

УДК 669.017.03

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ, ФАЗОВЫЙ СОСТАВ, СВОЙСТВА И КИНЕТИКА РАСПАДА ПЕРЕОХЛАЖДЕННОГО АУСТЕНИТА В ХРОМОМАНГАНЦЕВОМ ЧУГУНЕ

КУЦОВА В. З.^{1*}, д. т. н., проф.,
КОВЗЕЛЬ М. А.², к. т. н., доц.,
ШВЕЦ П. Ю.³, асп.,
ГРЕБЕНЕВА А. В.⁴, к. т. н., ассист.,
РАТНИКОВА И. В.⁵, с. н. с.

^{1*} Кафедра материаловедения, Национальная металлургическая академия Украины, пр. Гагарина, 4, Днепр, 49005, Украина, тел. +38(0562) 47-42-49, e-mail: root@lks.dp.ua, ORCID ID: 0000-0003-2413-679X

² Кафедра материаловедения, Национальная металлургическая академия Украины, пр. Гагарина, 4, Днепр, 49005, Украина, тел. +38(0562) 47-42-49, e-mail: root@lks.dp.ua, ORCID ID: 0000-0001-5720-1186

³ Кафедра материаловедения, Национальная металлургическая академия Украины, пр. Гагарина, 4, Днепр, 49005, Украина, тел. +38(068) 056-73-22, e-mail: pavel22shvets@yandex.com, ORCID ID: 0000-0003-0267-6330

⁴ Кафедра материаловедения, Национальная металлургическая академия Украины, пр. Гагарина, 4, Днепр, 49005, Украина, тел. +38(0562) 47-42-49, e-mail: root@lks.dp.ua, ORCID ID: 0000-0003-3594-9497

⁵ Кафедра материаловедения, Национальная металлургическая академия Украины, пр. Гагарина, 4, Днепр, 49005, Украина, тел. +38(0562) 47-42-49, e-mail: root@lks.dp.ua, ORCID ID: 0000-0001-7939-4740

Аннотация. Постановка проблемы. Проблема повышения качества материалов для деталей, работающих на износ при снижении затрат на их производство, является весьма важной и актуальной. Современные исследования свидетельствуют о том, что перспективными материалами для работы в таких условиях, имеющими высокий уровень комплекса свойств при низкой себестоимости, являются экономно легированные хромоманганцевые чугуны. Изучение кинетики превращений в этих сплавах является ключевым фактором для выбора упрочняющей термической обработки. Представлены **результаты** исследования кинетики распада переохлажденного аустенита в хромоманганцевом чугуне с содержанием углерода 2,7 %, хрома – 15,9 %, марганца – 10,5 %. **Выводы.** Установлены температурные интервалы распада переохлажденного аустенита в перлитной (550...400 °С) и бейнитной (350...250 °С) областях. Определен фазовый состав чугуна, сформировавшийся в процессе изотермических выдержек. Показано, что максимальную твердость чугун приобретает в процессе изотермических выдержек в перлитной области при температуре 500 °С (46,7 HRC) и в бейнитной области при 250 °С (49 HRC).

Ключевые слова: хромоманганцевый чугун; кинетика распада аустенита; бейнит; изотермическая диаграмма; фазовый состав

ЗАКОНОМІРНОСТІ ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ, ФАЗОВИЙ СКЛАД, ВЛАСТИВОСТІ ТА КІНЕТИКА РОЗПАДУ ПЕРЕОХОЛОДЖЕНОГО АУСТЕНІТУ В ХРОМОМАНГАНЦЕВОМУ ЧАВУНІ

КУЦОВА В. З.^{1*}, д. т. н., проф.,
КОВЗЕЛЬ М. А.², к. т. н., доц.,
ШВЕЦ П. Ю.³, асп.,
ГРЕБЕНЬОВА А. В.⁴, к. т. н., асист.,
РАТНИКОВА І. В.⁵, с. н. с.

^{1*} Кафедра матеріалознавства, Національна металургійна академія України, пр. Гагаріна, 4, Дніпро, 49005, Україна, тел. +38(0562) 47-42-49, e-mail: root@lks.dp.ua, ORCID ID: 0000-0003-2413-679X

² Кафедра матеріалознавства, Національна металургійна академія України, пр. Гагаріна, 4, Дніпро, 49005, Україна, тел. +38(0562) 47-42-49, e-mail: root@lks.dp.ua, ORCID ID: 0000-0001-5720-1186

³ Кафедра матеріалознавства, Національна металургійна академія України, пр. Гагаріна, 4, Дніпро, 49005, Україна, тел. +38(068) 056-73-22, e-mail: pavel22shvets@yandex.com, ORCID ID: 0000-0003-0267-6330

⁴ Кафедра матеріалознавства, Національна металургійна академія України, пр. Гагаріна, 4, Дніпро, 49005, Україна, тел. +38(0562) 47-42-49, e-mail: root@lks.dp.ua, ORCID ID: 0000-0003-3594-9497

⁵ Кафедра матеріалознавства, Національна металургійна академія України, пр. Гагаріна, 4, Дніпро, 49005, Україна, тел. +38(0562) 47-42-49, e-mail: root@lks.dp.ua, ORCID ID: 0000-0001-7939-4740

Анотація. Постановка проблеми. Проблема підвищення якості матеріалів для деталей, які працюють на знос, за умови зниження витрат на їх виробництво, вельми важлива й актуальна. Сучасні дослідження свідчать, що перспективними матеріалами для роботи в таких умовах, які мають високий рівень властивостей за низької собівартості, є економічно леговані хромомарганцеві чавуни. Вивчення кінетики перетворень у цих сплавах – ключовий фактор для вибору зміцнювальної термічної обробки. Наведено **результати** дослідження кінетики розпаду переохолодженого аустеніту в хромомарганцевому чавуні з умістом вуглецю 2,7 %, хрому – 15,9 %, марганцю – 10,5 %. **Висновки.** Встановлено температурні інтервали розпаду переохолодженого аустеніту в перлітній (550...400 °C) і бейнітній (350...250 °C) областях. Визначено фазовий склад чавуну, який сформувався у процесі ізотермічних витримок. Показано, що максимальну твердість чавун отримав у процесі ізотермічних витримок у перлітній області за температури 500 °C (46,7 HRC) та в бейнітній області – за 250 °C (49 HRC).

Ключові слова: хромомарганцевий чавун; кінетика розпаду аустеніту; бейніт; ізотермічна діаграма; фазовий склад

THE FEATURES OF STRUCTURE FORMATION, PHASE COMPOSITION, PROPERTIES AND ISOTHERMAL DECOMPOSITION KINETICS OF SUPERCOOLED AUSTENITE IN CHROMIUM-MANGANESE CAST IRON

KUTSOVA V.Z.^{1*}, *Doct. Sc. (Tech.), Prof.*,
KOVZEL M.A.², *Cand. Sc. (Tech.), Ass. Prof.*,
SHVETS P.U.³, *Postgraduate Student*,
GREBENEVA A.V.⁴, *Cand. Sc. (Tech.), Ass.*,
RATNIKOVA I.V.⁵, *Senior Researcher*

^{1*} Department of Material Science, National Metallurgical Academy of Ukraine, 4, Gagarina ave., Dnipro, 49005, Ukraine, tel. +38(0562) 47-42-49, e-mail: root@lks.dp.ua, ORCID ID: 0000-0003-2413-679X

² Department of Material Science, National Metallurgical Academy of Ukraine, 4, Gagarina ave., Dnipro, 49005, Ukraine, tel. +38(0562) 47-42-49, e-mail: root@lks.dp.ua, ORCID ID: 0000-0001-5720-1186

³ Department of Material Science, National Metallurgical Academy of Ukraine, 4, Gagarina ave., Dnipro, 49005, Ukraine, tel. +38(068) 056-73-22, e-mail: pavel22shvets@yandex.com, ORCID ID: 0000-0003-0267-6330

⁴ Department of Material Science, National Metallurgical Academy of Ukraine, 4, Gagarina ave., Dnipro, 49005, Ukraine, tel. +38(0562) 47-42-49, e-mail: root@lks.dp.ua, ORCID ID: 0000-0003-3594-9497

⁵ Department of Material Science, National Metallurgical Academy of Ukraine, 4, Gagarina ave., Dnipro, 49005, Ukraine, tel. +38(0562) 47-42-49, e-mail: root@lks.dp.ua, ORCID ID: 0000-0001-7939-4740

Abstract. Formulation of the problem. The problem of materials quality improvement for wear resistance equipment while reducing the cost of production are still very relevant. Recent studies indicate that promising materials for use in such environment with a high level of properties and low production cost are economically alloyed chromium-manganese cast irons. Study kinetics of transformations in these alloys is a key factor for the future selection of the hardening heat treatment. **Presented results** of the study decomposition kinetics of supercooled austenite in chromium-manganese cast iron with chemical composition carbon 2,7 %, chromium – 15.9 %, manganese – 10.5 %. **Conclusions:** temperature intervals of austenite decomposition on pearlite (550...400 °C) and bainite (350...250 °C) areas were discovered. Phase composition of chromium-manganese cast iron after isothermal soaking was determined. The maximum hardness of cast iron is formed during isothermal soaking in the pearlite area at 500 °C (46,7 HRC) temperature and in the bainite area at 250 °C (49 HRC).

Keywords: chromium-manganese cast iron; decomposition kinetics of supercooled austenite; bainite; TTT diagram; phase composition

Введение

В настоящее время повышение износостойкости изделий по-прежнему остается одной из наиболее актуальных задач современного материаловедения. Для деталей, работающих в условиях абразивного, ударно-абразивного износа, сил трения и агрессивных коррозионных сред, широко применяют материалы с высоким содержанием хрома, марганца

и дефицитных легирующих элементов – молибдена, никеля и ванадия [1–3].

Следует отметить, что износ в абразивных средах и в условиях знакопеременных и ударных нагрузений является сложной и неоднозначной функцией условий взаимодействия материала детали с абразивными частицами, средой и уровнем ударных нагрузений. Он зависит от многих факторов: продолжительности эксплуатации, концентрации абразива, размера, формы и твердости абразивных

частиц, их скорости в момент удара о поверхность детали, угла атаки частицами изнашиваемой поверхности, уровня ударных нагрузений, снижения механических свойств материала вследствие разупрочняющего воздействия на него среды [4; 5].

В Национальной металлургической академии Украины на кафедре материаловедения, которую возглавлял более 30 лет академик АН Украины Ю. Н. Таран, интенсивно продолжают работы, начатые под его руководством в 80-е годы XX столетия по исследованию закономерностей структурообразования в сплавах системы Fe–C–легирующий элемент при бейнитном превращении. Особенный интерес представляют сплавы системы Fe – C – Cr – Mn с повышенным содержанием хрома и марганца, их износостойкость в условиях абразивного или ударно-абразивного износа при комнатной и повышенных температурах, а также кинетика превращения в твердом состоянии. Установление взаимосвязи состав → структура → свойства с целью разработки новых экономно легированных материалов с высоким комплексом механических, физико-механических, трибологических свойств является одним из ключевых направлений исследований кафедры материаловедения НМетАУ в настоящее время.

Хромомарганцевые чугуны находят широкое применение как в литом, так и в термообработанном состоянии в качестве высокоизносостойких трибологических материалов. Из них изготавливают лопатки дробеметных аппаратов, плиты бронезащиты мельниц и мелющие тела для размолта твердых материалов, а также прокатные валки и прокатный инструмент.

Хром – это основной легирующий элемент износостойких чугунов. Его содержание в металлической основе определяет износостойкость и коррозионные свойства этих сплавов. В первую очередь хром взаимодействует с углеродом, образуя различные карбиды. Количество, тип, размер и форма карбида определяют износостойкость чугуна. В зависимости от содержания хрома и углерода в белых чугунах образуются карбиды $(Cr, Fe)_3C$,

$(Cr, Fe)_7C_3$ и $(Cr, Fe)_{23}C_6$. Хром, связанный в карбиды, не участвует в легировании металлической основы и не влияет на ее антикоррозионные свойства.

Для обеспечения коррозионной стойкости сплавов с аустенитной металлической основой необходимо введение легирующих элементов (Mn, Ni), расширяющих область существования γ -железа и соответственно повышающих растворимость в нем хрома. Марганец, обладая большим сродством к углероду, замещает железо в цементите и карбидах хрома, при этом образуются карбиды хрома, легированные железом и марганцем [6–8]. В системе Fe–Mn марганец образует непрерывный ряд твердых растворов с γ -железом [6]. Совместное легирование белых чугунов хромом, марганцем, никелем и другими элементами обеспечивает необходимые эксплуатационные свойства.

Известно, что свойства чугуновых изделий, работающих в условиях интенсивного ударно-абразивного износа, могут быть существенно улучшены за счет термической обработки. Для разработки режимов термического упрочнения, позволяющих повысить срок службы изделий, необходимо изучение закономерностей формирования структуры и кинетических характеристик превращения в перлитной и промежуточной области температур в белых износостойких чугунах. Однако информация о структурообразовании и кинетике распада переохлажденного аустенита в хромомарганцевых чугунах практически отсутствует.

Поэтому исследование кинетики распада аустенита, закономерности формирования структуры, фазового состава и свойств экономно легированных хромомарганцевых чугунов является актуальной задачей современного материаловедения.

Материал и методика исследования

Объектом исследования в настоящей работе служили образцы опытно-промышленных плавок хромомарганцевого чугуна, химический состав которого приведен в таблице 1.

Таблица 1

Химический состав исследуемого чугуна / Chemical composition of the investigated cast iron

Содержание легирующих элементов, % (по массе)									
C	Cr	Ni	V	Mn	Si	Cu	S	P	Fe
2,7	15,91	0,95	0,25	10,5	0,9	0,9	0,009	0,027	67,9

В работе проведены исследования кинетики распада переохлажденного аустенита dilatометрическим методом в интервале температур 550...200 °С. Термический анализ проводили на dilatометре DIL805A/D, использовали цилиндрические образцы диаметром 5 мм и длиной 10 мм. В процессе исследований чугун подвергали аустенитизации при 950 °С в течение 1 часа, затем – изотермическим выдержкам при температурах 550 °С, 500 °С, 400 °С, 350 °С, 300 °С, 250 °С, 200 °С, 150 °С, 25 °С в течение 24...40 часов.

Микроструктуру образцов выявляли в 10 % спиртовом растворе азотной кислоты. Исследование микроструктуры осуществляли с помощью оптического микроскопа «NikonEclipse MA-200». Микротвёрдость фаз и структурных составляющих определяли с помощью микротвердомера ПМТ–3 по стандартной методике, фазовый состав изучали на дифрактометре ДРОН–3М в $FeK\alpha$ -излучении. Твёрдость хромомарганцевых чугунов в литом состоянии и после изотермических выдержек определяли методом Роквелла.

Результаты исследования

На основании полученных данных построена изотермическая диаграмма распада переохлажденного аустенита для исследуемого чугуна (рис. 1). Критические точки соответственно равны: $A_{c3} - 825\text{ }^{\circ}\text{C}$, $A_{r3} - 795\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Диаграмма характеризуется разделением температурных интервалов превращения, а также высокой устойчивостью аустенита в широкой области температур и изотермических выдержек благодаря повышенному содержанию марганца.

Устойчивость переохлажденного аустенита ниже температуры A_{c3} зависит от температуры изотермической выдержки. Минимальная устойчивость аустенита в области перлитного превращения наблюдается при температуре $500\text{ }^{\circ}\text{C}$. Распад аустенита начинается после выдержки в

течение 17,5 ч, а заканчивается только через 24 ч. При этом в структуре сохраняется малая часть остаточного аустенита (15 %). Изотермическая выдержка при $550\text{ }^{\circ}\text{C}$ приводит к существенному повышению устойчивости аустенита.

В этом случае распад аустенита на перлит начинается через 22,5 ч, при этом после фиксирования структуры через 24 ч количество остаточного аустенита составляло 28 %.

В интервале температур $400...350\text{ }^{\circ}\text{C}$ наблюдается область высокой устойчивости аустенита, в пределах которой распад аустенита зафиксирован лишь в незначительном объеме – так называемое «временное окно». После выдержки при температуре $400\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение 35 ч доля непревращенного аустенита составляет $\approx 88\%$. На рисунке 2 приведена микроструктура чугуна после изотермических выдержек в интервале температур $550...400\text{ }^{\circ}\text{C}$.

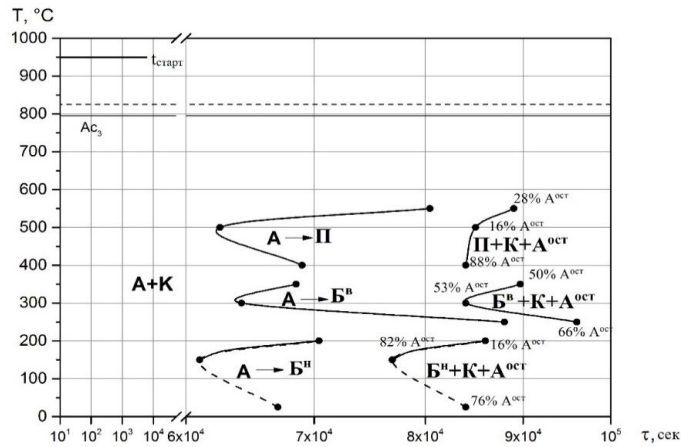


Рис. 1. Изотермическая диаграмма распада переохлажденного аустенита исследуемого хромомарганцевого чугуна / Fig. 1. TTT diagram for the investigated chromium-manganese cast iron

Микроструктурные исследования (рис. 2) подтверждают наличие на диаграмме распада переохлажденного аустенита области перлитного превращения. Превращение начинает развиваться на границах дендритов, о чем свидетельствуют скопления вторичных карбидов и их расположение вокруг перлитных колоний, в то время как центры дендритов менее насыщены карбидами.

В интервале температур $400...350\text{ }^{\circ}\text{C}$ наблюдается область раздела перлитного и бейнитного превращений, которая характеризуется высокой устойчивостью аустенита. Рисунок 2 д, е иллюстрирует микроструктуру, соответствующую области максимальной устойчивости аустенита. В этой области аустенит сохраняет устойчивость вплоть до 19 ч и только 5 % аустенита претерпевает превращение, изменение длины образца в этой области вероятно связано с выделением и построением в цепочки вторичных карбидов внутри дендритов.

В промежуточной области температур $350...250\text{ }^{\circ}\text{C}$ минимальная устойчивость аустенита наблюдается при температуре $300\text{ }^{\circ}\text{C}$. Распад аустенита начинается через 18 ч, а заканчивается только через 23,5 ч. При этом превращение происходит не полностью, в структуре сохраняется большое количество остаточного аустенита $\approx 53\%$. Повышение температуры изотермической выдержки до $350\text{ }^{\circ}\text{C}$ приводит к повышению устойчивости аустенита. В этом случае распад аустенита с образованием бейнита начинается через 19 ч и заканчивается через 25 ч. Отсутствие перегибов на дилатограммах в процессе дальнейшей выдержки до 30 часов также свидетельствует об отсутствии дальнейших превращений, при этом количество остаточного аустенита сохраняется на уровне $\approx 50\%$.

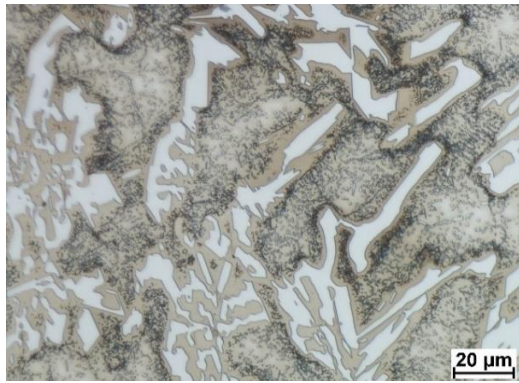
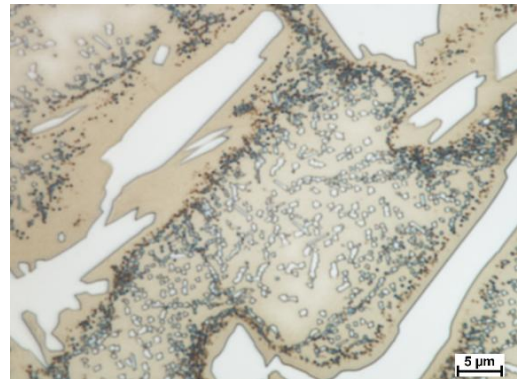
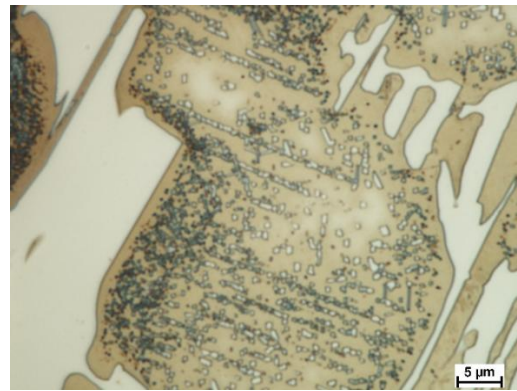
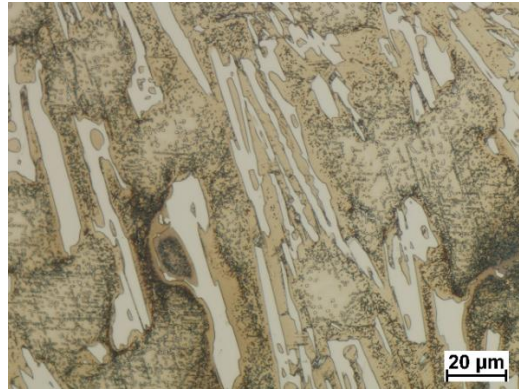
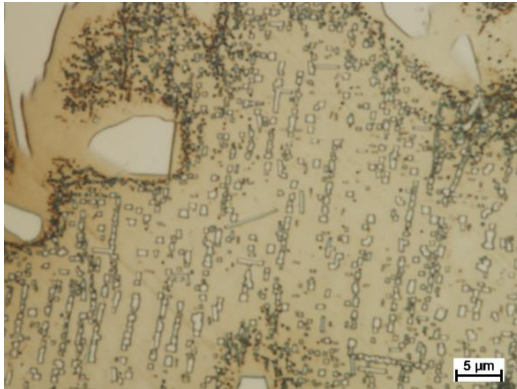
 $a \times 500$  $b (b) \times 1\,500$  $c (c) \times 500$  $d (d) \times 1\,500$  $e (e) \times 500$  $f (f) \times 1\,500$

Рис. 2. Микроструктуры хромомарганцевого чугуна после изотермических выдержек:

a, б – $T = 550\text{ °C}$, $\tau = 24\text{ ч}$; в, г – $T = 500\text{ °C}$, $\tau = 24\text{ ч}$; д, е – $T = 400\text{ °C}$, $\tau = 35\text{ ч}$ /

Fig. 2. Microstructures of the chromium-manganese cast iron after isothermal soaking:

a, b – $T = 550\text{ °C}$, $\tau = 24\text{ h}$; c, d – $T = 500\text{ °C}$, $\tau = 24\text{ h}$; e, f – $T = 400\text{ °C}$, $\tau = 35\text{ h}$

Устойчивость переохлажденного аустенита резко повышается при снижении температуры изотермического распада до 250 °C . В этом случае первые бейнитные колонии начинают появляться только через 24,5 часа. В процессе дальнейшей выдержки до 40 часов распадается всего 23...26 % переохлажденного аустенита. Так как в структуре сохраняется большое количество аустенита ($\approx 66\%$), можно предположить, что в районе температуры

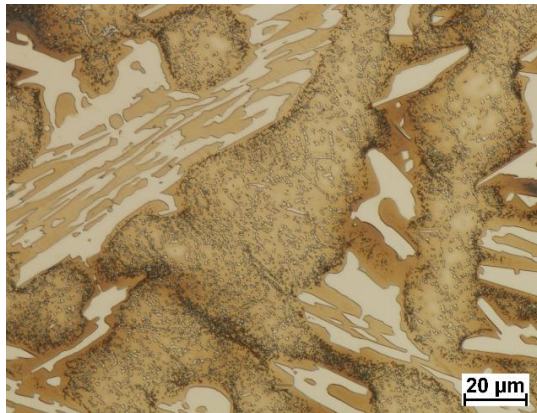
$250\text{...}210\text{ °C}$ находится еще одна область высокой устойчивости аустенита.

В связи с тем, что при высоком содержании марганца в чугуне температура начала мартенситного превращения лежит в области отрицательных температур, при охлаждении до комнатной температуры в структуре сохраняется и остаточный аустенит. На рисунке 3 приведены микроструктуры хромомарганцевого чугуна после изотермических выдержек в интервале температур $350\text{...}250\text{ °C}$.

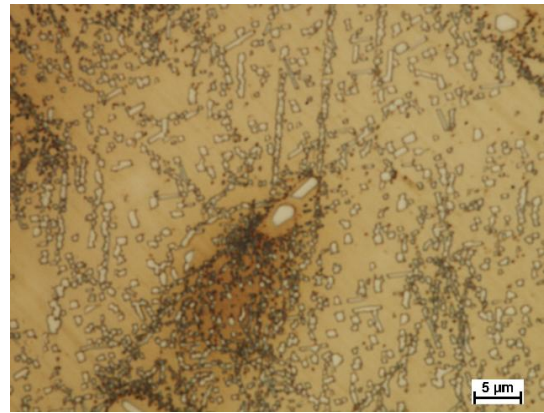
Приведена микроструктура бейнитного типа, которая не разрешается при исследованиях с помощью оптической металлографии [9–12].

После изотермической выдержки в интервале температур 350...250 °С в микроструктуре образцов

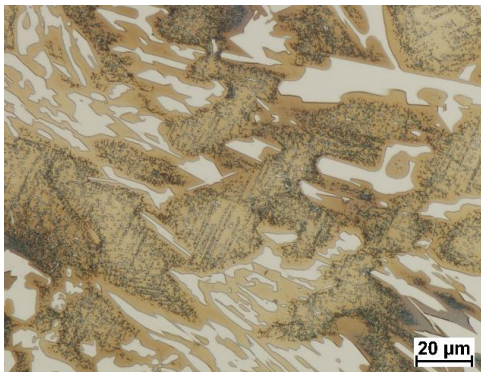
кроме аустенитно-карбидной эвтектики и вторичных карбидов, вероятно, присутствует бейнит и остаточный аустенит.



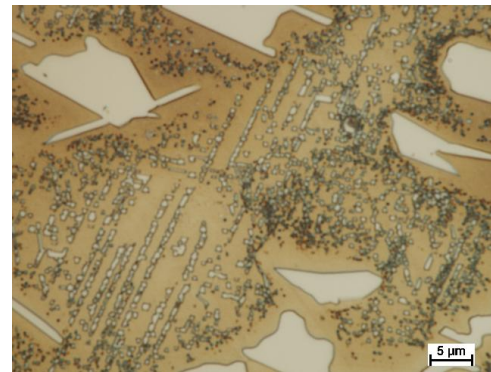
a × 500



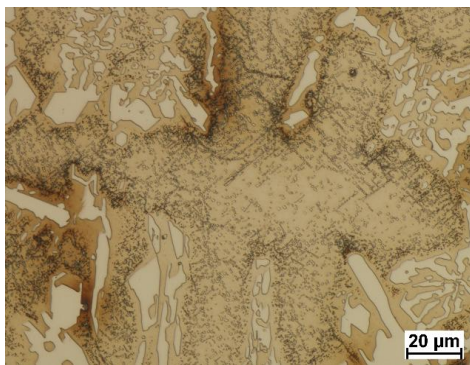
б (*b*) × 1 500



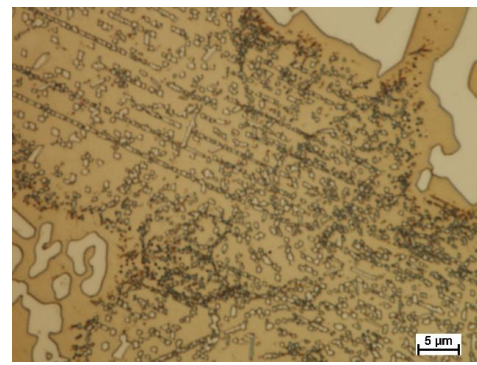
в (*c*) × 500



г (*d*) × 1 500



д (*e*) × 500



е (*f*) × 1 500

Рис. 3. Микроструктуры хромомарганцевого чугуна после изотермических выдержек:

a, б – $T = 350\text{ °C}$, $\tau = 30\text{ ч}$; *в, г* – $T = 300\text{ °C}$, $\tau = 40\text{ ч}$; *д, е* – $T = 250\text{ °C}$, $\tau = 40\text{ ч}$ /

Fig. 3. Microstructures of chromium-manganese cast iron after isothermal soaking:

a, b – $T = 350\text{ °C}$, $\tau = 30\text{ h}$; *c, d* – $T = 300\text{ °C}$, $\tau = 40\text{ h}$; *e, f* – $T = 250\text{ °C}$, $\tau = 40\text{ h}$

Характерное расположение вторичных карбидов в виде цепочек на рисунке 3 *б, г, е* предположительно можно объяснить наличием пластин бейнитного феррита, вдоль которых располагаются карбиды. Сечения вторичных карбидов имеют самую разнообразную форму: округлую, ромбическую,

шестиугольную, что свидетельствует о формировании карбидов различного типа.

На рисунке 4 приведены дифрактограммы чугуна после изотермических выдержек в интервале температур 550...250 °С. Анализ дифрактограмм исследуемых образцов хромомарганцевого чугуна,

прошедшего изотермическую обработку, свидетельствует о наличии в структуре феррита, эвтектических карбидов $Me(Cr, Mn, Fe)_7C_3$,

вторичных карбидов $Me(Cr, Mn, Fe)_2C$, $Me(Cr, Mn, Fe)_5C_2$, легированного цементита и остаточного аустенита.

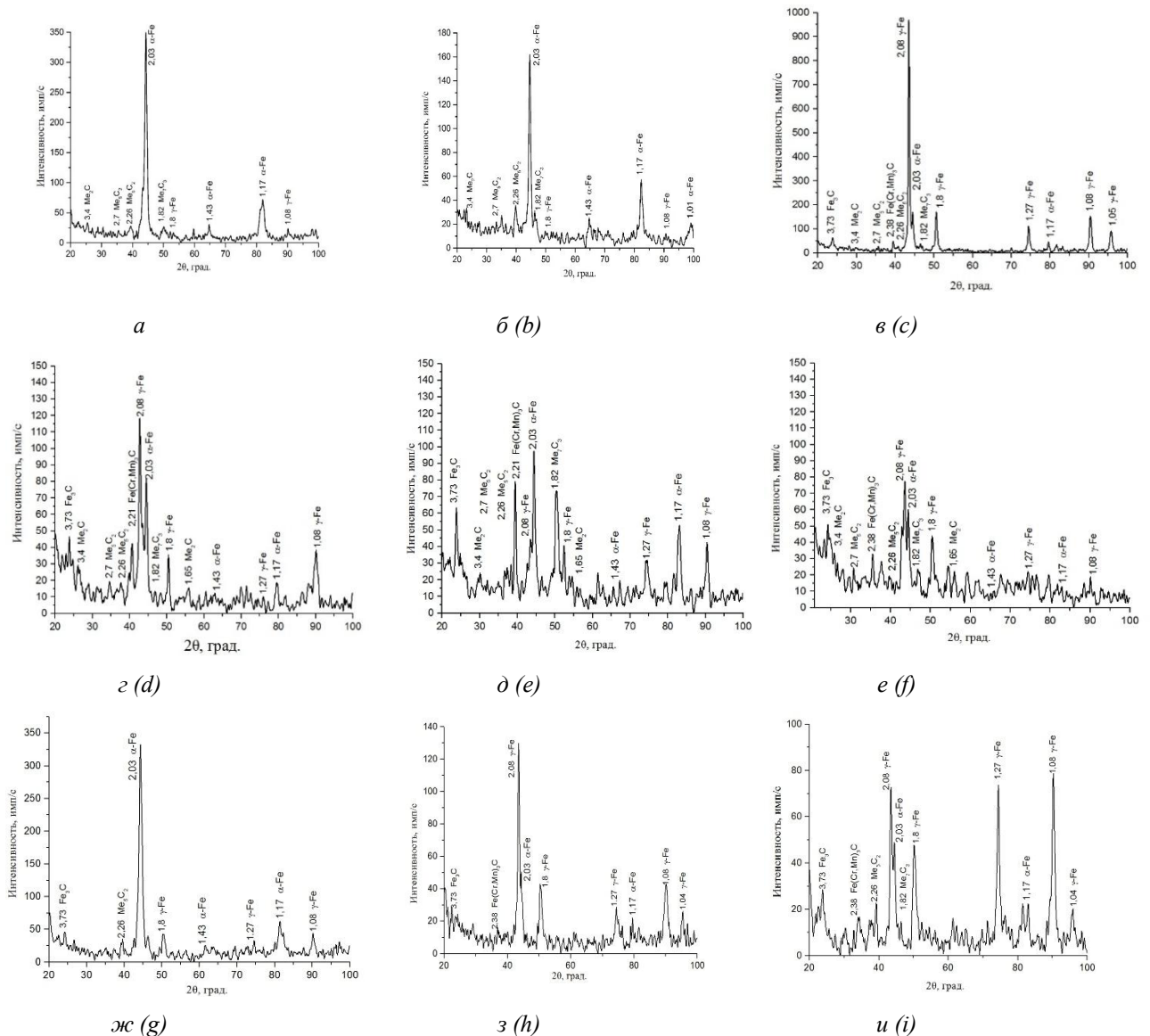


Рис. 4. Схемы дифрактограмм хромомарганцевого чугуна после изотермических выдержек: а – $T = 550\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 24\text{ ч}$; б – $T = 500\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 24\text{ ч}$; в – $T = 400\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 35\text{ ч}$; г – $T = 350\text{ }^{\circ}\text{C}$; д – $T = 300\text{ }^{\circ}\text{C}$; е – $T = 250\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 24 \dots 40\text{ ч}$; ж – $T = 200\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 24\text{ ч}$; з – $T = 150\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 35\text{ ч}$; и – $T = 25\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 35\text{ ч}$ / Fig. 4. Schemes of chromium-manganese cast iron diffractogram after isothermal soaking: а – $T = 550\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 24\text{ h}$; б – $T = 500\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 24\text{ h}$; в – $T = 400\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 35\text{ h}$; д – $T = 350\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 30\text{ h}$; е – $T = 300\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 40\text{ h}$; ф – $T = 250\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 40\text{ h}$; г – $T = 200\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 24\text{ h}$; з – $T = 150\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 35\text{ h}$; и – $T = 25\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 35\text{ h}$

В таблице 2 для сравнения приведены данные рентгеноструктурного анализа образцов чугуна в литом состоянии и прошедших изотермическую обработку: значения $\beta 0.5$ линии (011) α , характеризующие степень несовершенства α -фазы, присутствующей в сплаве в виде эвтектидного феррита, бейнитного феррита; количество остаточного нераспавшегося аустенита ($\% \gamma$); параметр остаточного аустенита ($\alpha \gamma$) и параметр α -фазы ($\alpha \alpha$).

Анализ данных таблицы 2 свидетельствует, что изотермическая выдержка при $T = 550\text{ }^{\circ}\text{C}$ приводит к тому, что в структуре хромомарганцевого чугуна присутствует α -фаза, степень несовершенства ($\beta 0.5$) решетки которой мала – $0,29$ град., параметр решетки α -фазы ($\alpha \alpha$) – $0,287$ нм. Количество остаточного аустенита при этом $\approx 28\%$. При температуре $500\text{ }^{\circ}\text{C}$, которая соответствует минимальной устойчивости аустенита в перлитной области (19 ч), наблюдается уменьшение степени несовершенства ($\beta 0.5$) решетки – $0,19$, а также количества остаточного аустенита

≈ 16 %. После выдержки при температуре 400 °С в структуре сохранилось большое количество непревращённого аустенита ≈ 88 %, что

свидетельствует о наличии «временного окна» в интервале температур 400...350 °С.

Таблица 2

Данные рентгеноструктурного анализа исследуемого чугуна в литом состоянии и после изотермических выдержек / Data of x-ray structure analysis of the investigated cast iron in the cast state and after isothermal treatment

Состояние	aα по (011)α, нм	aγ по (022)γ, нм	Степень несовершенства α-фазы (β0,5), град.	% γ
литое	0,288	0,362	0,59	92
Тизот = 550 °С, τ = 24 ч	0,287	0,361	0,29	28
Тизот = 500 °С, τ = 24 ч	0,287	0,375	0,19	16
Тизот = 400 °С, τ = 35 ч	0,288	0,376	0,16	88
Тизот = 350 °С, τ = 30 ч	0,289	0,377	0,2	50
Тизот = 300 °С, τ = 40 ч	0,288	0,377	0,21	53
Тизот = 250 °С, τ = 40 ч	0,288	0,377	0,2	66
Тизот = 200 °С, τ = 24 ч	0,287	0,360	0,23	16
Тизот = 150 °С, τ = 35 ч	0,288	0,360	0,37	82
Тизот = 25 °С, τ = 35 ч	0,288	0,360	0,29	76

Изотермическая выдержка при температуре 350 °С приводит к тому, что в структуре исследуемого чугуна присутствует α-фаза, степень несовершенства (β0.5) решетки которой мала – 0,2 град., параметр решетки α-фазы (aα) – 0,288 нм. Количество не превращенного аустенита остаётся на высоком уровне ≈ 50 %. При температуре 300 °С, которая соответствует минимальной устойчивости аустенита в бейнитной области (19,5 ч), степень несовершенства (β0.5) решетки – 0,21 град., параметр решетки α-фазы не меняется (aα) – 0,288 нм, а количество остаточного аустенита сохраняется на уровне ≈ 53 % даже при выдержке 40 ч. После выдержки при температуре 250 °С в структуре сохранилось большое количество не превращённого аустенита ≈ 66 %.

При температуре 200 °С степень несовершенства (β0.5) решетки мала – 0,23, а количество остаточного аустенита равно ≈ 16 %. После выдержки при температуре 150 и 25 °С в структуре сохранилось большое количество не превращённого аустенита ≈ 82 % и ≈ 76 % соответственно.

Данные таблицы 2 свидетельствуют, что ферритная составляющая бейнита претерпевает отпуск в процессе длительных выдержек, в результате чего значения параметра решетки и степени несовершенства (β0,5) α-фазы близки к равновесному значению.

В таблице 3 приведены данные измерений микротвердости продуктов распада аустенита и эвтектических карбидов, а также твердости чугуна в литом состоянии и после изотермических выдержек.

Таблица 3

Микротвердость продуктов распада аустенита и эвтектических карбидов, твердость исследуемого чугуна в литом состоянии и после изотермических выдержек / Microhardness of austenite decomposition products, eutectic carbides and hardness of investigated cast iron in the cast state and after isothermal soakings

Состояние	Микротвёрдость структурных составляющих, Нц, МПа		Твердость, HRC
	А- К эвтектика	Матрица	
литое	5 610	3 520	42
Тизот = 550 °С, τ = 24 ч	4 953	4 226	46,2
Тизот = 500 °С, τ = 24 ч	4 729	4 213	46,7
Тизот = 400 °С, τ = 35 ч	4 685	4 366	45,1
Тизот = 350 °С, τ = 30 ч	4 631	4 451	45
Тизот = 300 °С, τ = 40 ч	4 642	4 140	45,5
Тизот = 250 °С, τ = 40 ч	6 438	4 290	49
Тизот = 200 °С, τ = 24 ч	4 805	4 154	45,6
Тизот = 150 °С, τ = 35 ч	5 840	4 869	43
Тизот = 25 °С, τ = 35 ч	5 572	5 088	43

Анализ значений твердости хромомарганцевого чугуна свидетельствует, что существует

удовлетворительная корреляция между данными металлографических, рентгеноструктурных исследований и изменением твердости при

термообробці досліджуваного чугуна. Максимальною твердістю характеризується чугун після ізотермічної витримки в перлітній області температур при $T_{\text{ізот}} = 500 \text{ }^\circ\text{C}$, $\tau = 24 \text{ ч}$ (46,7 HRC) і в проміжній області температур при $T_{\text{ізот}} = 250 \text{ }^\circ\text{C}$, $\tau = 40 \text{ ч}$ (49 HRC).

Выводы

Досліджено кінетику розпаду переохолодженого аустеніта в чугуні з вмістом 2,7 % С; 15,9 % Сr; 10,5 % Мn в інтервалі температур 550...250 °С. Визначено, що розпад аустеніта відбувається як по

дифузійному, так і по зсувково-дифузійному механізмі. Встановлено температурні інтервали розпаду аустеніта в перлітній (550...400 °С) і бейнітній (350...200 °С) областях. Лінії виділення надлишкових карбідів і початку мартенситного перетворення (Мn) на діаграмі не нанесено. Визначено фазовий склад чугуна після ізотермічних витримок.

Максимальна твердість чугуна формується в процесі ізотермічних витримок в перлітній області при температурі 500 °С і в бейнітній області при 250 °С.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Stachowiak G. B. Ball-cratering abrasion tests of high-Cr white cast irons / G. B. Stachowiak, G. W. Stachowiak, O. Celliers // Tribol. Int. – 38 (2005). – Pp. 1076–1087. – Режим доступа: <https://goo.gl/OkUooy>
2. Kim C.K. Effects of heat treatment on wear resistance and fracture toughness of Duo-Cast materials composed of high-chromium white cast iron and low chromium steel / C. K. Kim, S. Lee, J.-Y. Jung // Metall. Mater. Trans. – A 37A (2006). – Pp. 633–643. – Режим доступа: <https://goo.gl/8ua9b5>
3. Albertin E. Effect of carbide fraction and matrix microstructure on the wear of cast iron balls tested in a laboratory ball mill / E. Albertin, A. Sinatora // Wear. – 250 (2001). – Pp. 492–501. – Режим доступа: <https://goo.gl/rK7phU>
4. Coronado J. J. Effect of $(\text{Fe,Cr})_7\text{C}_3$ carbide orientation on abrasion wear resistance and fracture toughness / J. J. Coronado // Wear. – 270 (2011). – Pp. 287–293. – Режим доступа: <https://goo.gl/EPXsBo>
5. Coronado J. J. Effect of load and carbide orientation on abrasive wear resistance of white cast iron / J. J. Coronado // Wear. – 270 (2011). – Pp. 823–827. – Режим доступа: <https://goo.gl/dpzjBS>
6. Чейлях А. П. Разработка и исследования новых экономно легированных износостойких чугунов с метастабильной структурой для быстроизнашивающихся деталей / А. П. Чейлях, Д. В. Клок, С. В. Прекрасный // Металл и литье Украины. – 2006. – № 9–10. – С. 13–17.
7. Волчок И. П. Влияние марганца на процессы структурообразования износостойких высокохромистых чугунов / И. П. Волчок, В. В. Нетребко // Строительство, материаловедение, машиностроение. – 2012. – Вып. 64. – С. 301–304. – Режим доступа: <https://goo.gl/001GyA>
8. Чейлях А. П. Экономно легированные метастабильные сплавы и упрочняющие технологии : монография / А. П. Чейлях. – Харьков : ННЦ ХФТИ, 2003. – 236 с.
9. Таран Ю. Н. Бейнитное превращение в чугунах: структура, кинетика, свойства / Ю. Н. Таран, В. З. Куцова, А. Ю. Куцов и др. // Строительство, материаловедение, машиностроение. – 2004. – Вып. 27. – Ч. 1. – С. 38–61.
10. Bhadeshia H.K.D.H. Bainite in steels / H.K.D.H. Bhadeshia, J.W. Christian // Metall. Trans. – 1990. – 21A. – Pp. 767–770. – Режим доступа: <https://goo.gl/mQZlcK>
11. Hillert M. The nature of bainite / M. Hillert // ISIJ Intern. – 1995. – Vol. 35. – № 9. – Pp. 1134–1135. – Режим доступа: <https://goo.gl/93Pml8>
12. Куцова В. З. Структура, фазовый состав и свойства высокохромистого чугуна для композитных валков после изотермической выдержки / В. З. Куцова, А. Ю. Куцов, М. А. Ковзель и др. // Education – Investments – Research & Development : AFES2006 Davos Forum. – July 4–10, 2006. – Davos (Switzerland), 2006. – С. 82–92.

REFERENCES

1. Stachowiak G.B., Stachowiak G.W. and Celliers O. Ball-cratering abrasion tests of high-Cr white cast irons. Tribol. Int., vol. 38, 2005, pp. 1076–1087.
2. Kim C.K., Lee S. and Jung J-Y. Effects of heat treatment on wear resistance and fracture toughness of Duo-Cast materials composed of high-chromium white cast iron and low chromium steel. Metall. Mater. Trans., vol. A 37A, 2006, pp. 633–643.
3. Albertin E. and Sinatora A. Effect of carbide fraction and matrix microstructure on the wear of cast iron balls tested in a laboratory ball mill. Wear, vol. 250, 2001, pp. 492–501.
4. Coronado J.J. Effect of $(\text{Fe,Cr})_7\text{C}_3$ carbide orientation on abrasion wear resistance and fracture toughness. Wear, vol. 270, 2011, pp. 287–293.
5. Coronado J.J. Effect of load and carbide orientation on abrasive wear resistance of white cast iron. Wear, vol. 270, 2011, pp. 823–827.
6. Cheylyah A.P. *Razrabotka i issledovaniya novykh ekonomnolegirovannykh iznosostoykikh chugunov s metastabilnoy strukturoy dlya bystroiznashivayushchisya detaley* [Development and research of the new wear-resistant cast iron with metastable structure for faster wearing parts]. *Metall i litiya Ukrainy* [Metal and Casting of Ukraine]. 2006, no. 9–10, pp. 13–17. (in Russian)
7. Volchok I.P. and Netrebko V.V. *Vliyaniye margantsa na protsessy strukturoobrazovaniya iznosostoykikh vyisokhromistykh chugunov* [Influence of manganese on the structure formation processes in the wear-resistant high chromium cast iron]. *Stroitelstvo, materialovedenie, mashinostroenie* [Construction, Materials Science, Mechanical Engineering]. 2012, vol. 64, pp. 301–304. (in Russian)
8. Cheylyah A.P. *Ekonomno legirovannyye metastabilnyye splavy i uprochnyayushchie tehnologii* [Economically alloyed metastable alloys and reinforcing technology]. Kharkov : NNC KhFTI, 2003, 236 p. (in Russian)

9. Taran J.N., Kutsova V.Z., Kutsov A.Yu. and oth. *Beynitnoe prevraschenie v chugunah: struktura, kinetika, svoystva* [Bainite transformation in cast iron: the structure, kinetics and properties]. *Stroitelstvo, materialovedenie, mashinostroenie* [Construction, Materials Science, Mechanical Engineering]. 2004, vol. 27, pp. 38–61. (in Russian)
10. Bhadeshia H.K.D.H. The bainite transformation in steels. J.W. Christian. *Metall. Trans.*, 1990, vol. 21A, pp. 767–770.
11. Hillert M. The nature of bainite. *ISIJ Intern.*, 1995, vol. 35, no. 9, pp. 1134–1135.
12. Kutsova V.Z., Kutsov A.Yu., Kovzel M.A. and oth. *Struktura, fazovyyi sostav i svoystva vyisokhromistogo chuguna dlya kompozitnykh valkov posle izotermicheskoy vyiderzhki* [The structure, phase composition and properties of high chromium cast iron for composite rolls after isothermal soaking]. Education -Investments - Research & Development : AFES2006 Davos Forum, July 4–10, Davos (Switzerland), 2006, pp. 82–92. (in Russian)

Статья рекомендована к публикации д-ром техн. наук, проф. М. В. Киндрачуком (Украина), д-ром техн. наук, проф. А. П. Чейляхом (Украина).

Поступила в редколлегию 04.01.2017

Принята в печать 08.01.2017