

УДК 669.136:621.78

Ефременко В. Г., Чабак Ю. Г., Цветкова Е. В., Брыков М. Н.

**ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ И ОКОНЧАТЕЛЬНОЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА АБРАЗИВНУЮ ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ЧУГУНА 270X15Г2Н1МФТ**

Высокохромистые комплексно-легированные чугуны широко используются в технике как материалы триботехнического назначения, что обусловлено их высокой износостойкостью в условиях абразивного, ударно-абразивного, коррозионно-абразивного и других видов изнашивания [1, 2]. Важным этапом формирования эксплуатационных характеристик отливок из высокохромистых чугунов (ВХЧ) является термическая обработка [3, 4]. Некоторые изделия из ВХЧ при изготовлении подвергаются обработке резанием, для чего к ним применяют предварительную смягчающую термообработку, в качестве которой могут использоваться отжиг с непрерывным охлаждением от высоких температур [5, 6], изотермический отжиг в области субкритических температур [7], высокотемпературная дестабилизация и с последующим высоким отпусканием [8]. Независимо от того, подвергались или нет чугунные изделия предварительной термообработке, они в обязательном порядке проходят окончательную упрочняющую термообработку (закалку и отпуск) для придания оптимальных эксплуатационных свойств. Очевидно, что параметры такой обработки должны назначаться с учетом технологической «предыстории» изделий. Вместе с тем, в литературе практически не описаны особенности формирования микроструктуры и свойств ВХЧ при закалке в зависимости от исходного типа структуры и применявшейся ранее технологии термообработки. Это не позволяет обосновано подходить к назначению режима окончательной термической обработки чугунных изделий, которые подвергались смягчению перед обработкой резанием.

Целью данной работы являлось исследование влияния различных схем предварительной термообработки на эксплуатационные свойства (твердость и абразивную износостойкость) чугуна 270X15Г2Н1МФТ, закаленного по различным режимам.

В работе исследовали, чугун следующего химического состава: 2,70 % С; 2,20 % Мn; 0,55 % Si; 14,55 % Cr; 0,93 % Ni; 0,39 % Mo; 0,38 % V. В работе были использованы три группы образцов размерами 7×12×25 мм, имевших перед окончательной термообработкой различное микроструктурное состояние. Первую группу составляли образцы в литом (нетермообработанном) состоянии. Они имели структуру, представляющую собой дендриты аустенита и карбидную эвтектику на базе карбидов  $Me_7C_3$ . Твердость литых образцов составляла 44–46 HRC. Во вторую группу входили образцы, подвергавшиеся смягчающей термической обработке по схеме субкритической обработки («СО») – двухступенчатого изотермического отжига в субкритическом интервале температур с выдержками при 650 °С (6 ч) и при 700 °С (20 ч). Они имели твердость 37–39 HRC, микроструктура состояла из карбидной эвтектики и дендритов, имевших структуру зернистого перлита со средним размером карбидов 0,30 мкм. К третьей группе относились образцы, подвергавшиеся смягчающей термической обработке по схеме дестабилизации и высокого отпуска («Д+ВО»). Дестабилизация представляла собой выдержку в течение 2,5 ч при 950 °С для выделения из аустенита вторичных карбидов с последующей закалкой на воздухе. Отпуск проводили при 650 °С в течение 2 ч и при 700 °С – в течение 12 ч. Эти образцы имели твердость 37–39 HRC; их структура была аналогична образцам «СО», но при большем среднем размере зернистых карбидов (0,40 мкм). Образцы всех трех групп подвергали окончательной термической обработке, которая состояла в нагреве до 850, 950, 1050 °С с выдержкой 6, 15, 30, 60 и 90 мин, после чего следовало охлаждение на воздухе и отпуск при 200 °С в течение 2 ч. Твердость образцов измеряли на твердомере Роквелла по шкале «С». Микроструктуру образцов анализировали с помощью оптического микроскопа «Axiovert 40 MAT» и сканирующего микроскопа «Ultra-55»

(Carl Zeiss). Испытание на абразивное изнашивание проводили на лабораторной установке по схеме Бринелля-Хаурта. Износ образцов определяли по потере массы взвешиванием на весах ВЛР-20. Сопротивление изнашиванию оценивали по величине коэффициента относительной износостойкости ( $\epsilon$ ), который рассчитывали по формуле:  $\epsilon = \Delta m_{\text{эт}} / \Delta m_{\text{обр}}$ , где  $\Delta m_{\text{эт}}$ ,  $\Delta m_{\text{обр}}$  – потеря массы эталона (чугун 270X15Г2Н1МФТ в литом состоянии) и термообработанного образца, соответственно.

На рис. 1 представлено влияние параметров закалки на твердость образцов всех трех групп. Как следует из рис. 1 а, уже после 6 мин выдержки при 850 °С твердость литых образцов возросла от 45 до 54 HRC. Наибольший прирост твердости зафиксирован в течение первых 30 мин выдержки, по мере увеличения продолжительности он снизился, а твердость достигла 59,5 HRC после 90 мин выдержки. Нагрев литых образцов при 950 °С обеспечил достижение максимальной твердости (64,5 HRC), при этом твердость росла значительно быстрее, чем при 850 °С. Уровень твердости, полученной при 1050 °С, является промежуточным между 850 и 950 °С; повышение твердости до 59,5 HRC, наблюдаемое после первых 30 мин выдержки, сменяется ее снижением до 58,5 HRC в течение последующих 60 мин.

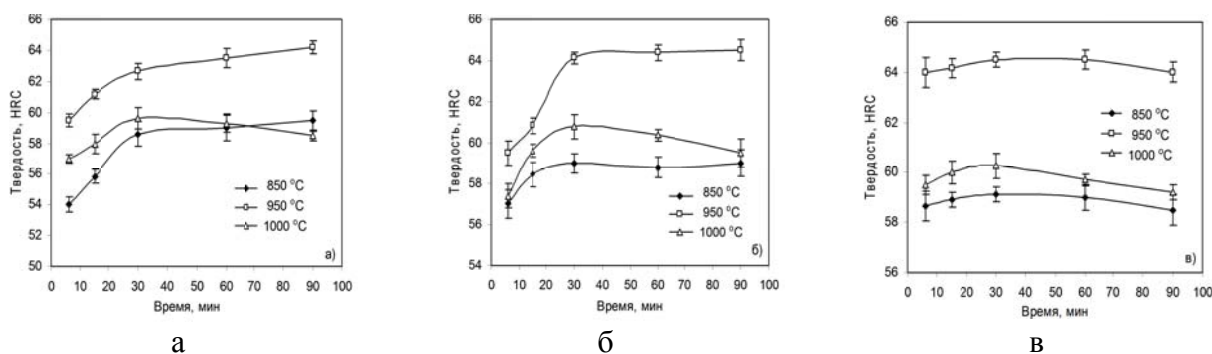


Рис. 1. Влияние времени выдержки при различных температурах закалки на твердость чугуна:

а – литого чугуна; б – чугуна с предварительной обработкой «Д+ВО»; в – чугуна с обработкой «СО»

При анализе влияния температуры закалки на твердость образцов из группы «Д+ВО» (рис. 1, б) были выявлены как сходства, так и отличия по сравнению с литыми образцами. Общим является рост твердости по мере выдержки при всех температурах, а также снижение ее значений для случая 1050 °С после 30 мин выдержки. Отличие состоит в том, что при 850 и 950 °С максимальное значение твердости достигается уже после 30 мин выдержки, т. е. гораздо быстрее, чем для литых образцов. Также надо отметить, что при одинаковой выдержке при любой температуре твердость образцов «Д+ВО» выше, чем в исходно литых образцах. Для образцов группы «СО» ход кривых твердости в зависимости от времени выдержки существенно отличается от двух предыдущих групп (рис. 1, в). В данном случае уже после 6 мин выдержки при 950 °С средняя твердость достигла значения 64 HRC, а после 30 мин дополнительно повысилась еще на 0,5 HRC, стабилизировавшись на этом уровне. Надо отметить, что и при других температурах выдержки твердость нарастала быстрее, чем в образцах двух других групп. Кроме того, была отмечена тенденция некоторого снижения твердости в образцах «СО» по мере роста продолжительности выдержки от 30 до 90 мин. Изменение микроструктуры закаленных образцов соответствовало динамике изменения их твердости (рис. 2). Для литых образцов ведущим процессом при нагреве под закалку является выделение ВК из первородного аустенита при температуре аустенитизации с последующим превращением обедненного аустенита в мартенсит. Для образцов групп «Д+ВО» или «СО» отмечался иной характер ведущих процессов при нагреве под закалку, а именно: 1)  $\alpha\text{-Fe} \rightarrow \gamma\text{-Fe}$  превращении при нагреве выше точки  $A_{c1}$ ; 2) растворении части зернистых карбидов для достижения равновесной концентрации углерода в аустените.

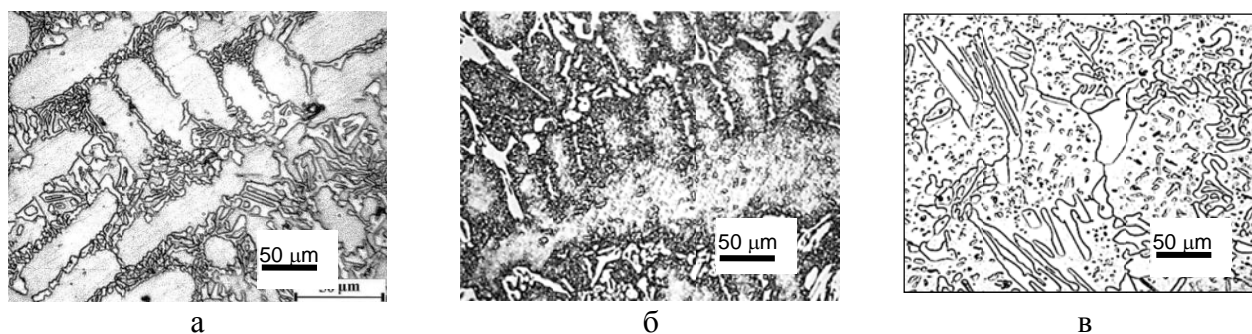


Рис. 2. Микроструктура чугуна:

а – в исходном литом состоянии; б – после выдержки в течение 90 мин при 950 °С; в – после выдержки в течение 90 мин при 1050 °С

После проведения смягчающей термообработки по схемам «Д+ВО» или «СО» матрица чугуна состоит из феррита, практически не содержащего углерода; весь углерод сосредоточен в карбидной фазе. Поэтому возникающий в начальный момент времени аустенит является обедненным по углероду, следовательно, закалка с малой выдержкой приводит к получению малоуглеродистого мартенсита пониженной твердости. По мере увеличения длительности выдержки часть зернистых карбидов растворяется, повышая содержание углерода в аустените до равновесной концентрации; в результате при закалке формируется тетрагональный мартенсит, что приводит к росту твердости чугуна.

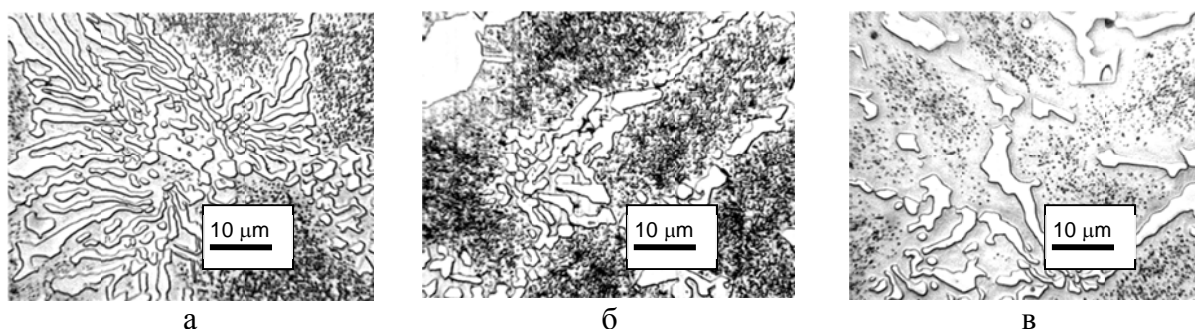


Рис. 3. Микроструктура образцов «Д+ВО» после выдержки в течение 90 мин: а – при 850 °С; б – при 950 °С; в – при 1050 °С

В образцах «Д+ВО» после нагрева в течение 6 мин при 850 °С дендритные участки имеют однородный темный цвет как результат присутствия большого количества мелких зернистых карбидов. Более длительная выдержка при 850 °С вызывает некоторое растворение мелких карбидов, в результате чего дендриты приобретают более светлую окраску, становятся видны отдельные вторичные карбиды (рис. 3, а). Выдержка при 950 °С приводит к дальнейшему уменьшению количества зернистых карбидов и их незначительному укрупнению (рис. 3, б). Наиболее интенсивно зернистые карбиды растворяются при 1050 °С, при этом укрупнение карбидов, имеющее место после 15 мин выдержки, сменяется их уменьшением в размерах по мере растворения карбидов в аустените при увеличении выдержки до 90 мин (рис. 3, в).

В случае нагрева образцов «СО» при 850 °С дендритные и внутриэвтектические области сохраняют плотную темную окраску вплоть до 60 мин выдержки (рис. 4, б). После выдержки в течение 90 мин матрица чугуна приобретает более светлый фон, на котором становятся видны отдельные зернистые карбиды. Примерно такой же характер изменения микроструктуры отмечен и для выдержки при 950 °С (рис. 4, в). При 1050 °С наблюдается постепенное растворение вторичных карбидов, главным образом – на границе с эвтектическими карбидами. После максимальной выдержки в центре дендритов возникли участки залегания зернистых карбидов, окруженные четко выраженной границей; за пределами этой границы и вплоть до эвтектических карбидов залегает зона, практически свободная от зернистых карбидов (рис. 4, г).

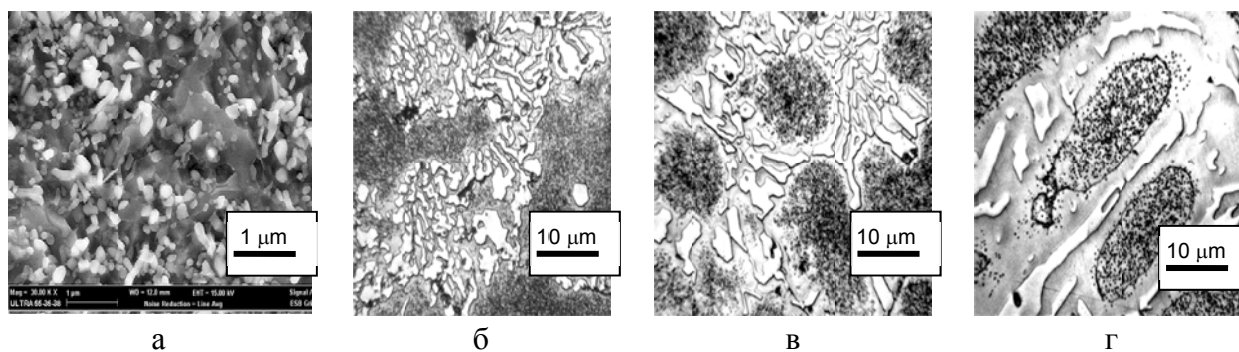


Рис. 4. Микроструктура образцов «СО»:

а – исходная; б – после выдержки при 850 °С в течение 90 мин; в – после выдержки при 950 °С в течение 90 мин; г – после выдержки при 1050 °С в течение 90 мин

Результаты испытаний на изнашивание представлены на рис. 5. Для закаленных образцов, находившихся в исходном литом состоянии, зависимость коэффициента  $\varepsilon$  от времени выдержки для разных температур имеет различный характер (рис. 5, а). Наименьший уровень износостойкости соответствует выдержке при 850 °С, достигая максимального значения  $\varepsilon = 1,40$  после 15 мин выдержки с дальнейшей стабилизацией в пределах  $\varepsilon = 1,40 \pm 0,05$ . Выдержка при 950 °С привела к непрерывному нарастанию значений  $\varepsilon$  – от 1,55 до 1,75. При 1050 °С зависимость  $\varepsilon = f(\tau)$  носит экстремальный характер с максимумом при 15 мин ( $\varepsilon = 1,70$ ); при выдержках свыше 30 мин износостойкость снижается до уровня закалки от 850 °С. Таким образом, закалка чугуна от 850–1050 °С повышает его абразивную износостойкость на 40–75 % относительно литого состояния. Для образцов «Д+ВО» экстремальный характер зависимости  $\varepsilon = f(\tau)$  отмечается для всех выбранных температур (см. рис. 5, б). В этом случае максимальная износостойкость соответствует нагреву при 850 °С в течение 30 мин ( $\varepsilon = 2,15$ ); после 15 мин выдержки при 950 °С также достигается достаточно высокая износостойкость ( $\varepsilon = 2,05$ ). В ходе дальнейшей выдержки коэффициент  $\varepsilon$  для обоих случаев снижается до 1,80 при 950 °С и до 1,55 при 850 °С. При 1050 °С значения  $\varepsilon$  изменяются в меньшей степени, однако и здесь максимум износостойкости соответствует выдержке 30 мин. Как следует из рис. 5, в, относящегося к образцам «СО», при 850 °С отмечается непрерывный рост износостойкости по мере повышения времени выдержки до 90 мин. Для случаев нагрева при 950 °С и 1050 °С наблюдается увеличение  $\varepsilon$  до 1,80 ( $\tau = 15$  мин) и 1,65 ( $\tau = 30$  мин) с последующим снижением износостойкости по мере дальнейшей выдержки.

Данные, приведенные на рис. 5, были использованы для построения математической модели влияния параметров закалки на абразивную износостойкость исследованного чугуна. Применили математическое планирование полного факторного эксперимента  $3^2$ , позволяющего получить информацию об изучаемом объекте в виде регрессионного уравнения 3-й степени. Независимыми факторами являлись температура аустенитизации ( $t_a$ ) и длительность выдержки ( $\tau$ ). Оба параметра варьировали на трёх равноотстоящих уровнях: 850 °С, 950 °С, 1050 °С и 0 мин, 30 мин, 60 мин, соответственно. Для случая  $\tau = 0$  мин принимали значения  $\varepsilon$  для минимальной выдержки (6 мин). После исключения статистически незначимых коэффициентов были получены следующие регрессионные выражения:

– литое состояние

$$\varepsilon_{\text{лит}} = 8,09 - 0,0157 \cdot t_a + 0,02813 \cdot \tau - 2,1 \cdot 10^{-5} \cdot t_a \cdot \tau + 9,08 \cdot 10^{-6} \cdot t_a^2 - 0,00011 \cdot \tau^2; \quad (1)$$

– после обработки «Д+ВО»

$$\varepsilon_{\text{Д+ВО}} = 4,87 - 0,0126 \cdot t_a - 1,24 \cdot \tau + 0,00256 \cdot t_a \cdot \tau + 0,017 \cdot \tau^2 + 7,2 \cdot 10^{-6} \cdot t_a^2 - 3,88 \cdot 10^{-5} \cdot t_a \cdot \tau^2 - 1,44 \cdot 10^{-6} \cdot t_a^2 \cdot \tau + 2,16 \cdot 10^{-8} \cdot t_a^2 \cdot \tau^2; \quad (2)$$

– после обработки «СО»

$$\varepsilon_{\text{СО}} = 7,23 - 0,0162 \cdot t_a + 0,008 \cdot \tau + 9 \cdot 10^{-6} \cdot t_a^2 - 9 \cdot 10^{-5} \cdot \tau^2. \quad (3)$$

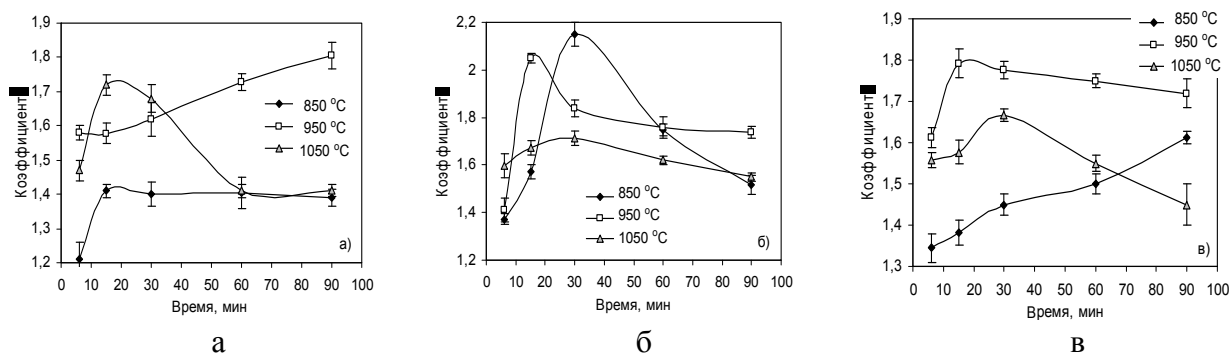


Рис. 5. Влияние времени выдержки при различных температурах на износостойкость образцов:  
 а – литых; б – после обработки «Д+ВО»; в – после обработки «СО»

Анализ выражений показал, что для случая исходно литых образцов поверхность отклика модели (1) имеет восходящий характер в направлении увеличения времени выдержки и выпуклый рельеф в направлении повышения температуры. При этом износостойкость достигает своего максимума ( $\epsilon = 1,75$ ) после 60 мин выдержки при 950–1000 °С. Область оптимума на поверхности отклика модели (3), относящейся к образцам «СО», лежит в самом центре плана и соответствует выдержке 30 мин при 950 °С ( $\epsilon = 1,77$ ). Для образцов «Д+ВО» область оптимума отвечает выдержке 30–40 мин при температуре 875–925 °С (рис. 6). В этом случае достигается наибольшая (в пределах всех исследованных вариантов) износостойкость ( $\epsilon = 2,10$ ). Более продолжительный нагрев и рост температуры закалки приводит к снижению износостойкости до  $\epsilon = 1,60$ – $1,65$ .

Полученные данные показывают, что с точки зрения обеспечения максимальной долговечности отливок, подвергаемых обработке резанием, их предварительная термическая обработка должна проходить по схеме «дестабилизация + высокий отпуск». По завершении механической обработки отливки следует подвергать закалке от сравнительно невысокой температуры с короткой выдержкой; это позволяет получить износостойкость, на 20–23 % более высокую, чем в литом чугуна, прошедшем закалку по стандартной технологии. Причина повышения износостойкости образцов, по нашему мнению, заключается в гетерогенизации аустенита вследствие отставания процесса выравнивания состава  $\gamma$ -фазы по углероду от скорости растворения зернистых карбидов. В образцах «Д+ВО» это отставание должно быть более выраженным, поскольку зернистые карбиды имеют больший размер (по сравнению с карбидами в образцах «СО»), следовательно, их растворение проходит не столь быстро. Кроме того, сказывается пониженная концентрация хрома в металлической матрице образцов «Д+ВО» вследствие выделения вторичных карбидов хрома при дестабилизации.

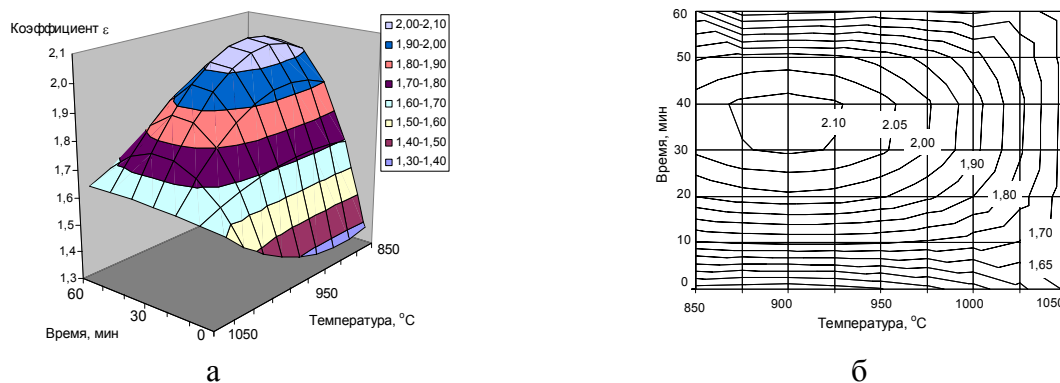


Рис. 6. Графическое представление результатов расчета  $\epsilon_{Д+ВО}$  согласно модели (2):  
 а – поверхность отклика; б – проекция на плоскость.

При «СО» обработке аустенит испытывает эвтектоидное превращение с образованием легированного цементита, содержание хрома в котором значительно ниже, чем во вторичных карбидах  $Me_7C_3$ , следовательно, феррит в образцах «СО» наследует от аустенита большее количество хрома. А поскольку хром понижает активность углерода в аустените, повышенная концентрация хрома в твердом растворе ускоряет растворение карбидов в аустените при нагреве образцов «СО» под закалку. Замедленное растворение карбидов в образцах «Д+ВО» предположительно приводит к формированию неоднородной матрицы, состоящей из участков обогащенного (возле карбидов) и обедненного (вдали от карбидов) углеродом аустенита. Это обеспечивает получение гетерогенной аустенито-мартенситной структуры с чередованием участков стабильного и нестабильного (обедненного углеродом) аустенита, склонного к деформационному мартенситному превращению. При выдержках свыше 30–40 мин растворение карбидов в основном завершается, концентрация углерода в аустените выравнивается, это ведет к утрате гетерогенного состояния матрицы и, как следствие, – к снижению износостойкости сплава.

Представленные результаты показывают, что назначение режима окончательной (упрочняющей) термической обработки отливок, прошедших смягчающую обработку, необходимо выполнять с обязательным учетом характера последней. Это позволит сэкономить энергоресурсы, а также увеличить уровень эксплуатационной долговечности металлоизделий, подвергнутых обработке резанием.

### ВЫВОДЫ

1. Установлено, что предварительная смягчающая обработка (по схемам «СО», «Д+ВО») ускоряет достижение максимальной твердости и износостойкости при закалке высокохромистого чугуна по сравнению с термообработкой в исходном литом состоянии, что необходимо учитывать при назначении режима окончательной термической обработки механически обработанных отливок.

2. С применением математического планирования эксперимента получены регрессионные выражения, описывающие зависимость абразивной износостойкости от температуры и продолжительности выдержки при закалке для образцов чугуна 270X15Г2Н1МФТ с различным типом исходной микроструктуры. Установлено, что максимальная износостойкость чугуна обеспечивается в случае исходного состояния «Д+ВО» при проведении закалки от пониженных температур с укороченными выдержками. Это предположительно связано с незавершенностью растворения карбидов и формированием гетерогенной микроструктуры, состоящей из участков стабильного (обогащенного углеродом) и метастабильного (обедненного) аустенита, склонного к деформационному мартенситному превращению в процессе изнашивания.

### СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1. Durman R. W. *Progress in Abrasion-Resistant Materials for Use in Comminuting Processes* / R. W. Durman // *Int. J. Miner. Proc.* – 1988. – vol. 22. – P. 381–399.
2. *Effects of secondary carbide precipitation and transformation Transformation on abrasion resistance of the 16Cr-1Mo-1Cu white iron* / J. Wang [et al.] // *JMEPEG*. – 2006. – vol. 3, № 15. – P. 316–319.
3. Karantzalis A. E. *Microstructural Modifications of As-Cast High Chromium White Iron by Heat Treatment* / A. E. Karantzalis, A. Lekatou, H. Mavros // *JMEPEG*. – 2009. – vol. 2. – № 18. – P. 174–181.
4. *Повышение качества прокатных валков из высокохромистого чугуна высокотемпературной термической обработкой* / Т. С. Скобло [и др.] // *МиТОМ*. – 1990. – № 10. – С. 7–10.
5. Цыпин И. И. *Белые износостойкие чугуны* / И. И. Цыпин. – Москва : Металлургия, 1983. – 176 с.
6. Патент № 4395284USA, C22C 3856. *Abrasion resistant machinable white cast iron* / R. J. Dawson; патентообладатель : Falconbridge Limited – № 06/340,053; заявл. 18.01.82; опубли. 26.07.83.
7. Чейлях А. П. *Экономнолегированные метастабильные сплавы и упрочняющие технологии* / А. П. Чейлях. – Харьков : ННЦ ХФТИ, 2003. – 212 с.
8. *Новые подходы к выбору смягчающей термической обработки высокохромистых чугунов* / Ю. Г. Чабак [и др.] // 73 *Международ. научно-практ. конференция «Проблемы и перспективы развития железнодорожного транспорта»*. – Днепропетровск. – 2013. – С. 282–283.

Статья поступила в редакцию 26.02.2014 г.