

УДК 669.017.03

**Куцова В. З., Ковзель М. А., Кравченко А. В., Животович А. В.**

### **ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА НА БЕЙНИТ КОМПОЗИТНЫХ ПРОКАТНЫХ ВАЛКОВ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОШЛАКОВОЙ НАПЛАВКИ**

Высокохромистые чугуны (ВХЧ) часто применяются для изготовления деталей, работающих в условиях повышенных температур и высоких удельных давлений, таких как инструмент для обкатки или литые валки для горячей и холодной прокатки [1].

В последние годы появилось значительное число работ, посвященных анализу опыта разработки и применения усовершенствованных и новых валковых материалов. Из имеющейся информации, следует, что все более широкое распространение получают валки из высокохромистых сплавов. Стоимость таких материалов достаточно высока, однако их использование экономически оправданно. Потенциальные возможности таких материалов изучены не полностью. Характеристики валков определяются не только их химическим составом, но и технологией изготовления и термической обработки [2].

В основной массе валки изготавливают центробежной отливкой с применением сложной термической обработки, они имеют литое двухслойное исполнение (износостойкий высоколегированный поверхностный слой и вязкая прочная сердцевина). Полученные этим методом двухслойные валки последних поколений являются чрезвычайно перспективными, их преимущества несомненны, и поэтому их использование на станах горячей и холодной прокатки будет неуклонно расширяться.

Термическая обработка оказывает существенное влияние на свойства валка. Преимущество биметаллических валков заключается в свободном выборе материалов бочки и оси. В связи с этим термообработку можно сконцентрировать на материале бочки и путем оптимизации состава легирующих компонентов, скорости закалки и температурного режима получить желаемые свойства и распределение внутренних напряжений [3].

Рабочие валки прокатных станов в процессе эксплуатации подвергаются значительному износу, поэтому особое внимание уделяется увеличению их прочности на износ. Особое значение имеет преобразование структуры металла после закалки в так называемую промежуточную ступень (бейнит), во избежание слишком высоких напряжений закалки и повреждений валка в процессе изготовления. Поэтому при достижении определенной бейнитной температуры процесс охлаждения прерывают, и валок вновь загружают в печь отжига, где его подвергают выдержке при температуре превращения аустенита в бейнит, затем охлаждают с печью. Термическая обработка дает возможность достичь компромисса между износостойкостью валков и безопасностью их эксплуатации, если все параметры правильно согласованы друг с другом [4].

Целью данного исследования является разработка и опробование различных режимов термической обработки для высокохромистого чугуна, полученного методом электрошлаковой наплавки (ЭШН).

Объектом исследований в данной работе служили образцы высокохромистого чугуна, отобранные от композитного валка, полученного методом электрошлаковой наплавки. Химический состав исследуемого высокохромистого чугуна приведен в табл. 1.

Микроструктуру чугунов выявляли в 5 % спиртовом растворе  $\text{HNO}_3$  с дальнейшим тепловым травлением. Исследование микроструктуры осуществляли с помощью оптического микроскопа «Neophot-21» и растрового электронного микроскопа JSM-35. Идентификацию фаз в исследованных чугунах проводили методом рентгеноструктурного анализа на дифрак-

тометре ДРОН-3М в FeK $\alpha$  – излучении. Для определения параметра решетки непревращенного аустенита записывали профиль дифракционных максимумов (111) $\gamma$ , (002) $\gamma$ , (113) $\gamma$  по трем взаимно перпендикулярным сторонам образца. Параметр решетки рассчитывали по положению центра масс указанных выше дифрактометрических максимумов [5, 6].

Таблица 1

Химический состав исследуемого высокохромистого чугуна, полученного методом электрошлаковой наплавки

| Содержание элементов % (по массе) |      |      |      |      |      |    |
|-----------------------------------|------|------|------|------|------|----|
| C                                 | Cr   | Ni   | Mo   | Mn   | Si   | Cu |
| 3,17                              | 21,0 | 1,02 | 1,41 | 0,65 | 0,85 | –  |

В соответствии с диаграммой состояния Fe–C–Cr исследуемый чугун с содержанием хрома 21 % относится к доэвтектическим сплавам. Поэтому его кристаллизация начинается с выделения кристаллов первичного аустенита, растущих в виде слабоветвленных дендритов. Дальнейшая кристаллизация происходит с реализацией эвтектического превращения. При этом морфологические особенности строения эвтектики позволяют классифицировать ее как эвтектику на базе карбида (Cr, Fe) $_7$ C $_3$ . По данным авторов [7] этот тип эвтектики присущ чугунам с содержанием хрома более 11 % по массе.

На рис. 1, а представлена микроструктура исследуемого чугуна в литом состоянии. В микроструктуре исследуемых образцов присутствуют как продольные, так и поперечные сечения эвтектических колоний.

На рис. 1, б представлена микроструктура исследуемого чугуна прошедшего термообработку по заводскому режиму: нормализация с температуры 1100–1112 °С. Анализ структуры свидетельствует о формировании существенной неоднородности продуктов распада аустенита: наблюдается укрупнение вторичных избыточных карбидов и образование наряду со светлотравящимися темнотравящимися областями продуктов распада, что обусловлено ликвационными явлениями.

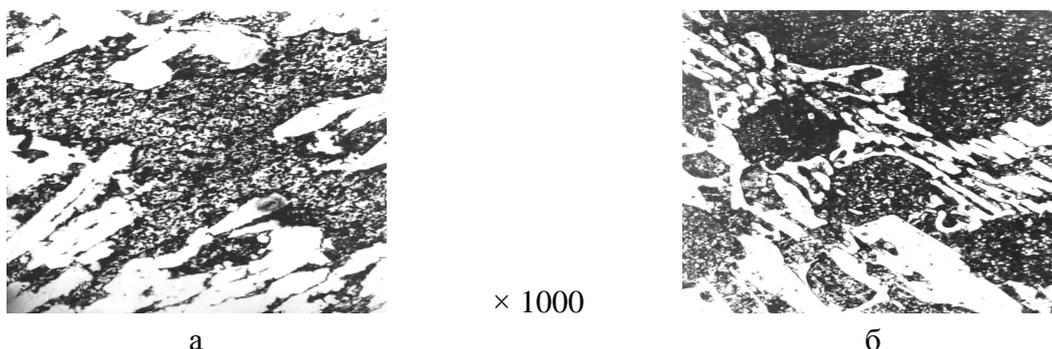


Рис. 1. Микроструктура исследуемых образцов высокохромистого чугуна с содержанием хрома 21 %:

а – в исходном состоянии; б – нормализация с температуры 1100–1112 °С

На рис. 2 приведены отдельные фрагменты продуктов распада аустенита в литом состоянии, полученные методом просвечивающей электронной микроскопии. Рис. 2, а иллюстрирует колонии перлита, состоящего из пластинчатого карбида и феррита. Обращает на себя внимание повышенная плотность дислокаций в пластинах  $\alpha$ -фазы, а также четко

прослеживается распад карбидной фазы, что, по-видимому, может быть связано с карбидным превращением «in – situ»  $(\text{Fe, Cr})_3\text{C} \rightarrow \text{Cr}_7\text{C}_3$ , описанным для высокохромистых сталей [8]. Рис. 2, б – демонстрирует разветвленную форму роста эвтектоидного карбида. На рис. 2, в приведена электронномикроскопическая картина продуктов промежуточного превращения аустенита в литом чугуна.

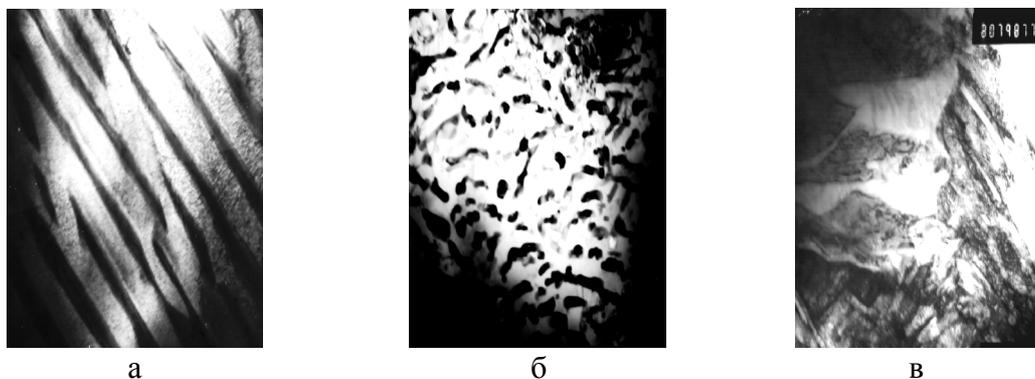


Рис. 2. Фрагменты продуктов распада аустенита в чугуна в литом состоянии, полученные методом просвечивающей электронной микроскопии:

а –  $\times 37000$ ; б –  $\times 30000$ ; в –  $\times 30000$

Фазовый состав исследуемых образцов высокохромистого чугуна изучали с помощью рентгеноструктурного анализа. Анализ полученных дифрактограмм свидетельствует об изменении интенсивности, положения и профиля дифракционных максимумов в нормализованных образцах, в сравнении с литым состоянием, что в свою очередь подтверждает изменение количественного соотношения и степени легированности фаз [9].

Идентификация фаз на основе анализа дифрактограмм исследуемых образцов высокохромистого чугуна в литом состоянии выявляет в их структуре присутствие феррита равновесного состава с высокой степенью совершенства кристаллической структуры (степень несовершенства ( $\beta$  0,5) решетки колеблется в пределах 0,25–0,26, параметр решетки ( $a\alpha$ ) – 2,87), а также карбидов  $\text{Me}_7\text{C}_3$  [ $(\text{Cr,Fe})_7\text{C}_3$ ]. Феррит с такой степенью совершенства кристаллической решетки образуется в результате распада переохлажденного аустенита в перлитной области температур по диффузионному механизму. Следует отметить, что карбид  $(\text{Cr, Fe})_7\text{C}_3$  является как эвтектическим, так и вторичным избыточным и образуется как при кристаллизации, так и в процессе распада аустенита в твердом состоянии.

Анализ дифрактограмм образцов, прошедших нормализацию при температуре 1100–1112 °С, выявляет в их структуре наряду с  $\alpha$ -фазой карбиды  $\text{Me}_7\text{C}_3$  [ $(\text{Cr,Fe})_7\text{C}_3$ ] и небольшое количество  $\text{Me}_3\text{C}$  [ $\text{Fe}_3\text{C}$ ].

Нормализация приводит к снижению микротвердости продуктов распада аустенита и увеличению микротвердости эвтектического карбида. Твердость высокохромистого чугуна после нормализации возрастает с 24 HRC до 45 HRC.

Для исследуемых образцов высокохромистого чугуна в исходном состоянии и после нормализации были опробованы различные режимы термической обработки с целью повышения комплекса механических и эксплуатационных свойств.

Закономерности структурообразования при термической обработке исследуемых чугунов изучали на образцах, подвергнутых аустенитизации при температуре 950 °С в течение 50 минут и 1050 °С в течение 60 минут и после изотермических выдержек в промежуточном температурном интервале в соответствии с режимами, разработанными ранее для высокохромистых чугунов [10–15].

На рис. 3 приведені мікроструктури досліджуваного чугуна після різних режимів термічної обробки: спостерігається рекристалізація залишкового аустеніта, укрупнення вторичних карбидів і мелкоігольчатий мартенсит в областях залишкового аустеніта. Найбільшою дисперсністю характеризується структура чугуна після термічної обробки при температурі аустенізації 1050 °С і ізотермічної витримки при температурі 350 °С (час ізотермічної витримки – 1 год 20 хвилин) (рис. 3).

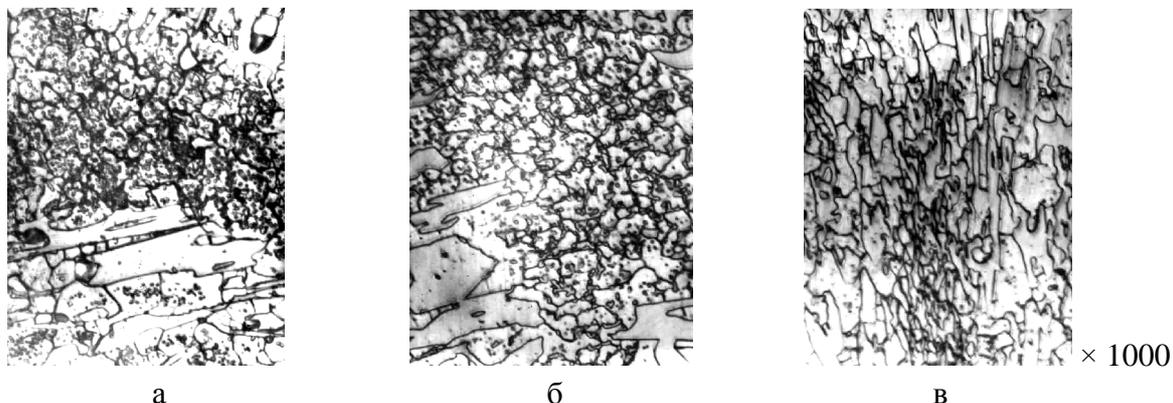


Рис. 3. Мікроструктура високохромистого чугуна (в вихідному стані), термообробленого по різним режимам:

а –  $T_{\text{ауст}} = 950 \text{ }^\circ\text{C}$ ,  $\tau = 50 \text{ мин}$ ,  $T_{\text{ізот}} = 350 \text{ }^\circ\text{C}$ ,  $\tau = 1 \text{ год } 20 \text{ мин}$ , закалка; б –  $T_{\text{ауст}} = 1050 \text{ }^\circ\text{C}$ ,  $\tau = 60 \text{ мин}$ ,  $T_{\text{ізот}} = 250 \text{ }^\circ\text{C}$ ,  $\tau = 1 \text{ год } 20 \text{ мин}$ , закалка; в –  $T_{\text{ауст}} = 1050 \text{ }^\circ\text{C}$ ,  $\tau = 60 \text{ мин}$ ,  $T_{\text{ізот}} = 350 \text{ }^\circ\text{C}$ ,  $\tau = 1 \text{ год } 20 \text{ мин}$ , закалка

На рис. 4 приведені мікроструктури чугуна після нормалізації і наступних ізотермічних витримок в бейнітній області температур. Ізотермічна закалка не призводить до повного усунення неоднорідності продуктів розпаду аустеніта. Максимально однорідні продукти розпаду формуються при термообробці по режиму  $T_{\text{ауст}} = 1050 \text{ }^\circ\text{C}$ ,  $\tau = 60 \text{ мин}$ ,  $T_{\text{ізот}} = 350 \text{ }^\circ\text{C}$ ,  $\tau = 1 \text{ год } 20 \text{ мин}$ . Після ізотермічних витримок спостерігається також коагуляція вторичних карбидів, рекристалізація залишкового аустеніта і утворення мелкоігольчатого мартенсита в областях залишкового аустеніта.

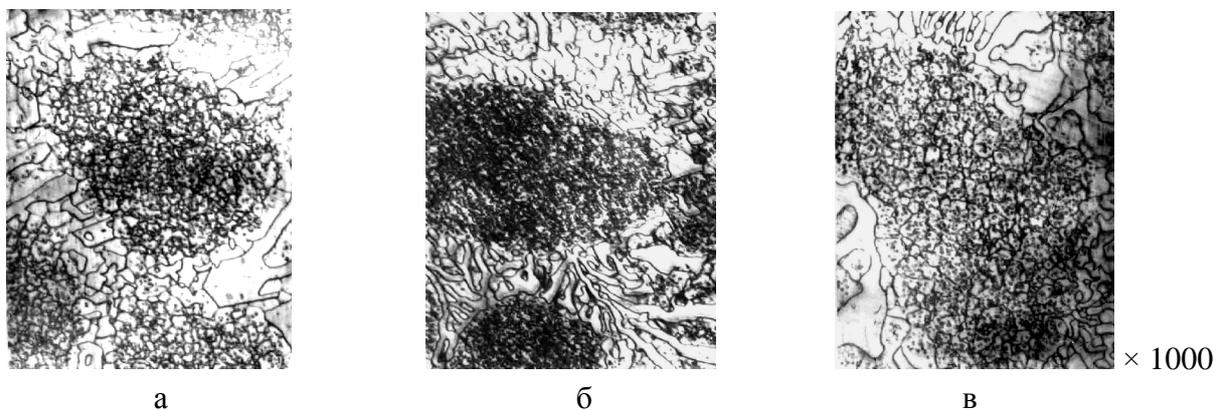


Рис. 4. Мікроструктура високохромистого чугуна (після нормалізації), термообробленого по різним режимам:

а –  $T_{\text{ауст}} = 950 \text{ }^\circ\text{C}$ ,  $\tau = 50 \text{ мин}$ ,  $T_{\text{ізот}} = 350 \text{ }^\circ\text{C}$ ,  $\tau = 1 \text{ год } 20 \text{ мин}$ , закалка; б –  $T_{\text{ауст}} = 1050 \text{ }^\circ\text{C}$ ,  $\tau = 60 \text{ мин}$ ,  $T_{\text{ізот}} = 250 \text{ }^\circ\text{C}$ ,  $\tau = 1 \text{ год } 20 \text{ мин}$ , закалка; в –  $T_{\text{ауст}} = 1050 \text{ }^\circ\text{C}$ ,  $\tau = 60 \text{ мин}$ ,  $T_{\text{ізот}} = 350 \text{ }^\circ\text{C}$ ,  $\tau = 1 \text{ год } 20 \text{ мин}$ , закалка



которой высока: 0,79–1,27, а параметр решетки ( $a\alpha$ ) этой  $\alpha$ -фазы меняется в пределах 2,87–2,88, количество остаточного аустенита колеблется в пределах 18–24 % в зависимости от температуры изотермической выдержки. Вероятно, часть  $\alpha$ -фазы входит в состав бейнита, а часть является мартенситом.

Минимальное количество остаточного аустенита наблюдается в структуре чугунов термообработанных с температуры 950 °С.

Аустенитизация при температуре 950 °С и изотермическая выдержка в промежуточной области температур высокохромистого чугуна, прошедшего заводской режим термической обработки (нормализация), приводит к тому, что в структуре чугуна присутствует  $\alpha$ -фаза, степень несовершенства ( $\beta$  0,5) решетки которой высока – 1,13; параметр решетки ( $a\alpha$ ) – 2,88. В структуре закаленных с температуры 1050 °С чугунов и после изотермических выдержек в промежуточной области температур присутствует  $\alpha$ -фаза, степень несовершенства решетки ( $\beta$  0,5) которой колеблется в пределах 0,5–0,63, а параметр решетки ( $a\alpha$ ) этой  $\alpha$ -фазы – 2,88.

Максимальное количество остаточного аустенита (31 %) фиксируется в результате аустенитизации при температуре 950 °С и изотермической выдержки в промежуточной области температур (350 °С,  $\tau = 1$  ч 20 мин) [9].

Анализ данных микротвердости свидетельствует о том, что максимальную микротвердость продуктов распада аустенита (6439 МПа) обеспечивает изотермическая закалка высокохромистого чугуна в исходном состоянии при аустенитизации 1050 °С и изотермической выдержки при температуре 350 °С. Значения микротвердости продуктов распада аустенита (4869 МПа), образовавшихся при температуре аустенитизации 1050 °С и изотермической выдержки при температуре 250 °С, а также эвтектического карбида (9460 МПа) несколько ниже, что обусловлено процессами перераспределения легирующих элементов.

В чугуне, прошедшем предварительно нормализацию при температуре 1100–1112 °С, максимальные значения микротвердости продуктов распада аустенита (5321 МПа) и эвтектических карбидов (10861 МПа) зафиксированы при температуре аустенитизации 950 °С и последующей изотермической выдержке в промежуточном интервале температур (350 °С).

Анализ значений твердости исследуемых чугунов свидетельствует, что существует удовлетворительная корреляция между данными металлографических, рентгеноструктурных исследований и изменением твердости при термообработке исследуемого чугуна.

Максимальной твердостью характеризуется чугун в исходном состоянии после изотермической выдержки в промежуточной области температур при температуре аустенитизации 1050 °С и чугун прошедший термообработку по заводскому режиму (нормализация с температуры 1100–1112 °С) при температуре аустенитизации 950 °С и изотермической выдержки при температуре 350 °С (65 HRC). В структуре этих образцов присутствует большое количество метастабильного остаточного аустенита (24–31 %) и  $\alpha$ -фазы с высокой степенью несовершенства кристаллической решетки ( $\beta$  0,5  $\approx$  1,27 ÷ 1,13), что и обеспечивает высокую твердость [9].

Таким образом, для получения максимальной твердости и износостойкости изделий из высокохромистого чугуна с содержанием хрома 21 % в промышленных условиях рекомендуется термическая обработка: аустенитизация при температуре 1050 °С с изотермической выдержкой в промежуточной области температур (350 °С).

На основании полученных данных предложенный режим термической обработки рекомендуется осуществлять без предварительной термической обработки (нормализации), что приведет к сокращению затрат на электроэнергию при сохранении высокого уровня механических и эксплуатационных свойств данного материала.

## ВЫВОДЫ

Изучены структура, фазовый состав и свойства высокохромистого чугуна (с содержанием хрома 21 %) для композитных валков в исходном состоянии и в результате различных режимов термической обработки. Разработаны и опробованы различные режимы термической обработки для высокохромистого чугуна, полученного методом ЭШН.

Показано, что для получения максимальной твердости и износостойкости изделий из высокохромистого чугуна с содержанием хрома 21 % в промышленных условиях рекомендуется термическая обработка: аустенитизация при температуре 1050 °С с изотермической выдержкой в промежуточной области температур (350 °С).

Предложенный режим термической обработки рекомендуется осуществлять без предварительной термической обработки (нормализации). Это в свою очередь приведет к сокращению затрат на электроэнергию при сохранении высокого уровня механических и эксплуатационных свойств данного материала.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Термостойкость высокохромистых чугунов / О. С. Комаров, В. М. Садовский, Н. И. Урбанович, Г. Ф. Лившиц // МИТОМ. – 2002. – № 1. – С. 29–32.
2. Особенности структуры перспективных материалов для валков горячей прокатки / В. В. Пашинский, А. Д. Рябцев, В. В. Горбатенко, Е. Г. Пашинская // Сталь. – 2003. – № 5. – С. 73–75.
3. Современные высокопроизводительные прокатные валки, особенности и перспективы их эксплуатации / М. Синаве, К. А. Гостев, В. В. Глухов, В. С. Смирнов // Сталь. – 2001. – № 8. – С. 2–7.
4. Синаве М. Улучшение эксплуатационных характеристик литых прокатных валков методом / М. Синаве // Сталь. – 2002. – № 11. – С. 40–43.
5. Миркин Л. И. Рентгеноструктурный контроль машиностроительных материалов : справ. / Л. И. Миркин. – М. : Машиностроение, 1979. – 250 с.
6. Горелик С. С. Рентгенографический и электронно-графический анализ металлов / С. С. Горелик, А. Н. Расторгуев, Ю. А. Скаков. – М. : Металлургия, 1963. – 218 с.
7. Бунин К. П. Основы металлографии чугуна / К. П. Бунин, Я. Н. Малиночка, Ю. Н. Таран. – М. : Металлургия, 1969. – 385 с.
8. Гольдштейн М. И. Специальные стали / М. И. Гольдштейн, С. В. Грачев, Ю. Г. Векслер. – М. : МИСИС, 1999. – 408 с.
9. Структура, фазовый состав и свойства высокохромистого чугуна для композитных валков после изотермической выдержки / В. З. Куцова, А. Ю. Куцов, М. А. Ковзель, А. В. Кравченко, Е. А. Герасименко // AFES2006 Davos Forum «Education – Investments – Research & Development». – Switzerland. - 2006. – С. 82–92.
10. Куцова В. З. Кинетика распада переохлажденного аустенита в чугуне ИЧХ16НМФТ / В. З. Куцова, М. Ф. Евсюков, М. А. Ковзель // Строительство, материаловедение, машиностроение. – 2002. – Вып. 15. – С. 117–122.
11. Куцова В. З. Особенности формирования структуры в высокохромистых чугунах типа ИЧХ16НМФТ в результате термического упрочнения / В. З. Куцова, А. Ю. Куцов, М. А. Ковзель // Строительство, материаловедение, машиностроение. – 2003. – Вып. 22. – С. 54–59.
12. Бейнитное превращение в чугунах : структура, кинетика, свойства / Ю. Н. Таран, В. З. Куцова, А. Ю. Куцов, М. А. Ковель // Строительство, материаловедение, машиностроение. – 2004. – Вып. 26. – С. 38–61.
13. Куцова В. З. Влияние термической обработки на структуру и свойства высокохромистых белых чугунов / В. З. Куцова, А. Ю. Куцов, М. А. Ковзель // Оборудование и технологии термической обработки металлов и сплавов. – 2003. – С. 61–68.
14. Патент 59272 А, Україна, МКВ С21D 5/04. Спосіб термічної обробки високолегованого чавуну / Куцова В. З., Куцов А. Ю., Ковзель М. А., Мамченко Г. В. – № 20021210426 ; заявл. 23.12.2002 ; опубл. 15.08.2003, Бюл. № 8. – 1 с.
15. Патент 69795 А, Україна, МКВ С21D 1/78. Спосіб термічної обробки відливків / Куцова В. З., Куцов А. Ю., Ковзель М. А., Мамченко Г. В. – № 20031211118 ; заявл. 08.12.2003 ; опубл. 15.09.2004, Бюл. № 9. – 2 с.
16. Bhadeshia H. K. D. H. Kinetics of Bainite / H. K. D. H. Bhadeshia // Metallurgical Transactions. – 2003. – P. 260.
17. Салтыков С. А. Стереометрическая металлография / С. А. Салтыков. – М. : Металлургия, 1970. – 376 с.