

4. Intercritical normalization - a way of hardening of welded structures / S.V. Egorova, A.V. Jurchishin, A.I. Krendeleva [and others] // Automatic Welding. - 1992. - № 4. - P. 24-28. (Rus.)
5. Petrunenko A.A. Heat treatment of low alloy steels for obtaining austenitic-ferritic-bainitic structure / A.A. Petrunenko // Physic of metall and metallurgiya. - 1991. - № 5. - P. 93-98. (Rus.)
6. Jiang Haitao. Influence of isothermal bainitis processing on the mechanical properties and microstructure characterization of TRIP-steel / Haitao Jiang, Hubin Wu, Di Tang, Qiang Lui // J.Univ. Sci. and Technol. Beijing. – 2008. – № 5. – P. 574-579.
7. Liu Jie. Research and development of a new type of TRIP-steels under UNISPAR/ Jie Liu, Lin Li, Liu Rendong // Shanghai Metals. - 2009. - № 1. - P. 22-25.
8. Malinov L.S. Improving the properties of steel and ductile iron in them obtaining multiphase structures including bainite and metastable austenite / L.S. Malinov // Metal and casting of Ukraine. - 2004. - № 7. - P. 8-10. (Rus.)
9. Dyachenko S.S. Features structures incomplete recrystallization of their influence on the properties of steel / S.S. Dyachenko, O.P. Fomenko // Metals and heat treatment of metals. - 1970. - № 1. - P. 9-11. (Rus.)
10. Polyakova A.M. Intercritical hardening of structural steel / A.M. Polyakova, V.D. Sadowski // Metals and heat treatment of metals. - 1970. - № 4. – P. 5-8. (Rus.)

Рецензент: А.И. Троцан
д-р техн. наук, проф., ГВУЗ «ПГТУ»

Статья поступила 20.05.2013

УДК 621.771.294.64:621.785.55

© Ефременко В.Г.¹, Чабак Ю.Г.², Гаврилова В.Г.³,
Ефременко Б.В.⁴

ОБЕЗУГЛЕРОЖИВАНИЕ ВЫСОКОХРОМИСТОГО ЧУГУНА ПРИ НАГРЕВЕ ПОД ЗАКАЛКУ

Установлено, что при окислительном нагреве под закалку (1000-1150 °С) в поверхностных слоях высокохромистого чугуна происходит растворение вторичных и эвтектических карбидов, уменьшение содержания углерода и увеличение концентрации хрома. Исследована кинетика процессов, определены кинетические параметры, рассчитаны энергия активации и коэффициент диффузии углерода.

Ключевые слова: чугун, окислительный нагрев, карбиды, растворение, углерод, хром, диффузия, энергия активации.

Єфременко В.Г., Чабак Ю.Г., Гаврилова В.Г., Єфременко Б.В. Зневуглицювання високохромистого чавуну при нагріванні під загартування. Встановлено, що під час окислювального нагрівання під загартування при 1000-1150 °С у поверхневих шарах високохромистого чавуну відбувається розчинення вторинних та евтектичних карбідів, зменшення вмісту вуглецю та збільшення концентрації хромю. Досліджено кінетику процесів, визначено кінетичні параметри, розраховано енергію активації та коефіцієнт дифузії вуглецю.

Ключові слова: чавун, окислювальний нагрів, карбідів, розчинення, вуглець, хром, дифузія, енергія активації.

¹ д-р техн. наук, профессор, ГВУЗ «Приазовский государственный технический университет», г. Мариуполь

² аспирант, ГВУЗ «Приазовский государственный технический университет», г. Мариуполь

³ канд. техн. наук, доцент, ГВУЗ «Приазовский государственный технический университет», г. Мариуполь

⁴ студент, ГВУЗ «Приазовский государственный технический университет», г. Мариуполь

V.G. Efremenko, Yu.G. Chabak, V.G. Gavrilova, B.V. Efremenko. Decarburization of high-chromium cast iron during quenching heating. It is found that during oxidizing heating at 1000-1150 °C the secondary and eutectic carbides dissolution accompanied by carbon content decreasing and chromium content increasing in surface layers of high-chromium cast iron takes place. The processes kinetics is studied, kinetic parameters are found, activation energy and diffusion coefficient of carbon are calculated.

Keywords: cast iron, oxidizing heating, carbides, dissolution, carbon, chromium, diffusion, activation energy.

Постановка проблеми. В літературі практично відсутні дані про характер і кінетику процесів зміни структури в поверхневих шарах білих чугунів з високим вмістом хрому при нагріві під закалку. Це не дозволяє обґрунтовано підходити до визначення режимів попередньої і остаточної термічної обробки литвинок з високохромистого чугуна.

Аналіз останніх досліджень і публікацій. Білі чугуни, що містять 12-25% Cr, широко застосовуються як триботехнічний матеріал для різних литвинок, що працюють в умовах абразивного, корозійно-абразивного, ерозійного изнашивания [1-3]. Для забезпечення максимальної зносостійкості литвинки піддаються високотемпературній термічній обробці (дестабілізації) [4, 5]. Як правило, нагрів проводиться в середовищі, що може призвести до зміни структури і хімічного складу приповерхневих шарів.

Відомо [6], що сплави, що містять понад 12 % Cr, мають підвищену стійкість до корозії. Хром забезпечує формування на поверхні виробів щільних оксидних плівок, надійно захищаючи основний метал від агресивної зовнішньої середовища. Це стосується і випадку високотемпературної корозії, що проявляється в активному окисленні поверхні атмосферним киснем. Для ефективного протидіяння окисленню сплав повинен містити не менше 25 % хрому, підтвердженням чому є успішне застосування якості жаростійких матеріалів сталей типу X25 [6]. Багато з застосовуваних високохромистих чугунів містять менше хрому (12-20 %) [7, 8], при цьому більша його частка концентрована в карбідній фазі, в зв'язі з чим рівень їх жаростійкості недостатньо високий для ефективного протидіяння високотемпературній корозії. При проведенні дестабілізуючої термічної обробки литвинки з високохромистих чугунів тривале час (до 10 год) піддаються впливу високої температури (950-1150 °C) [4, 5, 7]. Крім окислення, це може призвести до обезуглероживання поверхні, що впливає як на обробляемість різанням литвинок, так і в подальшому - на зносостійкість готових виробів.

Ціль роботи - дослідити характер зміни структури, а також хімічного складу в поверхневих шарах високохромистого чугуна при нагріві в окислювальній атмосфері.

Матеріал і методи досліджень. Дослідження проводили на чугуні 270X15Г2Н1МФТ наступного хімічного складу, в мас. %: 2,70 С; 2,20 Мп; 0,55 Si; 14,55 Cr; 0,93 Ni; 0,39 Мо; 0,38 V; 0,11 Ti. Зразки чугуна розміром 3x10x10 мм тримали в електричній муфельній печі в повітряній атмосфері при температурі 1000, 1050, 1100 і 1150 °C впродовж 1, 2, 4, 6 і 8 год. Після закінчення тримання зразки охолодили на повітрі, після чого досліджували зміну мікроструктури і фазового хімічного складу по сеченню зразка. В дослідженні використовували метод теплового травлення (нагрів полірованих зразків при 400 °C впродовж 1 год), що дозволяє по-різному фарбувати різні фази сплаву. Застосовували мікроструктурний метод дослідження з використанням оптичного мікроскопа «Neophot-21» і скануючий електронний мікроскоп «Carl Zeiss Ultra-55» з енергодисперсійним аналізатором фірми «Oxford Instrumental».

Припускаючи, що взаємодія з атмосферним киснем призведе до видалення вуглецю з поверхневих шарів, що відобразиться на кількості карбідної фази і ступені легированості металічної матриці, в ході досліджень мікроструктури від поверхні вглиб зразка визначали: 1) об'ємну частку евтектичних карбідів; 2) глибину шару від поверхні, в якій фіксуються вторинні карбиди; 2) хімічний склад металічної матриці.

Об'ємну частку карбідів підраховували за отриманими мікрофотографіями методом се-

кущих, проводившихся вдоль контрольных отрезков длиной 170 мкм; расстояние между отрезками составляло 18 мкм. На каждом из образцов замеры выполняли вдоль 4-5 линий сканирования с последующим усреднением полученных результатов. Изменение химического состава оценивали по разнице в цвете матрицы (обусловленной обогащением твердого раствора хромом) и по результатам точечного микроанализа. Подсчет производили с помощью с использованием программного обеспечения «AraPixAnalyzer», разработанного на кафедре МиТОМ ГВУЗ «ПГТУ».

Изложение основного материала. В исходном (литом) состоянии микроструктура чугуна состояла из аустенитно-карбидной эвтектики $\gamma+Me_7C_3$ и дендритов первородного аустенита с небольшой долей троостита. Насыщенность окраски на подвергнутом тепловому травлению микрошлифе коррелирует с содержанием хрома в матрице, поскольку хром обеспечивает формирование оксидных пленок, от толщины которых зависит характер преломления отраженных лучей (т.е. визуальная окраска конкретного участка). Из рис. 1 следует, что хром преимущественно равномерно распределен в теле дендритов; на границе с эвтектическими карбидами (ЭК) его концентрация несколько понижена, на что указывает наличие темных участков непосредственно на границах с эвтектикой. В процессе нагрева из аустенита выделяются дисперсные вторичные карбиды хрома, при этом, обедняясь хромом, матрица приобретает более темный, насыщенный оттенок (рис. 1, б).

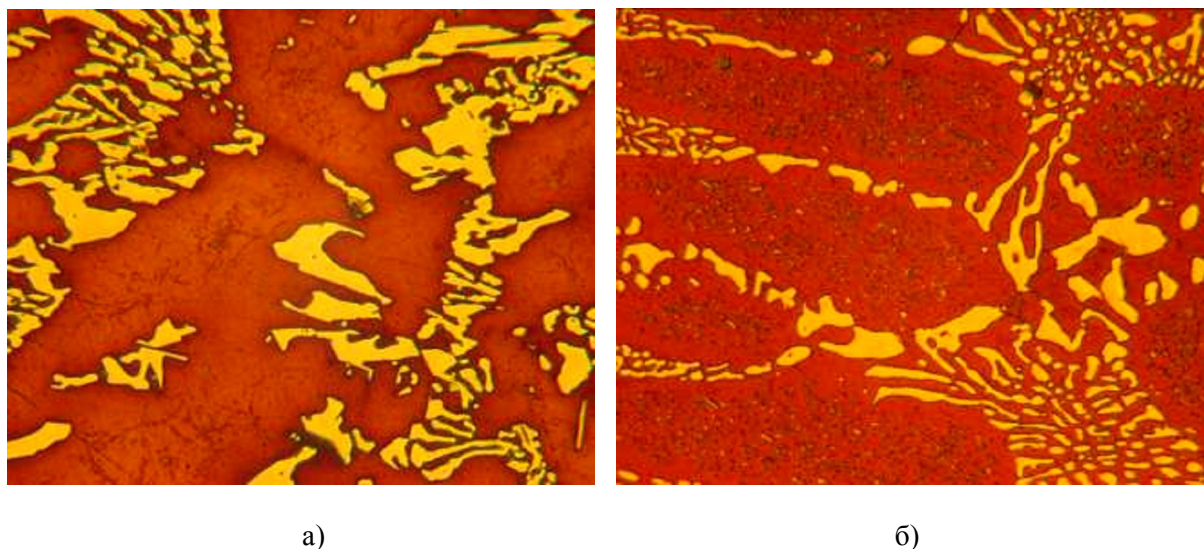


Рис. 1 – Микроструктура чугуна в исходном (литом) состоянии (а) и после нагрева в течение 6 ч при 1000 °С (б) x500

Было установлено, что при нагреве в чугуне протекают процессы, указывающие на постепенное снижение содержания углерода в приповерхностных слоях. Это выражается в уменьшении количества карбидов – как вторичных, так и эвтектических. Вначале наблюдали растворение вторичных карбидов, а затем – уменьшение в объеме, «таяние», эвтектических карбидов. По мере увеличения времени выдержки фронт указанных изменений продвигался от поверхности к центру образцов, приводя к изменению окраски матрицы.

Снижение количества карбидов связано с их растворением (диссоциацией) в аустените. Реакция взаимодействия углерода и кислорода ($2C+O_2=2CO$) является одной из основных в процессе высокотемпературной коррозии. Для восстановления начального уровня химического потенциала углерода в матрице возникают диффузионные потоки атомов углерода из внутренних к наружным слоям. Поддержание интенсивности этих потоков требует их постоянной «подпитки» атомами углерода, что возможно лишь за счет растворения карбидов. Диссоциация карбидов Me_7C_3 и отвод атомов углерода приводит к насыщению матрицы хромом, что делает ее визуально более светлой.

При 1000-1050 °С в начале выдержки первой начинает осветляться середина дендритов за счет растворения залегающих здесь вторичных карбидов хрома – стадия «а» (рис. 2,а). По мере

роста времени выдержки начинается растворение эвтектических карбидов (стадия «б»). В связи пониженной диффузионной подвижностью хрома его концентрация не сразу выравнивается в матрице, он остается в местах залегания бывших эвтектических карбидов, приводя к интенсивному осветлению участков на границе «матрица – карбид» (рис. 2, б). При 1100-1150 °С растворение вторичных карбидов происходит достаточно быстро (в течение первого часа), поэтому вместо стадии «а» сразу фиксировали осветление прикарбидных участков матрицы. Выдержка в течение 6-8 ч при указанных температурах приводит к практически полному освобождению структуры от эвтектических карбидов (рис. 2, в), при этом сохраняется выраженная неравномерность в распределении хрома (обогащение хромом междендритных участков) (рис. 2, г).

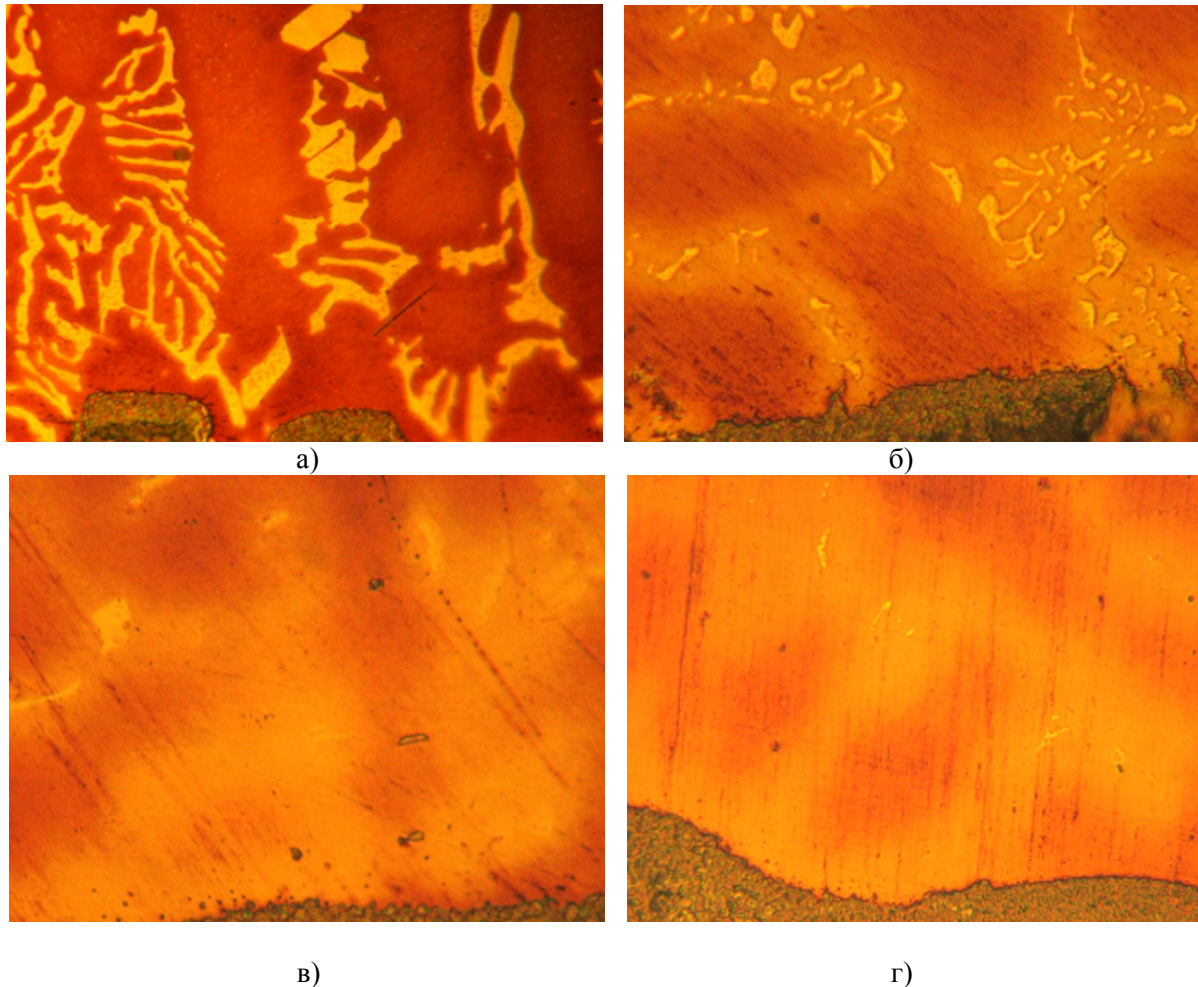


Рис. 2 – Растворение ЭК у поверхности образцов в ходе выдержки при 1050 °С в течение 1 ч (а), при 1150 °С в течение 4 ч (б), 6 ч (в), 8 ч (г) x500

На рис. 2 показано изменение количества эвтектических карбидов по сечению образца в направлении от поверхности к центру образцов, нагретых до разных температур. В неокисленной части образцов (вдали от поверхности) Количество эвтектических карбидов колеблется от 24,5 до 31,3 % со средним значением 27,6 %. Как следует из рис. 3 а, в результате выдержки при 1000 °С в течение 1-6 ч среднее количество ЭК снизилось до 15-18 % на глубину до 15-80 мкм, соответственно. При увеличении выдержки до 8 ч зона пониженной средней доли ЭК (15-18 %) расширилась глубину до 300 мкм. По мере роста температуры выдержки наблюдается тенденция уменьшения количества карбидов на любом удалении от поверхности на глубину до 4000 мкм. При 1100 °С выдержка в течение 4-6 ч приводит к снижению доли ЭК до 3-6 % на глубину до 100 мкм и до 13 % - на глубину до 1000 мкм. В случае выдержки 8 ч в приповерхностных слоях на глубину до 10 мкм наблюдается полное растворение карбидов, а на глубине 1000 мкм доля ЭК не превышает 8 %.

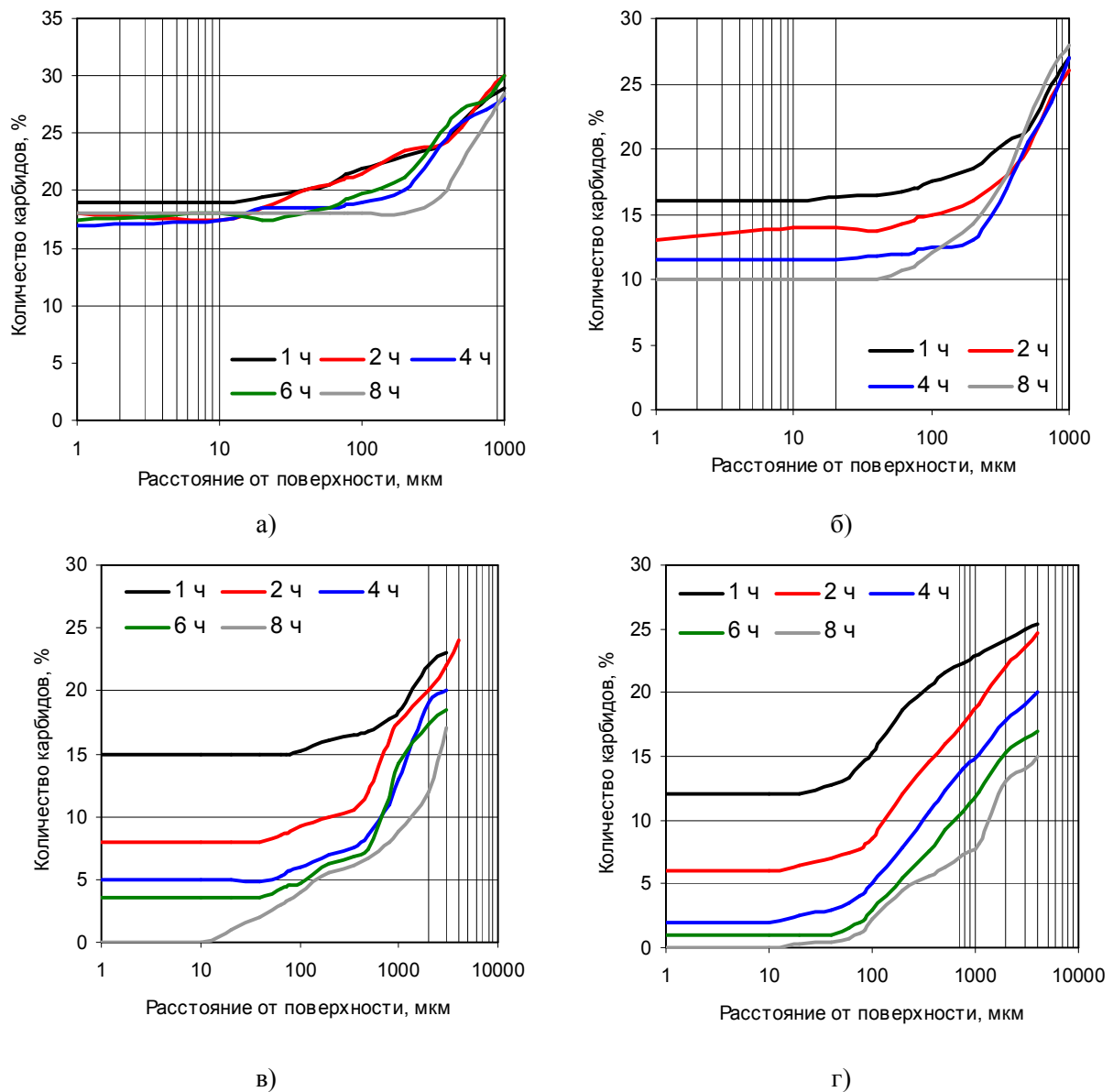


Рис. 3 – Изменение количества эвтектических карбидов по сечению образцов в ходе выдержки при 1000 °С (а), 1050 °С (б), 1100 °С (в), 1150 °С (г) x500

Еще более высокая степень обезуглероживания наблюдается после выдержки при 1150 °С. Уже после часа нагрева количество ЭК в слое до 100 мкм не превышает 15 %. Выдержка 6 и 8 ч обеспечивает практически полную очистку структуры от карбидов на глубину до 100 мкм. В последнем случае глубина слоя с долей ЭК ≤ 15 % увеличивается до 2000 мкм. Общая глубина залегания слоев, затронутых процессами обезуглероживания после 8 ч при 1150 °С, достигает 4 мм.

Представленные на рис. 3 данные были использованы для описания кинетики обезуглероживания поверхности исследованного чугуна. Поскольку растворение карбидов является термически активируемым процессом, использовали уравнение Аррениуса:

$$V = A \cdot \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right), \tag{1}$$

где V – скорость процесса;
 Q – энергия активации;
 A – предэкспоненциальный множитель.
 Скорость растворения карбидов оценивали как:

$$V = \frac{\Delta F}{\tau}, \tag{2}$$

где ΔF – разница в объемной доле ЭК при конкретной температуре выдержки;;
 τ - время выдержки.

Используя логарифмирование, представили выражение (1) как:

$$\ln V = \ln A - \frac{Q}{R} \cdot \frac{1}{T}. \tag{3}$$

Расчет параметров Q и A вели по выражению (3) для различных температур выдержки

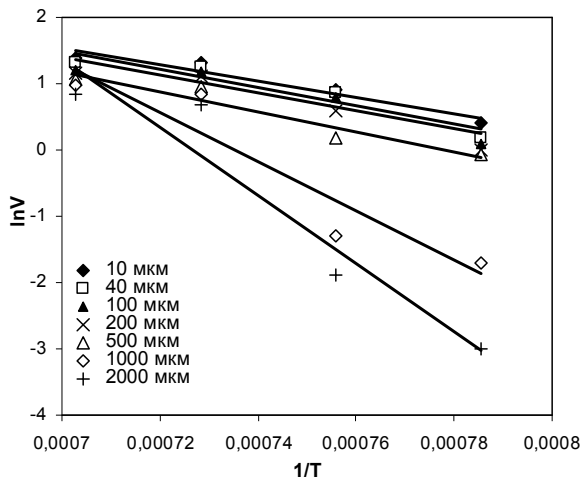


Рис. 4 – Прямые, использованные для расчета Q и A выражения (1) для конкретной глубины слоя

для точек на различном удалении от поверхности. Тангенс угла наклона прямых $\ln V=f(1/T)$ характеризует величину Q/R (рис. 4). Были получены результаты, представленные в таблице.

Из таблицы следует, что энергия активации растворения ЭК колеблется от 103 до 349,3 кДж/г-ат, причем наблюдается четко выраженная тенденция роста Q и A по мере удаления от поверхности. Эту тенденцию можно адекватно ($R^2>0,9$) аппроксимировать эмпирическими экспоненциальными выражениями $A=50650 \cdot \exp(0,0021 \cdot h)$ и $Q=102297 \cdot \exp(0,006 \cdot h)$, где h – глубина слоя в мкм.

Используя выражение (4), можно перейти к определению изменения концентрации химических элементов по глубине обезуглероженного слоя чугуна. Для этого нами был предложен новый подход, основанный на нахождении корреляционных зависимостей между содержанием элементов, количеством карбидов и интенсивностью цветовой окраски поверхности микрошлифа, подвергнутого тепловому травлению.

Таблица

Значения параметров Q и A процесса растворения эвтектических карбидов

Параметр	Удаление от поверхности, мкм						
	10	40	100	200	500	1000	2000
$Q, \text{кДж/г-ат}$	103,0	110,29	113,98	118,0	128,0	188,74	349,3
$A \cdot 10^{-3}$	23,388	71,682	51,534	112,420	135,944	442,413	3269,017

Для реализации этого подхода, прежде всего, провели анализ изображений микрофотографий, полученных на различном удалении от поверхности образцов. С помощью программы «AreaPixAnalyzer» была определена интенсивность потемнения в отдельных точках фотографий. Интенсивность оценивалась индексом потемнения (ИП) с общей градацией от 0 до 256 по мере повышения плотности окраски. Для каждой из температур были построены графики зависимости потемнения от глубины залегания точки. Их совмещением с распределением количества ЭК по сечению (рис. 3) были получены другие зависимости, связывающие количество ЭК с плотностью потемнения матрицы в центральной части дендритов (вдали от ЭК) и в непосредственной близости от растворяющегося эвтектического карбида (рис. 5).

Таким образом, было получено выражение, с помощью которого можно определять долю ЭК на различном удалении от поверхности исследованного чугуна при 1000-1150 °С в зависимости от времени выдержки:

$$F = F_0 - \tau \cdot (50650 \cdot \exp(0,0021 \cdot h)) \cdot \left(-\frac{102297 \cdot \exp(0,006 \cdot h)}{RT} \right), \quad (4)$$

где F_0 – исходная средняя доля ЭК.

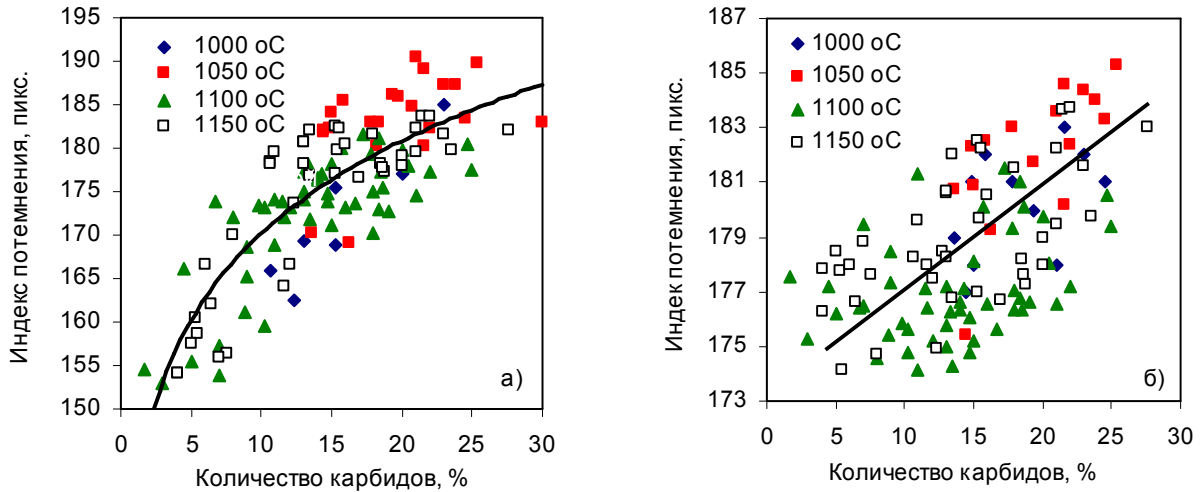


Рис. 5 – Зависимость индекса потемнения матрицы от количества ЭК рядом эвтектическими карбидами (а) и в центральной части дендритов (б)

Как следует из рис. 5, матрица возле карбидов имеет при равном количестве ЭК более светлую окраску, что обусловлено более интенсивным обогащением ее хромом. Как видно, точки для различных температур достаточно хорошо укладываются в общие полосы, что позволяет аппроксимировать все экспериментальные данные одной зависимостью – степенной для мест возле карбидов, и линейной – для мест вдали от карбидов (в центральной части дендритов):

$$ИП = 139,3 \cdot (ЭК)^{0,087} \quad R^2 = 0,71 \quad ИП = 0,27 \cdot ЭК + 174,58 \quad (R^2 = 0,36). \quad (5)$$

На втором этапе с помощью функции энергодисперсионного микроанализа на электронном сканирующем микроскопе «Carl Zeiss Ultra-55» был определен химический состав в различных точках образцов, подвергнутых окислительному нагреву при 1150 °С. Точки располагались на различном удалении от поверхности и соответствовали участкам матрицы с различной интенсивностью окраски. Результаты электронно-микроскопического анализа показаны на рис. 6. в виде зависимостей массовой доли С, Cr, Si, O, V, Mn, Mo от величины индекса потемнения. Эти зависимости описываются линейными выражениями, которые для всех элементов, за исключением Mn и Mo являются статистически значимыми:

$$[Cr, \%] = -0,31 \cdot ИП + 65,8 \quad R^2 = 0,82 \quad (6)$$

$$[V, \%] = -0,01 \cdot ИП + 1,99 \quad R^2 = 0,63 \quad (7)$$

$$[Mo, \%] = -0,0002 \cdot ИП + 0,41 \quad R^2 = 0,0004 \quad (8)$$

$$[Mn, \%] = -0,005 \cdot ИП + 3,25 \quad R^2 = 0,12 \quad (9)$$

$$[C, \%] = 0,008 \cdot ИП + 0,59 \quad R^2 = 0,60 \quad (10)$$

$$[Si, \%] = 0,008 \cdot ИП + 0,43 \quad R^2 = 0,82 \quad (11)$$

$$[O, \%] = 0,013 \cdot ИП - 0,90 \quad R^2 = 0,62 \quad (12)$$

В соответствии с выражениями (6)-(11) концентрация хрома, ванадия и марганца обратно пропорциональна величине ИП. Основную роль при этом играет хром, растворение которого в аустените обеспечивает повышение устойчивости металла к окислению. Ванадий (как и хром) содержится преимущественно в ЭК, при диссоциации которых он переходит в твердый раствор, и благодаря влиянию хрома возникает «минус» при аргументе в выражении (7). Аналогично «влияет» и марганец, хотя ввиду примерно равного распределения между матрицей и карбидами зависимость получается более размытой (рис. 6, е), с невысокой статической значимостью.

Концентрация углерода, кремния и кислорода, напротив, растет по мере повышения плотности потемнения поверхности. Такая зависимость для углерода объясняется его интенсивным диффузионным переносом к поверхности. «Светлые» участки матрицы фиксируются в

приповерхностных слоях образцов, где происходит достаточно интенсивное растворение ЭК и насыщение матрицы хромом. Из этих же мест углерод, перейдя из карбидов в твердый раствор, интенсивно диффундирует в направлении поверхности. Таким образом, прикарбидные участки обедняются углеродом и обогащаются карбидообразующими элементами. Прямо пропорциональная зависимость концентрации кремния от величины ИП объясняется тем, что кремний практически не растворяется в ЭК, поэтому после диссоциации карбида объем, ранее занимаемый им, оказывается обогащенным хромом (т.е. более светлым), но обедненным по кремнию.

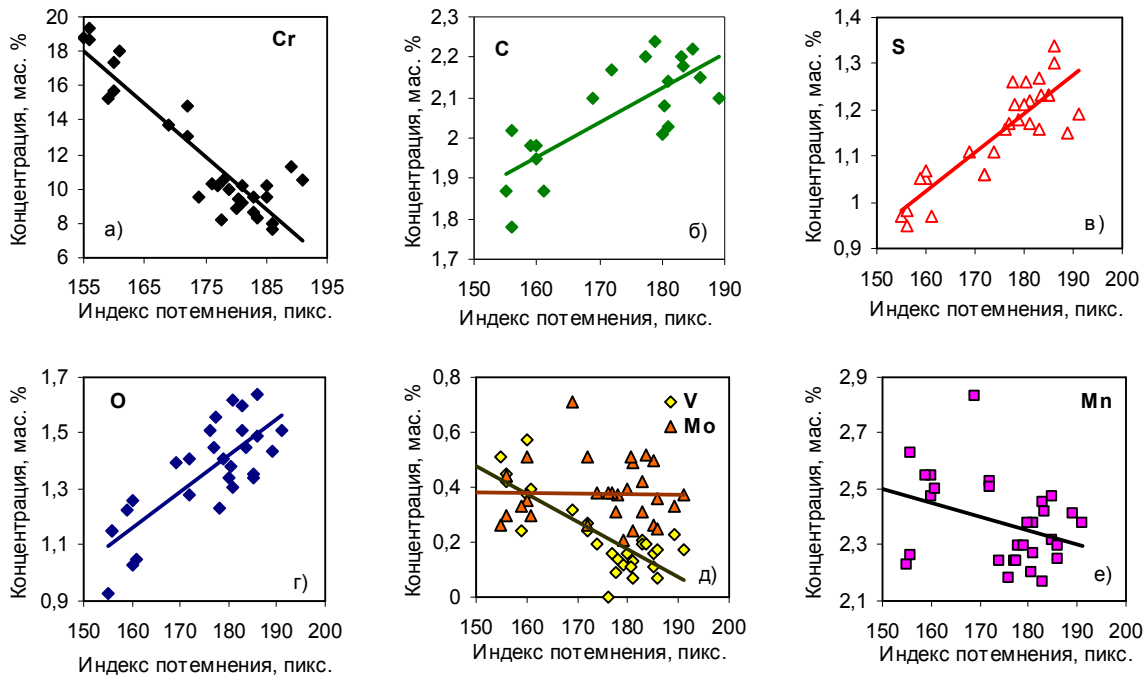


Рис. 6 – Взаимосвязь индекса потемнения и концентрации химических элементов в поверхностных слоях окисленного при 1150 оС чугуна

Также на поверхности микрошлифов фиксировали присутствие кислорода как результат теплового травления микрошлифов. Для кислорода также был отмечен прямо пропорциональный характер зависимости концентрации от ИП. Это связано с ростом сопротивления матрицы высокотемпературному окислению по мере растворения карбидов, т.е. повышения концентрации в ней хрома. Поскольку в насыщенной хромом матрице меньшее количество кислорода вступает в химическую реакцию с металлом, это и предопределяет пониженное содержание кислорода именно на светлых (т.е. обогащенных хромом) участках поверхности.

Решая уравнение (4) с подстановкой выражений (5) и (6)-(12), получили возможность оценивать изменение химического состава приповерхностных слоев чугуна 270X15Г2Н1МФТ в условиях окислительного нагрева при 1000-1150 °С. На рис. 7 представлены одни из результатов вычислений, показывающие изменение содержания углерода в междендритных участках чугуна по мере увеличения времени выдержки при нагреве.

Полученные данные о распределении углерода по глубине обезуглероженного слоя были использованы для расчета коэффициента (D_c) и энергии активации (Q_d) диффузии углерода. Для этого использовали решение второго закона Фика в виде [9]:

$$\frac{C_x - C_f}{C_o - C_f} = \varphi\left(\frac{x}{2\sqrt{D\tau}}\right), \quad (13)$$

где C_o – концентрация углерода в матрице в зоне, не подвергшейся изменением при окислении,
 C_f - концентрация углерода на поверхности (получали экстраполяцией расчетных данных),

C_x - концентрация углерода на расстоянии x от поверхности;
 τ - продолжительность нагрева;

$\varphi\left(\frac{x}{2\sqrt{D\tau}}\right)$ - функция Гаусса.

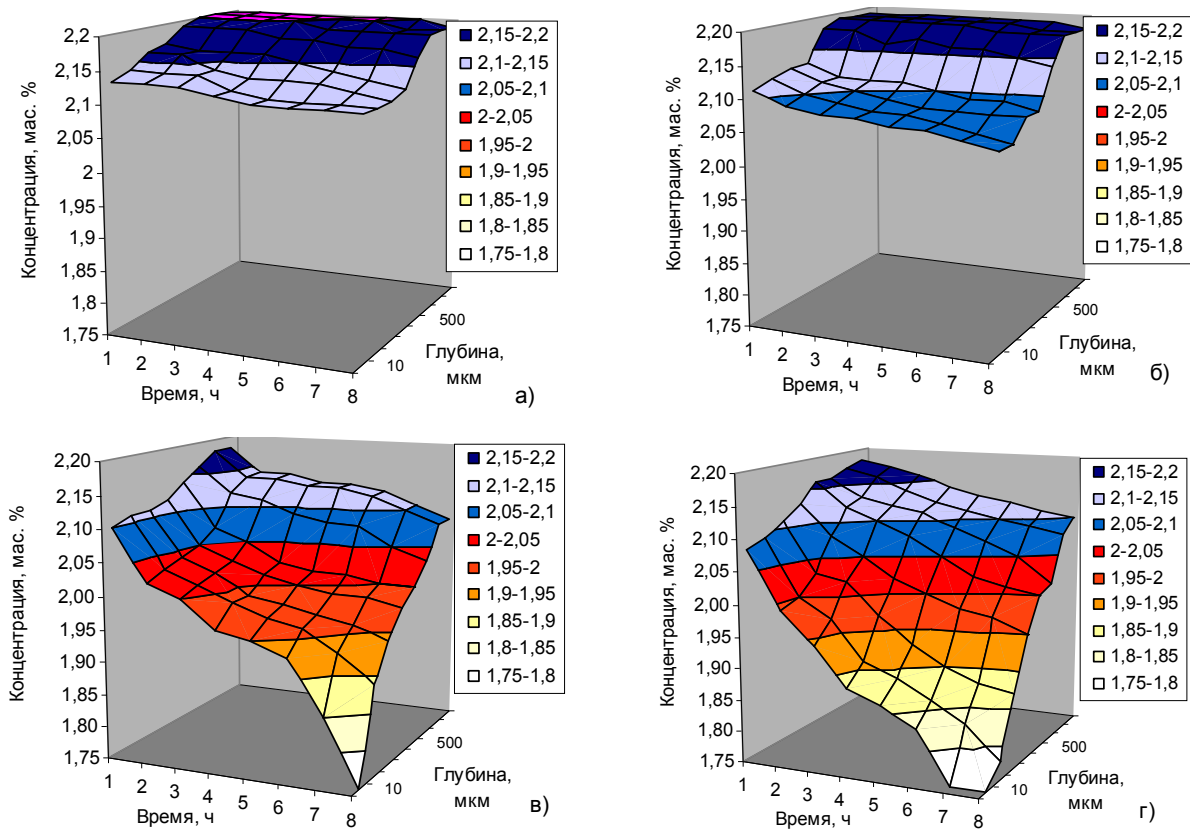


Рис. 7 – Влияние продолжительности выдержки при 1000°C (а), 1050°C (б), 1100°C (с), 1150°C (д) на содержание углерода в междендритных участках чугуна 270X15Г2Н1МФТ

Расчет производили для слоя на глубине 500 мкм с нагревом в течение 8 ч. Были получены следующие значения коэффициента D_c (см²/с): $9,48 \cdot 10^{-10}$, $7,18 \cdot 10^{-10}$, $3,47 \cdot 10^{-10}$, $4,29 \cdot 10^{-10}$ – для температур 1000 °С, 1050 °С, 1100 °С, 1150 °С, соответственно. Величину энергии активации нашли из выражения (2), заменив в нем $\ln V$ на $\ln D_c$. В результате вычислений были получены константы диффузии углерода из внутренних слоев к поверхности образцов из чугуна 270X15Г2Н1МФТ: $Q_0 = 200,54$ кДж/г-атом; $A = 0,109$ см²/с. Полученное значение Q_0 примерно на 53 % превышает значения, приведенные в [9] для углеродистой стали и на 30 % - для стали с 19 % Mn. Это объясняется присутствием в аустените чугуна значительного количества хрома, активно снижающего диффузионную подвижность углерода (при этом влияние хрома значительно выше, чем марганца [9]).

Выводы

1. Показано, что высокотемпературная выдержка в окислительной атмосфере приводит к снижению содержания углерода в поверхностных слоях белого чугуна, содержащего 14,55 % Cr. Это проявляется в уменьшении количества вторичных и эвтектических карбидов и сопровождается насыщением поверхностных слоев хромом. Общая глубина залегания слоев, затронутых процессами обезуглероживания после 8 ч при 1150 °С, достигает 4 мм.
2. Получены выражения для расчета кинетики обезуглероживания высокохромистого чугуна при нагреве под закалку, рассчитаны константы диффузии углерода. Предложена методика

оценки изменения концентрации химических элементов по глубине обезуглероженного слоя чугуна, которая основана на компьютерном анализе цифровых изображений микроструктуры, полученной тепловым травлением.

Список использованных источников:

1. Durman R.W. Progress in Abrasion-Resistant Materials for Use in Comminuting Processes / R.W. Durman. // *Int. J. Miner. Proc.* - 1988. – V. 22. - P. 381–399.
2. Поддубный А.Н. Мелющие шары с высокой эксплуатационной стойкостью из белого легированного чугуна / А.Н. Поддубный., И.К. Кульбовский, А.В. Дюков // *Литейное производство.* - 1997. - № 5. - С.46.
3. Жуков А.А. Износостойкие отливки из комплексно-легированных белых чугунов / А.А. Жуков, Г.И. Сильман, М.С. Фрольцов. - М.: Машиностроение. 1984. - 104 с.
4. Karantzalis A.E. Effect of Destabilization Heat Treatments on the Microstructure of High-Chromium Cast Iron: a Microscopy Examination Approach / A.E. Karantzalis, A. Lekatou, E. Diavati // *JMEPEG.* – 2009 - V. 18(8). – P. 1078-1085.
5. Bedolla-Jacuinde A. Kinetics of Secondary Carbide Precipitation in a High-Chromium White Iron / A. Bedolla-Jacuinde. L. Arias, B. Hernarndez // *JMEPEG.* – 2003. – V. 12 (4). – P. 371-382.
6. Гольдштейн М. И. Специальные стали. Учебник для вузов // М. И. Гольдштейн, С. В. Грачев, Ю. Г. Векслер. - М.: Металлургия, 1985. - 408 с.
7. Laird G. Microstructures of Ni-Hard I, Ni-Hard IV and High-Cr White Cast Irons / G. Laird // *AFS Transactions.* – 1991. – V. 99. – P. 339–357.
8. Петраков О.В. Структура белых износостойких легированных чугунов / О.В. Петраков, А.Н. Поддубный // *МиТОМ.* – 2007. – № 8. – С. 36–38.
9. Шмыков А.А. Справочник термиста / А.А. Шмыков - М.: Машгиз, 1961. - 391 с.

Bibliography:

1. Durman R.W. Progress in Abrasion-Resistant Materials for Use in Comminuting Processes / R.W. Durman. // *Int. J. Miner. Proc.* - 1988. – V. 22. - P. 381–399.
2. Poddubnyi A.N. Grinding balls with high wear performance out of white alloyed cast iron / A.N. Poddubnyi, I.K. Kul'bovskiy, A.V.Dukov // *Foundry.* - 1997. - № 5. - P. 46. (Rus.)
3. Zhukov A.A. Wear resistant casting of complex-alloyed white cast irons / A.A. Zhukov, G.I. Silman, M.S. Frol'tzov. - M.: Machinebuilding. 1984. - 104 p. (Rus.)
4. Karantzalis A.E. Effect of Destabilization Heat Treatments on the Microstructure of High-Chromium Cast Iron: a Microscopy Examination Approach / A.E. Karantzalis, A. Lekatou, E. Diavati // *JMEPEG.* – 2009 - V. 18(8). – P. 1078-1085.
5. Bedolla-Jacuinde A. Kinetics of Secondary Carbide Precipitation in a High-Chromium White Iron / A. Bedolla-Jacuinde. L. Arias, B. Hernarndez // *JMEPEG.* – 2003. – V. 12 (4). – P. 371-382.
6. Goldshtein M.I. Special steels. Textbook // M.I. Goldshtein, S.V.Gratchov, Yu. G. Veksler. - M.: Metallurgy, 1985. - 408 p. (Rus.)
7. Laird G. Microstructures of Ni-Hard I, Ni-Hard IV and High-Cr White Cast Irons / G. Laird // *AFS Trans.* – 1991. – V. 99. – P. 339–357.
8. Petrakov O.V. Structure of white wear resistance alloyed cast irons / Petrakov O.V., A. N. Poddubnyi // *Metal Science and Heat Treatment.* – 2007. – № 8. – P. 36–38. (Rus.)
9. Shmykov A.A. Handbook of Heat-treater / A.A. Shmykov. - M.: Mashgiz, 1961. - 391 p. (Rus.)

Рецензент: В.А. Маслов
д-р техн. наук, проф., ГВУЗ «ПГТУ»

Статья поступила 18.02.2013