


Рис. 5. Влияние модифицирования на микроизлом стали 35Х06СЛ с различным содержанием серы: а, г – 0,006 % S; б, в – 0,028 % S; $\times 3800$

В стали с низким содержанием серы модифицирование привело к укрупнению размеров чашек и появлению в изломе неметаллических включений (рис. 5, г).

ВЫВОДЫ

Таким образом, снижение серы является большим резервом повышения физико-механических и специальных свойств стали. Показано, что дополнительное модифицирование стали ЩЗМ и РЗМ эффективно при содержании серы более 0,015 %. Модифицирование же чистой по сере стали (менее 0,01 %) нецелесообразно.

ЛИТЕРАТУРА

1. Лунев В. В. Сера и фосфор в стал / В. В. Лунев, В. В. Аверин. – М.: Металлургия, 1988. – 256 с.
2. Волчок И. П. Сопротивление разрушению стали и чугуна / И. П. Волчок. – М.: Металлургия, 1993. – 192 с.

УДК 621.74

Фесенко А. Н., Фесенко М. А., Косячков В. А., Фесенко Е. В.

ПОЛУЧЕНИЕ ОТЛИВОК С РАЗНОРОДНОЙ СТРУКТУРОЙ И СВОЙСТВАМИ ИЗ БАЗОВОГО РАСПЛАВА ДОЭВТЕКТИЧЕСКОГО ЧУГУНА МЕТОДОМ ВНУТРИФОРМЕННОГО МОДИФИЦИРОВАНИЯ

Существенным резервом воздействия на процессы структурообразования и, в конечном итоге, на структуру, механические и другие эксплуатационные свойства металла в отливках является модифицирующая обработка расплава. Широкое распространение модифицирование получило при изготовлении разнообразных отливок из чугуна. При этом некоторые типы чугунов, например высокопрочный чугун с шаровидным (ВЧШГ) или вермикулярным (ВЧВГ) графитом без модифицирующей обработки на практике получить не представляется возможным.

В настоящее время разработаны и находят применение в литейных цехах целый ряд способов модифицирования расплава: в плавильных агрегатах, в копильнике и на желобе вагранки, в открытых и герметизированных ковшах, в автоклавах, в струе металла при заливке в литейную форму, внутри формы и ряд других [1, 2]. При производстве отливок из высокопрочных чугунов (ВЧШГ и ВЧВГ) одним из наиболее эффективных способов, и с технической (технологической), и с экономической, и с экологической точек зрения, является способ модифицирующей обработки жидкого металла низкопроцентными модифицирующими присадками или лигатурами в промежуточной реакционной камере литниковой системы при заливке литейной формы (INMOLD – процесс) [3, 4]. Этот способ имеет целый ряд преимуществ перед другими способами модифицирования расплава [5, 6].

При внутриформенном модифицировании (INMOLD-процессе) расчетное количество дробленого, зернистого или гранулированного модификатора загружают в специальную промежуточную реакционную камеру 3 литниковой системы на пути движения жидкого металла к отливке 8 (рис. 1) [4].

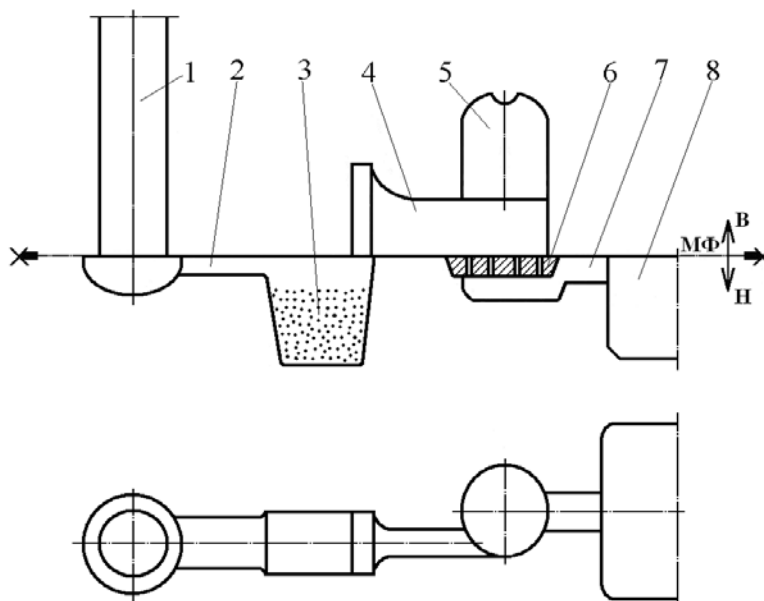


Рис. 1. Схема процесса внутриформенного модифицирования расплава: 1 – стояк; 2 – входной канал в реакционную камеру; 3 – реакционная камера с модификатором; 4 – выпускной канал из реакционной камеры; 5 – шлакоуловитель; 6 – фильтровальная сетка; 7 – питатель; 8 – отливка

Применение для внутриформенной обработки модификатора определенного химического и гранулометрического состава при оптимальных режимах литья позволяет целенаправленно воздействовать на процессы структурообразования и получать отливки, в том числе несколько однотипных или разных типов в общей литейной форме, со структурой и свойствами, отличными от структуры и свойств исходного металла. Однако получить в одной литейной форме однотипные или разные отливки, каждая из которых имеет требуемые, отличные от других отливок, структуру и свойства металла, что является актуальным при единичном изготовлении изделий небольшой массы и размеров, не представляется возможным.

Целью работы явилось разработка и исследование технологического процесса изготовления в общей литейной форме из одного базового расплава одинаковых или различных по массе, конфигурации и размерам отливок, каждая из которых отличается от других отливок и от исходного металла структурой и свойствами.

В данной работе предложен и исследован способ получения отливок с разнородной структурой и свойствами из одного базового сплава методом внутриформенного модифицирования чугуна [6].

Сущность способа заключается в том, что исходный базовый расплав заливается через специальную литниковую систему [7], состоящую из нескольких ответвленных каналов, которые обеспечивают подвод расплава в соответствующие полости формы отдельных отливок. На пути к отливкам в специальных реакционных камерах отдельных ответвлений литниковой системы базовый жидкий металл подвергается внутриформенной обработке разными по функциональному назначению модификаторами или другими добавками, благодаря чему и обеспечивается формирование разной структуры и свойств металла в отдельных отливках.

В качестве объекта исследования выбрали трехступенчатую пробу с толщиной стенок 8, 32 и 64 мм (рис. 2).

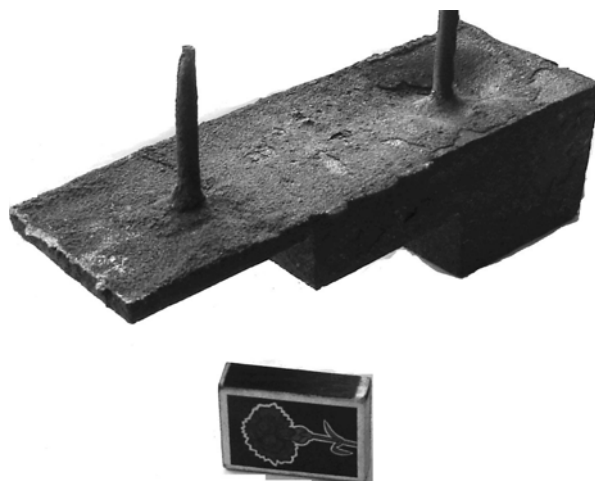


Рис. 2. Трехступенчатая проба

Экспериментальные чугунные отливки получали в разовой литейной форме, изготовленной из песчано-глинистой формовочной смеси, в которой размещались четыре однотипных отливки – трехступенчатые пробы.

Заливку литейной формы осуществляли базовым (исходным) доэвтектическим чугуном, склонным к кристаллизации с отбелом в соответствии с метастабильной диаграммой состояния железо-цементит, через каналы литниковой системы (рис. 3) с общими литниковой чашей 5, стояком 6, зумпфом 7, распределительным каналом 8 и автономными четырьмя ответвлениями, каждое из которых обеспечивает подвод расплава к каждой из четырех отливок 1, 2, 3, 4. Посредством одного ответвления литниковой системы, которое включает

соединительный канал 9, шлакоуловитель 10 и питатель 11, обеспечивался подвод исходного расплава к отливке 1 без какой-либо внутрiformенной обработки. В составе каналов других ответвлений литниковой системы вместе с соединительными каналами 12, 13, 14, шлакоуловителями 15, 16, 17 и питателями 18, 19, 20 на пути движения жидкого металла к соответствующим отливкам предусмотрены промежуточные реакционные камеры 21, 22, 23 для размещения зернистых модифицирующих добавок для внутрiformенной обработки расплава во время заливки литейной формы.

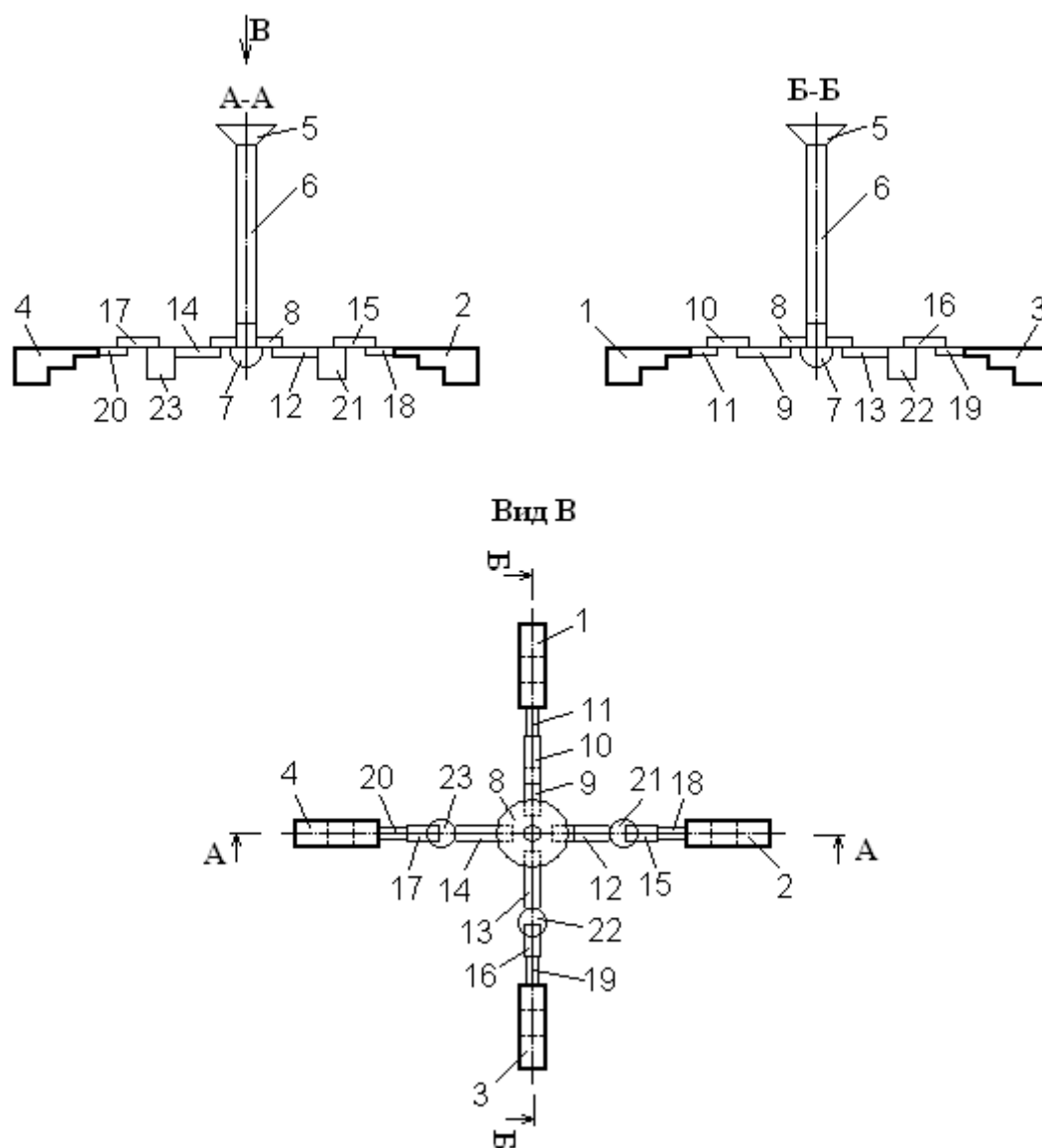


Рис. 3. Схема литниковой системы для изготовления отливок с разной структурой и свойствами из одного базового расплава в общей литейной форме

В реакционную камеру 21 (см. рис. 3) помещали графитостабилизирующий модификатор, в реакционную камеру 22 – сфероидизирующий модификатор и в реакционную камеру 23 – карбидостабилизирующий модификатор. В качестве графитостабилизирующего модификатора использовался ферросилиций марки ФС75, сфероидизирующего модификатора – ферросилиций-магниевый сплав ФСМг7, карбидостабилизирующего модификатора – феррохром марки ФХ200.

Химический состав используемых модификаторов представлен в табл. 1.

Таблица 1

Химический состав модифицирующих добавок

Тип модифицирующей добавки	ГОСТ или ТУ	Химический состав модификатора, % масс.			
		Mg	Si	Cr	Fe
ФС75	ГОСТ 1415-79	-	77,5	-	ост.
ФСМг7	ТУ 14-5-136-86	7,2	61,7	-	ост.
ФХ200	ГОСТ 4757-91	-	-	64,2	ост.

Количество модифицирующих добавок, загружаемых в реакционные камеры, принимали из расчета 1,5 % от массы обрабатываемого чугуна. Размер частиц модификатора составлял 1,6...2,5 мм.

Базовый (исходный) чугун доэвтектического состава (2,6...3,0 % C; 0,5...0,9 % Si; 0,4...0,6 % Mn; 0,040 % P; 0,020 % S) выплавляли в индукционной печи типа ИСТ-006. Заливку литейной формы осуществляли ручным разливочным ковшем конического типа. Температура заливки металла в литейную форму составляла 1400...1450 °С. Отливки затвердевали и охлаждались в литейной форме до температуры окружающей среды, после чего выбивались из формы. После очистки полученных отливок от формовочной смеси, из сечений разной толщины каждой из отливок вырезали образцы для исследования структуры, определения химического состава и измерения твердости по Бринеллю. Микроструктура образцов изучалась на нетравленных микрошлифах, а также микрошлифах после их химического травления 4 %-ным раствором азотной кислоты в этиловом спирте.

Как подтверждают результаты проведенных экспериментальных исследований, предлагаемый способ обеспечивает получение из одного базового расплава – чугуна доэвтектического состава в общей литейной форме отдельных отливок с разной структурой и свойствами (рис. 4).

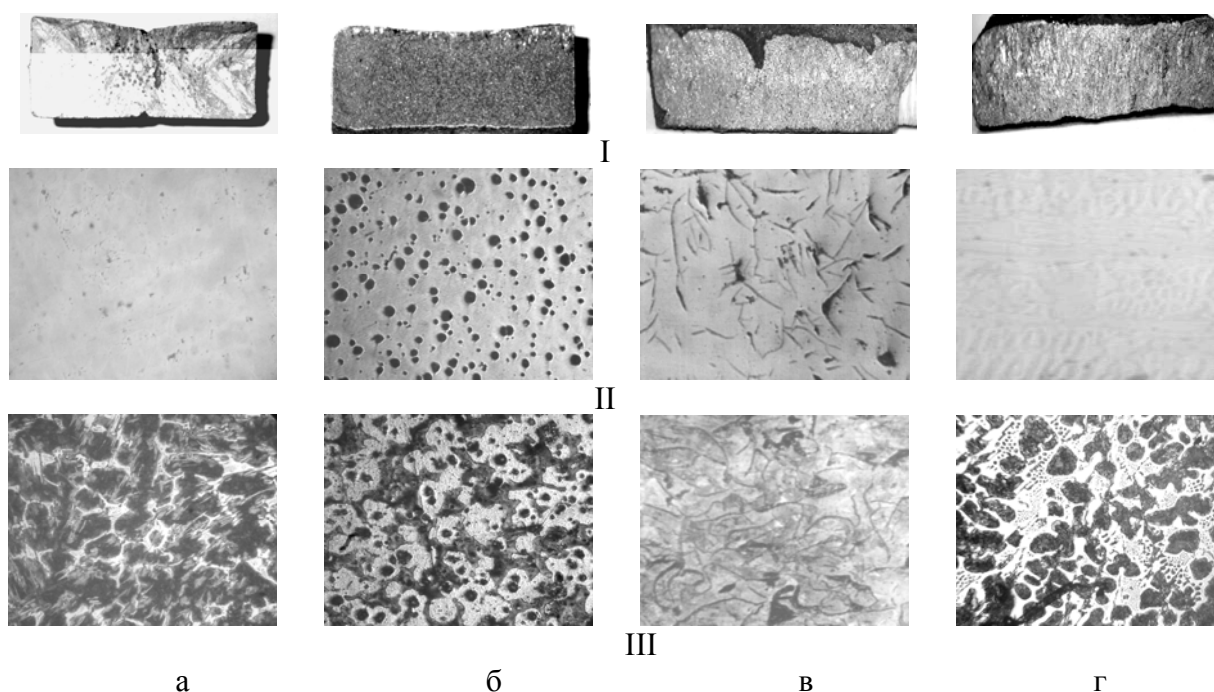


Рис. 4. Изломы (I) и микроструктура чугуна нетравленных (II) и травленных (III) образцов, вырезанных из экспериментальных трехступенчатых отливок в сечении 32 мм

Отливка 1, полость формы которой заполнялась исходным чугуном без какой-либо дополнительной обработки, имела перлитно-цементитную структуру белого чугуна с твердостью 380...400 НВ (рис. 4, а). Однако, в осевой части толстого сечения толщиной 64 мм такой отливки ввиду сравнительно низкой скорости охлаждения и затвердевания наблюдался «отсер».

Отливка 2, залитая чугуном после внутриформенной обработки графитизирующим сплавом ФС75, закристаллизовалась из серого чугуна с пластинчатым графитом с перлитно-ферритной структурой металлической матрицы (рис. 4, б) твердостью 180...200 НВ во всех сечениях.

Внутриформенная обработка расплава исходного чугуна сфероидизирующим сплавом ФСМг7 обеспечила получение отливки 3 из высокопрочного чугуна с шаровидным графитом (рис. 4, в) с перлитно-ферритной матрицей и твердостью 220...240 НВ.

Дополнительное действие хрома, перешедшего из феррохрома ФХ200 и который усвоился чугуном отливки 4 при его внутриформенной обработке, обеспечило получение белого чугуна со структурой, состоящей из перлита, цементита и ледебуритной эвтектики (рис. 4, г), в том числе и в самом толстом сечении отливки – 64 мм. Дополнительное легирование металла отливки хромом способствовало повышению твердости чугуна до 420...440 НВ.

Таким образом, предложенный и исследованный способ обеспечил получение в одной литейной форме чугунных отливок с различной структурой и свойствами металла.

ВЫВОДЫ

Полученные в работе результаты свидетельствуют о том, что предложенная технология изготовления отливок с разными структурой и свойствами в общей литейной форме из одного исходного расплава с использованием технологии раздельного графитизирующего, карбидостабилизирующего и сфероидизирующего модифицирования чугуна в литейной форме подтвердила ее хорошие технологические возможности и эффективность.

Запатентованные способ и литниковая система для его реализации могут применяться для производства качественных мелких и средних отливок, каждая или отдельные из которых имеют структуру и свойства, отличные от других отливок и от структуры и свойств исходного металла, из любых сплавов с внутриформенной обработкой расплава любыми порошкообразными, зернистыми, гранулированными или брикетированными добавками.

ЛИТЕРАТУРА

1. Иванов В. Н. Способы получения чугуна с шаровидным графитом / В. Н. Иванов // Библиотечка литейщика. – 2001. – № 1 – 2. – С. 11–15.
2. Ковалевич Е. В. Способы модифицирования чугуна для получения шаровидной формы графита / Е. В. Ковалевич // Литейное производство. – 2006. – № 4. – С. 9–14.
3. McCaulay J.L. Production of nodulagraphite iron casting by the in mold-process / J.L. McCaulay // Foundry trade journal. – 1971. – № 4. – P. 327–332, 335.
4. Косяков В. А. Особенности технологии получения высокопрочного чугуна модифицированием в форме / В. А. Косяков, К. И. Ващенко // Литейное производство. – 1975. – № 12. – С. 11–12.
5. Бубликов В. Б. Развитие технологий высокопрочного чугуна / В. Б. Бубликов // Перспективные технологии, материалы и оборудование в литейном производстве.: Материалы международной научно-технической конференции, 9–12 сентября 2008 г. / под общ. ред. А. Н. Фесенко. – Краматорск: ДГМА. – 2008. – С. 42.
6. Модифицирование чугуна в литейной форме сфероидизирующими присадками / А. П. Макаревич, М. А. Фесенко., А. Н. Фесенко, В. А. Косяков // Вісник Донбаської державної машинобудівної академії. – 2005. – № 2. – С. 101–106.
7. Пат. № 27682 U 2007 07330, B22D27/00. Спосіб виготовлення виливків з різними структурою і властивостями в загальній ливарній формі з одного базового розплаву / Фесенко А. М., Фесенко М. А., Косяков В. О. – Заявл. 02.07.2007; опубл. 12.11.2007, Бюл. № 18, 2007.
8. Пат. № 29197 U 200708456, B22D 27/00. Ливникова система для виготовлення виливків з різними структурою і властивостями з одного базового розплаву в загальній ливарній формі / Фесенко А. М., Фесенко М. А., Косяков В. О. – Заявл. 23.07.2007; опубл. 10.01.2008, Бюл. № 1, 2008.

УДК 621.9

Хасан О. С., Чайковський О. А., Петухова А. А.

ДОСЛІДЖЕННЯ РОЗЧИНЕННЯ ФХ-0,25 В ЛИВАРНІЙ ФОРМІ

З розвитком сучасної техніки вимоги до структури металевих конструкцій постійно зростають в наслідок підвищення механічних і теплових навантажень. Удосконалення металопродукції можливо забезпечити шляхом розширення виробництва найбільш економічних її видів і матеріалів нового покоління.

Валки і щоки дробарок, металеві лопатки дробометних і піскометних апаратів повинні мати тверду зносостійку поверхню робочих елементів і ударостійку серцевину. Високу зносостійкість робочої поверхні таких деталей може забезпечити вибілений чавун з твердими карбідами в структурі, а підвищену пластичність і ударну в'язкість серцевини - високоміцний чавун з кулястим графітом.

У зв'язку з цим є необхідність отримання двохшарових виливків, що поєднують в собі різні експлуатаційні властивості: зносостійку робочу поверхню, м'який вібропоглинаючий шар, пластичні і міцні вузли кріплення й т. ін. [1, 2].

Особливу увагу привертає можливість виробництва двошарових виливків шляхом оброблення вихідного чавуну у ливарній формі [3, 4]. Таким чином не потрібно готувати два розплави, що використовувалося раніше.

Одним зі способів отримання зносостійкої поверхні є введення в розплав хрому, котрий сприяє стабілізації карбідів заліза. Температура плавлення ферохрому (ФХ) становить 1600 – 1730 °С. Отже при заливанні чавуну можливе лише його розчинення.

В даній роботі досліджено кінетику розчинення ФХ в потоці чавуну при його заливанні в ливарну форму.

В якості об'єкта дослідження використовували експериментальну пробу, яка представлена на рис. 1.

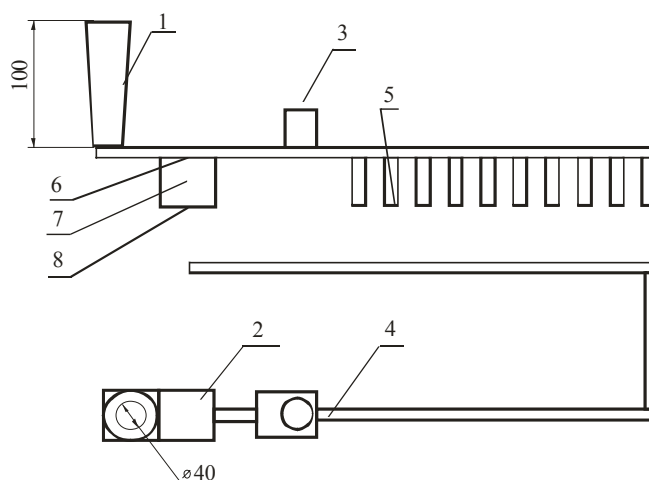


Рис. 1. Схема технологічної проби: 1 – стояк; 2 – реакційна камера; 3 – шлаковловач; 4 – ливниковий хід; 5 – контрольні зразки; 6 – місце встановлення термопари для контролю температури зверху реакційної камери; 7 – місце встановлення термопари для контролю температури всередині реакційної камери; 8 – місце встановлення термопари для контролю температури внизу реакційної камери

Чавун (С–3,8 %; Si–1,8 %; Mn–0,3 %; S–0,03 %; P–0,05 %) виплавляли в індукційній печі ICT-006 і заливали в підсушені піщано-глинисті форми. Тривалість заливання складала 12 ± 2 с.

В ливниковій системі ливарної форми виконувалася спеціальна порожнина, реакційна камера (РК) для розміщення стабілізуючої присадки ФХ 0,25(Сг 65–75 %) фракції 2–4 мм.

Для дослідження процесу розчинення ФХ 0,25 в ливарній формі в якості незалежних факторів були вибрані: температура заливання чавуну, площа перетину вхідного і вихідного каналів РК, частка вільного простору РК.

Ефективність розчинення ФХ 0,25 оцінювали по твердості зразків і за кількістю ферохрому, що розчинявся в потоці чавуну при заливанні в ливарну форму.

При температурі заливання чавуну 1480 °С процеси розчинення йдуть неефективно. Залиті зразки мають ту саму твердість, що й вихідний чавун, що становить 220 НВ (табл. 1).

Таблиця 1

Вплив температури заливання на розчинність ферохрому

Температура заливання, °С	Кількість лігатури, що розчинилась, %	НВ	Кількість цементиту, %
1480	0	220	0
1510	20	290	3

Після вибивання форм визначено що залишок лігатури, що не прореагувала становить приблизно 200 г, що відповідає її кількості у РК перед заливанням. При цій температурі заливання метал, потрапляючи до РК, одразу кристалізується у верхньому шарі лігатури, що унеможливує її подальше розчинення.

При температурі заливання 1510 °С у чавуні розчинилось приблизно 10 % лігатури, решта була спечена. Підвищена твердість в останніх зразках проби, що становить 290 НВ свідчить, що процес розчинення ферохрому у потоці рідкого чавуну відбувався лише наприкінці періоду заливання форми.

Перегрівати чавун до температури 1550 °С не є раціональним, так як буде значний угар елементів, час плавки значно збільшується та збільшуються енерго- та матеріальні витрати. Отже для подальших експериментів була обрана температура заливання чавуну 1520±10 °С, при якій спостерігалось розчинення лігатури.

Для визначення впливу масової швидкості заливання на ефективність процесу розчинення ферохрому у РК ливарної форми використовували ливникові системи з двома різними площами перетину вихідного каналу, що становили 1 та 2,25 см². Площа контакту чавуну та лігатури була незмінною та становила 25 см². Отримані дані наведені в табл. 2. Зі збільшенням масової швидкості заливання розчинність ферохрому зменшується. При швидкості заливання що дорівнює 0,3 кг/с у потоці чавуну розчинилося 18 % ферохрому, а при масовій швидкості заливання 0,4 кг/с – лише 10 %. При високій масовій швидкості заливання ефективність взаємодії чавуну з лігатурою низька, метал швидко проходить повз ферохром та не встигає провзаємодіяти з ним. При низькій масовій швидкості заливання швидкість потоку чавуну над лігатурою нижча та метал встигає розчинити в собі певну кількість ферохрому.

Таблиця 2

Вплив площі вихідного каналу РК на розчинення ферохрому

Площа перетину живильника, см ²	Масова швидкість заливання, кг/с	Ферохром, що розчинився, %
1	0,3	18
2,25	0,4	10

Для дослідження процесу розчинення стабілізуючої присадки в ливарній формі змінювали частку вільного простору реакційної камери (ЧВПК) від 16 до 64 %. Фракцію присадки обрали в межах 1...5 мм.

За результатами проведених експериментів встановлено, що при зменшенні ЧВПК розчинність ферохрому збільшується (табл. 3, рис. 2). Також було досліджено час досягнення температури ефективної взаємодії (ТЕВ) присадки та чавуну по висоті РК (табл. 3, 4).

Таблиця 3

Вплив частки вільного простору реакційної камери на розчинність ферохрому

ЧВПК, %	16	44	48	64
Кількість ферохрому, що розчинився, %	80	31	20	18

Таблиця 4

Вплив частки вільного простору РК на час досягнення температури ефективної взаємодії

ЧВПК, %	Час досягнення ТЕВ, с у зоні заряду РК		
	верх	середина	низ
16	4	8	17
48	7	11	21
64	10	16	30

При значенні ЧВПК 64 % розчинність становить 17,5 %. Перші порції металу потрапляють на поверхню присадки, проникають в міжзерний простір, віддають тепло та кристалізуються. Шар металу, який утворився на поверхні присадки перешкоджає подальшому контакту гарячого металу з присадкою. Утворюється «мертва зона» в якій метал знаходиться майже без руху, що унеможливує взаємодію рідкого чавуну з присадкою. Процес йде не ефективно, про що свідчить час прогріву термопари до ТЕВ (рис. 2). Час розігрівання термопари встановленої в верхній частині заряду РК до ТЕВ становить понад 10 с, що близький за значенням до часу заповнення форми. Час розігрівання термопар встановлених у середній та нижній частині перевищують час заповнення форми та становить відповідно 15 та 30 с.

При значенні ЧВПК 48 % кількість ферохрому, що розчинився становить 20 %. Відбувається менша втрата тепла, звужується «мертва зона» в результаті чого розчинність зростає. Верхній шар лігатури розігрівается до ТЕВ через 7 с від початку заливання форми, середній шар – через 10 с, що інтенсифікує взаємодію лігатури з чавуном, що й призводить до збільшення розчинення заряду реакційної камери.

При значенні ЧВПК 44 % кількість ферохрому, що розчинився становить 31 %. Гарячий метал швидше розігрівается лігатуру до ТЕВ, процес розчинення проходить інтенсивніше, що й призводить до збільшення кількості розчиненого ферохрому.

При значенні ЧВПК 16 % кількість ферохрому, що розчинився складає 80 %. Верхній шар лігатури розігрівается до ТЕВ через 4 с від початку заливання форми, середній – через 9 та нижній – через 17 с. Тобто час досягнення ТЕВ в нижній частині РК відповідає часу заповнення ливарної форми.

Таким чином, зі зменшенням ЧВПК розчинність ферохрому зростає, та вирівнюється час просування фронту ефективної взаємодії з часом заповнення ливарної форми.

Площа взаємодії ферохрому та чавуну має значний вплив на розчинність ферохрому. Площу взаємодії ферохрому та потоку чавуну змінювали шляхом зміни площі вхідного каналу РК. Результати представлені у табл. 5 та на рис. 3.

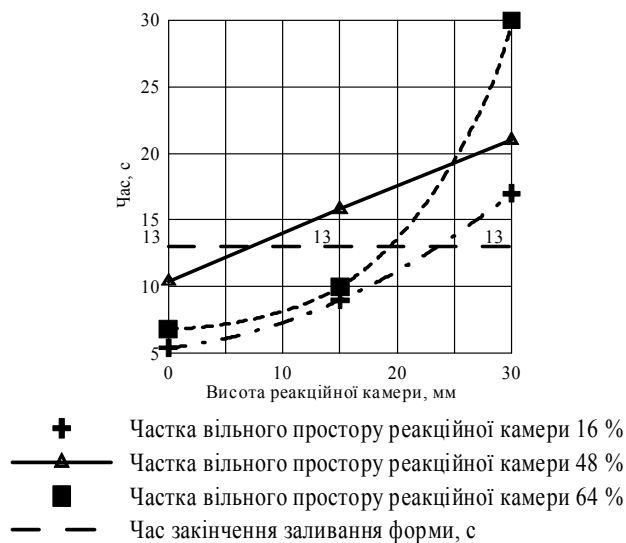
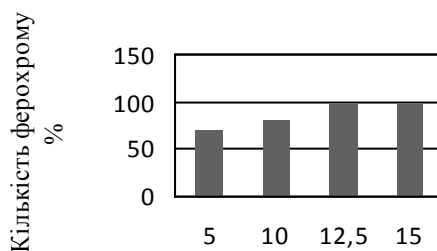


Рис. 2. Вплив частки вільного простору реакційної камери на час досягнення температури ефективної взаємодії

Таблиця 5

Вплив площі взаємодії ферохрому та чавуну на ефективність розчинення

Площа вхідного каналу, см ²	5	10	12	15
Площа взаємодії, см ²	25	26	27	28
Кількість ФХ, що розчинився, %	70	80	97	98



Площа вхідного каналу РК, см.кв.

Рис. 3. Вплив площі вхідного каналу РК на кількість ферохрому, що розчинився

При збільшенні площі взаємодії ферохрому та рідкого чавуну зростає кількість ферохрому, що розчинився у потоці чавуну. При площі контакту, що дорівнює 25 см² кількість розчиненого ферохрому становить 70 %, а при 28 см² – 98 %. Це пов'язано зі зміною умов взаємодії лігатури та потоку чавуну. Збільшення площі взаємодії, створює більш сприятливі умови для розігрівання лігатури та скорочує час досягнення ТЕВ між середніми та нижніми її шарами (табл. 6 та рис. 4)

Таблиця 6

Вплив площі взаємодії чавуну та ферохрому на час досягнення ТЕВ

Площа взаємодії, см ²	Час досягнення ТЕВ, с у різних зонах заряду РК		
	верх	середина	низ
25	4	8	17
26	4	7	17
27	5	7	14
28	6	7	13

Збільшення площі контакту призводить до скорочення різниці в часі розігрівання до ТЕВ верхнього, середнього та нижнього шару лігатури. При цьому спостерігається невелике збільшення часу досягнення ТЕВ при значеннях площі контакту. Таким чином можна зробити висновок, що при площі контакту між лігатурою та модифікатором, що становить 25 та 26 см² термопар розігріваються послідовно з гори до низу РК, а механізм взаємодії близький до пошарового. При площі контакту між лігатурою та чавуном, що становить 27 та 28 см² скорочується час розігрівання лігатури до ТЕВ, тобто механізм взаємодії втрачає виключно пошаровий характер та набуває рис об'ємного.

Для оцінювання ступені рівномірності розчинення лігатури в потоці чавуну в залежності від площі взаємодії у реакційній камері, вимірювали твердість зразків по довжині технологічної проби. Результати вимірювань твердості подані у табл. 7.

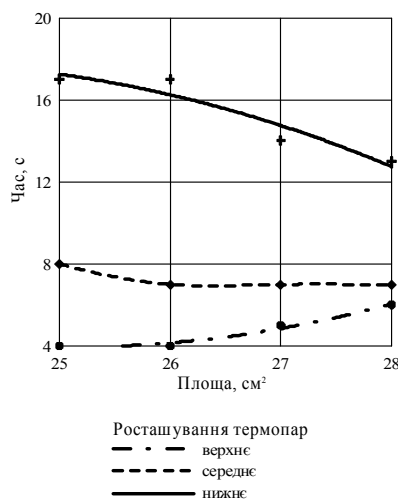


Рис. 4. Вплив площі взаємодії чавуну та ферохрому на зміну часу досягнення ТЕВ термопар у РК

Таблиця 7

Розподіл твердості по довжині проби при різній площі вхідного каналу реакційної камери

Площа вхідного каналу РК, см ²	Середня твердість зразків у HRC по довжині проби (мм)							
	60	120	180	240	300	360	420	480
10	40	46,5	40	45,5	42,5	42	45	51,5
15	46	57	53,5	49,5	48	56	48,5	49,5

Продовження таблиці 7

Площа вхідного каналу РК, см ²	Середня твердість зразків у HRC по довжині проби (мм)								
	540	600	660	720	780	840	900	960	1020
10	42	41	47	46	45,5	46,5	44	47	51,5
15	48	48	51	50	52	49	48,5	49,5	48

При площі вхідного каналу РК 10 см² (площі контакту 26 см²), спостерігається поступове збільшення твердості від 42 HRC, у перших зразках, до 51,5 HRC – у останньому. Це свідчить про те, що процес розчинення йде нерівномірно на протязі заливання форми. Низька твердість зразків, що заповнюються першими порціями чавуну, пояснюється відсутністю в них необхідної кількості хрому, що забезпечує вибілення. Тобто, на початку заливання форми ферохром розчиняється досить повільно внаслідок того, що перші порції металу втрачають температуру та не можуть розчинити в собі необхідну кількість хрому. Наступні порції металу підігрівають ферохром до ТЕВ і процес розчинення інтенсифікується,

про що свідчить зростання твердості. Наприкінці процесу заповнення форми розчинення відбувається досить ефективно, що й забезпечує насичення чавуну хромом та вибілення чавуну. Фактор розчинності при площі вхідного каналу РК 10 см^2 становить $0,012 \frac{\text{кг} \cdot \text{с}}{\text{см}^2}$.

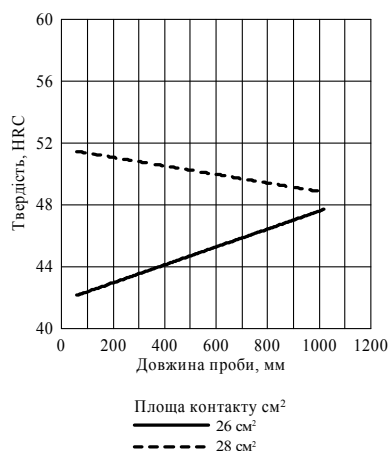


Рис. 5. Зміна твердості у зразках по довжині технологічної проби при різних площі контакту чавуну та феррохрому

При площі вхідного каналу РК 15 см^2 (площі контакту 28 см^2) встановлено зворотній характер зміни твердості зразків по довжині технологічної проби. Зразки, на початку проби мають твердість $48 - 51 \text{ HRC}$, а зразки, що розташовані в кінці технологічної проби – $48 - 49 \text{ HRC}$. Це свідчить про те, що у початковий період заповнення форми процес розчинення відбувається інтенсивно, чавун розчинює в собі хром у кількості достатньої для вибілення структури. При такій площі контакту втрати тепла значно менші. Відбувається інтенсивна витрата лігатури, процес розчинення проходить ефективно, про що свідчить підвищена твердість в перших зразках проби. В останніх зразках спостерігається незначне зниження твердості, що пов'язано з високою інтенсивністю процесу взаємодії та передчасною витратою лігатури. Фактор розчинності сплаву при цьому становить $0,015 \frac{\text{кг} \cdot \text{с}}{\text{см}^2}$ В обох випадках, вказа-

них площ взаємодії чавуну та ферохрому, не спостерігається рівномірного розчинення лігатури протягом всього періоду заливання. Але характер розподілення твердості у зразках технологічної проби, за вказаних умов, має взаємно обернений характер. Проведено багатокритеріальну оптимізацію і встановлено оптимальну величину ФР $0,010 \dots 0,012$.

ВИСНОВКИ

В результаті проведених експериментів було встановлено, що розчинність ФХ $0,25$ зростає при зниженні масової швидкості заливання від $0,4$ до $0,3 \text{ кг/с}$, при зменшенні частки вільного простору реакційної камери від 64% до 16% , оптимальна температура заливки становить $1510 \pm 10 \text{ }^\circ\text{C}$ і величина фактору розчинності сплаву повинна знаходитися в межах $0,010 \dots 0,012$ для забезпечення рівномірного і повного розчинення ферохрому потоком чавуну.

ЛІТЕРАТУРА

1. Фесенко М. А. Патент на корисну модель № 27681 «Спосіб виготовлення виливків з диференційованими властивостями / М. А. Фесенко, В. О. Косячков.– 2007.
2. Фесенко А. М. Патент на корисну модель № 27682 «Спосіб виготовлення виливків з різними структурою і властивостями в загальній ливарній формі з одного базового розплаву / А. М. Фесенко, М. А. Фесенко, В. О. Косячков – 2007.
3. Fesenko A. N. Manufacture of two-layer castings with differential structure and properties from cast iron by inmold-process modification. 7-th international conference «Research and development in mechanical industry» / A.N. Fesenko, M. A. Fesenko, V. A. Kosiachkov.–September 2007, Belgrade, Seria.
4. Технология получения чугуных биметаллических отливок методом внутрiformенной обработки расплава. XIV Międzynarodowa Konferencja Naukowo- Techniczna. Produkcja I Zarządzanie w Hutnictwie, czerwiec / В. А. Косячков, М. А. Фесенко, А. Н. Фесенко, А. А. Чайковский.– 2006, Czestochowa.

УДК 671.4.02

Черныш С. В., Кочешков А. С.

ЛИТЬЕ БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ЮВЕЛИРНЫХ ИЗДЕЛИЙ

Производство ювелирных изделий состоит из таких основных этапов работы:

- 1) Изготовление мастер – модели.
- 2) Изготовление резиновых пресс-форм.
- 3) Изготовление восковых моделей.
- 4) Формирование блока моделей.
- 5) Изготовление форм-монолитов для литья.
- 6) Заливка форм металлом.
- 7) Вымывка и разделение отливок.
- 8) Запиловка и полировка.

Но при изготовлении современных ювелирных изделий, для передачи художественного замысла, часто требуется изготавливать изделие из нескольких деталей и частей, как правило, из драгоценных сплавов разных цветов и оттенков. При этом каждая деталь изделия изготавливается по вышеперечисленным восьми этапам и к тому же к ним добавляется очень трудоемкие операции по приготовлению припоев и пайке (сборке) нескольких частей изделия.

Исключение операций пайки и приготовления припоев, а также расширения возможного ассортимента изделий можно решить путем изготовления биметаллических отливок.

Существует несколько способов производства биметалла: совместная прокатка двух разнородных сплавов, гальваническое покрытие, металлизация и, наконец, заливка элементов изделия из одного металла сплавом другого состава.

Известны два основных метода получения биметаллических отливок последовательная заливка двух разных сплавов в одну и ту же форму и заливка расплавленным металлом заранее изготовленных частей изделия. Более прост в осуществлении и поэтому более широко применяется в промышленности второй метод.

В настоящее время отливки, изготовленные из двух и более различных по составу сплавов, называют биметаллическими, двухслойными, армированными или комбинированными. Несмотря на значительное сходство этих терминов, при пользовании ими все же можно учитывать некоторые специфические особенности каждого из них.

Комбинированной отливкой называют изделие, одна часть которого (изготовленная литьем, ковкой, прокатом и т. д.) залита сплавом другого состава, причем между частями изделия осуществляется только механическая связь при помощи пазов, выступов или отверстий.

Изделие с залитыми внутрь металлическими стержнями (для образования каналов), механически зажатыми закристаллизовавшимся металлом, называют армированной отливкой.

Если литое изделие состоит из двух или более частей (из сплавов различного химического состава), соединенных между собой металлической связью, то это классическая биметаллическая отливка.

Встречающийся в литературе термин – двухслойная отливка – означает, то же, что и понятие «биметаллическая отливка», эти термины могут применяться как равнозначные [1].

Из общих физико-химических и термодинамических представлений следует, что процесс возникновения связи между частями биметаллической отливки состоит из нескольких связанных между собой стадий:

- смачивания поверхности твердого металла расплавом;
- растворения и взаимной диффузии (если она возможна по диаграмме состояния) на границе раздела твердого металла и расплава;
- кристаллизации расплава.

Для возникновения сцепления между частями биметаллической отливки необходимо, прежде всего, чтобы атомы расплавленного металла вступили в непосредственный контакт с поверхностными атомами твердого металла, т. е. чтобы произошло смачивание.

В соответствии со вторым законом термодинамики, расплав способен самопроизвольно смачивать поверхность твердого металла лишь в том случае, если этот процесс будет сопровождаться уменьшением свободной энергии системы. Если величина сил взаимодействия между атомами расплава и твердого металла больше сил притяжения между соседними атомами расплава, то процесс смачивания будет протекать с выделением тепла, т. е. с уменьшением свободной энергии системы, следовательно, будет происходить смачивание. Факт выделения тепла при смачивании, свидетельствующий о происходящем при этом энергетическом взаимодействии атомов твердого тела и жидкости, был еще в начале прошлого столетия экспериментально установлен М. Пауле [2].

Экспериментально растекаемость определяется площадью, занимаемой каплей расплава, растекающейся по поверхности твердого металла, и выражается в квадратных сантиметрах. Это понятие, таким образом, является величиной относительной, зависящей от первоначального объема капли расплава. При прочих равных условиях скорость растекания, а в случае, если растекаемость происходит при температуре ниже точки начала кристаллизации, то и от жидкотекучести его. Наибольшее влияние жидкотекучести проявляется у расплавов, кристаллизующихся в широком интервале температур. Заметное влияние на растекаемость оказывает сила тяжести расплава, а также наличие на поверхности его прочной оксидной пленки. Под влиянием перечисленных причин растекаемость при низких температурах зависит от состава жидкого сплава [3], при более высоком перегреве расплава выше температуры ликвидуса эта зависимость исчезает.

Критерием растекаемости в физической химии считается так называемый коэффициент растекания, значение которого можно вывести из соотношения величин работ адгезии и когезии.

Свободная энергия поверхности вещества определяется силами межатомных связей. Учитывая, что эти силы весьма высоки, можно ожидать наличия у жидких металлов больших значений поверхностных натяжений. Действительно, поверхностное натяжение металлических расплавов значительно выше, чем у расплавленных окислов и солей, и на целый порядок больше, чем у органических жидкостей.

Величина поверхностного натяжения, как и многие другие физико-химические свойства простых веществ, в том числе металлов, находится в периодической зависимости от атомного номера элемента и уменьшается с увеличением атомного объема [4].

Непосредственное измерение величины межфазного поверхностного натяжения на границе «твердый металл-расплав» очень затруднительно. Сравнительно достоверные результаты дает предложенный К. Смитом [5] метод измерения на микрошлифах углов пересечения кристаллов различных фаз.

Если два различно ориентированных кристалла одной фазы α_1 и α_2 встречаются с кристаллом другой фазы β , то для равновесных условий векторная сумма поверхностных натяжений трех кристаллов, соприкасающихся в точке, будет равна нулю

Измерив на микрошлифе большое количество углов в стыках кристаллов, можно методами математической статистики определить истинную величину угла θ , по нему вычислить искомое значение $\sigma_{\alpha_1\alpha_2} / \sigma_{\alpha\beta} = 2\cos(\theta/2)$, а затем, если известно одно из поверхностных натяжений, определить второе.

Многие авторы считают, что для получения надежного соединения необходимо образование на границе между соприкасающимися металлами сплошной равномерной диффузионной зоны.

Анализ современных представлений о механизме связей в поликристаллических металлах дает достаточные основания высказать положение о возможности возникновения металлических связей при изготовлении биметаллических отливок без обязательного образования промежуточной зоны интерметаллических соединений. Выяснение правильности или ошибочности этого положения имеет большое практическое значение, поскольку от этого

зависит поиск оптимальных параметров технологического процесса производства биметаллических отливок.

Связи между двумя металлами в биметаллической отливке по своей природе весьма сходны с межкристаллическими связями в многофазных сплавах. Поэтому прочность сцепления в обоих случаях должна подчиняться одним и тем же закономерностям.

Целью работы является разработка технологии получения биметаллических ювелирных изделий.

Использование биметаллического литья в процесс изготовления ювелирных изделий внесет множество положительных результатов, начиная от экономических показателей производства и заканчивая повышением эстетического уровня изделий из сплавов драгоценных металлов. Конкретно решается множество конструктивных и технологических проблем:

- увеличение прочности отдельных частей отливки;
- получение изделий сложной конфигурации, изготовление которых простой заливкой в форму невозможно;
- получение отливки со сложными внутренними полостями и криволинейными полостями без применения стержней;
- соединение несколько деталей в единый узел без сборки;
- уменьшение механической обработки изделия путем заливки предварительно обработанных вставок;
- повышение качества отливок за счет регулирования направленности кристаллизации при помощи вставок;
- уменьшение расхода дорогих ювелирных припоев;
- снижение трудоемкости изготовления изделия за счет исключения операций приготовления припоев и операций сборки изделия посредством пайки либо сварки.

Технология литья по выплавляемым моделям, представлена в виде технологической схемы изготовления ювелирного изделия состоящего из нескольких деталей различных по химическому составу (рис. 1).

Предлагаемая технология биметаллического литья по выплавляемым моделям (рис. 2), позволяет сократить производственный процесс получения изделий, исключает такие операции как: приготовление припоя для пайки, монтировки изделия, комплектации деталей перед монтированием, за счет добавления менее трудоемкой операции изготовления восковой модели с металлической вставкой. Основной сложностью для осуществления технологии биметаллического литья, является окисление сплавов золота при повышенных температурах на границе их соединения, что препятствует образованию диффузионного слоя. Учитывая то, что согласно закона Украины, количественное содержание золота, а также других компонентов в ювелирных сплавах 585 пробы должно соответствовать ГОСТ 30649-99, решение задачи путем добавления в сплав компонентов, которые уменьшили бы эффект окисления затрудняется.

Эксперименты по уменьшению окисления сплава при высоких температурах, показали следующие результаты:

- ввод фосфора оказывает активное раскислительное действие и поднимает жидкотекучесть сплава;
- добавки лития неудовлетворительно влияют на качество образцов и при этом не оказывают должный безокислительный эффект;
- добавки бора не устраняют окисление сплава, способствуют образованию газовой пористости;
- присадка кремния в расплав оказывает положительное воздействие на ограничение окисления расплава;
- добавки цинка снижает окисляемость сплава.

В результате экспериментов был получен оптимальный химический состав сплава золота 585 пробы, для применения в технологическом процессе биметаллического литья

в ювелирной промышленности. Сплав содержал следующие компоненты: золото – 58,5–59,0 %, серебро 6,0–7,0 %, цинк 0,5–1,5 %, а также микродобавки.

Исходя из полученных результатов на основе разработанного сплава, можно успешно развивать технологию биметаллического способа литья ювелирных отливок.

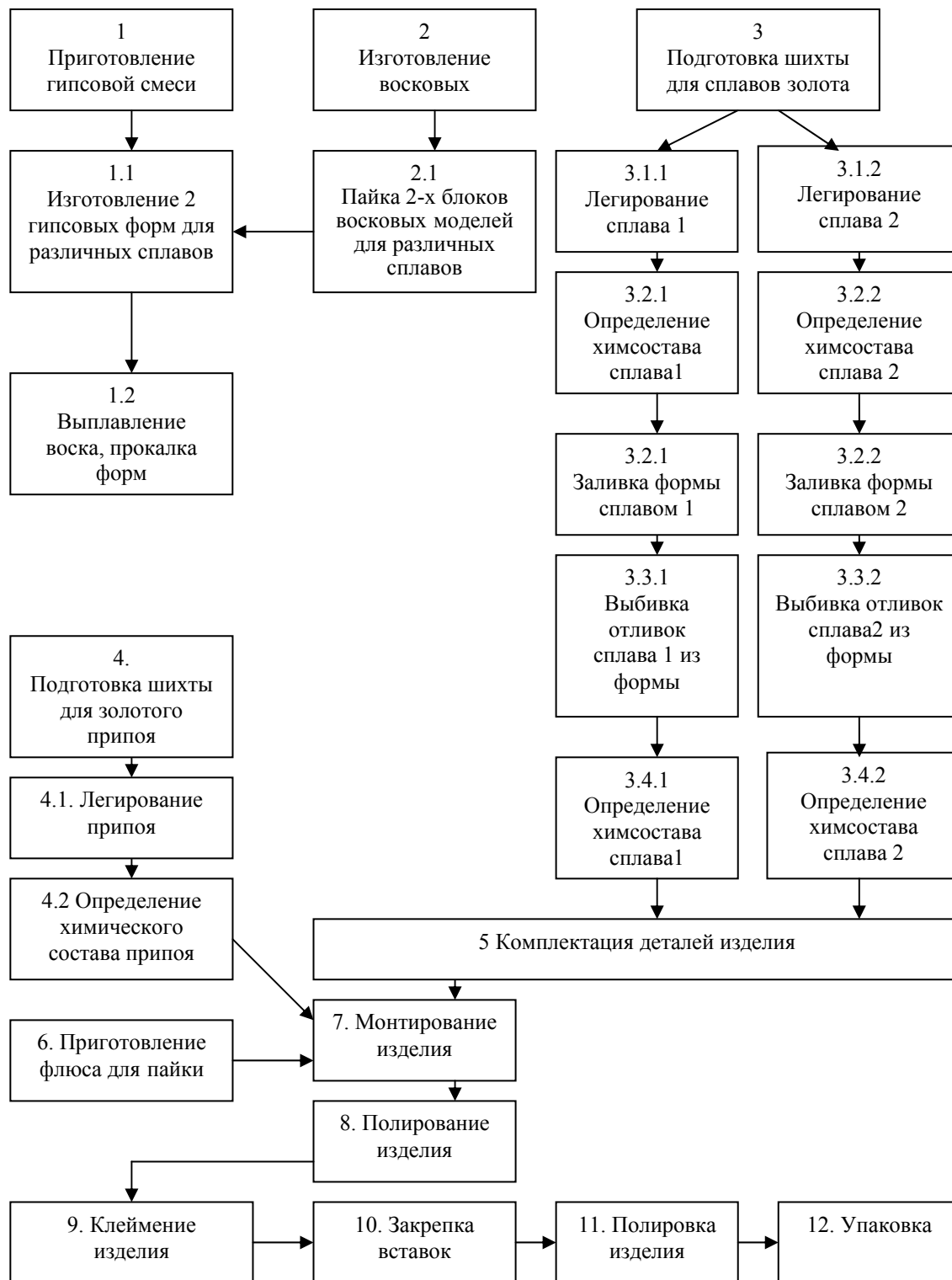


Рис. 1. Технологическая схема изготовления ювелирного изделия по выплавляемым моделям

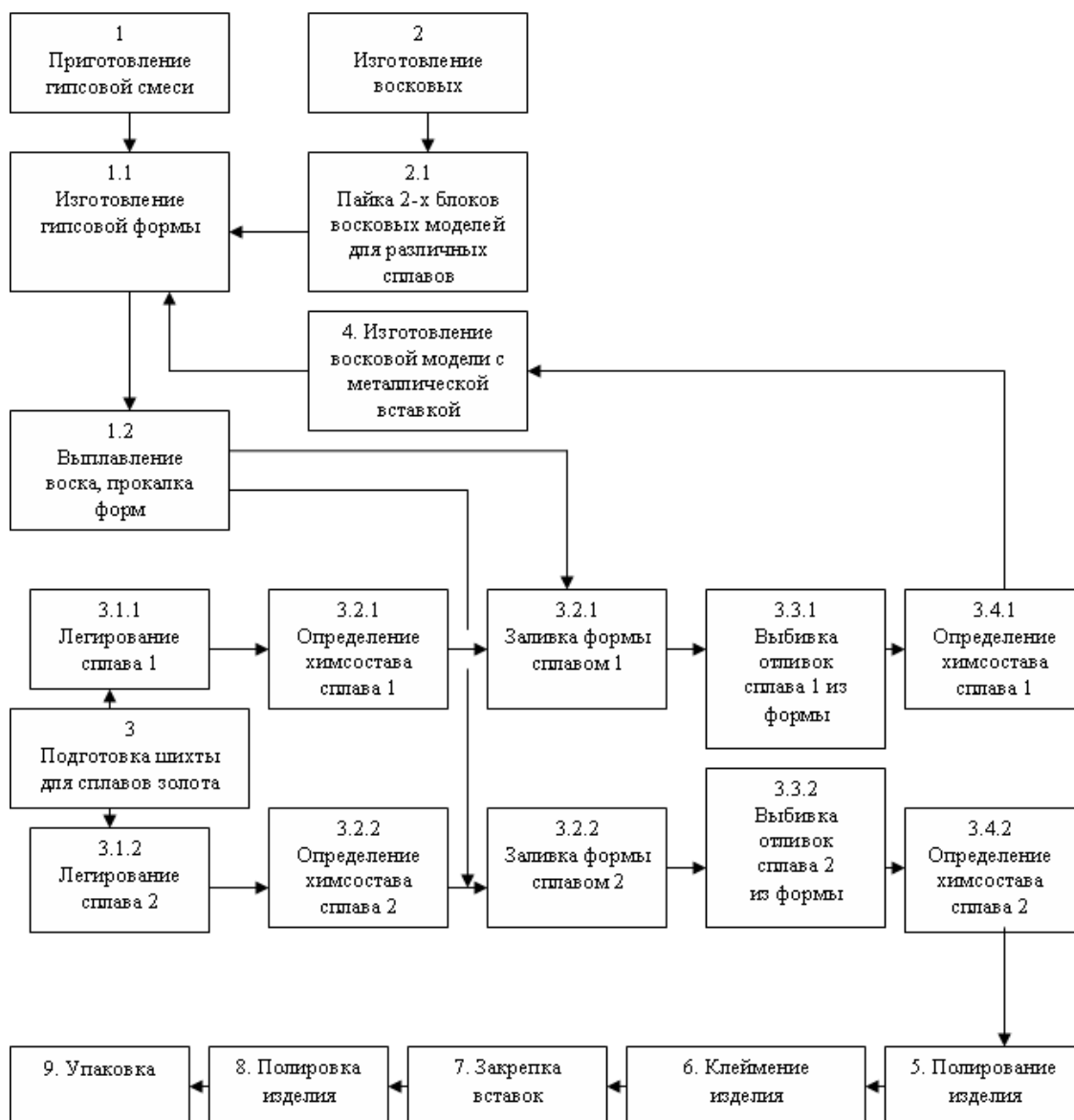


Рис. 2. Технологическая схема изготовления ювелирного изделия методом биметаллического литья

ВЫВОДЫ

Следующий этап работы состоит в усовершенствовании технологии на отдельных этапах, таких как получение пресс-формы для восковых моделей, гипсокристобаллитовых форм, также работа по улучшению характеристик модельного состава, снижению окисляемости сплавов за счет изменения режимов прокаливания форм.

Технология биметаллического литья позволяет существенно расширить ассортимент получаемой продукции, сократить время изготовления изделий и снизить себестоимость продукции.

ЛИТЕРАТУРА

1. Лакедемонский А. В. Биметаллические отливки / А. В. Лакедемонский. – «Машиностроение» 1964. – С. 4.
2. Pouillet M. Sur de nouveaux Phenovenes de production de chaleur / M. Pouillet «Ann. Chim. Phys», 1822. – V. 20. – P. 141.
3. Лашко Н. Ф. Металловедение сварки / Н. Ф. Лашко, С. В. Лашко-Аванян. – «Машигиз». – 1954.
4. Корольков А. М. Литейные свойства металлов и сплавов / А. М. Корольков. – «АН СССР». – 1960.
5. Smit C. S. Grains, phases, and interfacos: an internation of microstructure / C. S. Smit // «Metals Technology». – 1948. – V. 15. – N 4.
6. Бреполь Э. Теория и практика ювелирного дела / Э. Бреполь. – Л. «Машиностроение». – 2000. – 384 с.

УДК 331.101.6

Чернышева Н. В., Грибкова С. Н., Харитонов В. О.

АНАЛИЗ РЕЗЕРВОВ УВЕЛИЧЕНИЯ ПРОИЗВОДИТЕЛЬНОСТИ ТРУДА В ТЕРМООБДИРОЧНОМ ЦЕХЕ ОАО «ЭМСС»

Основным критерием, характеризующим эффективность использования трудового потенциала предприятия, является производительность труда. Производительность труда во многом определяется степенью эффективности действующей на предприятии системы управления кадрами. Целью организации системы управления персоналом в крупнейших промышленных организациях в настоящее время является создание структур, активно использующих экономические стимулы и социальные гарантии, ориентированных на сближение интересов работников с интересами организации в достижении высокой производительности труда, повышении эффективности производства, получении наилучших экономических результатов. Это означает, что в области работы с кадрами наступает период, характеризующийся возрастанием роли личности работника в деятельности своей организации.

Тема повышения производительности труда является актуальной, о чем говорит создание и эффективная работа Центра производительности Министерства труда и социальной политики Украины (г. Краматорск). Ею занимаются научные работники промышленных предприятий нашего региона, например Еременко В. А., Еськов А. Л., Ковалев В. Н. [1–3], а также центральных экономических ВУЗов Украины (Киев, Харьков, Донецк, Днепропетровск) Гришнова О. А. и Заяць Т. [4–5]. Методы повышения производительности труда довольно существенно отличаются в зависимости от отрасли или конкретного подразделения предприятия.

Целью данной работы является поиск и выявление резервов повышения производительности труда на специализированном предприятии металлургической отрасли, а именно в термообдирочном производстве открытого акционерного общества «Энергомашспецстал ь».

Программы управления производительностью труда на предприятии включают в себя такие этапы:

- 1) измерения и оценка достигнутого уровня производительности на предприятии в целом и по отдельным видам работ в частности;
- 2) поиск и анализ резервов повышения производительности на основе информации, полученной в ходе измерения и оценки;
- 3) разработка плана использования резервов повышения производительности труда, который должен включать конкретные сроки и мероприятия по их реализации, предусматривать финансирование затрат на эти мероприятия и ожидаемый экономический эффект от их внедрения, определять ответственных исполнителей;
- 4) разработка систем мотивации работников к достижению запланированного уровня производительности;
- 5) контроль за реализацией мероприятий, предусмотренных планом и всей программой, и регулирование их выполнения;
- 6) измерение и оценка реального влияния предвиденных мероприятий на возрастание производительности труда [4].

В настоящее время используют традиционную функциональную структуру управления персоналом. С учетом преимуществ и недостатков этой структуры при разработке кадровой политики на перспективу можно сформулировать ряд принципиальных положений, повышающих ее эффективность:

- базовыми блоками структуры управления для разработки кадровой политики должны быть целевые группы специалистов и команды, а не функциональные отделы;

7) необходимо ориентироваться на минимальное число уровней управления и широкую зону контроля;

- каждый работник должен нести ответственность и иметь возможности для проявления инициативы.

Концепцией кадровой политики предусмотрено создание Единой отраслевой автоматизированной системы управления персоналом, которая соединит в единой компьютерной сети кадровое делопроизводство, данные на руководящий персонал, аттестацию работников, резерв кадров на выдвижение, обучение персонала, награды, оформление пенсионных дел и социальное обеспечение.

В современных условиях особое значение имеет анализ обеспеченности предприятия кадрами, призванный не только оценивать степень укомплектованности предприятия рабочими соответствующей профессиональной и квалификационной подготовки, но и выявлять резервы сокращения потребности в рабочих кадрах за счет улучшения режима работы и условий труда, технического перевооружения и реконструкции производств и участков и др.

Краматорский завод ОАО «Энергомашспецсталь» в советское время специализировался на производстве стального литья и поковок. С 2000 года ОАО «Энергомашспецсталь» – модернизирует и восстанавливает мощности, стабильно наращивает объемы производимой продукции высокого качества, соответствующей мировым стандартам при высокой производительности труда. Специализируется на выпуске стальных специальных литых и кованных изделий индивидуального и мелкосерийного производства для тяжелого, энергетического и транспортного машиностроения, металлургической, цементной, горнодобывающей и других отраслей промышленности Украины, ближнего и дальнего зарубежья. Предпочтение отдается выпуску изделий с окончательной механической обработкой.

Динамика основных технико-экономических показателей работы предприятия представлены, в табл. 1.

Таблица 1

Динамика технико-экономических показателей работы предприятия

Наименование показателей	Един. измер.	2005 год	2006 год	Темп роста %
1 Товарная продукция в действующих ценах	тыс. грн	106926	189498	177,2
2 Среднесписочная численность	чел.	2603	2640	101,4
В том числе ППП	чел.	2406	2547	105,9
3 Выработка на 1-го трудящегося, исчисленная по ТП в действ. ценах	грн.	41078	71779,5	174,7
4 ФОТ	тыс.грн	11564,4	14270,4	123,4
5 Рентабельность производства	%	9,36	10,216	109,1

Анализ деятельности предприятия, представленный в таблице 1 свидетельствует о том, что предприятие работает прибыльно, рентабельность производства повысилась на 9,1 % при увеличении выпуска товарной продукции на 77,2 % (и достиг 189497,8 тыс.грн в 2006 году). При увеличении ППП на 5,9 % производительность труда увеличилась на 74,7 %.

Термообдирочный цех (ТОЦ) является самостоятельным производственным подразделением предприятия, предназначен для механической и термической обработки крупных изделий изготавливаемых из поковок и стального литья.

Большое значение для предприятия имеет анализ производительности труда в термообдирочном цехе, являющемся самостоятельным производственным подразделением предприятия.

Для оценки уровня производительности труда в термообдирочном цехе применялась система обобщающих, частных и вспомогательных показателей.

На рабочем месте, в цехе производительность труда определяли количеством продукции, которую производит рабочий за единицу времени (выработка). При этом в качестве основных факторов, влияющих на производительность труда (выработку), были взяты:

- 1) бюджет (фонд) рабочего времени, ч.;
- 2) часовая выработка продукции (интенсивность труда);
- 3) число отработанных человеко-дней и человеко-часов.

В табл. 2 представлен анализ производительности труда в термообдирочном цехе за 2005–2006 года.

Таблица 2

Анализ производительности труда за 2005 – 2006 год

Показатель	2005 г.	2006 г.	Отклонение
1. Объем производства продукции, тыс. грн.	12202,3	20318	8115,7
2. Среднесписочная численность, чел.:			
2.1 – ППП;	279	338	59
2.2 – рабочих.	241	295	54
3 Удельный вес рабочих в общей численности ППП (УД), %	86,38	87,28	0,9
4. Отработано дней одним рабочим за год (Д), дни	239	237	-2
5. Средняя продолжительность рабочего дня (П), ч	7,8	7,86	0,06
6. Общее количество отработанного времени:			
6.1 – всеми рабочими (Т), чел-дней;	57599	69915	12316
6.2 – всеми рабочими, чел-часов.	449272	549532	100260
7. Среднегодовая выработка, тыс. грн.:			
7.1 – одного работающего (ГВ);	43,74	60,11	16,37
7.2 – одного рабочего (ГВ').	50,63	68,87	18,24
8. Среднедневная выработка рабочего (ДВ), грн.	211,85	290,61	78,76
9. Среднечасовая выработка рабочего (СВ), грн.	27,16	36,97	9,81

Анализ табл. 2 свидетельствует о том, что объем по выпуску товарной продукции увеличился на 66,5 %, численность ППП увеличилась на 21,1 %, при этом количество основных рабочих увеличилось на 22,4 %, среднегодовая выработка одного работающего увеличилась на 37,4%.

Кроме того, установлено, что по сравнению с 2005 годом среднечасовая выработка 2006 года на 9,81 грн больше, что положительно характеризует эффективность использования трудовых ресурсов. Соответственно, среднедневная и среднегодовая выработка в 2006 году на 78,76 грн. и 18,24 тыс. грн. больше, чем в 2005 году.

Анализ использования трудовых ресурсов, роста производительности труда необходимо рассматривать во взаимосвязи с оплатой труда. С ростом производительности труда создаются реальные предпосылки повышения его оплаты. При этом средства на оплату труда нужно использовать таким образом, чтобы темпы роста производительности труда опережали темпы роста его оплаты. Только при таком условии создаются реальные возможности для наращивания темпов расширенного производства.

Темпы роста производительности труда в 2005 году выше темпов роста средней заработной платы в 1,41 раза, что с положительной стороны характеризует эффективность использования трудовых ресурсов.

Учитывая первоочередную важность повышения производительности труда для конкурентоспособности предприятия, руководители и специалисты всех уровней в перспективных организациях должны разрабатывать и внедрять программы управления производительностью.

Руководство предприятия и ТОЦ идет по пути увеличения выработки за счет значительного увеличения объемов производства. Планируется увеличить объемы производства на 45 %.

Измерение и оценка реального влияния реализованных мероприятий на рост производительности труда нужны для того, чтобы оценить и сравнить эффективность их внедрения и определиться с приоритетами на следующий период. Как и на первом этапе, важнейшей задачей экономиста здесь является использование всех возможных приемов и методов для обеспечения

достоверности и сравнимости показателей. Определив наиболее эффективные направления работ по повышению производительности, следует принять соответствующие мотивирующие решения и в следующем периоде сосредоточить внимание на следующих направлениях.

Во – первых, провести анализ потерь рабочего времени в цехе.

Анализ потерь рабочего времени в ТОО выявил, что аварийные простои за год по вине ремонтных служб составили:

– Службы механика – 2848 станко-часов.

– Службы энергетика – 3536 станко-часов.

Итого: 6384 станко-часов, что составляет 5,4 %.

Для уменьшения потерь рабочего времени по вине ремонтной службы необходимо ввести в штатное расписание и укомплектовать ремонтную службу цеха, согласно расчету численности главного механика и главного энергетика, высококвалифицированными рабочими. Кроме того, планируется уменьшить внутрисменные простои на 2,7 %.

Во – вторых, для увеличения объема выполняемых работ и загрузки мощностей термического участка, а также для повышения качества термообработки необходимо провести реконструкцию термических печей № 1 и 2 с выкатным, подом ТОО ОАО «ЭМСС».

Автоматизация термических печей наряду с сокращением времени простоев оборудования по вине ремонтных служб и введением в действие оборудования после модернизации и ремонта позволит существенно повысить производительность труда, а также улучшить качество выпускаемой продукции. При этом следует сократить 3 термиста.

В – третьих, для механической обработки увеличившегося объема литья необходимо:

а) произвести капитальный ремонт горизонтально-расточного станка 34014 и токарно-карусельного станка 34003;

б) произвести модернизацию токарно-карусельных станков 34025 и 34082 и внедрить технологию электроконтактной обработки; глубокорасточного станка инв. № 34120, что позволит повысить производительность труда на 40 %;

в) организовать участок сварки по исправлению металлургических дефектов.

В – четвертых, организовать участок сдачи, консервации и упаковки готовой продукции, ввести единицу мастера и разметчика на этот участок.

Внедрение данных организационно-технических мероприятий позволит значительно повысить объемы товарного выпуска продукции, при этом необходимо дополнительно привлечь дополнительно трудовых ресурсов в количестве 31 рабочего. Результаты расчета сведены в табл. 3

Таблица 3

Расчет увеличения выпуска продукции от внедрения

Мероприятие	Дополнительное количество работников, чел.	Количество станко-часов на 1 работника в год	Стоимость 1 станко-часа, грн.	Увеличение выпуска продукции, тыс.грн.
1 Организация работы арендного участка на КЗТС	4	2400	319,06	3062,9
2 Укомплектовать цех станочниками следующих профессий, в.т.ч.: – токари-карусельщики 3 и 4 разрядов – токари-расточники 4-го разряда – токари 5-го разряда	9 3 3	2400 2400 2400	319,06	6891,7 2297,3 2297,3
3 Ввод в действие ленточной пилы	2	2160		1378,4
4 Автоматизация управления термическими печами	-3			
5 Укомплектовать участок сварки	5			
6 Укомплектовать ремонтную службу цеха	5			
7 Укомплектовать участок сдачи, консервации и упаковки	3			
ИТОГО	31			15927,5

Следовательно, в результате реализации предложенных мероприятий дополнительно будет создано 31 рабочее место, а увеличение выпуска продукции составит 15927,5 тыс.грн.

В табл. 4 приведен анализ изменения производительности труда в термообдирочном цехе от внедрения разработанных мероприятий.

Таблица 4

Анализ изменения производительности от реализации мероприятий

Показатели	До реализации мероприятий	После реализации мероприятий	Отклонение	
			Абсолютное	Относительное
Объем производства, тыс. грн.	20318	36245,5	15927,5	78,4
Численность работников, чел., в т.ч.	338	369	31	9,2
Рабочих	295	326	31	10,5
Производительность труда работника, грн./ чел.	60112,4	98226,3	38113,9	63,4
Производительность труда рабочего, грн./ чел.	68874,6	111182,5	42307,9	61,4

Анализ результатов табл. 4 показал, что производительность труда работника в результате внедрения предложенных мероприятий увеличится на 38113,9 грн. (63,4 %) и годовая выработка составит 98226,3 грн. Производительность труда одного рабочего увеличится на 42307,9 грн. (61,4 %) и годовая выработка составит 111182,5 грн.

ВЫВОДЫ

В работе выполнен анализ производительности труда в термообдирочном цехе ОАО «ЭМСС». Установлено, что темпы роста производительности преобладают над темпами роста заработной платы, в 1,09 раз, что с положительной стороны характеризует эффективность использования трудовых ресурсов.

Для повышения производительности труда в термообдирочном цехе в условиях увеличения объемов производства на 78,4 %, были проведены мероприятия по оптимизации штатов станочников, введения новых участков с привлечением рабочей силы и модернизации оборудования. В результате реализации предложенных мероприятий дополнительно будут созданы рабочие места для 31 человека. При этом производительность труда работника увеличится на 63,4 % и годовая выработка составит 98226,3 грн., а производительность труда одного рабочего увеличится на 61,4 % и годовая выработка составит 111182,5 рн.

Направлением дальнейших исследований на данном предприятии является – разработка мотивационных механизмов: материальных и нематериальных, а именно: повышения заработной платы за счет совершенствования методики премирования и улучшения условий труда на рабочих местах.

ЛИТЕРАТУРА

1. Еременко В. А. Управление производительностью в условиях экономики переходного периода: [монография] / В. А. Еременко, А. Л. Еськов. – Донецк: НАН Украины. Ин-т экономики пром-ти, 2003. – 292 с.
2. Еськов О. Л. Підвищення продуктивності - невичерпне джерело зростання заробітної плати / О. А. Еськов, В. В. Сременко // Економіка промисловості. – 2002. – М 3. – С. 176–181.
3. Економіка праці і соціально-трудових відносин. Навчальний посібник / В. Ж. Ковальов, В. С. Рижиков, О. Л. Еськов та ін.; за ред. В. М. Ковальова. – К: Центр навчальної літератури. – 2006. – 256 с.
4. Грішнова О. А. Економіка праці та соціально-трудові відносини / О. А. Грішнова. – Підручник. – К.: Знання. – 2005. – 559 с.
5. Заяць Т. Продуктивність людських ресурсів Україна та регіональні можливості її забезпечення / Т. Заяць // Україна: аспекти праці. – 2004. – № 3. – С. 25 – 30.
6. Еськов А. Л. Производительность и неденежное стимулирование: взаимосвязь и механизмы реализации / А. А. Еськов, В. Е. Брижниченко. – К: Науковий світ. – 2002. – 36 с.

УДК 621.791.45

Чигарев В. В., Касова Е. В.

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕПЛООВОГО СОСТОЯНИЯ СЕРДЕЧНИКА ПОРОШКОВОЙ ЛЕНТЫ ПРИ ВОССТАНОВИТЕЛЬНОЙ ЭЛЕКТРОКОНТАКТНОЙ НАПЛАВКЕ

Одним из основных требований, выполнение которого необходимо для успешной работы предприятия в условиях современной экономики, является использование качественного, высокопроизводительного оборудования, для повышения срока службы которого разработаны специальные технологии восстановления, что позволяет снизить затраты и уменьшить время простоя оборудования при проведении ремонтных работ [1]. В частности, к таким технологиям относится процесс восстановительной электроконтактной наплавки порошковыми лентами [2]. Эта технология особенно актуальна для малых величин износа поверхности деталей, работающих в условиях интенсивного абразивного износа [3]. Так как электроконтактная наплавка является процессом с ярко выраженным температурным активированием поверхности, то особый интерес для регулирования технологического процесса представляет распределение тепла по толщине сердечника присадочного материала, что позволит контролировать нагрев и расплавление компонентов шихты.

Цель работы – изучение теплового состояния системы «сердечник – оболочка» порошковой ленты при нагреве в процессе электроконтактной наплавки.

Процесс нагрева рассчитывали в соответствии с теорией теплопроводности. Для анализа процессов распределения теплоты местных источников в составных телах (металлическая оболочка – многокомпонентная порошкообразная шихта), состоящих из материалов с различными теплофизическими свойствами (рис. 1, а), метод преобразований Лапласа, согласно [4], является наиболее эффективным.

В процессе электроконтактной наплавки порошковой лентой нагрев сердечника происходит в ограниченном объеме, который условно можно представить в виде пластины конечных размеров $2b \times 2m \times 2l$ (рис. 1, б).

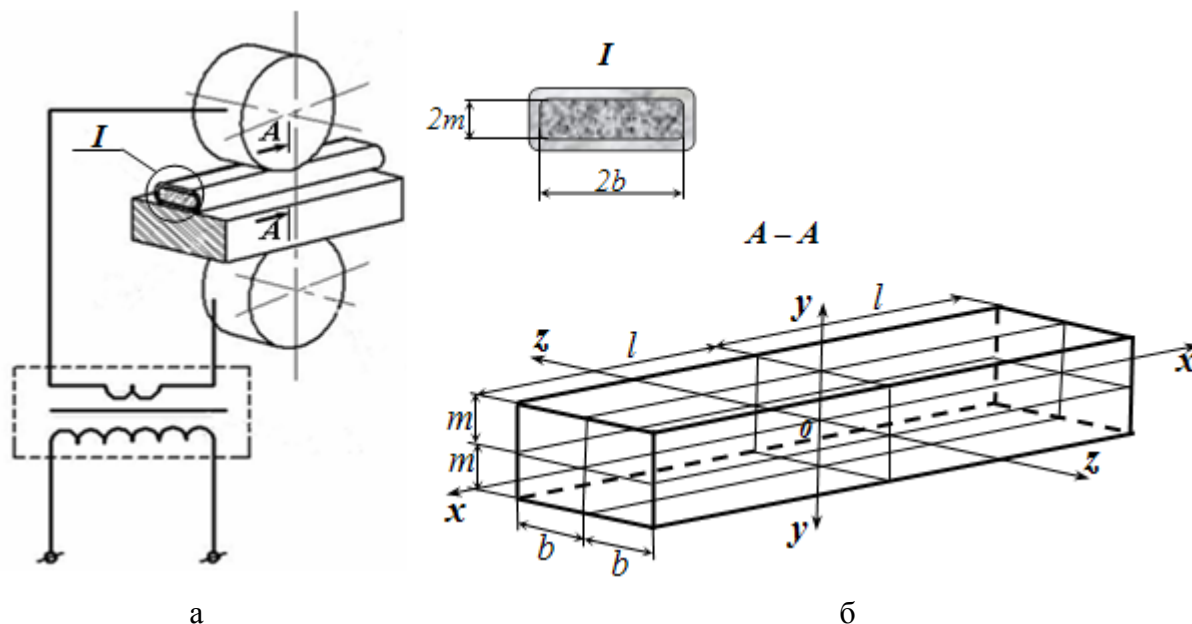


Рис. 1. К расчету математической модели теплового состояния сердечника порошковой ленты

Очевидно, что данная геометрическая фигура образована тремя взаимноперпендикулярными пластинами. В виде примера решим задачу распределения тепла в параллелепипеде по толщине. Для этого рассмотрим распределение тепла в плоскости YOZ , характеризующей распространение температурных полей по толщине выделенного объема в очаге нагрева. В этом случае изменение температуры происходит в направлении y . Сердечник находится в температурном равновесии с оболочкой, т. е. имеет температуру окружающей среды T_0 . В начальный момент времени оболочка нагревается с постоянной скоростью $T_n(\tau) = T_0 + b\tau$.

Чтобы найти распределение температуры в любой момент времени, необходимо решить уравнение:

$$\frac{\partial T(y, \tau)}{\partial \tau} = a \frac{\partial^2 T(y, \tau)}{\partial y^2} ; (\tau > 0; -m < y < m), \tag{1}$$

при начальных и граничных условиях:

$$T(y, 0) = T_0 = const; \quad \frac{\partial T(0, \tau)}{\partial y} = 0; \tag{2}$$

$$-\lambda \frac{\partial T(m, \tau)}{\partial \tau} + \alpha [T_0(\tau) - T(m, \tau)] = 0, \tag{3}$$

где λ – коэффициент теплопроводности, Вт/м·град;
 α – коэффициент теплообмена, Вт/м²·град.

Если принять обозначение $\alpha/\lambda = H$ и учесть, что $T_n(\tau) = T_0 + b\tau$, то (3) примет вид:

$$-\frac{\partial T(m, \tau)}{\partial y} + H [T_0 + b\tau - T(m, \tau)] = 0. \tag{4}$$

Применим преобразование Лапласа относительно переменной τ к уравнению (1):

$$L \frac{\partial T(y, \tau)}{\partial \tau} = L \left[a \frac{\partial^2 T(y, \tau)}{\partial y^2} \right].$$

Получим дифференциальное уравнение второго порядка с постоянными коэффициентами относительно изображения:

$$a \frac{d^2 T_L(y, s)}{dy^2} - s T_L(y, s) + u(y) = 0, \tag{5}$$

где $L[T(m, \tau)] = \int_0^\infty T(m, \tau) e^{-s\tau} d\tau = T_L(m, s)$;

$u(y)$ – функция, описывающая начальное распределение температуры:

$$u(y) = T(y, 0) = T_0.$$

Тогда уравнение (5) примет вид:

$$a T_L''(y, s) - s T_L(y, s) + \frac{T_0}{s} = 0. \tag{6}$$

Решение дифференциального уравнения (6) можно записать следующим образом:

$$T_L(y, s) - \frac{T_0}{s} = Ach \sqrt{\frac{s}{a}} y + Bsh \sqrt{\frac{s}{a}} y,$$

где A, B – постоянные относительно x , но переменные относительно s , которые определяются из граничных условий (2) и (4).

Из граничного условия (2):

$$T'_L(0, s) = \left[A \sqrt{\frac{s}{a}} \operatorname{sh} \left(\sqrt{\frac{s}{a}} y \right) + B \sqrt{\frac{s}{a}} \operatorname{ch} \left(\sqrt{\frac{s}{a}} y \right) \right]_{y=0} = \sqrt{\frac{s}{a}} B = 0, \quad (7)$$

откуда $B=0$.

Граничное условие (4) для изображения имеет вид:

$$-T'_L(m, s) + \frac{HT_0}{s} + \frac{Hb}{s^2} - HT_L(m, s) = 0, \quad (8)$$

где $\frac{Hb}{s^2} = L[Hb\tau]$.

Подставим (7) в граничное условие (8) с учетом $B = 0$:

$$-A \sqrt{\frac{s}{a}} \operatorname{sh} \left(\sqrt{\frac{s}{a}} m \right) + \frac{HT_0}{s} + \frac{Hb}{s^2} - A \operatorname{ch} \left(\sqrt{\frac{s}{a}} m \right).$$

Откуда переменная A определяется следующим образом:

$$A = \frac{b}{s^2 \left[\operatorname{ch} \left(\sqrt{\frac{s}{a}} m \right) + \frac{1}{H} \sqrt{\frac{s}{a}} \operatorname{sh} \left(\sqrt{\frac{s}{a}} m \right) \right]}.$$

Таким образом, решение для изображения можно записать:

$$T_L(y, s) - \frac{T_0}{s} = \frac{b \operatorname{ch} \left(\sqrt{\frac{s}{a}} m \right)}{s^2 \left[\operatorname{ch} \left(\sqrt{\frac{s}{a}} m \right) + \frac{1}{H} \sqrt{\frac{s}{a}} \operatorname{sh} \left(\sqrt{\frac{s}{a}} m \right) \right]} = \frac{\Phi(s)}{\Psi(s)},$$

где $\Phi(s)$, $\Psi(s)$ – обобщенные полиномы.

Так как изображение представляет собой дробную функцию и является частным случаем двух целых трансцендентных функций, то по теореме разложения имеем:

$$f(\tau) = L^{-1} \left[\frac{\Phi(s)}{\Psi(s)} \right] = \sum_{n=1}^{\infty} \frac{\Phi(s_n)}{\Psi'(s_n)} e^{s_n \tau}, \quad (9)$$

где s_n – простые корни функции $\Psi(s)$.

Найдем корни функции $\Psi(s)$, приравняв ее к нулю. Получим:

$$s_0 = 0; \quad i \sqrt{\frac{s_n}{a}} m = \mu_n = (2n-1) \frac{\pi}{2}.$$

Откуда $s_n = -\frac{a\mu_n^2}{m^2} = -\frac{(2n-1)^2 \pi^2 a}{4m^2}$,

где μ_n – простые корни, определяемые из:

$$\operatorname{ctg} \mu = \frac{1}{Bi} \mu,$$

$Bi = Hm$ – критерий БИО.

По теореме разложения для кратных корней получим:

$$L^{-1} \left[\frac{\Phi(0)}{\Psi(0)} \right] = b\tau + \frac{b}{2a} \left[y^2 - m^2 \left(1 + \frac{2}{Hm} \right) \right].$$

Подставим остальные корни s_n в (9):

$$\sum_{n=1}^{\infty} \frac{\Phi(s_n)}{\Psi(s_n)} e^{s_n \tau} = \frac{bm^2}{a} \sum_{n=1}^{\infty} \frac{2 \sin \mu_n}{(\mu_n + \sin \mu_n \cos \mu_n)} \frac{1}{\mu_n^2} \cos\left(\mu_n \frac{x}{m}\right) \exp\left(-\mu_n^2 \frac{a\tau}{m^2}\right).$$

Откуда получим:

$$T(y, \tau) - T_0 = b\tau - \frac{b}{2a} \left[m^2 \left(1 + \frac{2}{Bi} \right) - x^2 \right] + \frac{bm^2}{a} \sum_{n=1}^{\infty} \frac{A_n}{\mu_n^2} \cos\left(\mu_n \frac{x}{m}\right) \exp(-\mu_n^2 Fo),$$

где $Fo = \frac{a\tau}{m^2}$ – критерий Фурье;

A_n – начальные тепловые амплитуды:

$$A_n = \frac{2 \sin \mu_n}{\mu_n + \sin \mu_n \cos \mu_n} = (-1)^{n+1} \frac{2Bi \sqrt{Bi^2 + \mu_n^2}}{\mu_n (Bi^2 + Bi + \mu_n^2)}.$$

Используя критерий Предводителя, можно описать интенсивность повышения температуры окружающей среды (т. е. оболочки порошковой ленты):

$$Pd = \frac{m^2}{a} \frac{dT_H}{d\tau} = \frac{bm^2}{a}.$$

Тогда:

$$\frac{\Delta T}{Pd} = \frac{T(y, \tau) - T_0}{Pd} = Fo - \frac{1}{2} \left[\left(1 + \frac{2}{Bi} \right) - \frac{y}{m^2} \right] + \sum_{n=1}^{\infty} \frac{A_n}{\mu_n^2} \cos\left(\mu_n \frac{y}{m}\right) \exp(-\mu_n^2 Fo). \quad (10)$$

Решение (10) уравнения теплопроводности состоит из двух составляющих: регулярной, быстро увеличивающейся с ростом Fo , и нерегулярной, быстро уменьшающейся. Поэтому, начиная с некоторого значения числа Фурье, суммой ряда в (10) можно пренебречь, а режим нагрева сердечника становится квазистационарным. Здесь температура в любой точке сердечника будет линейной функцией времени, а распределение температуры по толщине сердечника будет параболическим.

Таким образом, относительная температура в любой точке рассматриваемой пластины зависит от Fo , Bi , $\frac{y}{m}$.

Данная математическая модель и полученные на ее основе программные средства обеспечивают быструю и эффективную визуализацию результатов расчета температуры в любой точке порошковой ленты и были использованы при разработке технологии наплавки порошковыми лентами деталей.

ВЫВОДЫ

Полученная математическая модель распределения тепловых полей по толщине сердечника порошковой ленты позволяет регулировать процессы нагрева и оплавления компонентов сердечника при электроконтактной наплавке.

ЛИТЕРАТУРА

1. Чумаченко М. Г. Концепція державної промислової політики України / М. Г. Чумаченко. – Донецьк: ІЕП НАН України, 2002. – 424 с.
2. Кассов В. Д. Наплавка порошковой лентой деталей энергетических установок / В. Д. Кассов., Е. В. Кассова // Вестник двигателестроения. – 2006. – № 2. – С. 151–153.
3. Клименко Ю. В. Электроконтактная наплавка / Ю. В. Клименко. – М.: Металлургия, 1988. – 128 с.
4. Юдаев Б. Н. Теплопередача / Б. Н. Юдаев. – М.: Высшая школа, 1981. – 319 с.

АННОТАЦИИ

Абдулов А. Р., Древаль Л. А., Агравал П. Г., Соловьев Н. В., Турбанин М. А. Термодинамическое моделирование фазовых превращений в системах Cu–Ti, Cu–Zr и Ti–Zr // Вестник ДГМА. – 2009. – № 1 (15).

В рамках CALPHAD-метода выполнено термодинамическое описание бинарных систем Cu–Ti, Cu–Zr и Ti–Zr. Для описания избыточной составляющей термодинамических свойств жидких сплавов использованы модель идеального ассоциированного раствора – системы Cu–Ti и Cu–Zr, и модель Редлиха-Кистера – система Ti–Zr. Избыточная составляющая энергии Гиббса твердых растворов описана с использованием модели Редлиха-Кистера. Моделирование энергии Гиббса интерметаллических соединений с областью гомогенности выполнено с использованием Compound Energy Formalism.

Агравал П. Г., Абдулов А. Р., Древаль Л. А., Турчанин М. А. Моделирование метастабильных фазовых превращений в системах Cu–Ti, Cu–Zr, Cu–Ti–Zr и прогнозирование концентрационных областей аморфизации расплавов // Вестник ДГМА. – 2009. – № 1 (15).

С использованием термодинамических описаний бинарных систем Cu–Ti, Cu–Zr и трехкомпонентной системы Cu–Ti–Zr выполнено моделирование метастабильных фазовых превращений с участием переохлажденной жидкой фазы и рассчитаны метастабильные диаграммы состояния систем. Выполнен анализ относительной термодинамической стабильности переохлажденных расплавов и конкурирующих кристаллических фаз систем Cu–Ti, Cu–Zr и Cu–Ti–Zr, спрогнозированы концентрационные области аморфизации расплавов системы.

Агравал П. Г., Древаль Л. А., Абдулов А. Р., Турчанин М. А., Великанова Т. Я. Термодинамическое моделирование равновесных фазовых превращений в системе Cu–Ti–Zr // Вестник ДГМА. – 2009. – № 1 (15).

В рамках CALPHAD-метода выполнено термодинамическое описание трехкомпонентной системы Cu–Ti–Zr. Температурно-концентрационная зависимость энергии Гиббса жидкой фазы была описана с использованием модели идеального ассоциированного раствора. Моделирование температурно-концентрационной зависимости энергии Гиббса тройного интерметаллического соединения с областью гомогенности и γ -фазы выполнено с использованием Compound Energy Formalism. С использованием полученных термодинамических моделей фаз системы были рассчитаны политермические и изотермические сечения, а также поверхность ликвидус. Рассчитанные диаграммы состояния системы удовлетворительно согласуются с экспериментальными данными.

Алиева Л. И., Абхари П., Жбанков Я. Г. Формоизменение в процессе радиального выдавливания высоких фланцев // Вестник ДГМА. – 2009. – № 1 (15).

Рассмотрены процессы радиального выдавливания фланцев на трубе с односторонней подачей металла. Исследовано формоизменение в процессах радиального выдавливания методом конечных элементов. Установлены геометрические параметры процесса, при которых не происходит образование утяжины. Построены диаграммы для определения наилучших значений параметров процесса радиального выдавливания. Рассмотрен новый способ выдавливания высоких фланцев в штампах с подъемной матрицей.

Архипов А. Г., Зінченко О. В., Гусев С. А. Исследование процесса деградации стали 12X18H10T // Вестник ДГМА. – 2009. – № 1 (15).

Стали аустенитно-ферритного класса эксплуатируются в наиболее сложных температурных режимах часто при одновременном действии статистических и циклических нагрузках.

В статье приведены исследования образцов изготовленных из стали 12X18H10T после тринадцати лет эксплуатации в радиационной части змеевика печи на ЗАО «Линик». Анализируются общие изменения механических и электрохимических характеристик, структурных превращений, которые присущи деградации стали этого класса, после длительной эксплуатации. Обобщаются отмеченные особенности протекания деградационных процессов стали 12X18H10T.

Бартель Г. П., Богущкий А. А., Корчак Н. С. Перспективная технология изготовления литых заготовок пуансонов для холодной высадки // Вестник ДГМА. – 2009. – № 1 (15).

Исследована технология изготовления штампового инструмента для холодной высадки на базе новой марки быстрорежущей стали и специального метода литья, обеспечивающего высокий градиент механических свойств в различных зонах инструмента. Разработанная технология обеспечивает повышенную износостойкость, теплостойкость и ударную вязкость в рабочей зоне штампового инструмента. Технология приемлема для различных видов литого штампового инструмента холодного деформирования.

Бартель Г. П., Дардесов А. А. Влияние термовременной обработки расплава на структуру и свойства инструментальной стали // Вестник ДГМА. – 2009. – № 1 (15).

Исследовали влияние различных вариантов термовременной обработки расплава на жидкотекучесть и микроструктуру инструментальной стали.

Белов Б. Ф., Троцан А. И., Бродецкий И. Л., Харлашин П. П., Паренчук И. В. Структуризация плазов ферросилиция в жидком и твердом состояниях // Вестник ДГМА. – 2009. – № 1 (15).

Рассмотрено построению полигональной диаграммы состояния системы Fe – Si которая позволяет определить условия образования и природу силицидов железа с целью оптимизации марочного состава и разработки нового стандарта сплавов ферросилиция для повышения эффективности процессов раскисления при печной и внепечной обработки стали.

Бернасовски М., Карбовничек М., Миленин А. Развитие моделирования управления доменной печью // Вестник ДГМА. – 2009. – № 1 (15).

Выполнен анализ разработанной компьютерной системы проектирования доменной печи с использованием метода нейронных сетей, который является одним из методов создания систем искусственного интеллекта. Метод искусственного интеллекта использовался для определения качества чугуна. С целью учёта уменьшения выброса в атмосферу углекислого газа разработаны методы его сепарирования из колошникового газа и возврата после очистки в доменную печь.

Берчук Д. Н., Бубликов В. Б. Исследование особенностей процессов внутриформенного модифицирования чугуна магниевыми лигатурами Fe-Si-Mg (ФСМг-7) И Fe-Si-Mg-Ca (ЖКМК-4) // Вестник ДГМА. – 2009. – № 1 (15).

Экспериментально установлены кинетические закономерности перехода Mg в чугун из лигатур Fe-Si-Mg и Fe-Si-Mg-Ca на протяжении процесса внутриформенного модифицирования. Представлены данные о взаимосвязи содержания магния со структурой и механическими свойствами чугуна. Рассмотрены технологические особенности применения исследованных модификаторов для получения высокопрочного чугуна внутриформенным модифицированием.

Бредихин В. Н., Кульбида Е. П., Данилова Т. А. Технология и оборудование для комплексной переработки отходов алюминия // Вестник ДГМА. – 2009. – № 1 (15).

Представлены новейшие разработки в технологии и оборудовании при переработке алюминиевого лома и отходов. Внедрение разработанной технологии и специальных видов агрегатов позволило повысить извлечение металла и сократить экологическую нагрузку на окружающую среду.

Бубликов В. Б. Развитие технологий и повышение свойств высокопрочного чугуна // Вестник ДГМА. – 2009. – № 1 (15).

Рассмотрены прогрессивные направления развития технологий высокопрочного чугуна. Представлены экспериментальные данные по влиянию состава модификаторов, методов модифицирования, легирования, термической обработки на структурообразование и повышение уровня механических свойств отливок из высокопрочного чугуна.

Будагьянц Н. А., Жижкина Н. А., Гутько Ю. И. Центробежное литье валков для горячей прокатки // Вестник ДГМА. – 2009. – № 1 (15).

Рассмотрены валки горячей прокатки. Разработка центробежной технологии литья и применение новых износостойких материалов позволили производить валки, которые соответствуют мировому техническому уровню. Описаны наиболее важные технологические параметры литья. Показано, что величина слоя теплоизоляционного покрытия кокиля и масса отливки влияют на скорость кристаллизации и уровень твердости. Методом планирования эксперимента установлено, что величина покрытия является наиболее значимым фактором. Его действие усиливается влиянием диаметра отливки.

Бурнашев В. Р. Плазменно-дуговая гарнисажная плавка ферросплавов и лигатур // Вестник ДГМА. – 2009. – № 1 (15).

Рассмотрено освоение технологии выплавки ферросплавов и лигатур с редкими и редкоземельными металлами в условиях плазменно-дуговой гарнисажной плавки в медном водоохлаждаемом тигле. Изучено влияние ПДГП на состав и свойства ферросплавов и лигатур на никелевой основе. Показано, что применение ПДГП в медном водоохлаждаемом кристаллизаторе целесообразно для получения ферросплавов и лигатур из металлов с различными физико-химическими свойствами.

Гнатушенко А. В., Биктагиров Ф. К., Шаповалов В. А., Игнатов А. П. Переработка алюминиевой стружки в солевых расплавах // Вестник ДГМА. – 2009. – № 1 (15).

Рассмотрен способ переработки алюминиевой стружки в солевых расплавах, подогреваемых за счет прохождения через них электрического тока. Приведена технологическая схема процесса и результаты опытных плавов сплава АЛ 25. Экспериментально установлено, что для предотвращения угара магния в данном сплаве, необходимо вводить в состав флюса магнийсодержащие компоненты в количестве 10-15 %. Показано, что данный способ является эффективным для переработки стружки и мелкого лома алюминия и алюминиевых сплавов с получением качественного металла.

Гресс А. В. Математическое моделирование сегрегации примесей в кристаллизующейся непрерывнолитой блюмовой стальной заготовке // Вестник ДГМА. – 2009. – № 1 (15).

Разработана концептуальная и адекватная двумерная динамическая компьютерная модели затвердевания слитка. Показано, что распределение примесей, твердой фазы, температуры и термонапряжений в пределах зоны двухфазного состояния не носит экспоненциального характер. Сформулированы принципы определения временных границ применения перемешивания, обеспечивающих формирование непрерывнолитой заготовки различного сечения и состава с минимальным развитием ликвационных явлений.

Гринь А. Г., Свиридов А. В. Оптимизация состава порошковой проволоки для сварки меди по газонасыщенности наплавленного металла // Вестник ДГМА. – 2009. – № 1 (15).

Разработан состав наполнителя самозащитной порошковой проволоки для сварки меди. На основе выполненных исследований в качестве шлакообразующих выбрана система из фторидных соединений. Исследовано влияние остаточных концентраций раскислителей, как легирующих добавок на газонасыщенность металла шва. Проведена оптимизация разработанного состава порошковой проволоки по газонасыщенности наплавленного металла.

Гулько И. И., Порохня С. В. Автоматизированный расчет конструктивных параметров лопастного смесителя // Вестник ДГМА. – 2009. – № 1 (15).

На основе теоретических представлений о механизме перемешивания компонентов смеси лопастями в рукаве смесителя показаны алгоритмы расчета конструктивных параметров смесительной камеры и вала, объяснена оптимизация нахождения габаритных размеров всех элементов смесителя. Показана возможность перехода от теоретического обоснования расчета конструктивных параметров лопаток к созданию методики автоматизированного расчета смесителя с определенной последовательностью решения задач и к объемному проектированию рассматриваемого объекта.

Гулько И. И., Порохня С. В. Построение 3D-моделей импульсных головок // Вестник ДГМА. – 2009. – № 1 (15).

На примере создания условий автоматизированного проектирования импульсной формовочной машины, выявлена взаимосвязь между технологией производства форм, стержней и конструкцией машин, выполняющих такое производство; разработаны алгоритмы выбора оптимальных параметров конструкции и установлена определенная последовательность расчетных задач при проектировании литейной машины; построены математическая и алгоритмическая модель расчета узлов. Получены чертежи импульсных головок и общего вида формовочной машины.

Гулько И. И., Порохня С. В. Пути усовершенствования формовочной машины // Вестник ДГМА. – 2009. – № 1 (15).

Предложено усовершенствование импульсной формовочной машины через нахождение оптимальной формы несущей части конструкции машины - колонны. На основании статистических данных были определены числовые показатели габаритных размеров проектируемого объекта, сделаны основные выводы о его надежности, характере распределения нагрузок, выработаны рекомендации по оптимизации расчетных параметров.

Дан Л. А. Использование фгм как способ повышения разгаростойкости чугуновых и стальных отливок // Вестник ДГМА. – 2009. – № 1 (15).

С использованием дериватографа «Derivatograph-1500» проведены исследования кинетики окисления чугуна и стали при высоких температурах. Предложен и опробован в лабораторных условиях новый подход в создании разгаростойких материалов. Получение за счет термодиффузии, протекающей в период эксплуатации, на основе рядовых сталей и чугунов функционально-градиентных материалов, содержащих кальций и кремний в рабочем слое, обеспечивает снижение интенсивности образования сетки разгара на ней.

Доний А. Н. Имитационная модель структурообразования при кристаллизации // Вестник ДГМА. – 2009. – № 1 (15).

Разработана имитационная модель структурообразования при кристаллизации алюминия в разные моменты времени. Полученные результаты подтверждают высокую реальность, качество результатов и адекватность имитационного моделирования процессов формирования структуры металлов и пригодна для проведения последующих научных исследований.

Доний А. Н., Котляр С. Н., Кулинич А. А., Фесенко М. А. Влияние микролегирования титаном, бором и углеродом на механические свойства сплавов системы Al–Zn–Mg–Cu после термической обработки // Вестник ДГМА. – 2009. – № 1 (15).

Исследовано влияние микролегирования титаном, бором и углеродом на механические свойства сплавов системы Al–Zn–Mg–Cu после термической обработки. Установлено, что с увеличением содержания меди от 0,3 до 1,1% в сплавах существенно изменяется морфология дендритных зерен твердого раствора в литом состоянии от равноосной до ориентированной. При содержимом меди до 0,3% (масс.) структура характеризуется достаточно мелким равноосным зерном. С увеличением количества меди до 1,1% наблюдается удлинение дендритного зерна и образование столбчатой зернистой структуры. При введении лигатуры с титаном и углеродом наблюдается постепенное измельчение макрозерна до 1 мм. Уровень усвоения титана в сравнении с расчетным составил в среднем 85%.

Заблоцкий В. К., Дьяченко Ю. Г. Применение борохромоалитированных поверхностных слоев в условиях абразивно-жидкостного и ударно-механического трения по закрепленным и незакрепленным частицам // Вестник ДГМА. – 2009. – № 1 (15).

Рассмотрено влияние поверхностных слоев, полученных после насыщения в порошковой смеси, состоящей из бора, хрома и алюминия на показатели износостойкости в условиях абразивно-жидкостного и ударно-механического трения по закрепленным и незакрепленным частицам. Определены условия, при которых углеродистые стали после поверхностного насыщения бором, хромом и алюминием обладают высокими показателями износостойкости.

Заблоцкий В. К., Корсун В. А. Особенности диффузионного насыщения карбидообразующими элементами V, Cr, Ti и W углеродистых сталей 10 и У13 в порошковых смесях // Вестник ДГМА. – 2009. – № 1 (15).

Установлены зависимости между содержанием углерода в стали и структурой поверхностных слоев при насыщении карбидообразующими элементами V, W, Cr, Ti образцов из сталей 10 и У13 стандартного состава, подвергнутых насыщению в смесях, содержащих порошки FeV, FeCr, FeTi, FeW, Al₂O₃ и NH₄Cl. Определены условия карбидообразования указанных сталей.

Заблоцкий В. К., Лапченко А. В. Обоснование области эффективного использования процессов насыщения сталей В, Ti и Al в порошковых смесях // Вестник ДГМА. – 2009. – № 1 (15).

Выполнена систематизация данных о типах поверхностных слоев, получаемых комплексным насыщением бором, титаном и алюминием при химико-термической обработке углеродистых сталей в порошковых смесях. На основе систематизированных сведений предложены варианты применения способов насыщения сталей бором, титаном и алюминием для упрочнения различных типов изделий.

Завалин А. В., Пресняков В. А., Шаповалов К. П., Окунев Ю. В., Пантелеймонов В. А. Разработка технологии однослойной наплавки роликов машин непрерывного литья заготовок // Вестник ДГМА. – 2009. – № 1 (15).

Приведена разработка технологии однослойной наплавки роликов машин непрерывного литья заготовок. В результате исследовательской работы получены технологические параметры принципиально нового способа изготовления роликов МНЛЗ с высокими эксплуатационными свойствами при значительно меньших затратах. Данная технология позволяет увеличить производительность наплавки в два раза из-за уменьшения толщины наплавленного слоя.

Заславский А. М., Капитан А. В., Роиц А. С., Самсонников А. В. Влияние скорости охлаждения на структуру Ni–Cr–Al сплавов, полученных методом вакуумного осаждения // Вестник ДГМА. – 2009. – № 1 (15).

Изучено влияние температуры осаждения на конечную структуру в сплавах трехкомпонентной системы Ni–Cr–Al, полученных методом электронно-лучевого испарения в вакууме с последующей конденсацией на подогреваемые поверхности. Установлены температурно-концентрационные области образования интерметаллидных соединений Ni₃Al и NiAl. Показано, что конечная структура сплавов формируется не только в зависимости от температуры осаждения, но и определяется термической историей образца, в первую очередь, временем температурного воздействия и скоростью охлаждения.

Золлер И. Определение диаметра труб для подземных сточный вода в шахтной промышленности // Вестник ДГМА. – 2009. – № 1 (15).

Машиностроительным предприятием по производству оборудования для сточных вод Maschinenfabrik für Abwassertechnik разработан быстрый метод определения размеров фановых труб с использованием диаграмм. Рассматривается положение, согласно которому данный метод в нормальных условиях также может быть применен к определению размеров труб водоотвода и наливных рукавов в горнодобывающей промышленности.

Иванов В. Г., Сажнев В. Н., Лунев В. В. Технологические особенности производства серого чугуна для монтажа подовых секций алюминиевых электролизеров // Вестник ДГМА. – 2009. – № 1 (15).

Разработаны и исследованы оптимальные технологические параметры производства и заливки серого чугуна, используемого для монтажа подовых секций алюминиевых электролизеров. Полученные результаты подтверждают возможность получения качественных чугунных подовых секций электролизеров без дефектов.

Иванов Г. А., Скребцов А. М., Кузьмин Ю. Д. Новая технология выплавки легированной стали с вводом в расплав перед выпуском из печи мелкокристаллической шихты // Вестник ДГМА. – 2009. – № 1 (15).

В производственных условиях применена технология, которая при помощи механизмов металлургической структурной наследственности позволяет заметно улучшить физико-механические свойства металлопродукции без каких-либо затрат. Выполнена количественная оценка микроструктуры стали ферритно-перлитного класса с применением компьютерной техники.

Кабацкий В. И., Кабацкий А. В. Оптимизация механических свойств металла высокопрочных низколегированных сварных швов // Вестник ДГМА. – 2009. – № 1 (15).

Рассматривается состояние вопроса оптимизации структурных характеристик низколегированного металла сварных швов, а также исследуется возможный путь дальнейшего улучшения характеристик металла за счет стимулирования образования игольчатого феррита. Сопоставление размеров кристаллических решеток феррита и некоторых нитридов показывает, что зарождение игольчатого феррита возможно на нитридных включениях ванадия. Установлено, что при определении оптимальной легирующей основы металла сварных швов одним из перспективных способов является управление характеристиками структуры металла посредством добавок азота и ванадия, что способствует увеличению числа центров зарождения игольчатого феррита.

Козак Д. С., Бубликов В. Б., Зеленая Л. А. Характерные особенности формирования литой структуры заэвтектоидной стали с шаровидным графитом // Вестник ДГМА. – 2009. – № 1 (15).

Насмотрены особенности формирования литой структуры заэвтектоидной стали, модифицированной ЖКМК-4Р; КМг-9 и лигатурой Fe63Ni30Mg7 совместно с силикобарием СБ20. Приведены механические свойства стали с шаровидным графитом в литом состоянии и после ферритизирующего отжига.

Козоброд Д. Б., Фесенко А. Н. Перспективный способ изготовления пенополистироловых моделей // Вестник ДГМА. – 2009. – № 1 (15).

Проведен анализ способов изготовления пеномоделей, которые имеют ограниченное применение из-за определенных недостатков, таких как сложность оборудования, нестабильность процесса и его значительную продолжительность и т. д. Предложен способ изготовления моделей из пенополистирола в потоке кипящей воды, как повышающего эффективность технологии и снижающего энергозатраты.

Косячков В. О. Вероятный механизм и кинетика модифицирования и кристаллизации чугуна в литейной форме // Вестник ДГМА. – 2009. – № 1 (15).

Специалистам в области металлургии и литейного производства предлагается к обсуждению авторское видение вероятного механизма и кинетики модифицирования и кристаллизации чугуна в отливках. Предложенный механизм кинетики модифицирования и кристаллизации чугуна может являться одним из дополнительных доказательств, подтверждающих общепринятую теорию кристаллизации и модифицирования чугуна.

Кульбида Е. П., Данилова Т. А., Бредихин В. Н. К вопросу переработке алюминиевых шлаков // Вестник ДГМА. – 2009. – № 1 (15).

Представлены теплотехнические расчёты устройства для переработки алюминиевого шлака методом горячего прессования. Разработана конструкция устройства, которая позволяет не только в течение 5÷15 мин. извлекать до 80% алюминия непосредственно в цехе и резко сократить выделение газа и пыли во время остывания шлака.

Кушнерова Е. Ю., Горбатенко В. П., Маняк Н. А., Кушнеров В. Ю., Бредихин В. Н. Исследование влияния технологических параметров на качество литой заготовки // Вестник ДГМА. – 2009. – № 1 (15).

Проведено исследование воздействия параметров процесса на качество отливки с использованием многофакторного планируемого эксперимента на промышленной установке горизонтального непрерывного литья (УГНЛ). Получена математическая модель процесса литья бронзовой заготовки в закрытый горизонтальный кристаллизатор при максимальной производительности и с качественными характеристиками (σ_B , δ , H_B, S), которые соответствуют ГОСТу. Определены оптимальные режимы литья: шаг вытягивания, температура на входе в кристаллизатор и температура на выходе из кристаллизатора.

Литвинов А. П. Решение проблем сварки ответственных конструкций из деформированных алюминиевых сплавов: прокатных, штампованных и кованных заготовок // Вестник ДГМА. – 2009. – № 1 (15).

Показано, что с развитием ведущих отраслей техники увеличивается номенклатура свариваемых алюминиевых сплавов, используемых в производстве современных ответственных конструкций. Рассматриваются те особенности структур полуфабрикатов, полученных обработкой давлением, которые обусловили создание технологий сварки плавлением с высокой концентрацией энергии.

Лысенко Т. В., Носенко Т. И., Становский А. Л. Влияние параметров косвенного синхронизирующего управления охлаждением отливки в форме на точность синхронизации // Вестник ДГМА. – 2009. – № 1 (15).

Приведен объект управления в виде системы «песчаная литейная форма – отливка». Описано влияние параметров косвенного синхронизирующего управления охлаждением отливки в форме на точность синхронизации.

Макаренко Н. А., Кошевой А. Д., Богуцкий А. А., Куций А. М., Дьяков И. Е., Тимченко В. В. Разработка мощного сварочного выпрямителя // Вестник ДГМА. – 2009. – № 1 (15).

Работа посвящена разработке сварочного выпрямителя. Установлено, что применение вспомогательно-го выпрямителя, что имеет крутопадающую ВАХ, при напряжении холостого хода 86В и номинальном токе 500А, обеспечивает получение ВАХ с подъемом в области малых токов, что существенно улучшает сварочно-технологические характеристики мощного выпрямителя, позволяет применить не более двух силовых трансформаторов.

Матвеева М. О., Чигиринец Е. Э., Макарова А. А. Исследования коррозионной стойкости чугунов экономнолегированных титаном // Вестник ДГМА. – 2009. – № 1 (15).

Широкое применение железного лома неконтролируемого химического состава привело к тому, что чугун всегда содержит титан в небольших количествах. В настоящих исследованиях определено влияние экономного легирования титаном на свойства чугуна, в частности, на его коррозионно-электрохимическое поведение. Установлено отрицательное влияние Ti в количестве 0,017...0,44% на коррозионную стойкость чугуна в кислой и нейтральной среде.

Меняйло Е. В. Влияние давления на размер и форму шаровидного графита в прокатных валках из высокопрочного чугуна // Вестник ДГМА. – 2009. – № 1 (15).

Установлено влияние давления на размер и форму шаровидного графита в прокатных валках из высокопрочного чугуна. Расчетными и экспериментальными исследованиями определено, что при длительной кристаллизации отливок происходит увеличение размеров и ухудшение формы шаровидного графита. Эти процессы обусловлены уменьшением давления, обусловленного кривизной поверхности, атмосферного и давления столба металла.

Могилатенко В. Г., Евтушенко Н. С., Власюк И. А. Влияние фторцирконата калия и нитрида титана на кинетику кристаллизации заэвтектичного силумина KC740 // Вестник ДГМА. – 2009. – № 1 (15).

Исследовано влияние фторцирконата калия и мелкодисперсных частиц нитрида титана на кинетику кристаллизации заэвтектичного сплава алюминия и кремния. Отмечено, что при применении модификатора увеличивается интервал кристаллизации. Обработка нитридами приводит к изменению кинетики кристаллизации системы. Нитриды влияют на все структурные составляющие заэвтектичных силуминов и приводят к сдвигу эвтектических точек в сторону большего содержания кремния. При добавлении модификаторов сплав начинает кристаллизоваться при более высоких температурах. Это связано с появлением новых центров кристаллизации.

Могилатенко В. Г., Гурия И. М., Малай О. И., Яблонский А. А. Исследование термодинамики реакций порофоров в алюминиевом расплаве // Вестник ДГМА. – 2009. – № 1 (15).

С повышением заинтересованности к пеноалюминию с закрытыми порами возникла необходимость в разработке способов его изготовления, которые бы имели однородную пористую структуру. Чрезвычайно многообещающим альтернативным порофором для изготовления пеноалюминия с помощью литейной технологии является карбонат кальция. Нами была исследована термодинамика и кинетика прохождения реакций разложения порофоров (CaCO_3 и MgCO_3) в среде алюминия.

Могилатенко В. Г., Федоров Г. Е., Ямшинский М. М., Платонов Е. А., Кузьменко А. Е., Назаренко В. С. Повышение специальных свойств жаростойких хромоалюминиевых сталей микролегированием и модифицированием // Вестник ДГМА. – 2009. – № 1 (15).

Жаростойкие стали представляют собой эффективную альтернативу хромоникелевым благодаря большей экономичности и сравнимости по эксплуатационным свойствам. Основной задачей является определение состава стали, отвечающей заданным эксплуатационным свойствам, а также микролегирование и модифицирование хромоалюминиевых сталей иттрием, кальцием, ванадием и цирконием.

Могилевцев О. А. Проектирование согласованной работы формовочного и плавильного оборудования литейного цеха // Вестник ДГМА. – 2009. – № 1 (15).

Разработан графо-аналитический метод согласования работы формовочного и плавильного оборудования литейного цеха. При проектировании нового цеха использование данного метода позволяет убедиться в работоспособности принятого варианта. В условиях действующего цеха метод позволяет создать компьютерное программное средство, которое можно использовать при оперативном планировании. Метод может быть полезным при проектировании новых цехов, оперативном планировании в действующих цехах, а также в учебном процессе.

Наумик В. В., Бялик Г. А. Выбор оптимальной технологии изготовления антифрикционных материалов // Вестник ДГМА. – 2009. – № 1 (15).

Проведен анализ влияния технологических факторов изготовления свинцовистых бронз на эксплуатационные характеристики готовых изделий. Предложен метод экспресс-контроля износостойкости.

Проведенный комплекс исследований показывает, что непрерывнолитые заготовки для подшипников скольжения из свинцовистой бронзы, характеризующиеся структурой, ориентированной вдоль направления износа, не уступают и даже превосходят по износостойкости традиционно применяемые деформированные заготовки.

Нестерук Е. П., Бубликов В. Б., Латенко В. П., Суменкова В. В. О характере межфазного взаимодействия при растворении ферросилиция в процессе модифицирования чугуна // Вестник ДГМА. – 2009. – № 1 (15).

Установлено, что в результате процесса растворения идет встречная диффузия железа и углерода из чугуна в ферросилиций и кремния из ферросилиция в чугун. При взаимодействии с чугуном на поверхности ферросилиция образуются легкоплавкие силициды, которые ускоряют плавление ферросилиция. Растворение происходит как за счет отрыва целых конгломератов частиц поверхностного слоя, так и диффузией химических элементов в связи с различной их концентрацией в расплаве чугуна и в ферросилиции.

Поликарпов Ю. В. Определение регулировочных характеристик двигателей, необходимых для спрямления траектории движения крана // Вестник ДГМА. – 2009. – № 1 (15).

С учетом продольного и поперечного упругого скольжения колес рассмотрены условия, при которых кран на цилиндрических колесах при отсутствии контакта колесных реборд с рельсами будет двигаться по прямой. Установлено, что это возможно при восходящих механических характеристиках двигателей. Приемлемая кривизна траектории может быть обеспечена при их абсолютно жестких механических характеристиках. Перспективным является использование синхронных двигателей.

Порохня С. В., Фесенко А. Н. Влияние технологических параметров литья по пенополистироловым моделям на структуру и свойства стальных отливок // Вестник ДГМА. – 2009. – № 1 (15).

Представлены результаты исследований поверхностного слоя стальных отливок изготовленных по пенополистироловым моделям. Рассмотрено влияние толщины отливки, влажности песка, кажущейся плотности пенополистироловой модели и времени выдержки ее на воздухе на твердость поверхности стальной отливки. Показано, что предложенная технология тепловой обработки гранул пенополистирола обеспечивает снижение твердости поверхности стальных отливок и уменьшение глубины науглероженного поверхностного слоя.

Репях С. И. Модельный состав, как фактор размерной точности и точности формы отливок в литье по выплавляемым моделям // Вестник ДГМА. – 2009. – № 1 (15).

Проведена сравнительная оценка влияния типа модельного состава на размерную точность и точность формы отливок в литье по выплавляемым моделям. Установлено, что модельный состав оказывает значительное влияние на точность отливок, определены модельные составы, обеспечивающие наиболее высокий уровень точности отливок.

Роик А. С., Сокольский В. Э., Бойко В. Л., Самсонников А. В., Казимиров В. П. Влияние температуры на строение расплава силумина (Al – 20,1 мас.% Si) // Вестник ДГМА. – 2009. – № 1 (15).

Выполнено рентгенографическое исследование расплава системы Al–Si содержащим 20,1 мас. % Si. Моделирование структурного фактора выполнялось методом обратного Монте-Карло. Показано, что вблизи 800°C в расплаве происходит заметная структурная перестройка.

Рудницкий А. А., Соценко О. В. Опробование литья колосников из высокохромистой стали в кокиль // Вестник ДГМА. – 2009. – № 1 (15).

Проведено опробование технологии литья колосников для агломерационных машин из высокохромистой стали в кокиль. Подтверждена возможность получения годных отливок без трещин. Доказано, что литье колосников в кокиль позволяет повысить относительную плотность металла в отливке по сравнению с отливками, полученными в песчано-глинистых формах. Увеличение плотности металла способствует заметному повышению уровня его механических свойств.

Селиверстов В. Ю., Доценко Ю. В. Перспективы применения комбинированных способов управления структурообразованием литого металла // Вестник ДГМА. – 2009. – № 1 (15).

Проанализированы методы активного воздействия на затвердевающий металл с точки зрения перспективы комбинирования различных внешних воздействий на процесс кристаллизации. Приведен анализ наиболее значимых характеристик процессов, связанных с применением давления, введения в расплав упругих колебаний, модифицирования. Приведены результаты исследований и промышленных испытаний комплексной технологии, предусматривающей модифицирование и газодинамическое воздействие на расплав в литейной форме.

Семенов В. М., Жарговский А. В. Малоотходная технология изготовления кристаллизаторов // Вестник ДГМА. – 2009. – № 1 (15).

Изучены деформации при электрошлаковой сварке тонкостенных цилиндров и рассчитаны сборочные зазоры при ЭШС, обеспечившие получение точных размеров корпусов кристаллизаторов и сокращающие припуски и энергозатраты на механическую обработку. Разработана технология однопроходной электродуговой сварки гильзы кристаллизатора из меди М1р, вальцованной из листовых заготовок. Разработанные малоотходные технологические процессы сварки заготовок кристаллизатора обеспечивают энерго и ресурсосбережение за счет сокращения энергозатрат припусков на механическую обработку и снижения трудоемкости изготовления.

Семёнова Т. В. Методика оценки технического уровня литейного производства // Вестник ДГМА. – 2009. – №1(15).

Предложена методика, позволяющая оценивать технический уровень литейного производства с использованием показателей, характеризующих уровень средств и предметов труда, а также уровень технологии. Разработанная методика может быть использована литейными цехами металлургических и машиностроительных предприятий с целью сравнения с другими предприятиями и определения направлений повышения технического уровня производства.

Сигарев Н. К., Пронский Л. И., Стороженко С.А. Оптимизация температурного режима металла // Вестник ДГМА. – 2009. – № 1 (15).

Рассмотрен процесс охлаждения расплава в ковшах различной емкости. Предложены мероприятия по рассмотрен процесс охлаждения расплава в ковшах различной емкости. Полученные результаты подтверждают практические данные о неодинаковой величине снижения температуры в ковшах различной емкости. Для обеспечения минимальных потерь тепла (снижения температуры) в ковшах малой емкости рекомендуется проводить подогрев футеровки до 750-800 °С, применять крышки для снижения потерь зеркалом металла и при возможности увеличивать толщину слоя футеровки.

Сторчак-Федюк А. М., Петюх В. М., Артюх Л. В. Дослідження сплавів системи Cu–Ti–Zr в області існування фази на основі Cu_2TiZr // Вестник ДГМА. – 2009. – № 1 (15).

Исследованы литые сплавы системы Cu–Ti–Zr методом ДТА в широком концентрационном интервале, а методами СЭМ, ЛРСА и РФА – в области существования тройной фазы $Cu_{50}Ti_{25}Zr_{25}$ (% (ат.)). В результате исследования подтверждено существование тернарной теории соединения τ с широкой областью гомогенности и определены впервые температуры солидус и ликвидус литых сплавов Cu–Ti–Zr.

Токмаков П. В., Луценко В. А., Лещенко А. И., Анелькин Н. И., Кириленко О. М., Щербаков В. И. Влияние компоновки оборудования высокоскоростного проволочного стана на качественные характеристики высокоуглеродистой катанки // Вестник ДГМА. – 2009. – № 1 (15).

Показано влияние компоновки оборудования высокоскоростного проволочного стана 150 РУП «БМЗ» на качественные характеристики высокоуглеродистой катанки. Установлено, что предел прочности металла (стали 80) при использовании РКБ снизился на 10 Н/мм^2 и составил 1138 Н/мм^2 , что обеспечило требования – $\sigma_B=1140 \text{ Н/мм}^2$ нормативно-технической документации, при этом пластические свойства катанки повысились незначительно. Микроструктурный анализ показал, что в катанке, изготовленной с использованием РКБ, глубина обезуглероженного слоя уменьшается, а количество перлита 1-го балла повышается до 90%, что обусловлено более полным протеканием рекристаллизационных процессов.

Ульянов А. Н., Чернышова Н. В., Грибкова С. Н. Предварительное экономическое обоснование технологических проектов литейного производства // Вестник ДГМА. – 2009. – № 1 (15).

Предложена методика обоснования технологических проектов в литейном производстве которая позволяет учесть инфляционные процессы в экономике и не требует ежегодного обновления ценовых показателей. Методика может быть рекомендована, в качестве базовой, для экономического обоснования студенческих дипломных проектов технических специальностей машиностроительных ВУЗов.

Федоров Г. Е., Платонов Е. А., Кузьменко А. Е., Ямшинский М. М. Новые жаростойкие безникелевые стали и технологии изготовления из них литых деталей, работающих при температурах до $1300 \text{ }^\circ\text{C}$ // Вестник ДГМА. – 2009. – № 1 (15).

Исследовано влияние хрома, алюминия, углерода и титана в широком диапазоне их концентраций на литейные и специальные свойства жаростойких сталей для изготовления литых деталей, которые работают в агрессивных средах до 1300°C . Установлено, что при оптимальном соотношении основных компонентов стали имеют высокую окислительную стойкость и удовлетворительные литейные свойства, позволяющие изготавливать различных массы, геометрии и габаритных размеров.

Федоров Н. Н. Новые технологии в производстве бентонитовых формовочных глин из местного глинистого сырья // Вестник ДГМА. – 2009. – № 1 (15).

Исследован способ физико-механической активации бентонитовой глины константиновского месторождения добавками глинистых минералов, отличающихся от основы по своей кристалломорфологии. Предложены рецептура и технология производства комплексного связующего на основе термостойкого константиновского бентонита, обеспечивающего короткий цикл смесеприготовления и высокий уровень технологических свойств формовочной смеси.

Федьков А. В., Федьков В. А., Федьков Г. А., Минакова В. И. Влияние содержания серы и модифицирования на свойства стали 35X06СЛ // Вестник ДГМА. – 2009. – № 1 (15).

Показано, что сталь 35X06СЛ с содержанием $0,006\%$ S имела показатели вязкости и пластичности в 1,8-2 раза выше по сравнению со сталью с $0,028\%$ S. Установлено эффективное влияние модифицирования ЦЗМ и РЗМ стали 35X06СЛ с содержанием серы свыше $0,015\%$. Модифицирование ЦЗМ и РЗМ стали 35X06СЛ с содержанием $0,010\%$ S нецелесообразно.

Фесенко А. Н., Фесенко М. А., Косячков В. А., Фесенко Е. В. Получение чугунных отливок с разнородной структурой и свойствами из базового расплава методом внутрiformенного модифицирования // Вестник ДГМА. – 2009. – № 1 (15).

Предложен и исследован способ изготовления в общей литейной форме из одного базового расплава одинаковых или различных по массе, конфигурации и размерам отливок, каждая из которых отличается друг от друга заданными структурой и свойствами, в том числе и от структуры и свойств исходного металла с применением метода внутрiformенного модифицирования.

Хасан О. С., Чайковский А. А., Петухова А. А. Исследование растворения ФХ-0,25 в литевой форме // Вестник ДГМА. – 2009. – № 1 (15).

Исследовано влияние температуры заливки чугуна, площади взаимодействия чугуна и феррохрома, доли свободного пространства реакционной камеры (РК) на количество растворившегося феррохрома в потоке чугуна. В результате проведенных экспериментов установлены оптимальные параметры при которых достигается полное и равномерное растворение феррохрома в потоке чугуна.

Черныш С. В., Кочешков А. С. Литье биметаллических ювелирных изделий // Вестник ДГМА. – 2009. – № 1 (15).

Приведены этапы разработки технологии литья ювелирных изделий методом биметаллического литья. Приведены результаты исследований в области снижения окисления ювелирных сплавов, а также преимущества данного способа литья по сравнению с литьем по выплавляемым моделям классическим способом.

Чернышева Н. В., Грибкова С. Н., Харитонов В. О. Анализ резервов увеличения производительности труда в термообдирочном цехе ОАО «ЭМСС» // Вестник ДГМА. – 2009. – № 1 (15).

Проанализирована производительность труда в термообдирочном цехе открытого акционерного общества «Энергомашспецсталь». Установлено, что темпы роста производительности преобладают над темпами роста заработной платы. Для эффективного повышения производительности труда необходима разработка мотивационных механизмов: материальных и нематериальных, а именно: повышения заработной платы за счет совершенствования методики премирования и улучшения условий труда на рабочих местах.

Чигарев В. В., Касова Е. В. Математическое моделирование теплового состояния сердечника порошковой ленты при восстановительной электроконтактной наплавке // Вестник ДГМА. – 2009. – № 1 (15).

Изучено тепловое состояние системы «сердечник – оболочка» порошковой ленты при нагреве в процессе электроконтактной наплавки. Полученная математическая модель и разработанные на ее основе программные средства обеспечивают быструю и эффективную визуализацию результатов расчета температуры в любой точке порошковой ленты.

АНОТАЦІЇ

Абдулов О. Р., Древаль Л. О., Агравал П. Г., Соловійов Н. В., Турчанін М. А. Термодинамічне моделювання фазових перетворень в системах Cu–Ti, Cu–Zr та Ti–Zr // Вісник ДДМА. – 2009. – № 1 (15).

В рамках CALPHAD-методу виконано термодинамічний опис бінарних систем Cu–Ti, Cu–Zr та Ti–Zr. Для опису надлишкової складової термодинамічних властивостей рідких сплавів використані моделі ідеального асоційованого розчину – системи Cu–Ti та Cu–Zr і модель Редліха–Кістера – система Ti–Zr. Надлишкова складова енергії Гіббса твердих розчинів описана з використанням моделі Редліха–Кістера. Моделювання енергії Гіббса інтерметалічних сполук з областю гомогенності виконано з використанням Compound Energy Formalism.

Агравал П. Г., Абдулов О. Р., Древаль Л. О., Турчанін М. А. Моделювання метастабільних фазових перетворень в системах Cu–Ti, Cu–Zr, Cu–Ti–Zr та прогнозування концентраційних областей аморфізації розплавів // Вісник ДДМА. – 2009. – № 1 (15).

З використанням термодинамічних описів бінарних систем Cu–Ti, Cu–Zr і трьохкомпонентної системи Cu–Ti–Zr виконано моделювання метастабільних фазових перетворень за участю переохолодженої рідкої фази та розраховані метастабільні діаграми стану системи. Виконано аналіз відносної термодинамічної стабільності переохолоджених розплавів та конкуруючих кристалічних фаз систем Cu–Ti, Cu–Zr і Cu–Ti–Zr та прогнозовані концентраційні області аморфізації розплавів системи.

Агравал П. Г., Древаль Л. О., Абдулов О. Р., Турчанін М. А., Великанова Т. Я. Термодинамічні моделювання рівноважних фазових перетворень в системі Cu–Ti–Zr // Вісник ДДМА. – 2009. – № 1 (15).

В рамках CALPHAD-методу виконано термодинамічний опис трьохкомпонентної системи Cu–Ti–Zr. Температурно-концентраційна залежність енергії Гіббса рідкої фази була описана з використанням моделі ідеального асоційованого розчину. Моделювання температурно-концентраційної залежності енергії Гіббса потрібної інтерметалічної сполуки з областю гомогенності та γ -фази виконано з використанням Compound Energy Formalism. Отримані термодинамічні моделі фаз системи використані для розрахунку політермічних та ізотермічних перетинів, а також поверхні ліквідус. Розраховані діаграми стану системи задовільно погоджуються з експериментальними даними.

Алієва Л. І., Абхарі П., Жбанков Я. Г. Формозмінення в процесі радіального видавлювання високих фланців // Вісник ДДМА. – 2009. – № 1 (15).

Розглянуто процеси радіального видавлювання фланців на трубі з односторонньої подачею металу. Досліджено формозмінення в процесі радіального видавлювання методом скінчених елементів. Встановлено геометричні параметри процесу при яких не відбувається утворення утяжини. Побудовано діаграми для визначення найкращих параметрів процесу радіального видавлювання. Розглянуто новий спосіб видавлювання високих фланців із рухливою матрицею.

Архипов О. Г., Зінченко О. В., Гусєв С. О. Дослідження процесу деградації сталі 12X18H10T // Вісник ДДМА. – 2009. – № 1 (15).

Сталі аустенітно-феритного класу експлуатуються в найбільш важких температурних режимах часто при одночасній дії статичних та циклічних навантажень.

Наведені дослідження зразків виготовлених із сталі 12X18H10T після тринадцяти років експлуатації в радіаційній частині зміювика печі на ЗАТ «Лінік». Аналізуються загальні зміни механічних і електрохімічних характеристик, структурних перетворень, що притаманні деградації сталі цього класу після тривалої експлуатації. Узагальнюються відмічені особливості протікання деградаційних процесів сталі 12X18H10T.

Бартель Г. П., Богущкий А. А., Корчак Н. С. Перспективна технологія виготовлення литих заготовок пуансонів для холодної висадки // Вісник ДДМА. – 2009. – № 1 (15).

Досліджена технологія виготовлення штампового інструменту для холодної висадки на базі нової марки швидкорізальної сталі і спеціального методу литва, що забезпечує високий градієнт механічних властивостей в різних зонах інструменту. Розроблена технологія забезпечує підвищену зносостійкість, теплостійкість і ударну в'язкість в робочій зоні штампового інструменту. Технологія прийнятна для різних видів литого штампового інструменту холодної деформації.

Бартель Г. П., Дардесов А. А. Вплив термочасової обробки розплаву на структуру і властивості інструментальної сталі // Вісник ДДМА. – 2009. – № 1 (15).

Досліджували вплив різних варіантів термочасової обробки розплаву на жідкотекучість і мікроструктуру інструментальної сталі.

Белов Б. Ф., Троцан А. І., Бродецкий І. Л., Харлашин П. П., Паренчук І. В. Структуризація сплавів феросиліцію в рідкому і твердому станах // Вісник ДДМА. – 2009. – № 1 (15).

Розглянуто побудова полігональної діаграми стану системи Fe – Si, яка дозволяє визначити умови виникнення і природу силіцидів заліза з метою оптимізації марочного складу і розробки нового стандарту сплавів феросиліцію для підвищення ефективності процесів розкислювання при пічній і позапічній обробки стали.

Бернасовски М., Карбовничек М., Міленин А. Розвиток моделювання управління доменної печі // Вісник ДДМА. – 2009. – № 1 (15).

Виконано аналіз розробленої комп'ютерної системи проектування доменної печі з використанням методу нейронних мереж, який є одним із методів створення систем штучного інтелекту. Метод штучного інтелекту використовувався для визначення якості чавуну. З метою врахування зменшення викиду в атмосферу вуглекислого газу розроблені методи його сепарування з колошнікового газу і повернення після очищення в доменну піч.

Берчук Д. Н., Бубліков В. Б. Дослідження особливостей процесів внутрішньоформеного модифікування чавуну магнієвими лігатурами Fe-Si-Mg (ФСМг-7) і Fe-Si-Mg-Ca (ЖКМК-4) // Вісник ДДМА. – 2009. – № 1 (15).

Експериментально встановлені кінетичні закономірності переходу Mg в чавун з лігатур Fe-Si-Mg і Fe-Si-Mg-Ca впродовж процесу внутрішньоформеного модифікування. Представлені дані про взаємозв'язок вмісту магнію із структурою і механічними властивостями чавуну. Розглянуті технологічні особливості застосування досліджених модифікаторів для отримання високоміцного чавуну внутрішньоформеним модифікуванням.

Бредіхин В. Н., Кульбіда Е. П., Данилова Т. А. Технологія і устаткування для комплексної переробки відходів алюмінію // Вісник ДДМА. – 2009. – № 1 (15).

Представлені новітні розробки в технології і устаткуванні при переробці алюмінієвого лому і відходів. Упровадження розробленої технології і спеціальних видів агрегатів дозволило підвищити витягання металу і скоротити екологічне навантаження на навколишнє середовище.

Бубліков В. Б. Розвиток технологій і підвищення властивостей високоміцного чавуну // Вісник ДДМА. – 2009. – № 1 (15).

Розглянуті прогресивні напрями розвитку технологій високоміцного чавуну. Представлені експериментальні дані по впливу складу модифікаторів, методів модифікування, легування, термічної обробки на структуроутворення і підвищення рівня механічних властивостей виливків з високоміцного чавуну.

Будаг'янець М. А., Жижкіна Н. О., Гутько Ю. І. Відцентрове лиття валків для гарячої прокатки // Вісник ДДМА. – 2009. – № 1 (15).

Розглянути валкам гарячої прокатки. Розроблення відцентрової технології лиття та застосування нових зносостійких матеріалів дозволили виробляти валки, що відповідають світовому технічному рівню. Описані найбільш важливі технологічні параметри лиття. Показано, що величина шару теплоізоляційного покриття кокілю та маса виливка впливають на швидкість кристалізації та рівень твердості. Методом планування експерименту встановлено, що величина покриття є найбільш значущим фактором. Його дія підсилюється впливом діаметру виливка.

Бурнашев В. Р. Плазмено-дугова гарнісажна плавка феросплавів і лігатур // Вісник ДДМА. – 2009. – № 1 (15).

Розглянуто освоєння технології виплавки феросплавів і лігатур з рідкісними і рідкоземельними металами в умовах плазмено-дугової гарнісажної плавки в мідному водоохолоджуваному тиглі. Вивчений вплив ПДГП на склад і властивості феросплавів і лігатур на нікелевій основі. Показано, що застосування ПДГП в мідному водоохолоджуваному кристалізаторі доцільне для отримання феросплавів і лігатур з металів з різними фізико-хімічними властивостями.

Гнатушенко А. В., Біктагіров Ф. К., Шаповалов В. А., Ігнатов А. П. Переробка алюмінієвої стружки в сольових розплавах // Вісник ДДМА. – 2009. – № 1 (15).

Розглянутий спосіб переробки алюмінієвої стружки в сольових розплавах, що підігріваються за рахунок проходження через них електричного струму. Приведена технологічна схема процесу і результати досліджуваних плавок сплаву АЛ25. Експериментально встановлено, що для запобігання угару магнію в даному сплаві, необхідно вводити до складу флюсу магнійвміщуючі компоненти в кількості 10-15 %. Показано, що даний спосіб є ефективним для переробки стружки і дрібного лому алюмінію і алюмінієвих сплавів з отриманням якісного металу.

Гресс А. В. Математичне моделювання сегрегації домішок в неперервнолитій блюмовій сталевій заготівці, що кристалізується // Вісник ДДМА. – 2009. – № 1 (15).

Розроблена концептуальна і адекватна двовірна динамічна комп'ютерна модель твердіння злитка. Показано, що розподіл домішок, твердої фази, температури і термонапруг в межах зони двофазного стану не носить експоненціального характеру. Сформульовані принципи визначення часових меж застосування перемішування, забезпечуючих формування неперервнолитої заготівки різного перетину і складу з мінімальним розвитком ліквідаційних явищ.

Гринь О. Г., Свиридов О. В. Оптимізація складу порошкового дроту для зварювання міді по газонасиченості наплавленого металу // Вісник ДДМА. – 2009. – № 1 (15).

Розроблено склад наповнювача самозахисного порошкового дроту для зварювання міді. На основі виконаних досліджень в якості шлакообразуючих обрана система з фторидних сполучень. Досліджено вплив залишкових концентрацій розкислювача, як легуючих добавок на газонасиченість металу шва. Проведена оптимізація розробленого складу порошкового дроту по газонасиченості наплавленого металу.

Гулько І. І., Порохня С. В. Автоматизований розрахунок конструктивних параметрів лопатевого змішувача // Вісник ДДМА. – 2009. – № 1 (15).

На основі теоретичних уявлень про механізм перемішування компонентів суміші лопатями в рукаві змішувача показані алгоритми розрахунку конструктивних параметрів змішувальної камери й вала, пояснена оптимізація знаходження габаритних розмірів всіх елементів змішувача. Показана можливість переходу від теоретичного обґрунтування розрахунку конструктивних параметрів лопаток до створення методики автоматизованого розрахунку змішувача з певною послідовністю розв'язання задач і до об'ємно проектування розглянутого об'єкта.

Гулько І. І., Порохня С. В. Побудова 3D-моделей імпульсних головок // Вісник ДДМА. – 2009. – № 1 (15).

На прикладі створення умов автоматизованого проектування імпульсної формувальної машини, виявлено взаємозв'язок між технологією виробництва форм, стрижнів і конструкцією машин, які виконують таке виробництво; розроблені алгоритми вибору оптимальних параметрів конструкції і встановлена певна послідовність розрахункових задач при проектуванні ливарної машини; побудовано математичну та алгоритмічну модель розрахунку вузлів. Отримані креслення імпульсних головок і загального вигляду формувальної машини.

Гулько І. І., Порохня С. В. Шляхи удосконалення формувальної машини // Вісник ДДМА. – 2009. – № 1 (15).

Запропоновано удосконалення імпульсної формувальної машини через знаходження оптимальної форми несучої частини конструкції машини - колони. На підставі статистичних даних були визначені числові показники габаритних розмірів проєктованого об'єкта, зроблені основні висновки про його надійність, характер розподілу навантажень, вироблені рекомендації щодо оптимізації розрахункових параметрів.

Дан Л. А. Використання ФГМ як спосіб підвищення разгаростойкості чавунних і сталевих вливків // Вісник ДДМА. – 2009. – № 1 (15).

З використанням дериватографа «Derivatograph-1500» проведені дослідження кінетики окислення чавуну і сталі при високих температурах. Запропонований і випробуваний в лабораторних умовах новий підхід в створенні разгаростійких матеріалів. Отримання за рахунок термодифузії, що протікає в період експлуатації, на основі рядових сталей і чавунів функціонально-градієнтних матеріалів, що містять кальцій і кремній в робочому шарі, забезпечує зниження інтенсивності утворення сітки розпалу на ній.

Доній А. Н. Імітаційна модель структуроутворення при кристалізації // Вісник ДДМА. – 2009. – № 1 (15).

Розроблено імітаційну модель структуроутворення при кристалізації алюмінію в різні моменти часу. Отримані результати підтверджують високу реальність, якість результатів і адекватність імітаційного моделювання процесів формування структури металів і придатні для проведення подальших наукових досліджень.

Доній О. М., Котляр С. М., Кулініч А. А., Фесенко М. А. Вплив мікролегування титаном, бором та вуглецем на механічні властивості сплавів системи Al-Zn-Mg-Cu після термічної обробки // Вісник ДДМА. – 2009. – № 1 (15).

Досліджено вплив мікролегування титаном, бором та вуглецем на механічні властивості сплавів системи Al-Zn-Mg-Cu після термічної обробки. Встановлено, що із збільшенням вмісту міді від 0,3 до 1,1 % в сплавах суттєво змінюється морфологія дендритних зерен твердого розчину в литому стані від рівновісної до орієнтованої. При вмісті міді до 0,3 % (мас.) структура характеризується достатньо дрібним рівновісним зерном. Із збільшенням кількості міді до 1,1 % спостерігається подовження дендритного зерна і утворення стовпчастої зеренної структури. При введенні лігатури з титаном та вуглецем спостерігається поступове подрібнення макрозерна до 1 мм. Рівень засвоєння титану в порівнянні з розрахунковим становив у середньому 85 %.

Заблоцький В. К., Дьяченко Ю. Г. Застосування борохромоалітованих поверхневих шарів в умовах абразивно-рідинного та ударно-механічного тертя по закріплених і незакріплених частках // Вісник ДДМА. – 2009. – № 1 (15).

Розглянуто вплив поверхневих шарів, отриманих після насичення в порошковій суміші, що складається з бора, хрому і алюмінію на показники зносостійкості в умовах абразивно-рідинного й ударно-механічного тертя по закріплених і незакріплених частках. Визначено умови, при яких вуглецеві сталі після поверхневого насичення бором, хромом й алюмінієм мають високі показники зносостійкості.

Заблоцький В. К., Корсун В. А. Особливості дифузійного насичення карбідоутворюючими елементами V, Cr, Ti й W вуглецевих сталей 10 і У13 у порошкових сумішах // Вісник ДДМА. – 2009. – № 1 (15).

Встановлено залежності між вмістом вуглецю в сталі й структурою поверхневих шарів при насиченні карбідоутворюючими елементами V, W, Cr, Ti зразків зі сталей 10 і У13 стандартного складу, підданих насиченню в сумішах, що містять порошки FeV, FeCr, FeTi, FeW, Al₂O₃ і NH₄Cl. Визначено умови карбідоутворення для зазначених сталей.

Заблоцький В. К., Лапченко О. В. Обґрунтування області ефективного використання процесів насичення сталей В, Ti та Al в порошкових сумішах // Вісник ДДМА. – 2009. – № 1 (15).

Виконано систематизацію даних про типи поверхневих шарів, отриманих комплексним насиченням бором, титаном і алюмінієм при хіміко-термічній обробці вуглецевих сталей у порошкових сумішах. На основі систематизованих даних запропоновані варіанти застосування способів насичення сталей бором, титаном і алюмінієм для зміцнення різних типів виробів.

Завалін А. В., Пресняков В. А., Шаповалов К. П., Окунев Ю. В., Пантелеймонов В. А. Розробка технології одношарового наплавлення роликів машин безперервного лиття заготовок // Вісник ДДМА. – 2009. – № 1 (15).

Наведена розробка технології одношарового наплавлення роликів машин безперервного лиття заготовок. В результаті дослідної роботи отримані технологічні параметри принципово нового способу виготовлення роликів МБЛЗ з високими експлуатаційними властивостями при значно менших витратах. Дана технологія дозволяє збільшити продуктивність наплавлення в два рази через зменшення товщини наплавленого шару.

Заславський А. М., Капітан А. В., Роїк А. С., Самсоніков О. В. Вплив швидкості охолодження на структуру Ni–Cr–Al сплавів, отриманих методом вакуумного осадження // Вісник ДДМА. – 2009. – № 1 (15).

Вивчено вплив температури осадження на кінцеву структуру у сплавах трикомпонентної системи Ni–Cr–Al, отриманих методом електронно-променевого випару у вакуумі з наступною конденсацією на поверхні, що підігриваються. Встановлено температурно-концентраційні області утворення інтерметалічних сполук Ni₃Al і NiAl. Показано, що кінцева структура сплавів формується не тільки в залежності від температури осадження, але і визначається термічною історією зразка, у першу чергу, часом температурного впливу і швидкістю охолодження.

Золлер И. Визначення діаметра труб для підземних сточних вод у шахтній промисловості // Вісник ДДМА. – 2009. – № 1 (15).

Машинобудівним підприємством з виробництва обладнання для стічних вод Maschinenfabrik für Abwassertechnik розроблений швидкий метод визначення розмірів фанових труб з використанням діаграм. У Розглядається положення, згідно з яким даний метод в нормальних умовах також може бути застосований до визначення розмірів труб водовідведення та наливних рукавів в гірничодобувній промисловості.

Іванов В. Г., Сажнев В. М., Луньов В. В. Технологічні особливості виробництва сірого чавуну для монтажу подових секцій алюмінієвих електролізерів // Вісник ДДМА. – 2009. – № 1 (15).

Розроблені та досліджені оптимальні технологічні параметри виробництва та заливання сірого чавуну, що використовується для монтажу подових секцій алюмінієвих електролізерів. Отримані результати підтверджують можливість одержання якісних чавунних подових секцій електролізерів без дефектів.

Іванов Г. О., Скребцов О. М., Кузьмін Ю. Д. Новітня технологія виплавки легованої сталі із уведенням в розплав перед випуском із печі дрібнокристалічної шихти // Вісник ДДМА. – 2009. – № 1 (15).

В умовах виробництва застосовано технологію, яка за допомогою механізмів металургійної структурної спадковості дозволяє помітно підвищити фізико-механічні властивості металеві продукції без усяляких витрат. Виконано кількісна оцінка мікроструктури сталі ферритно-перлітного класу із застосуванням комп'ютерної техніки.

Кабацький В. І., Кабацький О. В. Оптимізація механічних властивостей металу високоміцних низьколегованих зварних швів // Вісник ДДМА. – 2009. – № 1 (15).

Розглядається стан питання оптимізації структурних характеристик низьколегованого металу зварних швів, а також досліджується можливий шлях подальшого поліпшення характеристик металу за рахунок стимулювання утворення голчастого фериту. Зіставлення розмірів кристалічних ґраток фериту й деяких нітридів показує, що зародження голчастого фериту можливо на нітридних включеннях ванадію. Встановлено, що при визначенні оптимальної легуючої основи металу зварних швів одним з перспективних способів є керування характеристиками структури металу за допомогою добавок азоту й ванадію, що сприяє збільшенню числа центрів зародження.

Козак Д. С., Бубликов В. Б., Зеленая Л. А. Характерні особливості формування литої структури заевтектоїдної сталі з кулястим графітом // Вісник ДДМА. – 2009. – № 1 (15).

Розглянуті особливості формування литої структури заевтектоїдної сталі, модифікованої ЖКМК-4Р; КМг-9 і лігатурою Fe63Ni30Mg7 сумісно з силікобарієм СБ20. Приведені механічні властивості сталі з кулястим графітом в литому стані і після ферритизувального відпалу.

Козоброд Д. Б., Фесенко А. М. Перспективний спосіб виготовлення пінополістиролових моделей // Вісник ДДМА. – 2009. – № 1 (15).

Проведено аналіз способів виготовлення піномоделей, які мають обмежене використання через певні недоліки, такі, як складність обладнання, нестабільність процесу та значну його подовженість тощо. Запропоновано спосіб виготовлення моделей з пінополістиролу у потоці киплячої води, як такого, що підвищує ефективність технології та знижує енерговитрати.

Косячков В. О. Імовірний механізм і кінетика модифікування і кристалізації чавуну в ливарній формі // Вісник ДДМА. – 2009. – № 1 (15).

Фахівцям у галузі металургії і ливарного виробництва пропонується до обговорення авторське бачення ймовірного механізму і кінетики модифікування і кристалізації чавуну у виливках. Запропонований механізм кінетики модифікування і кристалізації чавуну може бути одним з додаткових доказів, що підтверджують загальноприйняту теорію кристалізації і модифікування чавуну.

Кульбіда Е. П., Данилова Т. А., Бредіхин В. Н. К питанню переробки алюмінієвих шлаків // Вісник ДДМА. – 2009. – № 1 (15).

Представлені теплотехнічні розрахунки пристрою для переробки алюмінієвого шлаку методом гарячого пресування. Розроблена конструкція пристрою, яка дозволяє не лише протягом 5–15 мін. витягувати до 80% алюмінію безпередньо в цеху, але і різко скоротити виділення газу і пилу під час охолодження шлаку.

Кушнерова Е. Ю., Горбатенко В. П., Маняк Н. А., Кушнеров В. Ю., Бредіхин В. Н. Дослідження впливу технологічних параметрів на якість литої заготовки // Вісник ДДМА. – 2009. – № 1 (15).

Проведено дослідження дії параметрів процесу на якість вилівка з використанням планованого експерименту багаточинника на промисловій установці горизонтального безперервного литва. Получена математична модель процесу литва бронзової заготовки в закритий горизонтальний кристалізатор при максимальній продуктивності і з якісними характеристиками (σ_B , δ , НВ, S), які відповідають ГОСТу. Визначені оптимальні режими литва: крок витягання, температура на вході в кристалізатор і температура на виході з кристалізатора.

Літвінов О. П. Вирішення проблем зварювання відповідальних конструкцій з деформованих алюмінієвих сплавів: прокатних, штампованих і кутих заготовель // Вісник ДДМА. – 2009. – № 1 (15).

Показано, що з розвитком провідних галузей техніки збільшується номенклатура алюмінієвих сплавів, що використовуються у виробництві сучасних відповідальних зварювальних конструкцій. Розглядаються ті особливості структур напівфабрикатів, отриманих обробкою тиском, що обумовили створення технологій зварювання плавленням з високою концентрацією енергії.

Лисенко Т. В., Носенко Т. І., Становській А. Л. Вплив параметрів непрямого синхронізуючого управління охолодження вилівка у формі на точність синхронізації // Вісник ДДМА. – 2009. – № 1 (15).

Приведений об'єкт управління у вигляді системи «піщана ливарна форма - вилівок». Описаний вплив параметрів непрямого синхронізуючого управління охолодження вилівка у формі на точність синхронізації.

Макаренко Н. А., Кошевой А. Д., Богуцький А. А., Куший А. М., Дьяков І. Е., Тімченко В. В. Розробка могутнього зварювального випрямляча // Вісник ДДМА. – 2009. – № 1 (15).

Робота присвячена розробці зварювального випрямляча. Встановлено, що застосування допоміжного випрямляча, що має крутопадающую ВАХ, при напрузі холостого ходу 86В і номінальному струмі 500А, забезпечує отримання ВАХ з підйомом у області малих струмів, що істотно покращує зварювально-технологічні характеристики могутнього випрямляча, дозволяє застосувати не більш двох силових трансформаторів.

Матвєєва М. О., Чигирінець Е. Е., Макарова А. А. Дослідження корозійної стійкості чавунів економнолегованих титаном // Вісник ДДМА. – 2009. – № 1 (15).

Широке застосування залізного лому неконтрольованого хімічного складу привело до того, що чавун завжди містить титан в невеликих кількостях. У справжніх дослідженнях визначений вплив економного легування титаном на властивості чавуну, зокрема, на його корозійно-електрохімічну поведінку. Встановлений негативний вплив Ті в кількості 0,017...0,44% на корозійну стійкість чавуну в кислому і нейтральному середовищі.

Меняйло Е. В. Вплив тиску на розмір і форму кулястого графіту в прокатних валках з високоміцного чавуну // Вісник ДДМА. – 2009. – № 1 (15).

Встановлено вплив тиску на розмір і форму кулястого графіту в прокатних валках з високоміцного чавуну. Розрахунковими і експериментальними дослідженнями визначено, що при тривалій кристалізації виливків відбувається збільшення розмірів і погіршення форми кулястого графіту. Ці процеси обумовлені зменшенням тиску, обумовленого кривизною поверхні, атмосферного і тиску стовпа металу.

Могилатенко В. Г., Євтушенко Н. С., Власик І. А. Вплив фторцирконату калію і нітриду титану на кінетику кристалізації заевтектичного силуміну КС740 // Вісник ДДМА. – 2009. – № 1 (15).

Досліджено вплив фторцирконату калію та дрібнодисперсних частинок нітриду титану на кінетику кристалізації заевтектичного сплаву алюмінію та кремнію. Відзначено, що при застосуванні модифікатора збільшується інтервал кристалізації. Обробка нітридами приводить до зміни кінетики кристалізації системи. Нітриди впливають на всі структурні складові заевтектичних силумінів і приводять до зсуву евтектичних точок у бік більшого вмісту кремнію. При додаванні модифікаторів сплав починає кристалізуватися при більш високих температурах. Це пов'язано з появою нових центрів кристалізації.

Могилатенко В. Р., Гурія І. М., Малай О. І., Яблонський А. А. Дослідження термодинаміки реакцій порофорів у алюмінієвому розплаві // Вісник ДДМА. – 2009. – № 1 (15).

З підвищенням заінтересованості до піноалюмінію з закритими порами виникла необхідність в розробці способів його виготовлення, які б мали однорідну пористу структуру. Надзвичайно багатообіцяючим альтернативним порофором для виготовлення піноалюмінію за допомогою ливарної технології є карбонат кальцію. Навіть була досліджена термодинаміка і кінетика проходження реакцій розкладання порофорів (CaCO_3 і MgCO_3) в середовищі алюмінію.

Могилатенко В. Г., Федоров Г. Є., Ямшинській М. М., Платонов Є. О., Кузьменко А. Ю., Назаренко В. С. Підвищення спеціальних властивостей жаростійких хромоалюмінієвих сталей мікролегуванням і модифікацією // Вісник ДДМА. – 2009. – № 1 (15).

Жаростійкі сталі є ефективною альтернативою хромонікелевим завдяки більшій економічності і порівнянності за експлуатаційними властивостями. Основною задачею є визначення складу сталі, що відповідає заданим експлуатаційним властивостям, а також мікролегування і модифікування хромоалюмінієвих сталей ітрієм, кальцієм, ванадієм і цирконієм.

Могильовцев О. А. Проектування узгодженої роботи формувального і плавильного устаткування ливарного цеху // Вісник ДДМА. – 2009. – № 1 (15).

Розроблено графо-аналітичний метод узгодження роботи формувального та плавильного обладнання ливарного цеху. При проектуванні нового цеху використання даного методу дозволяє переконатися в працездатності прийнятого варіанта. В умовах діючого цеху метод дозволяє створити комп'ютерний програмний засіб, який можна використовувати при оперативному плануванні. Метод може бути корисним при проектуванні нових цехів, оперативному плануванні в діючих цехах, а також у навчальному процесі.

Наумік В. В., Бялік Г. А. Вибір оптимальної технології виготовлення антифрикційних матеріалів // Вісник ДДМА. – 2009. – № 1 (15).

Проведено аналіз впливу технологічних факторів виготовлення свинцевистих бронз на експлуатаційні характеристики готових виробів. Запропоновано метод експрес контролю зносостійкості.

Наведений комплекс досліджень показує, що безперервноліті заготовці для підшипників ковзання з свинцевистою бронзою, що характеризуються структурою, орієнтованою вздовж напрямку зносу, не поступаються і навіть перевершують по зносостійкості деформовані заготовки, які традиційно застосовуються

Нестерук Е. П., Бубліков В. Б., Латенко В. П., Суменкова В. У. Про характер міжфазової взаємодії при розчиненні феросиліцію в процесі модифікування чавуну // Вісник ДДМА. – 2009. – № 1 (15).

Встановлено, що в результаті процесу розчинення йде стрічна дифузія заліза і вуглецю з чавуну у феросиліцій і кремнію з феросиліцію в чавун. При взаємодії з чавуном на поверхні феросиліція утворюються легкоплавкі силіциди, які прискорюють плавлення феросиліцію. Розчинення відбувається як за рахунок відриву цілих конгломератів частинок поверхневого шару, так і дифузією хімічних елементів у зв'язку з різною їх концентрацією в розплаві чавуну і у феросиліції.

Полікарпов Ю. В. Визначення регулювальних характеристик двигунів, необхідних для випрямлення траєкторії руху крана // Вісник ДДМА. – 2009. – № 1 (15).

З урахуванням подовжнього і поперечного пружного ковзання коліс розглянуті умови, за яких кран на циліндрових колесах за відсутності контакту колісних ребер з рейками рухатиметься по прямій. Встановлено, що це можливо при висхідних механічних характеристиках двигунів. Прийнятна кривизна траєкторії може бути забезпечена при їх абсолютно жорстких механічних характеристиках. Перспективним є використання синхронних двигунів.

Порохня С. В., Фесенко А. Н. Управління формуванням властивостей сталевих виливків при литві по пінополістироловим моделях // Вісник ДДМА. – 2009. – № 1 (15).

Надані результати досліджень твердіння сталевих виливків при литві по пінополістироловим моделях у формі з сухим і зволоженим кварцовим піском.

Одержані експериментальні дані показують, що використання зволоженого кварцового піску при формуванні пінополістиролових моделей дозволяє збільшити швидкість кристалізації металу і як наслідок веде до подрібнення структурних складових сплаву, до зменшення або усунення науглецьовування поверхневого шару сталевих виливків.

Порохня С. В., Фесенко А. Н. Вивчення кількісної сторони процесу термічного розкладання пінополістиролової моделі // Вісник ДДМА. – 2009. – № 1 (15).

Представлені результати визначення розрахункових залежностей кінетики газовиділення при термодеструкції пінополістиролової моделі. Розрахована густина парогазової суміші і рідкої фази, кількість газів, що виділилися, в діапазоні температур 973..1823 К, одержані емпіричні формули зміни відносної газотворності пінополістиролової моделі залежно від швидкості підйому металу і від температури металу, що заливається.

Порохня С. В., Фесенко А. Н. Аналіз металу сталевих виливків при литві по пінополістироловим моделях // Вісник ДДМА. – 2009. – № 1 (15).

Представлені результати досліджень поверхневого шару сталевих виливків виготовлених по пінополістироловим моделям. Розглянутий вплив товщини виливка, вогкості піску, уявної густини пінополістиролової моделі і часу витримки її на повітрі на твердість поверхні сталевих виливків.

Репях С. І. Модельний склад, як чинник розмірної точності і точності форми виливка в литві по моделях, що витоплюються // Вісник ДДМА. – 2009. – № 1 (15).

Проведена порівняльна оцінка впливу типу модельного складу на розмірну точність і точність форми виливка в литві по моделях, що витоплюються. Встановлено, що модельний склад робить значний вплив на точність виливка, визначені модельні склади, що забезпечують найвищий рівень точності виливка.

Роїк А. С., Сокольський В. Е., Бойко В.Л., Самсоніков О. В., Казіміров В. П. Вплив температури на будову розплава сілуміна // Вісник ДДМА. – 2009. – № 1 (15).

Виконано рентгенографічне дослідження розплаву системи Al–Si із вмістом 20,1 мас. % Si. Моделювання структурного фактора виконувалося методом зворотного Монте-Карло і методом RMC-моделювання. Показано, що поблизу 800°C у розплаві відбувається помітна структурна перебудова.

Рудницький А. А., Соценко О. В. Випробування литва колосників з високохромової сталі в кокіль // Вісник ДДМА. – 2009. – № 1 (15).

Проведене випробування технології литва колосників для агломераційних машин з високохромової сталі в кокіль. Підтверджена можливість отримання годних відливаних без тріщин. Доведено, що литво колосників в кокіль дозволяє підвищити відносну густину металу у відливанні в порівнянні з відливаннями, одержаними в піщано-глинистих формах. Збільшення густини металу сприяє помітному підвищенню рівня його механічних властивостей.

Селівьорстов В. Ю., Доценко Ю. В. Перспективи застосування комбінованих способів керування структуроутворенням литого металу // Вісник ДДМА. – 2009. – № 1 (15).

Проаналізовані методи активного впливу на твердіючий метал з погляду перспективи комбінування різних зовнішніх впливів на процес кристалізації. Приведений аналіз найбільш значущих характеристик процесів, пов'язаних із застосуванням тиску, введенням в розплав пружних коливань, модифікування. Приведені результати досліджень і промислових випробувань комплексної технології, що передбачає модифікування і газодинамічний вплив на розплав у ливарній формі.

Семенов В. М., Жартовський А. В. Маловідходна технологія виготовлення кристалізаторів // Вісник ДДМА. – 2009. – № 1 (15).

Вивчені деформації при електрошлакового зварювання тонкостінних циліндрів і розраховані складальні зазори при ЕШЗ, що забезпечили отримання точних розмірів корпусів кристалізатора і скорочення припуску і енерговитрат на механічну обробку. Розроблена технологія однопроходного електродугового зварювання гільзи кристалізатора з міді МІр, вальцованої з листових заготовель. Розроблені маловідходні технологічні процеси зварювання заготовок кристалізатора забезпечують енерго та ресурсозбереження за рахунок скорочення енерговитрат припусків на механічну обробку і зниження трудомісткості виготовлення.

Семенова Т. В. Методика оцінки технічного рівня ливарного виробництва // Вісник ДДМА. – 2009. – № 1 (15).

Запропонована методика, що дозволяє оцінювати технічний рівень ливарного виробництва з використанням показників, що характеризують рівень засобів і предметів праці, а також рівень технології. Розроблена методика може бути використана ливарними цехами металургійних та машинобудівних підприємств з метою порівняння з іншими підприємствами та визначення напрямків підвищення технічного рівня виробництва.

Сигарев Н. К., Пронській Л. І., Стороженко С. А. Оптимізація температурного режиму металу // Вісник ДДМА. – 2009. – № 1 (15).

Розглянуто процес охолодження розплаву в ковші різної ємності. Отримані результати підтверджують практичні дані про неоднакову величину зниження температури в ковші різної ємності. Для забезпечення мінімальних втрат тепла (зниження температури) у ковшах малої ємності рекомендується проводити підігрів футеровки до 750-8000С, застосовувати кришки для зниження втрат дзеркалом металу і при можливості збільшувати товщину шару футеровки.

Сторчак-Федюк А. М., Петюх В. М., Артюх Л. В. Дослідження структури литих сплавів системи Cu–Ti–Zr // Вісник ДДМА. – 2009. – № 1 (15).

Досліджено литі сплави системи Cu–Ti–Zr методом ДТА в широкому концентраційному інтервалі, а методами СЕМ, ЛРСА та РФА – в області існування тернарної фази Cu₅₀Ti₂₅Zr₂₅ (% (ат.)). В результаті дослідження підтверджено існування тернарної теорії з'єднання τ з широкою областю гомогенності та визначеної вперше температури солідус і ліквідус у литих сплавах Cu–Ti–Zr.

Токмаков П. В., Луценко В. А., Лещенко А. І., Анелькін М. І., Кіріленко О. М., Щербаков В. І. Вплив компоновки обладнання високошвидкісного дротового стану на якісні характеристики високовольтцевої катанки // Вісник ДДМА. – 2009. – № 1 (15).

Показано вплив компоновки устаткування високошвидкісного дротового стану 150 РУП «БМЗ» на якісні характеристики високовуглецевої катанки. Встановлено, що межа міцності металу (сталі 80) при використанні РКБ знизилася на 10 Н/мм² і склала 1138 Н/мм², що забезпечило вимоги – $\sigma_B = 1140$ Н/мм² нормативно-технічної документації, при цьому пластичні властивості катанки підвищилися трохи. Мікроструктурний аналіз показав, що у катанки, виготовленій з використанням РКБ, глибина знеуглецьованого шару зменшується, а кількість перліту І-го бала підвищується до 90%, що обумовлене більш повним протіканням процесів рекристалізацій.

Ульянов О. Н., Чернишова Н. В., Грибкова С. Н. Попереднє економічне обґрунтування технологічних проектів ливарного виробництва // Вісник ДДМА. – 2009. – № 1 (15).

Запропоновано методику обґрунтування технологічних проектів в ливарному виробництві, що дозволяє врахувати інфляційні процеси в економіці і не вимагає щорічного оновлення цінкових показників. Методика може бути рекомендована, у якості базової, для економічного обґрунтування студентських дипломних проектів технічних спеціальностей машинобудівних Вузів.

Федоров Г. Є., Платонов Є. О., Кузьменко А. Ю., Ямшинський М. М. Нові жаростійкі безнікелеві сталі і технології виготовлення з них литих деталей, що працюють при температурах до 1300°C // Вісник ДДМА. – 2009. – № 1 (15).

Досліджено вплив хрому, алюмінію, вуглецю і титана в широкому діапазоні їх концентрацій на ливарні і спеціальні властивості жаростійких сталей для виготовлення литих деталей, які працюють в агресивних середовищах до 1300°C. Установлено, що при оптимальному співвідношенні основних компонентів сталі мають високу окислювальну стійкість і задовільні ливарні властивості, які дають можливість виготовляти якісні виливки різних маси, геометрії і габаритних розмірів.

Федоров М. М. Нові технології у виробництві бентонітових формувальних глин з місцевої глинистої сировини // Вісник ДДМА. – 2009. – № 1 (15).

Досліджено спосіб фізико-механічної активації бентонітової глини костянтинівського родовища добавками глинистих мінералів, які відрізняються від основи за своєю кристаломорфологією. Запропоновано рецептуру й технологію виробництва комплексного зв'язувального матеріалу на основі термостійкого костянтинівського бентоніту, який забезпечує короткий цикл сумішопріготування й високий рівень технологічних властивостей формувальної суміші.

Федьков А. В., Федьков В. А., Федьков Р. А., Мінакова В. І. Вплив зміста сірки та модифікування на властивості сталі 35X06СЛ // Вісник ДДМА. – 2009. – № 1 (15).

Показано, що сталь 35X06СЛ з вмістом 0,006% S мала показники в'язкості і пластичності в 1,8-2 рази вищі в порівнянні із сталлю з 0,028% S. Встановлено ефективний вплив модифікування ШЗМ і РЗМ сталі 35X06СЛ з вмістом сірки понад 0,015%. Модифікування ШЗМ і РЗМ сталі 35X06СЛ з вмістом 0,010% S недовігодно.

Фесенко А. Н., Фесенко М. А., Косячков В. А., Фесенко Е. В. Отримання чавунних виливків з різною структурою і властивостями з базового розплаву методом внутрішньоформеного модифікування // Вісник ДДМА. – 2009. – № 1 (15).

Запропоновано і досліджено спосіб виготовлення в загальній ливарній формі з одного базового розплаву однакових або різних по масі, конфігурації і розмірам виливків, кожна з яких відрізняється один від одного заданими структурою і властивостями, у тому числі і від структури і властивостей початкового металу з використанням методу внутрішньоформеного модифікування.

Хасан О. З., Чайковській А. А., Пстухова А. А. Исследование розчинения ФХ-0,25 в ливарній формі // Вісник ДДМА. – 2009. – № 1 (15).

Досліджено вплив температури заливання чавуну, площі взаємодії чавуну і ферохрому, частки вільного простору реакційної камери (РК) на кількість розчиненого ферохрому в потоці чавуну. В результаті проведених експериментів встановлені оптимальні параметри при яких досягається повне і рівномірне розчинення ферохрому в потоці чавуну.

Черниш С. В., Кочешков А. С. Литва біметалевих ювелірних виробів // Вісник ДДМА. – 2009. – № 1 (15).

Запропоновано етапи розробки технології литва ювелірних виробів методом біметалевого литва. Приведені результати досліджень у області зниження окислення ювелірних сплавів, а також переваги даного способу литва в порівнянні з литвом по моделях, що виптоплюються, класичним способом.

Чернишова Н. В., Грібкова С. Н., Харитонова В. О. Аналіз резервів збільшення продуктивності праці в термообдільному цеху ВАТ «ЕМСС» // Вісник ДДМА. – 2009. – № 1 (15).

Проаналізована продуктивність праці в термообдільному цеху ВАТ «Енергомашспецсталь». Встановлено, що темпи зростання продуктивності переважають над темпами зростання заробітної плати. Для ефективного підвищення продуктивності праці необхідна розробка мотиваційних механізмів: матеріальних і нематеріальних, а саме: підвищення заробітної плати за рахунок вдосконалення методики преміювання та покращення умов праці на робочих місцях.

Чигарьов В. В., Касова О. В. Математичне моделювання теплового стану сердечника порошкової стрічки при відновлювальному електроконтактному наплавленні // Вісник ДДМА. – 2009. – № 1 (15).

Вивчено тепловий стан системи «сердечник – оболонка» порошкової стрічки при нагріванні під час електроконтактного наплавлення. Отримано математичну модель та розроблено на її основі програмні засоби, що забезпечують швидку та ефективну візуалізацію результатів розрахунку температури в будь-якій точці порошкової стрічки.

ABSTRACTS

Abdulov A. R., Dreval L. A., Agraval P. G., Solov'yov N. V., Turchanin M. A. The thermodynamic modeling of the phase transformations in the Cu–Ti, Cu–Zr and Ti–Zr systems // Herald of the DSEA. – 2009. – № 1 (15).

The thermodynamic assessment of the binary Cu–Ti, Cu–Zr and Ti–Zr systems has been carried out in the framework of the CALPHAD method. The excess term of the thermodynamic functions of the liquid alloys has been described using the ideal associated solution model – the Cu–Ti and Cu–Zr systems, and by Redlich–Kister model – the Ti–Zr system. The excess term of the Gibbs energy of the solid solutions has been described using the Redlich–Kister model. The Gibbs energy of the intermetallic compounds with a homogeneity range has been modeled using the Compound Energy Formalism.

Agraval P. G., Abdulov A. R., Dreval L. A., Turchanin M. A. Modeling of the metastable phase transformations in the Cu–Ti, Cu–Zr, Cu–Ti–Zr system and prediction the ranges of the alloy amorphization // Herald of the DSEA. – 2009. – № 1 (15).

The metastable phase transformations with the assistance of the supercooled liquid phase and metastable phase diagrams of the systems were calculated using the thermodynamic assessments of the binary Cu–Ti, Cu–Zr and the ternary Cu–Ti–Zr systems. The analysis of relative thermodynamic stability of the supercooled liquid alloys and competitive crystal phases of the Cu–Ti, Cu–Zr, and Cu–Ti–Zr systems has been carried out, and the ranges of the amorphization of the liquid alloys were predicted.

Agraval P. G., Dreval L. A., Abdulov A. R., Turchanin M. A., Velikanova T. Y. The thermodynamic modeling of the equilibrium phase transformations in the Cu–Ti–Zr system // Herald of the DSEA. – 2009. – № 1 (15).

The thermodynamic assessment of the ternary Cu–Ti–Zr system has been carried out in the framework of the CALPHAD method. The temperature-composition dependence of the Gibbs energy of the liquid phase has been described using the ideal associated solution model. The temperature-composition dependence of the Gibbs energy of the ternary intermetallic compound with a homogeneity range and γ -phase has been modeled in the frameworks of the Compound Energy Formalism. The temperature-composition and isothermal sections and the liquidus surface have been calculated using the obtained thermodynamic models of the phases of the system. The calculated phase diagrams of the system are in satisfactory agreement with experimental data.

Aliieva L. I., Abhari P., Zhbakov Y. G. Deformation in the radial extrusion process of high-flange // Herald of the DSEA. – 2009. – № 1 (15).

The one sided process of axisymmetric hollowed radial extrusion is considered. In this process is researched change of deformation in different steps with finite elements method. Results of deformation components for different steps was shown. It is defined that in certain ratio of geometric parameters will be appeared defect is named dimple. For determining dimple in this process was drawn a diagram on geometric parameters. A new die design for eliminating dimple in extrusion process was researched.

Arhipov A. G., Zinchenko O. V., Gusev S. A. Research of steel 12X18H10T degradation process // Herald of the DSEA. – 2009. – № 1 (15).

Defining of mechanical and other characteristics of steels after long-life exploitation in condition of aggressive environment is a very important task both from the point of view of man-caused disasters prevention and from the economical point of view.

We set in the article researches of samples made of steel 12X18H10T after 13 years exploitation in nuclear island of stove coil on CC "Linik". General changes of mechanical and electrochemical characteristics, structural transformations that are peculiar to degradation of steel of this class after long-life exploitation are analyzed. Registered features of passing steel 12X18H10T degradation processes are summarized.

Bartel G. P., Bohuckiy A. A., Korchak N. S. The perspective production technology of casting puncheon billets for cold upset // Herald of the DSEA. – 2009. – № 1 (15).

The technology of manufacture stamping of the tool for a cold upset is researched on the basis of a new brand of red-hard steel and express method of molding providing a high lapse rate of mechanical characteristics in different zones of the tool. The designed technology provides heightened endurance, heat resistance and impact number in a working area stamping of the tool. The technology is acceptable to different sorts molten stamping of the tool of cold deformation.

Bartel G. P., Dardesov A. A. The influence of temporary heat processing on the structure and characteristics of instrumental steels // Herald of the DSEA. – 2009. – № 1 (15).

The influence of different modes of temporary heat processing of a melt of economically doped red-hard steel on chemical composition, casting of the form on wedge test, size of a molten grain, microstructure and hardness of molten tests is researched. It is shown, that time heat temporary machining the processing of a melt promotes alignment of chemical composition of a melt, increase of a contents of a retained austenite, especially, with increase of speed of refrigeration of a melt, provides obtaining a breakup eutectic grid of carbides of smaller width after solidification.

Belov B. F., Trocan A. I., Brodeckiy I. L., Charlashin P. P., Parenchuk I. V. Structure forming of ferrosilicium alloys in liquid and solid states // Herald of the DSEA. – 2009. – № 1 (15).

The work is devoted to construction of polygonal diagram of the state of the Fe - Si system which allows to define the terms of forming and nature of silicium iron with the purpose of optimization of composition and development of new standard of alloys of ferrosilicium for the increase of efficiency of processes of heat treatment.

Bernasowski M., Karbownichek M., Milenin A. Development of modeling the black furnace control // Herald of the DSEA. – 2009. – № 1 (15).

The analysis developed by the computer system design of blast furnace using neural networks, which is one of the methods of creating artificial intelligence systems. The method of artificial intelligence was used to determine the quality of cast iron. With the aim of reducing carbon dioxide emissions developed methods of separation of gas and koloshnikovogo return after treatment in the blast furnace.

Berchuk D. N., Bublikov V. B. Research of features of processes of in-mold modification of cast-iron by magnesium ligatures the Fe-Si-Mg (FSMg-7) And Fe-Si-Mg-Ca (ZHKMK-4) // Herald of the DSEA. – 2009. – № 1 (15).

Kinetics principles about transition Mg into high-strength cast iron from Fe-Si-Mg alloys and Fe-Si-Mg-Ca for in-mold process are determined experimentally. Facts about correlation Mg with structure and mechanical properties cast iron are shown. Technological peculiarities by application investigated modifiers for receipt high-strength cast iron by in-mold modifying are examined.

Bredihin V. N., Kulbida E. P., Danilova T. A. Technology and equipment for complex recycling of aluminium scrap // Herald of the DSEA. – 2009. – № 1 (15).

New developments are presented of the process and equipment concerning the aluminium scrap and waste treatment. The application of developed process and special types of units has allowed increasing the recovery of metal and reducing the ecological load of the environment.

Bublikov V. B. Development of technologies and increase of properties of high-strength cast-iron // Herald of the DSEA. – 2009. – № 1 (15).

Progressive directions of high-strength development technology are examined. Experimental facts by influence composition of modifiers, methods of modification, alloying, heat treatment for structure formation and increase level mechanical properties of castings from high-strength cast iron are shown.

Budagyants N. A., Zhizhkina N. A., Gutko Y. I. Centrifugal casting of rolls for hot rolling // Herald of the DSEA. – 2009. – № 1 (15).

The paper is devoted to rolls for hot rolling. The development of centrifugal cast technology and application of new wear-resistant materials allows producing rolls, which correspond to a world technological level. The most important technological parameters of casting have been described. It has been showed that the size of layer of heat insulating mould coating and casting mass influence on speed of crystallization and hardness level. By experiment planning method it has been established that coating size is most effective factor. Its effect is intensified by influence of casting diameter.

Burnashev V. V. Plasma-arc skull melting of ferrous alloys and alloying elements // Herald of the DSEA. – 2009. – № 1 (15).

The work is devoted to development of ferrous alloys and alloying alloys with rare and rare-earth metals smelting technology in conditions of plasma-arc skull melting (PASM) in a copper water-cooled crucible. Influence of PASM on a mixture and properties of ferroalloys and alloying alloys with a nickel base is investigated. It is shown, that the PASM application in a copper water-cooled crucible is expediently for ferroalloys and alloying elements receiving of metals with various physical and chemical properties.

Gnatushenko A. V., Biktagirov F. K., Shapovalov V. A., Ignatov A. P. Processing of aluminium scrap in salt fusions // Herald of the DSEA. – 2009. – № 1 (15).

In the article the method of processing of the aluminium scrap in the salt fusions warmed up due to passing through them of electric current is considered. The technological chart of process and results of the experimental melting of alloy is resulted AL 25. It is set experimentally, that for prevention of carbon-monoxide fumes of magnesium in the given alloy, it is necessary to enter in the complement of gumboil components containing magnesium in a quantity 10-15%. It is shown, that the given method is effective for processing of shaving and shallow crow-bar of aluminium and aluminium alloys with the receipt of high-quality metal.

Gress A. V. Mathematical modeling to segregations of the admixtures in forming steel continuously-cast billet // Herald of the DSEA. – 2009. – № 1 (15).

The conceptual and adequate two-dimensional dynamic computer models of hardening of an ingot are developed. It is shown, that distribution of impurities, solid phase, temperature and efforts within the limits of a zone of a biphasic state is of a non-exponential character. Principles of definition of the time limits of mixing, providing the formation of the continuously-cast billet of variable section and structure with the minimal development of the segregation phenomena are formulated.

Grin A. G., Sviridov A. V. Optimization of the composition of the powdered wire for welding copper on gas-intensive overlay metal // Herald of the DSEA. – 2009. – № 1 (15).

Composition of the filling self-protective powder copper wire for welding is developed. The system of fluoride compounds is chosen based on studies of compliance as slag forming. The influence residual concentrations spiking as alloying additives on the metal seam gas is examined. Optimization of the developed powder wire on gas overlay metal is fulfilled.

Gunko I. I., Porohnja S. V. Automated calculation of design data of a paddle mixer // Herald of the DSEA. – 2009. – № 1 (15).

On the basis of theoretical representations about the mechanism of agitation of components of mixture lobes in the blending machine hose display algorithms of calculation of design data of the plenum chamber and the shaft, optimization of a finding of overall dimensions of all elements of the blending machine is explained. Possibility of transition from a theoretical justification of calculation of design data of blades to creation of a technique of the automated calculation of the blending machine with certain sequence of a problem solving and to volume projection of observed installation is displayed.

Gunko I. I., Porohnja S. V. Construction of 3-D sample pieces of pulsing port ends // Herald of the DSEA. – 2009. – № 1 (15).

On an instance of creation of conditions of computer-aided design of the pulsing moulding machine, the interconnection between the "know-how" of moulding boxes, rods and a construction of the machines executing such manufacture is in-process determined; algorithms of sampling of optimum parameters of a construction are developed and the certain sequence of settlement problems is fixed at foundry machine projection; are built a mathematical and algorithmic sample piece of calculation of nodes. Drawings of pulsing port ends and a moulding machine general view are gained.

Gunko I. I., Porohnja S. V. Ways of improvement of moulding machine development // Herald of the DSEA. – 2009. – № 1 (15).

Development of the pulsing moulding machine through determination of the optimum moulding box of a bearing part of a machine design - columns is offered. Ground statistical data numerical parameters of overall dimensions of designed installation have been defined, the basic leading-outs are drawn on its reliability, character of distribution of loadings, recommendations about optimisation of design variables are produced.

Dan L. A. Use of FGM as the method of increase of the net of height resistance of cast-iron and steel wares // Herald of the DSEA. – 2009. – № 1 (15).

With the use of derivatograph «Derivatograph-1500» researches of kinetics of oxidization of cast-iron are conducted and became at high temperatures. Offered and tested in laboratory terms new approach in creation of net of height resistant materials. The receipt due to a thermodiffusion flowing in the period of exploitation, on the basis of ordinaries of steel and cast-irons of functionally-gradients materials containing a calcium and silicon in a working layer, provides the decline of intensity of formation of net of height on it.

Doniy A. N. Simulation model of the forming structure during crystallization // Herald of the DSEA. – 2009. – № 1 (15).

The simulation model of structure forming during in-process crystallization of aluminium is developed in different moments of time. The obtained results confirm high reality, quality of results and adequacy of imitation design of processes of forming of structure of metals and suitable for the execution of subsequent scientific researches.

Doniy A. N., Kotlyar S. N., Kulinich A. A., Fesenko M. A. Influence of microalloying by titanium, boron and carbon on the mechanical properties of alloys of Al-Zn-Mg-Cu system after heat treatment // Herald of the DSEA. – 2009. – № 1 (15).

The influence of a microalloying by titanium, boron and carbon on the mechanical properties of alloys of Al-Zn-Mg-Cu system after heat treatment is explored. It is established, that with magnification of contents of cuprum from 0,3 up to 1,1 % in alloys morphology of dendritic grains of a solid solution in a molten state from equal equiaxial up to oriented essentially varies. At contents of cuprum up to 0,3 % (mass.) the structure is characterized by small-equiaxial enough grain. With magnification of an amount of cuprum up to 1,1 % the elongation of a dendritic grain and formation of a bar granular structure is supervised. At introduction of a rich alloy with titanium and carbon the gradual refinement of a macrograin up to 1 mm is supervised. The level of mastering of titanium in comparison with calculated averaged 85%.

Zablotskij V. K., Dyachenko Y. G. Use of the blankets gained by saturation by a boron, chromium and aluminium in the conditions of an abrasive-liquid and shock-mechanical friction on the timbered and loose corpuscles // Herald of the DSEA. – 2009. – № 1 (15).

Agency of the blankets gained after saturation in powdered mixture, consisting of a boron, chromium and aluminium on wear indexes in the conditions of an abrasive-liquid and is shock-mechanical friction on the timbered and loose corpuscles is observed. Conditions at which simple steels after surface saturation by a boron, chromium and aluminium possess high wear indexes are defined.

Zablotskij V. K., Korsun V. A. Features of diffusive saturation by carbide-stabilising elements V, Cr, Ti and W simple steels 10 and Y13 in powdered mixtures // Herald of the DSEA. – 2009. – № 1 (15).

Dependences between carbon content in steel and course structure are fixed at saturation by carbide-stabilising elements V, W, Cr, Ti samples from steels 10 and Y13 the standard makeup, exposed saturation in the mixtures containing dusts FeV, FeCr, FeTi, FeW, Al₂O₃ and NH₄Cl. Conditions of formation of carbides on the given steels are defined.

Zablotskij V. K., Lapchenko A. V. Justification of area of an effective utilisation of processes of saturation of steels B, Ti and Al in powdered mixtures // Herald of the DSEA. – 2009. – № 1 (15).

Systematisation of data about types of the blankets gained by complex saturation by boron, titanium and aluminium is executed at chemical-thermal treatment of simple steels in powdered mixtures. On the basis of the systematized data alternatives of application of ways of saturation of steels by boron, titanium and aluminium for reinforcement of various types of articles are offered.

Zavalin A. V., Presnyakov V. A., Shapovalov K. P., Okunev U. V., Panteleymonov V. A. Development of technology of one lays on smelting of rollers of machines of the continuous casting of purveyances // Herald of the DSEA. – 2009. – № 1 (15).

In the article the development of technology of one layer overlay of rollers of machines of the continuous casting of purveyances is resulted. The given technology allows multiplying the productivity of overlay two times from reduction of thickness of overlay layer.

Zaslavskii A. M., Kapitan A. V., Roik A. S., Samsonnikov O. V. The influence of cooling rate on the structure of Ni-Cr-Al alloys, obtained by vacuum evaporation method // Herald of the DSEA. – 2009. – № 1 (15).

The influence of condensate temperature on finite structure have been studied in ternary Ni-Cr-Al alloys, which was obtained by vacuum electron-beam evaporation method with further condensation on heating surfaces. The temperature-concentration fields of Ni₃Al and NiAl intermetallic formation have been established. It was shown, that finite alloys structure is forming not only on the dependence from condensate temperature, but is determined by thermal history, on the first time, by time of temperature effect and cooling rate.

Zoller I. Possibilities of determining the diameter of the sewage pipes in mining industry // Herald of the DSEA. – 2009. – № 1 (15).

To hydraulic sizing of the sewer pipes, a quick method using diagrams were established by Maschinenfabrik für Abwassertechnik. In this paper, we would like to present the fact that this method could be applied, in good conditions, also to the hydraulic sizing of the water drain pipes and of the mine filling pipes from the coal extractive industry.

Ivanov V. G., Sazhnev V. N., Lunyov V. V. Technological features of grey cast-iron production for aluminum electrolyzers sole sections amounting // Herald of the DSEA. – 2009. – № 1 (15).

The optimum technological parameters of grey cast-iron, used for aluminum electrolyzers sole sections amounting, production and purring are set. The obtained results confirm possibility of receipt of high-quality cast-iron sections of electrolyzers defect-free.

Ivanov G. A., Skrebtsov A. M., Kuzmin Y. D. The new technology in steel industry which adds a fine-grained scrap in liquid metal with pouring // Herald of the DSEA. – 2009. – № 1 (15).

The technology is under production conditions applied, that by means of mechanisms of a metallurgical structural heredity allows to improve appreciably physic-mechanical properties of metal products without any expenses. The quantitative estimation of a microstructure of steel ferrite-pearlite a class with application of computer technical equipment is executed.

Kabatsky V. I., Kabatsky A. V. The optimization of mechanical properties of the high strength low alloy weld metal // Herald of the DSEA. – 2009. – № 1 (15).

The state in art of mechanical properties optimization of the high strength low alloy weld metal was observed. Also the possible way of mechanical properties improvement by stimulation was researched. The comparison of crystal lattice parameters of ferrite and some of nitrides show that acicular ferrite formation is possible on vanadium nitride inclusions. It was found, that one of perspective way in defining of the optimal weld metal alloying base is the metal structure characteristics manipulation by vanadium and nitrogen additions due to increasing of number of acicular ferrite initiation centers.

Kozak D. S., Bublikov V. B., Zelenaya L. A. The Typical particularities of the shaping the cast structure for eitectoid with globous graphite // Herald of the DSEA. – 2009. – № 1 (15).

Features of forming of the cast structure of hypereutectoid steel, modifying FeCaMgK - 4; KMg-9 and ligature of Fe63Ni30Mg7 together with SiBa20 considered. Mechanical properties hypereutectoid steel with a spherical graphite in a casting state and after a ferritic annealing resulted.

Kozobrod D. B., Fesenko A. N. Perspective method of making of models from expanded polystyrene // Herald of the DSEA. – 2009. – № 1 (15).

The analysis of ways of manufacturing of models from expanded polystyrene which have the limited application because of the certain lacks, such as complexity of the equipment, instability of process and its significant duration and so on is lead. The way of manufacturing of models from expanded polystyrene in a stream of boiling water, as raising efficiency of technology and reducing power inputs is offered.

Kosyachkov V. O. Probable mechanism and kinetics of modification and crystallization of cast iron in foundry mould // Herald of the DSEA. – 2009. – № 1 (15).

Specialists in the area of metallurgy and foundry production are offered for discussion a unique view of probability mechanism and kinetics modification and crystallization of cast iron in casting. The offered mechanism of kinetics of retrofitting and crystallization of cast-iron can be to one of additional proofs, confirmative the generally accepted theory of crystallization and retrofitting of cast-iron.

Kulbida E. P., Danilova T. A., Bredihin V. N. To the question of aluminum slag recycling // Herald of the DSEA. – 2009. – № 1 (15).

The paper presents thermo-technical calculation of the aluminium slag processing using the hot-pressing method. The unit construction is developed that allows recovering during 5÷15 min. up to 80% of aluminium immediately in the shop and to reduce significantly the gassing and dusting during the slag cooling-down.

Kushnerova E. Y., Gorbatenko V. P., Manyak N. A., Kushnerov V. Y, Bredihin V. N. Study of the influence technological parameter on quality of the cast stocking up // Herald of the DSEA. – 2009. – № 1 (15).

The investigation of the process parameters effect on the quality of the casting has been fulfilled using multi-factor planned experiment on the commercial unit of horizontal continuous casting. The mathematical model of the bronze billet casting process is obtained in a closed horizontal mold at maximum output with quality characteristics (σ_B , δ , HB, S) that are at the GOST certification system level. The favorable casting modes are determined: the drawing pitch, the mold inlet temperature and billet surface temperature at the mold outlet.

Litvinov A. P. Solving of the problem of welding of critical constructions from the deformed aluminum alloys: rolled, stamped and forged billets // Herald of the DSEA. – 2009. – № 1 (15).

An increase of weld able aluminum alloy's nomenclature with development of leading engineering branches is indicated. A half-finished product's structure peculiarities, being received by plastic working and conditioned creating of the fusion welding with high energy concentration technology, are considered.

Lysenko T. V., Nosenko T. I., Stanovskiy A. L. The Influence parameter indirect synchronizing management cooling the casting in the form on accuracy of the synchronizing // Herald of the DSEA. – 2009. – № 1 (15).

The object of management in the form of system "the sandy foundry form - casting" is resulted. Influence of parameters of indirect synchronizing management by cooling of casting in the form of on accuracy of synchronization is described.

Makarenko N. A., Koshevoy A. D., Boguckiy A. A., Kuschiy A. M., Diyakov I. E. Timchenko V. V. The Development of the powerful welding rectifier // Herald of the DSEA. – 2009. – № 1 (15).

Work is devoted to development of welding rectifier. It is set that application of auxiliary rectifier, that has highgiven VAC, at tension of idling 86B and nominal current 500A, provides the VAC receipt with getting up in area of small currents, that substantially improves welding-technological descriptions of powerful rectifier and allows to apply no more than two power transformers.

Matveeva M. O., Chigirinec E. E., Makarova A. A. Studies corrosion stability cast iron economical alloying by titanium // Herald of the DSEA. – 2009. – № 1 (15).

Wide applications of scrape-iron of a uncontrollable chemical compound has led to that cast-iron is contained always the titan in small amounts. In the present researchers influence economical alloying the titan on properties of cast-iron, in particular, on its corrosion and electrochemical behavior, is certain. Negative influence titan in quantity 0,017 ... 0,044 % on corrosion stability of cast-iron in the acid and neutral environment is established.

Menyaylo E. V. The influence of the pressure on size and form of the globular graphite in rolls from high strength cast iron// Herald of the DSEA. – 2009. – № 1 (15).

Influence of pressure is set on a size and form of spherical graphite in the rolls from cast-iron. It is certain calculation and experimental researches that during the protracted crystallization of foundings there is a increase and worsening of form of spherical graphite. These processes are conditioned diminishing of pressure, conditioned curvature of surface, atmospheric and pressures of post of metal.

Mogilatenko V. G., Evtushenko N. S., Vlasyuk I. A. The influence KZrF₆ and TiN on kinetics of the crystallizations alloy aluminum and silicon KS740 // Herald of the DSEA. – 2009. – № 1 (15).

The explored influence KZrF₆ potassium and of the particles TiN on kinetics of the crystallizations alloy aluminum and silicon. It is noted that interval increases when using the modifier to crystallizations. Processing TiN brings about change the kinetics to crystallizations of the system. TiN influence upon all structured forming alloy aluminum and silicon and bring about shift eutectic points aside greater contents silicon. At accompaniment modifier alloy begins to crystallize under more high temperature. This is connected with appearance new centre to crystallizations.

Mogilatenko V. G, Guriya I. M., Malay O. I., Yablonskiy A. A. Study of the thermodynamics reaction of foaming agent in aluminum melt // Herald of the DSEA. – 2009. – № 1 (15).

With the increase of interest to foamed aluminium with the closed cells there was a necessity in development of foam making methods which would have a homogeneous porous structure. Extraordinarily promising alternative foaming agent for casting technology of foam making there is a carbonate of calcium. We explored thermodynamics and kinetics of the reactions of decomposition of foaming agent (CaCO₃ and MgCO₃) in the environment of aluminium.

Mogilatenko V. G., Fedorov G. E., Yamshinskiy M. M., Platonov E. A., Kuzmenko A. E., Nazarenko V. S. Increase of the special properties of heat-resistant by the chrome-aluminum steel microalloying and modification // Herald of the DSEA. – 2009. – № 1 (15).

The heat-resistant became the effective alternative of chromium-nickel steel due to a greater economy and comparable on operating properties. A basic task is determination of composition became, answering the set operating properties, and also microalloying and modification by a chrome-aluminum steel yttrium, calcium, vanadium and zirconium.

Mogilevcev O. A. Designing the coordinated work molding and melting of the equipping the foundry department // Herald of the DSEA. – 2009. – № 1 (15).

Graphical-analytical method of concordance of functioning of forming and melting foundry equipment has been worked up. The method may be useful for designing of new foundries and current planning in active foundries, and for teaching at high school.

Naumik V. V., Byalik G. A. Choice of optimum technology of the fabrication of leaden bronzes // Herald of the DSEA. – 2009. – № 1 (15).

The analysis of technological factors influence of making of leaden bronzes is conducted on operating properties of the finished products. The method of express control of wearproofness is offered.

The conducted complex of researches shows that continuous casting billets for bearings sliding from a leaden bronze, characterized by a structure, oriented along direction of wear, does not yield and even excel the traditionally applied deformed billets on wearproofness.

Nesteruk E. P., Bublikov V. B., Latenko V. P., Sumenkova V. V. About process of dissolution meeting diffusion of iron and carbon goes from cast iron in a ferrosilicon and silicon from a ferrosilicon in cast iron // Herald of the DSEA. – 2009. – № 1 (15).

It is set that in a result of process of dissolution meeting diffusion of iron and carbon goes from cast iron in a ferrosilicon and silicon from a ferrosilicon in cast iron. At interaction with cast iron on-the-spot of ferrosilicon low melting silicides, which melting of ferrosilicon is quickened. Dissolution takes place both due to breaking away of whole conglomerates of particles of surface layer and by diffusion of chemical elements in connection with their different concentration in fusion of cast iron and in a ferrosilicon.

Polikarpov J. V. Determination of regulation descriptions of engines necessary for straight of trajectory of motion of loading crane // Herald of the DSEA. – 2009. – № 1 (15).

Taking into account the longitudinal and transversal resilient sliding of wheels terms at which faucet on cylindrical wheels in default of contact of wheels lateral borders with rails, will move on a line are considered. It is set that this possibly at ascending mechanical descriptions of engines. Acceptable curvature of trajectory can be well-to-do at their absolutely hard mechanical descriptions. The use of synchronous engines is perspective.

Porohnja S. V., Fesenko A. N. Influence of technological parameters of casting on foam polystyrene models on a structure and property of the steel castings // Herald of the DSEA. – 2009. – № 1 (15).

The results of explorations of a blanket of steel castings fabricated on foam polystyrene models to sample pieces are presented. Influence of a casting width, the damp of sand seeming to density foam polystyrene models of a sample piece and its curing time on air on hardness of a surface of steel cast is observed. It is displayed, that the offered techniques of thermal treatment of granules of expanded polystyrene ensures lowering of hardness of a surface of steel casts and depth decrease of the carbonized blanket.

Repyah S. I. Model composition as factor to dimensioned accuracy and sharpness forms of the casting in casting on melting model // Herald of the DSEA. – 2009. – № 1 (15).

The comparative estimation of influencing of type of model composition is conducted on size exactness and exactness of the castings in casting on the smelted models. It is set that model composition is rendered by considerable influence on exactness of castings, model compositions, providing the highest level of exactness of castings are certain.

Roik A. S., Sokolskiy V. E., Boyko V. L., Samsonnikov O. V., Kazimirov V. P. The influence of the temperature on the structure of Al–Si melt // Herald of the DSEA. – 2009. – № 1 (15).

X-ray investigation for Al–Si melt with 20.1 wt. % Si was performed. Structural factor was modeled by reverse Monte Carlo method. It is shown, that noticeable structural reconstruction in the melts take place near 800 °C.

Rudnicky A. A., Sotsenko O. V. Assay of casting of furnace-bars from high-chromic steel in metal mould // Herald of the DSEA. – 2009. – № 1 (15).

The assay of technology of casting of furnace-bars for agglomeration of machines from high-chromic steel in metal mould is conducted. Possibility of receipt of the suitable founding's without cracks is confirmed. It is proved, that casting of furnace-bars in metal mould allows to promote the relative closeness of metal in founding as compared to founding's got in sand-clay forms. The increase of closeness of metal is instrumental in the noticeable increase of level of his mechanical properties.

Seliverstov V. Y., Dotsenko Y. V. Prospects of the use of the combined methods of influence on forming of structure of the poured metal // Herald of the DSEA. – 2009. – № 1 (15).

The methods of active influence are analyzed on a solidifiable metal from point of prospect of combining of different external influences on the process of crystallization. The analysis of the most meaningful descriptions of processes tied-up with the use of pressure is resulted, introductions to fusion of resilient vibrations retrofitting. The results of researches and industrial tests of complex technology foreseeing the retrofitting and gas dynamic influence on fusion in a casting form are resulted.

Semenov V. M., Zhartovskiy A. V. The low consumption technology of crystallizers production // Herald of the DSEA. – 2009. – № 1 (15).

A study of deformation in the electroslag welding of thin-walled cylinders and are gaps in the assembly ESHS, to obtain the exact dimensions of the shell molds, and reducing energy costs and allowances for mechanical handling. The technology of one pass arc welding of brass cartridge cases crystallizing dish M1r, rolled from sheet blanks. The developed low-waste technological processes of welding workpieces crystallizing dish provides energy and resource conservation by reducing energy consumption allowances for machining and to reduce the burden of production.

Semyonova T. V. Methods of the estimation technical level foundry production // Herald of the DSEA. – 2009. – № 1 (15).

The method to evaluate the technical level of foundry, using indicators of the level of funds and labor, as well as the level of technology. The technique can be used foundry shops of metallurgical and machine building enterprises in order to compare with other companies and determine the areas of improving the technological level of production.

Sigarev N. K., Pronskiy L. I., Storozhenko S. A. Optimization of the warm-up mode of the metal // Herald of the DSEA. – 2009. – № 1 (15).

The process of cooling of the melt in the bucket of different capacity. These results confirm the practical value of the non-uniform reduction in temperature in the bucket of different capacity. To ensure minimal heat loss (reduction in temperature) in a small bucket capacity is recommended that the heating of lining up to 750–8000S, use the lid to reduce the losses of the mirror metal, and if possible to increase the thickness of the lining.

Storchak-Feduk A. M., Petuh V. M., Artuh L. V. Cu–Ti–Zr cast-alloys structure investigation // Herald of the DSEA. – 2009. – № 1 (15).

Cu–Ti–Zr cast-alloys were investigated in the wide concentration range by DTA and in the range of $\text{Cu}_{50}\text{Ti}_{25}\text{Zr}_{25}$ (% (at.)) existence by SEM, EMPA and X-ray analysis. The study confirmed the existence of the theory of ternary compounds with a wide range of homogeneity and identified for the first time the temperature of solidus and liquidus cast alloy Cu-Ti-Zr.

Tokmakov P. V., Lyzhenko V. A., Leshenko A. I., Anelkin N. I., Kirilenko O. M., Sherbakov V. I. Influence of configuration of the equipment high-speed wire mill on the qualitative characteristics high-carbon bar // Herald of the DSEA. – 2009. – № 1 (15).

The influence of configuration of the equipment high-speed wire mill 150 RUJ "BMZ" on the qualitative characteristics high-carbon bar is shown. Is established, that the strength of metal (steel 80) at use RKB has decreased on 10 N/mm^2 and has made 1138 N/mm^2 , what has ensured the requirements - $\sigma_B=1140 \text{ N/mm}^2$ of the normative-engineering specifications, thus the plastic properties bar have raised insignificantly. The microstructures analysis has shown, that in bar, made with use RKB, the depth of decarburization of a layer decreases, and the quantity pearlite of 1-st number raises up to 90 %, that is caused by more complete course recrystallizations of processes.

Uljanov A. N., Chernyshova N. V., Grybkova S. N. Preliminary economic substantiation of technological projects of foundry manufacture // Herald of the DSEA. – 2009. – № 1 (15).

The technique of substantiation of technological projects in foundry manufacture which allows to take into account inflationary processes in economy is offered and does not demand annual updating of price parameters. The technique can be recommended, as base, for an economic substantiation of students degree projects of technical specialities of machine-building high school.

Fedorov G. E., Platonov E. A., Kuzmenko A. E., Yamshinskiy M. M. New heat-resistant nickelfree steel technologies of making from them of the poured details working at temperatures to 1300°C // Herald of the DSEA. – 2009. – № 1 (15).

Influencing of chrome, aluminium, carbon and titanium is explored in the wide range of their concentrations on casting and special properties of heat-resistant steel for making of the poured details which work in aggressive environments to 1300°C. It is set that at optimum correlation of basic components became have high oxidation resistance and satisfactory casting properties, allowing to make different mass, geometry and overall sizes.

Fedorov N. N. New technologies in manufacture bentonitic forming clays from local clay raw materials // Herald of the DSEA. – 2009. – № 1 (15).

The way of physical and mechanical activation of bentonitic clay by additives of clay minerals with different structure by a joint grinding is offered. Complex binding on the basis of heat-resistant bentonite which provides reduction of time of hashing of a mix and providing a high level of technological properties is developed.

Fedkov A. V., Fedkov V. A., Fedkov G. A., Minakova V. I. Influence of the contents of the sulphur and modification on characteristic steel 35X06CJI // Herald of the DSEA. – 2009. – № 1 (15).

It was defined that steel 35X06CJI with sulphur (S) content of 0,006% had indices of viscosity and plasticity as 1,8-2 times higher comparing with the steel that has the content of S 0,028%. Great effect of 35X06CJI steel modification by Ц3М and P3М with the S content higher 0,015% was determined. Modification by Ц3М and P3М of steel 35X06CJI with the content less 0,010% is not desirable.

Fesenko A. N., Fesenko M. A. Kosyachkov V. A., Fesenko E. V. Production of cast-iron casting with heterogeneous structure and characteristic from base melt method in mold modification // Herald of the DSEA. – 2009. – № 1 (15).

In work is offered and explored way of the fabrication in the general foundry form from one base melt alike or different on mass, shape and size of the casting, each of which differs from one another by structure and characteristics, including structure and characteristics of the source metal from in mold modification method.

Hasan O. S., Cpaykovskiy O. A., Petuhova A. A. Study of dissolution of FH-0,25 in foundry mould // Herald of the DSEA. – 2009. – № 1 (15).

In the work was investigated the influence of pouring temperature of cast-iron, contact area of cast-iron and ferrochromium (FC-0,25) and reaction chamber (RC) free volume on the amount of dissolving ferrochromium. It is established the optimum parameters which provides complete and even dissolution of ferrochromium in the stream of cast-iron.

Chernysh S. V., Kocheshkov A. S. Casting bimetallic jewelry // Herald of the DSEA. – 2009. – № 1 (15).

In this article devising stages of moulding technology of jeweller casts by a method of bimetallic moulding are described. Positive results of researches in the field of oxidation decrease of jeweller alloys, and advantages of the given way of moulding in comparison with moulding on sucteltd models in the classical way are shown.

Chernyshova N. V., Grybkova S. N., Charitonova V. O. The analysis of reserve of increase in labor productivity in thermal roughing manufacture of JSC «EMSS» // Herald of the DSEA. – 2009. – № 1 (15).

In the article labor productivity in the thermal roughing workshop of open joint-stock company «Energomashspecstal» is analyzed. The rates of growth of the productivity prevail above the rates of growth of salary. For the effective increase of the labor productivity elaboration of motivational mechanisms is needed: material and non-material, namely: growth of salary due to perfection of method of bonuses and improvement of labor conditions.

Chigarev V. V., Kassova E. V. Mathematical modeling of the heat condition of the powdered tape core under reconstruction electrocontact deposition // Herald of the DSEA. – 2009. – № 1 (15).

Heat conditions of the “core-shell” system of powdered tape at heating under electrocontact deposition was studied. The mathematical model and designed on its base software programs provides quick and efficient visualization of the temperature calculation results of any point of the powdered tape.

АВТОРЫ АВТОРИ AUTORS

Абдулов А. Р.	канд. хим. наук, ассистент кафедры ТОЛП ДГМА
Абхари П.	ассистент кафедры ОМД ДГМА
Агравал П. Г.	канд. хим. наук, ассистент кафедры ТОЛП ДГМА
Алиева Л. И.	канд. техн. наук, ст. преп. кафедры ОМД ДГМА
Анелькин Н. И.	начальник сортопрокатного цеха БМЗ
Артюх Л. В.	сотрудник ИПМ НАНУ
Архипов А. Г.	канд. техн. наук, доцент ТИ ВНУ им. В. Даля
Бартель Г. П.	канд. техн. наук, доц. кафедры ТОЛП ДГМА
Белов Б. Ф.	канд. техн. наук, ст. науч. сотрудник ИПМ НАНУ
Бернасовски М.	канд. техн. наук, адъюнкт КГМА
Берчук Д. Н.	сотрудник ФТИМС НАНУ
Биктагиров Ф. К.	д-р техн. наук, ст. науч. сотрудник ИЭС им. Е.О. Патона НАНУ
Богущий А. А.	канд. техн. наук, доц. кафедры СП ДГМА
Бойко В. Л.	сотрудник КНУ им. Тараса Шевченко
Бродецкий И. Л.	канд. техн. наук, ст. науч. сотрудник ИПМ НАНУ
Бредихин В. Н.	канд. техн. наук, зам. директора ДонНИПИЦМ
Бубликов В. Б.	д-р техн. наук, ст. науч. сотрудник ФТИМС НАНУ
Будагьянц Н. А.	д-р техн. наук, проф. ВНУ им. В. Даля
Бурнашев В. Р.	сотрудник ИЭС им. Е.О. Патона НАНУ
Бялик Г. А.	канд. техн. наук, ведущ. науч. сотрудник ЗНТУ
Великанова Т. Я.	д-р хим. наук, проф., зав. отделом ИПМ НАНУ
Власюк И. А.	д-р техн. наук, ст. науч. сотрудник ФТИМС НАНУ
Гнатушенко А. В.	сотрудник ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ
Горбатенко В. П.	сотрудник ДонНТУ
Гресс А. В.	канд. техн. наук, доц. ДГТУ
Грибкова С. Н.	канд. техн. наук, доц. кафедры ЭП ДГМА
Гринь А. Г.	канд. техн. наук, доц., декан МФ ДГМА

Гулько И. И.	канд. техн. наук, доц. кафедри ТОЛП ДГМА
Гурия И. М.	канд. техн. наук, доц. НТУУ «КПИ»
Гусев С. А.	механик цеха ЗАО «СО Азот»
Гутько Ю. И.	д-р техн. наук, проф., зав. кафедрой ВНУ им. В. Даля
Дан Л. А.	канд. техн. наук, доц. ПГТУ
Данилова Т. А.	сотрудник ДонНИПИЦМ
Дардесов А. А.	инженер ЗАО «НКМЗ»
Доний А. Н.	канд. техн. наук, доц. НТУУ «КПИ»
Доценко Ю. В.	канд. техн. наук, доц. НметАУ
Древаль Л. А.	аспирант ДГМА
Дьяков И. Е.	сотрудник кафедры СП ДГМА
Дьяченко Ю. Г.	ассистент кафедры ТОЛП ДГМА
Евтушенко Н. С.	сотрудник НТУУ «КПИ»
Жартовский А. В.	канд. техн. наук, доц. кафедры графики ДГМА
Жбанков Я. Г.	аспирант ДГМА
Жижкина Н. А.	канд. техн. наук, докторант ВНУ им. В. Даля
Заблоцкий В. К.	д-р техн. наук, проф., зав. кафедрой ТОЛП ДГМА
Завалин А. В.	студент ДГМА
Заславский А. М.	д-р хим. наук, проф. НАУ
Зеленая Л. А.	сотрудник ФТИМС НАНУ
Зинченко О. В.	канд. техн. наук, ст. преп. ТИ ВНУ им. В. Даля
Золлер И.	канд. техн. наук, преп. Университета Петрошени, Румыния
Иванов В. Г.	канд. техн. наук, доц. ЗНТУ
Иванов Г. А.	аспирант ПГТУ
Игнатов А. П.	сотрудник ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ
Кабаккий А. В.	канд. техн. наук, доц. кафедры графики ДГМА
Кабаккий В. И.	канд. техн. наук, доц. кафедры МТиТОМ ДГМА
Казимиров В. П.	сотрудник КНУ им. Тараса Шевченко
Капитан А. В.	сотрудник ЗНТУ
Карбовничек М.	д-р техн. наук, проф. КГМА
Касова Е. В.	аспирант ДГМА

Кириленко О. М.	зам. начальника технологического управления БМЗ
Козак Д. С.	сотрудник ФТИМС НАНУ
Козоброд Д. Б.	ассистент кафедры графики ДГМА
Косячков В. А.	канд. техн. наук, доц. НТУУ «КПИ»
Корсун В. А.	аспирант ДГМА
Корчак Н. С.	студент ДГМА
Котляр С. Н.	аспирант НТУУ «КПИ»
Кошевой А. Д.	канд. техн. наук, доц. кафедры СП ДГМА
Кочешков А. С.	канд. техн. наук, доц. НТУУ «КПИ»
Кузьменко А. Е.	ст. науч. сотрудник НТУУ «КПИ»
Кузьмин Ю. Д.	ст. преп. ПГТУ
Кулинич А. А.	сотрудник НТУУ «КПИ»
Кульбида Е. П.	зав. отделом ДонНИПИЦМ
Кушнеров В. Ю.	сотрудник ДонНТУ
Кушнерова Е. Ю.	сотрудник ДонНТУ
Куций А. М.	сотрудник НТУУ «КПИ»
Лапченко А. В.	ассистент кафедры ТОЛП ДГМА
Латенко В. П.	сотрудник ФТИМС НАНУ
Лещенко А. И.	мл. науч. сотрудник ИЧМ НАНУ
Литвинов А. П.	канд. техн. наук, доц. ПГТУ
Лунев В. В.	д-р тех. наук, проф, зав. кафедрой ЗНТУ
Луценко В. А.	канд. техн. наук, ст. науч. сотрудник ИЧМ НАНУ
Лысенко Т. В.	д-р техн. наук, доц. ОНПУ
Макаренко Н. А.	д-р техн. наук, зав. кафедрой СП ДГМА
Макарова А. А.	сотрудник НМетАУ
Малай А. И.	сотрудник НТУУ «КПИ»
Маняк Н. А.	сотрудник ДонНТУ
Матвеева М. О.	сотрудник НМетАУ
Меняйло Е. В.	ассистент НМетАУ
Миленин А.	д-р техн. наук, проф. КГМА
Минакова В. И.	сотрудник ЗНТУ

Могилатенко В. Г.	д-р техн. наук, проф. НТУУ «КПІ»
Могилевцев О. А.	канд. техн. наук, доц. ДГТУ
Назаренко В. С.	сотрудник НТУУ «КПІ»
Наумик В. В.	канд. техн. наук, доц. ЗНТУ
Нестерук Е. П.	сотрудник ФТИМС НАНУ
Носенко Т. И.	сотрудник ОНПУ
Окунев Ю. В.	инженер ЗАО «НКМЗ»
Пантелеймонов В. А.	инженер ЗАО «НКМЗ»
Паренчук И. В.	сотрудник ООО «Уникон»
Петухова А. А.	сотрудник НТУУ «КПІ»
Петюх В. М.	сотрудник ИПМ НАНУ
Платонов Е. А.	ст. науч. сотрудник НТУУ «КПІ»
Поликарпов Ю. В.	канд. техн. наук, ст. преп. кафедры ПТМ ДГМА
Порохня С. В.	ст. преп. кафедры ТОЛП ДГМА
Пресняков В. А.	канд. техн. наук, доц. кафедры СП ДГМА
Пронский Л. И.	сотрудник ДГТУ
Репях С. И.	главный металлург ООО «ИТЛ Лассо»
Роик А. С.	сотрудник КНУ им. Тараса Шевченко
Рудницкий А. А.	аспирант НМетАУ
Сажнев В. Н.	канд. техн. наук, доц., начальник научно-исслед. части ЗНТУ
Самсонников А. В.	сотрудник КНУ им. Тараса Шевченко
Свиридов А. В.	ассистент кафедры СП ДГМА
Селиверстов В. Ю.	канд. техн. наук, доц. НМетАУ
Семенов В. М.	канд. техн. наук, ст. преп. кафедры графики ДГМА
Семенова Т. В.	канд. экон. наук, доц. НМетАУ
Скребцов А. М.	д-р техн. наук, проф. ПГТУ
Сигарев Н. К.	канд. техн. наук, доц. ДГТУ
Соловьев Н. В.	студент ДГМА
Сокольский В. Э.	д-р хим. наук, проф. КНУ им. Тараса Шевченко
Соценко О. В.	д-р техн. наук, проф. НметАУ
Становский А. Л.	д-р техн. наук, проф., зав. кафедрой ОНПУ

Стороженко С. А.	ассистент ДГТУ
Сторчак-Федюк А. М.	науч. сотрудник ИПМ НАНУ
Суменкова В. В.	сотрудник ФТИМС НАНУ
Тимченко В. В.	сотрудник ДГМА
Токмаков П. В.	мл. науч. сотрудник ИЧМ НАНУ
Турчанин М. А.	д-р хим. наук, проф. кафедры ТОЛП ДГМА
Троцан А. И.	д-р техн. наук, зав. кафедрой ПГТУ
Ульянов А. Н.	канд. техн. наук, ст. преп. кафедры ЭП ДГМА
Федоров Г. Е.	канд. техн. наук, доц. НТУУ «КПИ»
Федоров Н. Н.	канд. техн. наук, ст. преп. кафедры ТОЛП ДГМА
Федьков А. В.	сотрудник ОАО «Запорожсталь»
Федьков В. А.	сотрудник ЗНТУ
Федьков Г. А.	сотрудник ЗГИА
Фесенко А. Н.	канд. техн. наук, доц., первый проректор ДГМА
Фесенко Е. В.	студент ДГМА
Фесенко М. А.	канд. техн. наук, ст. преп. кафедры ТОЛП ДГМА
Харитоновна В. О.	сотрудник кафедры ЭП ДГМА
Харлашин П. П.	сотрудник ОАО «ММК им. Ильича»
Хасан О. С.	аспирант НТУУ «КПИ»
Чайковский А. А.	канд. техн. наук, доц. НТУУ «КПИ»
Черныш С. В.	аспирант НТУУ «КПИ»
Чернышева Н. В.	канд. техн. наук, доц. кафедры ЭП ДГМА
Чигарев В. В.	д-р техн. наук, проф. ПГТУ
Чигиринец Е. Э.	сотрудник НМетАУ
Шаповалов В. А.	д-р техн. наук, зав. отделом ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ
Шаповалов К. П.	инженер ЗАО «НКМЗ»
Щербаков В. И.	начальник прокатного отдела БМЗ
Яблонский А. А.	сотрудник НТУУ «КПИ»
Ямшинский М. М.	канд. техн. наук, доц. НТУУ «КПИ»

СОКРАЩЕНИЯ

СКОРОЧЕННЯ

REDUCTIONS

БМЗ	Белорусский металлургический завод, www.belsteel.com
ВНУ им В. Даля	Восточноукраинский национальный университет им. Владимира Даля, г. Луганск, uni@snu.edu.ua
ДГМА	Донбасская государственная машиностроительная академия, г. Краматорск, dgma@dgma.donetsk.ua
ДГТУ	Днепродзержинский государственный технический университет, science@dstu.dp.ua , ddtulv@yandex.ru
ДонНИПИЦМ	Донецкий научно-исследовательский и производственный институт цветных металлов, bvn@ikm.com.ua
ДонНТУ	Донецкий национальный технический университет, canc@dongu.donetsk.ua
ЗАО «НКМЗ»	ЗАО «Новокраматорский машиностроительный завод», г. Краматорск, ztn@nkmz.donetsk.ua
ЗАО «СО Азот»	ЗАО «Северодонецкое объединение Азот», www.azot.lg.ua
ЗГИА	Запорожская государственная инженерная академия, admin@zgia.zp.ua
ЗНТУ	Запорожский национальный технический университет, ivanov@zntu.edu.ua , naumik@zntu.edu.ua
ИПМ НАНУ	Институт проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАНУ root@ipms.kiev.ua , ipmm@mail.ru
ИЧМ НАНУ	Институт черной металлургии им. З. И. Некрасова НАНУ, office.isi@nas.gov.ua
ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ	Институт электросварки им. Е. О. Патона НАНУ biktagirov@paton.kiev.ua
КГМА	Краковская горнометаллургическая академия (AGH, Krakow), г. Краков, Польша milenin@metal.agh.edu.pl
КНУ им. Тараса Шевченко НАНУ	Киевский национальный университет им. Тараса Шевченко, www.univ.kiev.ua
НАУ	Национальная академия наук Украины, prez@nas.gov.ua
НМетАУ	Национальный авиационный университет, г. Киев, sasha78@univ.kiev.ua
НТУУ «КПИ»	Национальная металлургическая академия Украины, г. Днепропетровск, dmeti@dmeti.dp.ua , litpro@kpm.dp.ua
ОАО «ММК им. Ильича»	Национальный технический университет Украины «Киевский политехнический университет», iff@ntu-kpi.kiev.ua
ОАО «ЭМСС»	ОАО «Мариупольский металлургический комбинат им. Ильича», г. Мариуполь, www.ilyich.ua
ОНПУ	ОАО «Энергомашспецсталь», г. Краматорск, www.emss.krm.net.ua
ПГТУ	Одесский национальный политехнический университет, ospu@ospu.odessa.ua , tv112@list.ru
ТИ ВНУ им В. Даля	Приазовский государственный технический университет, г. Мариуполь, pstumail@pstu.edu
ФТИМС НАНУ	Технологический институт Восточноукраинского национального университета им. В. Даля, г. Северодонецк sti@sti.lg.ua
	Физико-технологический институт металлов и сплавов НАНУ, г. Киев, metal@ptima.kiev.ua

ВІСНИК

Донбаської державної машинобудівної академії

ЗБІРНИК НАУКОВИХ ПРАЦЬ

№ 1 (15) – 2009

ВЕСТНИК

Донбасской государственной машиностроительной академии

СБОРНИК НАУЧНЫХ ТРУДОВ

№ 1 (15) – 2009

HERALD

of the Donbass State Engineering Academy

COLLECTION OF SCIENCE PAPERS

№ 1 (15) – 2009

Відповідальний секретар випуску Фесенко А. М.
Технічне редагування, коректура, розробка оригінал-макету:
Фесенко М. А., Лапченко О. В., Катюха О. Л.

Підписано до друку 27.03.09

Формат 60 × 90 / 8. Папір офсетний.

Умов. друк. арк. 43,71. Обл.-вид. арк. 30,53.

Тираж 100 прим. Замовлення № 43. Ціна вільна.

Донбаська державна машинобудівна академія

84313, м. Краматорськ, вул. Шкадінова, 72.

Телефон 8 (0626) 41-69-42. Факс 8 (0626) 41-63-15.

E-mail: nis@dgma.donetsk.ua

Свідоцтво про внесення суб'єкта видавничої справи

до Державного реєстру

серія ДК №1633 від 24.12.03.