

PACS numbers: 61.72.Qq, 62.20.fk, 62.20.Qp, 64.75.Op, 81.30.Mh, 81.40.Cd, 81.40.Ef

Твёрдофазные превращения в металлической матрице высокохромистого чугуна в субкритическом интервале температур

Ю. Г. Чабак

*Государственное высшее учебное заведение
«Приазовский государственный технический университет»,
ул. Университетская, 7,
87500 Мариуполь, Украина*

В статье представлены результаты изучения кинетики фазово-структурных изменений в литом высокохромистом чугуне в ходе выдержки в субкритическом интервале температур (350–700°C). Исследован чугун состава: 2,70% C, 2,20% Mn, 0,55% Si, 14,55% Cr, 0,93% Ni, 0,39% Mo, 0,38% V, 0,11% Ti. С применением микроструктурного метода построена C-диаграмма распада первородного (литого) аустенита в чугуне. Установлено, что в пределах выдержки до 25 ч превращение аустенита протекает лишь в области температур 550–700°C с образованием эвтектоида, состоящего из феррита и карбидов цементитного типа волокнистой или пластинчатой формы. Кинетический максимум превращения соответствует 650°C; инкубационный период при этой температуре составляет 5 мин; завершение превращения фиксируется после выдержки 8 ч. Образование эвтектоида при 700°C сопровождается выделением из аустенита вторичных карбидов. Повторная выдержка чугуна с эвтектоидной матрицей при 650–700°C в течение до 25 ч сопровождается полной сфероидизацией и коагуляцией эвтектоидных включений, что приводит к формированию ферритной матрицы с зернистыми карбидами средним диаметром 0,23–0,28 мкм. В процессе повторной выдержки изменение типа карбидов не

Corresponding author: Yuliya Gennad'evna Chabak
E-mail: julia.chabak@yandex.ua

*State Higher Education Institute 'Pryazovskiy State Technical University',
7 Universytetska Str., 87500 Mariupol, Ukraine*

Yu. G. Chabak
Solid-State Phase Transformation in Metallic Matrix of High-Chrome Cast Iron in Subcritical Temperature Range, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, 37, No. 10: 1349–1367 (2015) (in Russian).

происходит. Энергия активации формоизменения карбидных частиц составляет 73,1 кДж/моль, что указывает на контролируемую роль диффузии углерода в феррите в процессах сфероидизации и коагуляции эвтектоидных карбидов. В результате двойной выдержки в области субкритических температур твердость чугуна снижается до 38–41 HRC, что обеспечивает чугуну удовлетворительную обрабатываемость резанием.

Ключевые слова: чугун, аустенит, эвтектоидные карбиды, сфероидизация, твердость.

У статті представлено результати вивчення кінетики фазово-структурних змін у литому високохромистому чавуні в ході витримки в субкритичному інтервалі температур (350–700°C). Досліджено чавун складу: 2,70% С, 2,20% Мн, 0,55% Si, 14,55% Cr, 0,93% Ni, 0,39% Мо, 0,38% V, 0,11% Ti. З використанням мікроструктурної методи побудовано С-діаграму розпаду первородного (литого) аустеніту в чавуні. Встановлено, що в межах витримки до 25 год перетворення аустеніту відбувається лише в області температур 550–700°C з утворенням евтектоїду, який складається з фериту та карбідів цементитного типу з волокнистою або платівчастою форми. Кінетичний максимум перетворення відповідає 650°C; інкубаційний період при цій температурі складає 5 хв.; завершення перетворення фіксується після витримки 8 год. Утворення евтектоїду при 700°C супроводжується виділенням з аустеніту вторинних карбідів. Повторна витримка чавуну з евтектоїдною матрицею при 650–700°C впродовж 25 год супроводжується повною сфероїдизацією та коагуляцією евтектоїдних включень, що приводить до формування феритної матриці з зернистими карбідами з середнім діаметром у 0,23–0,28 мкм. В процесі повторної витримки зміна типу карбідів не спостерігається. Енергія активації формозміни карбидних частинок складає 73,1 кДж/моль, що вказує на контролювальну роль дифузії Карбону в фериті в процесі сфероїдизації та коагуляції евтектоїдних карбідів. В результаті подвійної витримки в області субкритичних температур твердість чавуну знижується до 38–41 HRC, що забезпечує чавуну задовільну оброблюваність різанням.

Ключові слова: чавун, аустенит, евтектоїдні карбіди, сфероїдизація, твердість.

The results of study of phase-structural changes' kinetics in cast high-chromium cast iron during ageing in the subcritical range of temperatures (350–700°C) are presented in a given article. The iron composed of 2.70% C, 2.20% Mn, 0.55% Si, 14.55% Cr, 0.93% Ni, 0.39% Mo, 0.38% V, and 0.11% Ti is studied. Using the microstructural method, the TTT-diagram of transformation of primary (as-cast) austenite is plotted. As found, within 25 hours of soaking, the austenite transformation occurs only in a range of temperatures of 550–700°C to form a fine eutectoid consisting of ferrite and cementite carbides having the fibrous or platelet shapes. Kinetics maximum of transformation corresponds to 650°C; the incubation period at this temperature is 5 minutes; the completion of the transformation is recorded after 8 hours of soaking. Formation of eutectoid at 700°C is accompanied by the precipitation of fine secondary carbides from austenite. Repeated heating of cast

iron having fully eutectoid matrix at 650–700°C for up to 25 hours results in complete spheroidization and coagulation of eutectoid carbides. This leads to the formation of ferrite matrix with the granular carbides of mean diameter of 0.23–0.28 μm . The data regarding the influence of soaking time at 650–700°C on the number of eutectoid carbides of different shapes are presented in a given article. During repeated heating, the cementite type of carbides is not changed. The activation energy of coagulation of eutectoid carbides is calculated to be 73.1 kJ/mol. It indicates that rates of spheroidization and coagulation of eutectoid carbides are controlled by diffusion of carbon in ferrite. Because of doubled subcritical treatment, the microhardness of matrix reduces to 285–365 HV as well as bulk hardness reduces to 38–41 HRC that provides satisfactory machinability of cast iron.

Key words: cast iron, austenite, eutectoid carbides, spheroidization, hardness.

(Получено 16 июня 2015 г.; окончательная версия — 28 сентября 2015 г.)

1. ВВЕДЕНИЕ

В широком спектре триботехнических материалов отдельную группу составляют белые высокохромистые чугуны (ВХЧ). Они обеспечивают деталям высокую долговечность в условиях различных механизмов изнашивания, включая те случаи, когда износ осложняется воздействием коррозионно-активных сред или высокой температуры [1–3]. Как правило, ВХЧ дополнительно легируют элементами, повышающими прокаливаемость (Mo, Mn, Ni, Cu). Введение 3–5% Mn (Ni) позволяет закаливать отливки из ВХЧ в больших сечениях при охлаждении на воздухе, являясь экономически более выгодным по сравнению с добавкой 2,0–2,5% молибдена. В связи с этим Cr–Mn и Cr–Mn–Ni чугуны нашли достаточно широкое применение в промышленности.

В большинстве случаев чугунные отливки используются без механической обработки, однако при изготовлении ряда деталей (корпуса насосов, формующие ролики, прокатные валки и т.д.) обработка резанием является необходимой. Известно [3], что наилучшая обрабатываемость резанием ВХЧ достигается в том случае, если их твёрдость не превышает 40 HRC, а металлическая матрица представляет собой смесь феррита и карбидов глобулярной формы. Формирование такой структуры в ВХЧ может начинаться уже на стадии дестабилизации — высокотемпературной выдержки, в ходе которой из первородного (литого) аустенита выделяются зернистые вторичные карбиды [4]; это приводит к обеднению γ -твёрдого раствора по углероду и легирующим элементам и его превращению в мартенсит при закалке [5–7]. Как показано в работах [8, 9], в чугунах, содержащих до 20% Cr, вторичные карбиды выделяются с наибольшей скоростью при 950–1000°C в течение 2–2,5 ч. Дальнейшая выдержка

при этих температурах приводит к заметной коагуляции вторичных карбидов с потерей ими наноразмерного состояния [7].

Завершающим этапом формирования требуемой микроструктуры должно явиться превращение обеднённого аустенита в феррит и дополнительное образование зернистых карбидов, выделяющихся в ходе аномального перлитного превращения [10]. Для реализации этого этапа ранее были предложены различные схемы термической обработки, совмещающие дестабилизацию с последующим замедленным охлаждением [11, 12], либо с выдержкой в субкритическом интервале температур [3, 13]. Более поздние работы [14, 15] показали, что применительно к ВХЧ, содержащим 3–6% аустенитообразующих элементов, отжиг с непрерывным охлаждением не обеспечивает получения заданной микроструктуры и требуемого снижения твёрдости. Это связано с эффектом торможения перлитного превращения в ВХЧ, вызванным выделением вторичных карбидов из аустенита при высокотемпературной выдержке [16]. В результате твёрдость отожжённых чугунов не только не снижается, но и возрастает по сравнению с литым состоянием в связи с формированием мартенситно-аустенитной структуры матрицы. С учётом действия этого эффекта изотермический отжиг ВХЧ в субкритическом интервале температур после дестабилизирующего нагрева также является неперспективным, поскольку требует очень длительных выдержек для полного превращения аустенита в ферритокарбидную смесь [16]. Более целесообразно проводить перлитный распад литого аустенита без предварительной дестабилизации, что существенно снизит время, необходимое для завершения распада.

Указанные обстоятельства предполагают поиск новых подходов к проектированию технологии смягчающей термической обработки комплексно легированных ВХЧ. Одной из перспективных схем термообработки является двухступенчатый изотермический отжиг чугуна в субкритическом интервале температур, т.е. ниже точки A_1 . Первая ступень проводится для превращения литого аустенита по эвтектоидной реакции, вторая ступень необходима для сфероидизации эвтектоидных карбидных включений [17]. Выбор параметров режима такой обработки требует знания кинетики процессов, протекающих на различных этапах обработки, а именно, эвтектоидного превращения первородного аустенита, а также сфероидизации и коагуляции эвтектоидных карбидов. Несмотря на имеющиеся многочисленные публикации, посвящённые твердофазным превращениям в ВХЧ [16, 18–22], данные вопросы остаются недостаточно освещёнными в литературе. Целью настоящей работы являлось исследование процессов формирования зернистых карбидов в металлической матрице высокохромистого чугуна в ходе фазово-структурных превращений при выдержке в субкритическом интервале температур.

2. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКА

Материалом для данного исследования служил износостойкий чугун 270X15Г2Н1МФТ, содержащий 2,70% С, 2,20% Мп, 0,55% Si, 14,55% Cr, 0,93% Ni, 0,39% Мо, 0,38% V, 0,11% Ti. Образцы чугуна были выплавлены в лабораторной индукционной печи. Стержни сечением 15×15 мм², полученные путём разливки в песчаные формы, разрезали абразивным кругом с применением охлаждающей жидкости на образцы толщиной 2,3–2,5 мм.

Изучение кинетики эвтектоидного превращения аустенита проводили микроструктурным методом, используя образцы размерами $2,5 \times 10 \times 10$ мм³. Образцы, находящиеся в литом состоянии, подвергали изотермической выдержке при температуре от 350 до 700°C (с интервалом в 50°C) с различной продолжительностью выдержки; её максимальная длительность составляла 25 ч. Выдержку до 20 мин производили в соляной ванне, более длительную — в лабораторной электрической печи. Сфероидизирующую обработку образцов проводили в электропечи. После выдержки образцы охлаждали на воздухе.

Микроструктуру образцов исследовали на микрошлифах, приготовленных согласно стандартной процедуре, после травления 4%-м ниталом. Для микроструктурного анализа использовали оптический микроскоп «Axiovert 40 Mat» и сканирующий электронный микроскоп «Ultra 55» («Carl Zeiss»). Фазовый химический состав определяли с помощью энергодисперсионной спектроскопии (EDS-метод). Объёмную долю эвтектоида подсчитывали точечным методом, используя фотографии микроструктуры. Количество и размер карбидных включений оценивали по электронным изображениям микроструктуры при увеличении 15–20 тысяч раз, используя следующие параметры: а) объёмная доля включений в пределах дендритных участков; б) относительное количество включений определённой формы; в) средний размер (диаметр или длина стороны) включения.

Представленные в статье значения указанных параметров являются средним арифметическим результатов обработки изображений 4–7 различных участков микроструктуры.

Твёрдость чугуна определяли на твердомере Роквелла по шкале «С». Микротвёрдость измеряли с помощью микротвёрдомера FM-300 («Future-Tech Corp.») при нагрузке 0,025 кг.

Фазовый рентгеноструктурный анализ выполняли на дифрактометре ДРОН-2 в FeK_{α} -излучении.

3. РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Поскольку прямое формирование зернистых карбидов в исследованном чугуне при перлитном превращении по абнормальному механизму не представляется возможным [14, 16, 17], альтернатив-

ным вариантом получения микроструктуры «феррит + зернистые карбиды» является эвтектоидный распад аустенита по нормальному механизму с последующей выдержкой при температурах повышенной диффузионной подвижности атомов углерода и легирующих элементов для сфероидизации эвтектоидных карбидов. Для определения параметров термической обработки, обеспечивающей полный распад аустенита на ферритокарбидную смесь, на первом этапе изучали кинетику эвтектоидного превращения в исследуемом чугуна, построив диаграмму изотермического превращения первородного аустенита.

В исходном литом состоянии чугуна имел структуру, состоящую из дендритов аустенита, окружённых колониями инвертированной аустенитно-карбидной эвтектики на базе карбида Me_7C_3 . В процессе выдержки в интервале температур $550-700^\circ C$ фиксировали появление и постепенное нарастание объёмной доли тонкопластинчатого эвтектоида (троостита), что свидетельствовало о протекании ($\gamma-Fe \rightarrow \alpha-Fe + K$)-превращения. В начальный момент трооститные колонии зарождались на границах с эвтектическими карбидами или внутри эвтектики (тёмные участки на рис. 1, а), т.е. в местах, обеднённых углеродом и хромом в результате формирования специальных карбидов хрома Me_7C_3 . После возникновения трооститные колонии росли в направлении центра дендритов (рис. 1, б). На более поздних этапах наблюдали зарождение троостита и во внутренних областях дендритов (рис. 1, в). Отдельные участки матрицы длительное время оставались непревращёнными, что указывает на их высокую устойчивость к эвтектоидному превращению, обусловленную, предположительно, ликвационным обогащением легирующими элементами. После длительных выдержек аустенит практически полностью превратился в троостит (см. рис. 1, г).

Выделение мелких вторичных карбидов из аустенита было зафиксировано лишь при $700^\circ C$ после длительных выдержек, на стадии активного развития эвтектоидного превращения, когда доля непревращённого аустенита составляла около 50%. Превращение аустенита при выдержке в течение 25 ч ниже $550^\circ C$ зафиксировано не было.

По результатам подсчёта объёмной доли эвтектоида получили кинетические кривые эвтектоидного превращения (рис. 2, а) по которым построили С-диаграмму распада первородного аустенита в исследованном чугуна (рис. 2, б). Как следует из диаграммы, максимальная скорость формирования эвтектоида соответствует $650^\circ C$; инкубационный период превращения при этой температуре составляет ≈ 5 мин, а его завершение фиксируется через 8 ч.

Знание кинетики превращения литого аустенита позволило перейти к выбору параметров сфероидизирующей термической обработки чугуна. Обработку вели по двухступенчатому режиму.

На первой ступени осуществили выдержку литых образцов при температуре кинетического максимума С-диаграммы в течение времени, необходимого для завершения превращения первородного аустенита в ферритокарбидную смесь (для исследованного чугуна

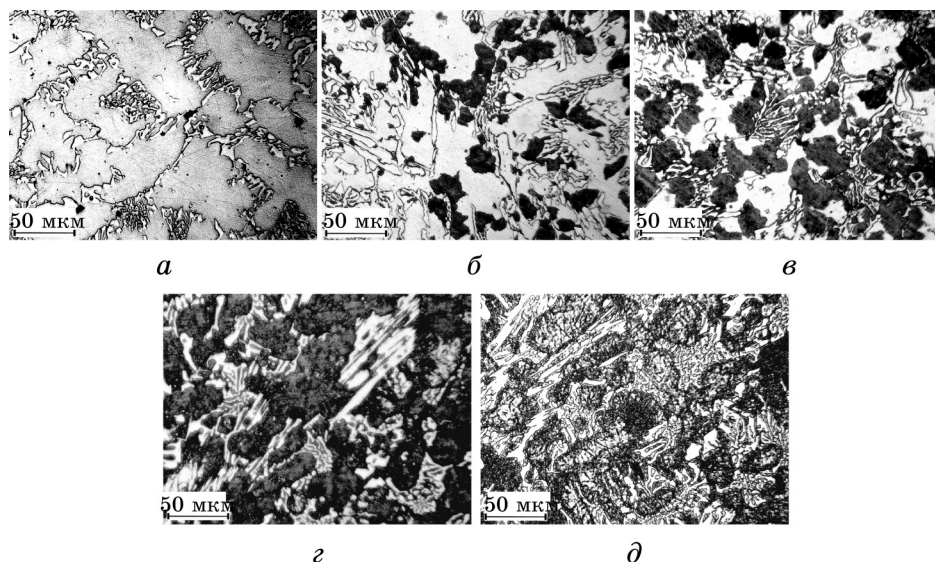


Рис. 1. Развитие эвтектоидного превращения в литом чугуне при 650°C в течение: 5 мин (а), 30 мин (б), 3 ч (в), 6 ч (г); при 700°C в течение 4 ч (д).

Fig. 1. The development of eutectoid transformation in as-cast iron during soaking: at 650°C for 5 min (a), 30 min (б), 3 h (в), 6 h (г); at 700°C for 4 h (д).

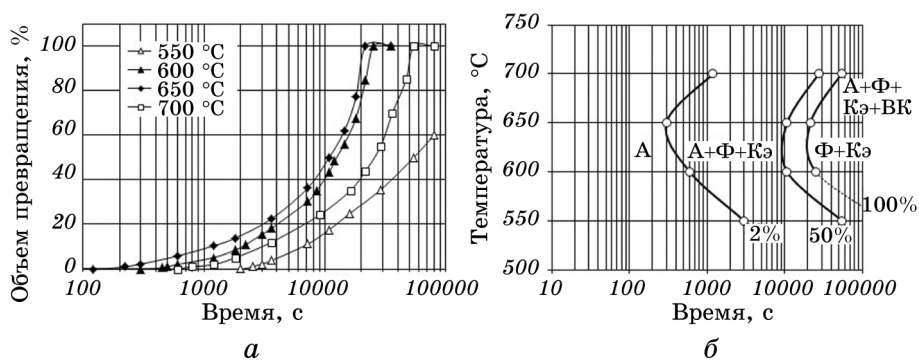


Рис. 2. Кинетические кривые (а) и диаграмма (б) изотермического превращения первородного аустенита.

Fig. 2. The kinetics curves (a) and ‘Time–Temperature–Transformation’ diagram (б) for primary austenite transformation.

это соответствовало выдержке при 650°C в течение 8 ч). По завершению выдержки матрица всех образцов состояла из тонкопластинчатого эвтектоида (троостита); среднее значение твёрдости образцов составило 47 HRC. С целью сфероидизации и коагуляции эвтектоидных карбидов на втором этапе образцы дополнительно выдерживали при 650 , 700 , 750°C , т.е. при температурах, максимально приближенных к точке A_1 конкретного чугуна.

Как следует из рис. 3, субкритическая выдержка привела к понижению твёрдости чугуна, при этом наиболее существенно твёрдость снизилась в течение первых пяти часов выдержки (рис. 3, а). Наибольшее падение твёрдости соответствует 700°C : после выдержки 20 ч твёрдость уменьшилась в среднем до 38 HRC, стабилизировавшись на этом уровне. При 650°C выход кривой твёрдости на горизонталь был зафиксирован ранее — после 10 ч выдержки, при этом твёрдость максимально снизилась до 41,5–42 HRC.

В случае выдержки при 750°C первоначальное падение твёрдости до 41 HRC после 2,5 ч выдержки сменилось в дальнейшем её ростом до 48 HRC. Такое немонокотное изменение твёрдости объясняется тем, что температура 750°C соответствует нижней границе интервала превращения «эвтектоид \rightarrow аустенит», составляющего для исследованного чугуна $750\text{--}820^{\circ}\text{C}$ [9]. При 750°C вначале превалирует разупрочнение за счёт активно протекающих процессов сфероидизации и коагуляции эвтектоидных карбидов; при более длительных выдержках эвтектоид превращается в аустенит, из которого выделяются вторичные карбиды. Последнее приводит к обеднению аустенита по углероду, и при охлаждении от температуры выдержки аустенит превращается в мартенсит, повышая твёрдость чугуна.

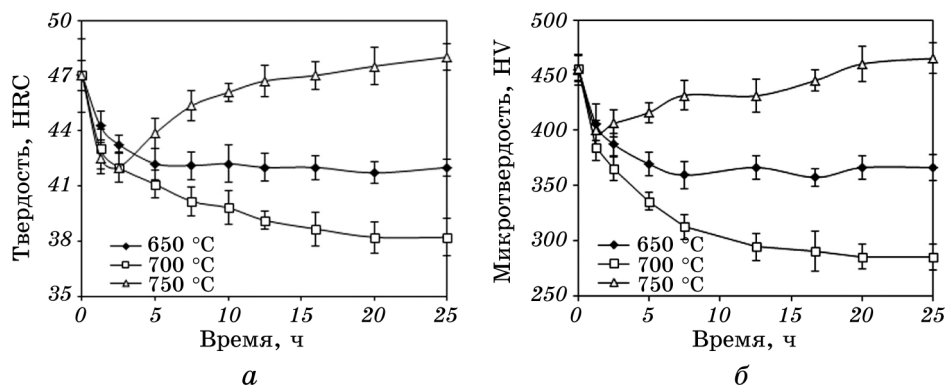


Рис. 3. Влияние выдержки при $650\text{--}750^{\circ}\text{C}$ на твёрдость (а) и микротвёрдость (б) чугуна с исходной структурой пластинчатого эвтектоида.

Fig. 3. The effect of soaking duration at $650\text{--}750^{\circ}\text{C}$ on hardness (a) and microhardness (b) of cast iron having initial lamellar eutectoid microstructure.

Как следует из рис. 3, б, изменение микротвёрдости металлической матрицы чугуна в ходе выдержки в целом коррелирует с динамикой объёмной твёрдости. По завершении выдержки при 650°C микротвёрдость матрицы составила 365 HV, а при 700°C — 285 HV. После выдержки при 750°C микротвёрдость матрицы, напротив, возросла до 465 HV.

Поскольку вопросы изменения фазового состава ВХЧ в результате выдержки в субкритическом интервале температур остаются недостаточно освещёнными в литературе, в данной работе с помощью рентгеноструктурного анализа исследовали фазово-структурное состояние чугуна, полученное в результате проведённой двухстадийной обработки. Как следует из рис. 4, а, в литом чугуне фазовыми составляющими являются тригональные карбиды хрома карбиды Me_7C_3 и аустенит.

После завершения распада первородного аустенита при 650°C (первая стадия обработки) на дифрактограмме зафиксировано появление линий (200), (211), (212), (024) карбида Me_3C при сохранении линий карбида Me_7C_3 , характерных для литого состояния (рис. 4, б). Матрица изменила своё фазовое состояние, о чём свидетельствует появление интенсивного пика α -железа при слабых дифракционных максимумах γ -железа. Отмеченные изменения в характере

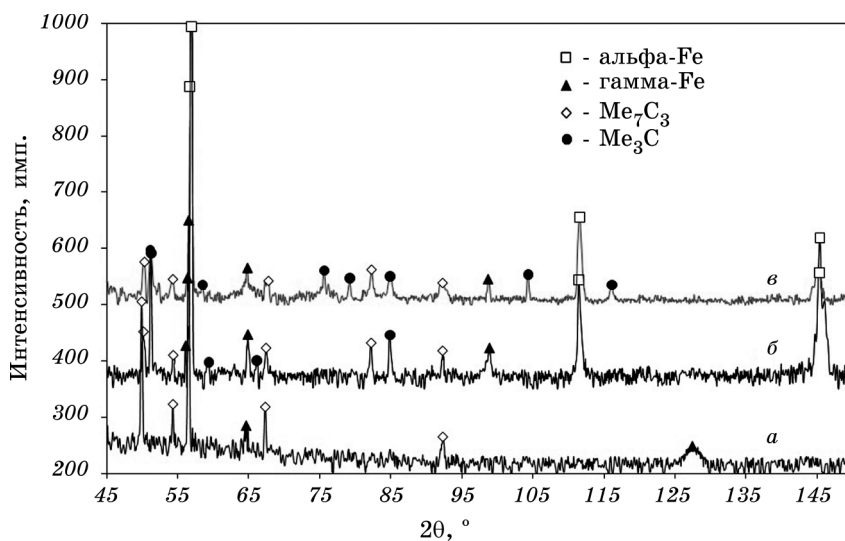


Рис. 4. Дифрактограммы исследованного чугуна: в литом состоянии (а), после выдержки при 650°C, 8 ч (б), после дополнительной выдержки при 650°C в течение 25 ч (в).

Fig. 4. XRD-patterns of studied cast iron: as-cast condition (a), after soaking at 650°C for 8 h (b), after second stage soaking at 650°C for 25 h (c).

дифрактограмм свидетельствует о том, что превращение аустенита при 650°C шло по реакции $\gamma\text{-Fe} \rightarrow \alpha\text{-Fe} + \text{Me}_3\text{C}$, т.е. карбиды, входящие в состав эвтектоида, не являются специальными карбидами хрома.

Проведение дополнительной (сфероидизирующей) выдержки на второй стадии обработки при 650°C в течение 25 ч качественно не изменило вида дифрактограммы по сравнению с рис. 4, б. Можно лишь отметить, что произошло увеличение числа пиков карбида Me_3C за счёт появления рефлексов (130), (300), (140), (134), (425), что, очевидно, является следствием укрупнения цементитных включений, обеспечившего эффект кажущегося увеличения объёмной доли карбидов. Следует, также отметить, что даже после дополнительных 25 ч выдержки на дифрактограмме присутствовали слабые линии аустенита. Это указывает на существование мелких (не выявляемых в оптический микроскоп) участков γ -фазы, обогащённых аустенитообразующими элементами, в пределах которых эвтектоидное превращение оказалось практически подавленным.

Легирование чугуна 14,6% хрома давало основание ожидать, что эвтектоидное превращение аустенита протекает с выделением специального карбида хрома (Me_7C_3 или Me_{23}C_6). Однако полученные результаты свидетельствуют о том, что в ходе превращения образуется не специальный карбид, а карбид цементитного типа. Очевидно, выделение менее легированного хромом карбида Me_3C в ходе эвтектоидной реакции является кинетически более выгодным процессом, чем формирование специального карбида хрома. Это связано с затруднённой диффузией атомов хрома при субкритических температурах на фоне его недостаточно высокого содержания в первородном аустените. Как показали исследования фазового химического состава чугуна (см. табл. 1, рис. 5), проведённые с помощью EDS-метода, вследствие ликвации хром оказался сосредоточенным в эвтектических карбидах, где его концентрация составила 43,7%. В матрице его содержалось значительно меньше — 7,25%, как и других карбидообразующих элементов (Mn, V, Mo). По тем же причинам не произошло превращения $\text{Me}_3\text{C} \rightarrow \text{Me}_7\text{C}_3$ (Me_{23}C_6) эвтектоидных карбидов в ходе сфероидизирующей выдержки в течение 25 ч, последовавшей на второй стадии обработки. Таким образом, в результате двойной выдержки при температуре 650°C в чугуне сформировалась матрица, состоящая из феррита (с небольшой (5–7%) долей аустенита) и карбидов цементитного типа.

Исследование особенностей изменения микроструктуры чугуна в ходе двухступенчатой выдержки в субкритическом интервале температур проводили с использованием сканирующей микроскопии при увеличении 15–20 тысяч раз. На рисунке 6, а представлено электронное изображение микроструктуры чугуна по завершении первой стадии обработки, проведённой при 650°C для получения эвтектоидной матрицы. Анализ изображений показал, что эвтектоид,

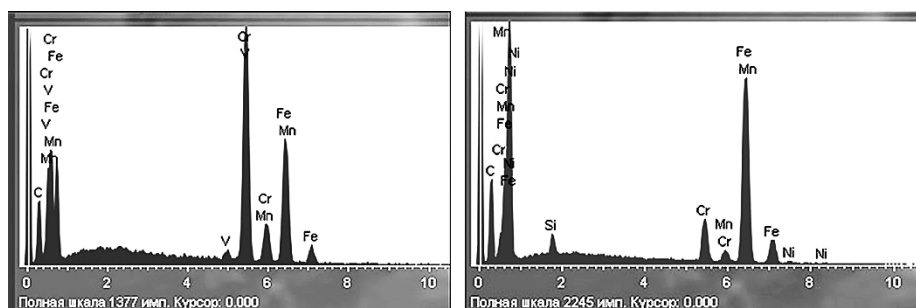
образующийся в высокохромистом чугуна, существенно отличается от эвтектоида, возникающего в сталях, формой карбидных частиц.

Установлено, что лишь $\approx 28\%$ карбидов имеют пластинчатую форму, из них 13% — вид округлых (дискообразных), а 15% — вытянутых пластин.

ТАБЛИЦА 1. Фазовый химический состав чугуна в литом состоянии.

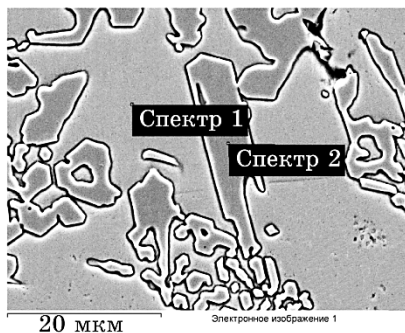
TABLE 1. Phase chemical composition of as-cast iron.

Фаза	Массовая доля элементов, %					
	Cr	Mn	V	Mo	Si	Ni
Эвтектический карбид	$43,70 \pm 1,03$	$2,73 \pm 0,13$	$1,41 \pm 0,06$	$0,68 \pm 0,04$	$0,06 \pm 0,01$	$0,13 \pm 0,08$
Аустенит	$7,31 \pm 0,23$	$1,47 \pm 0,15$	$0,14 \pm 0,05$	$0,24 \pm 0,07$	$0,82 \pm 0,05$	$0,96 \pm 0,17$



а

б



в

Рис. 5. EDS-спектры, полученные от эвтектического карбида (*а*, спектр 1) и дендритного участка (*б*, спектр 2) в литом чугуна (*в*).

Fig. 5. EDS-spectra of eutectic carbide (*a*, spectrum 1) and dendrite area (*b*, spectrum 2) obtained in as-cast iron (*c*).

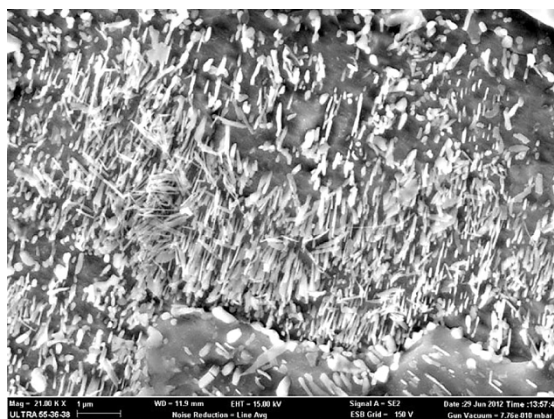


Рис. 6. Микроструктура эвтектоида, полученного выдержкой при 650°C в течение 8 ч.

Fig. 6. The microstructure of eutectoid, obtained after soaking at 650°C for 8 h.

Округлые пластины имеют в диаметре 0,19–0,31 мкм (среднее значение 0,24 мкм), вытянутые — 0,42–0,65 мкм (среднее значение 0,55 мкм) в длину и 0,02–0,09 мкм (среднее значение 0,06 мкм) — в ширину. Толщина пластинчатых карбидов составляет 0,02–0,05 мкм.

Большая часть карбидов ($\cong 72\%$) имеют волокнистую форму. Глубокое травление позволило обособить карбиды от матрицы, что дало возможность более чётко проанализировать их форму. Такие карбиды условно разделили на собственно волокнистые, имеющие большую длину, и стержневидные — укороченные включения. Диаметр волокнистых карбидов составил 0,05–0,09 мкм (среднее значение 0,07 мкм), длина (в проекции) — 1,16–1,21 мкм (среднее значение — 1,18 мкм). Стержневидные включения имели в диаметре 0,04–0,09 мкм (среднее значение — 0,06 мкм), длину (в проекции) — 0,19–0,32 мкм (среднее значение — 0,25 мкм). Можно полагать, что и волокнистые, и стержневидные карбиды, по сути, являются включениями одного типа, сфотографированными под разными ракурсами. Расстояние между отдельными карбидными включениями колеблется от 0,03 до 0,15 мкм (среднее значение — 0,07 мкм).

На рисунке 7 показано изменение микроструктуры чугуна 270X15Г2Н1МФТ в ходе дополнительной выдержки при 650 и 700°C. Из рисунка видно, что в течение этой выдержки в матрице чугуна протекали процессы коагуляции и сфероидизации эвтектоидных карбидов. Карбиды, имевшие изначально различную форму, постепенно приобрели сфероидизированную, близкую к равноосной, форму. Используя полученные изображения, проанализировали изменение соотношения количества карбидных включений различной формы и их размеров в процессе сфероидизирующей об-

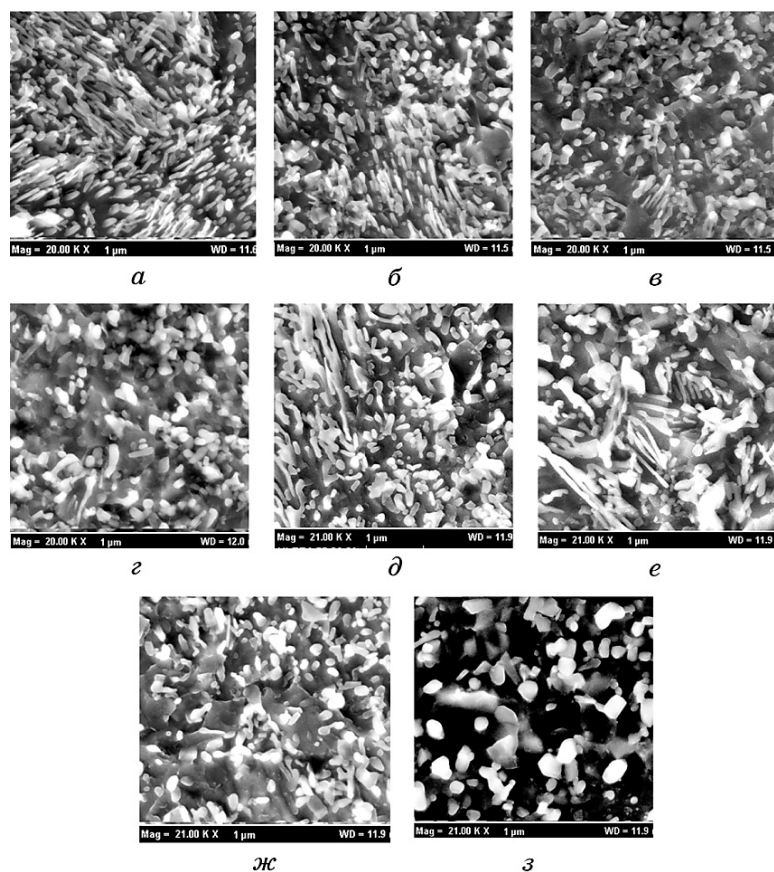


Рис. 7. Микроструктура чугуна после выдержки на второй стадии обработки при 650°C (а–г) и 700°C (д–з) в течение 2,5 ч (а, д), 5 ч (б, е), 10 ч (в, ж), 25 ч (г, з).

Fig. 7. The microstructure of cast iron after second stage treatment at 650°C (а–г) and 700°C (д–з) after 2.5 h (а, д), 5 h (б, е), 10 h (в, ж), 25 h (г, з).

работки (рис. 8). В самом начале выдержки (после 75 мин при 650°C и после 2,5 ч — при 700°C) было зафиксировано появление округлых включений; их количество монотонно возрастало, достигнув 82% при 650°C и 91% — при 700°C. Параллельно происходило уменьшение доли волокнистых и пластинчатых включений, причём количество волокон уменьшалось более резко. После 25 ч выдержки при 700°C пластинчатые включения в структуре чугуна не фиксировались. Наиболее существенно соотношение количества включений разной формы изменялось в течение первых 5 ч выдержки, что согласуется с динамикой изменения твёрдости чугуна.

Наряду с описанными процессами происходило изменение сред-

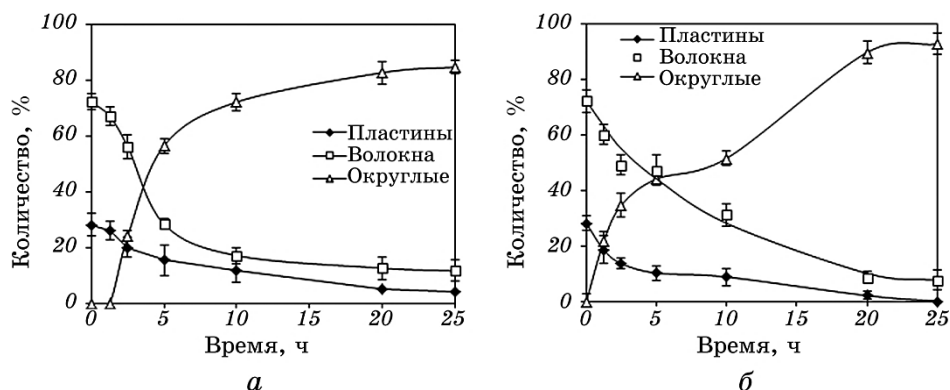


Рис. 8. Влияние времени выдержки в процессе сфероидизации при 650°C (а) и 700°C (б) на количество эвтектоидных карбидных включений различной формы.

Fig. 8. The effect of soaking time during spheroidization at 650°C (a) and 700°C (b) on amount of eutectoid carbides of different shapes.

них размеров включений. Как следует из рис. 9, по мере выдержки при температуре 650–700°C фиксировалось существенное уменьшение длины волокнистых и пластинчатых карбидов, при этом ширина пластин изменялась менее интенсивно, а диаметр волокон оставался практически стабильным. Последнее обстоятельство позволяет предположить, что сфероидизация шла путём дробления вытянутых включений по механизму, описанному в [23], а именно, разделением карбидов на части с образованием «перетяжек» в местах скопления дефектов кристаллической решётки или выхода ферритных субграниц на поверхность карбида. Параллельно с дроблением происходило постепенное увеличение среднего диаметра округлых включений до 0,23 мкм при 650°C и до 0,28 мкм — при 700°C. Наиболее значительная трансформация размеров карбидов соответствовала первым пяти часам выдержки при обеих температурах.

Параллельно со сфероидизацией эвтектоидных карбидов протекал процесс их коагуляции, что выразилось в постепенном укрупнении карбидов при увеличении среднего расстояния между ними до 0,16 мкм при 650°C и до 0,21 мкм — при 700°C (рис. 10). Как следует из рис. 10, в ходе выдержки при 650°C расстояние между карбидами вначале несколько уменьшилось, а после 2,5 ч выдержки стало монотонно нарастать. Указанный характер изменения межкарбидного расстояния объясняется тем, что на начальной стадии процесс сфероидизации, протекающий путём дробления вытянутых включений, опережает процесс коагуляции, в результате чего происходит увеличение количества карбидных частиц. Такой сценарий сопровождается ростом поверхностной энергии и должен ве-

сти к постепенному затуханию процесса.

Вместе с тем, зафиксированное самопроизвольное развитие описанных процессов в чугуна свидетельствует об обратном, т.е. о сни-

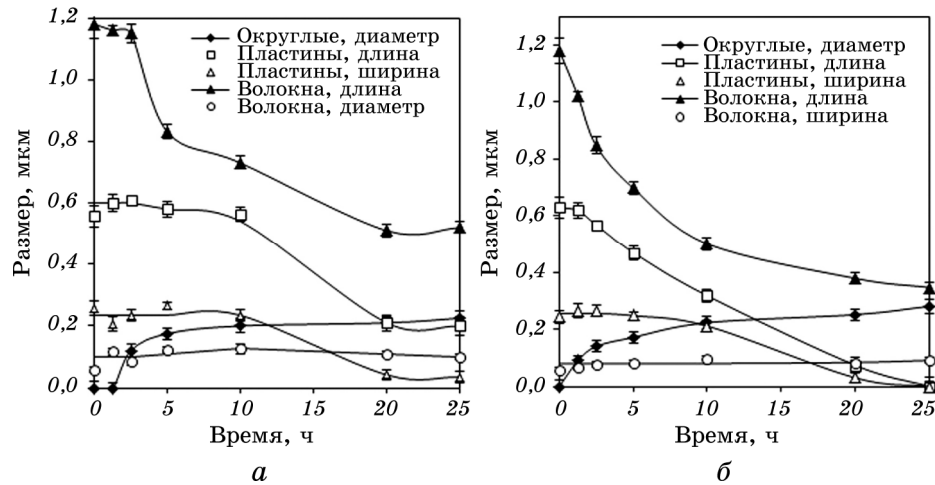


Рис. 9. Влияние времени выдержки в процессе сфероидизации при 650°C (а) и 700°C (б) на средние размеры (диаметр округлых включений, длину и ширину пластинчатых включений, длину и ширину волокон) эвтектоидных карбидов.

Fig. 9. The effect of soaking duration at 650°C (a) and 700°C (б) on average sizes (diameter of rounded conclusions, length and width of plate conclusions, length and width of fibres) of eutectoid carbides.

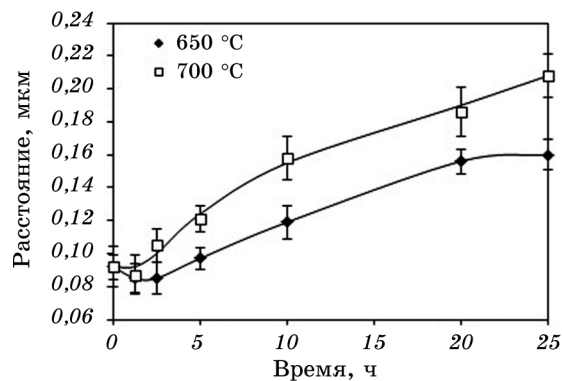


Рис. 10. Влияние продолжительности выдержки при 650°C и 700°C на среднее расстояние между эвтектоидными карбидами.

Fig. 10. The effect of soaking duration at 650°C and 700°C on average distance between eutectoid carbides.

жении свободной энергии системы. Авторы [24] объясняют это тем, что атомы углерода, перераспределяясь во время сфероидизации карбидов, занимают энергетически наиболее выгодные позиции, соответствующие пониженной химической энергией системы. В ходе выдержки при 650°C очевидно, что условие достижения минимальной свободной энергии достигается ранее, чем при 700°C, в связи с чем процесс коагуляции практически завершается в течение 20 ч (о чём можно судить по стабилизации среднего межкарбидного расстояния в пределах 0,15–0,16 мкм). При 700°C процесс укрупнения продолжается вплоть до завершения выдержки в 25 ч, приводя к увеличению среднего расстояния между карбидами до 0,21 мкм.

Данные, представленные на рисунке 10, были использованы для расчёта энергии активации процесса коагуляции эвтектоидных карбидов в исследованном чугуна. Поскольку данный процесс относится к термически активируемому, расчёт вели с применением уравнения Аррениуса:

$$V = A \exp(-Q / RT), \quad (1)$$

где V — скорость процесса, Q — энергия активации, A — предэкспоненциальный множитель, R — универсальная газовая постоянная.

В качестве скорости процесса приняли прирост среднего расстояния между карбидами, отнесённый ко времени выдержки. После логарифмирования выражение (1) приводится к виду:

$$\ln V = \ln A - \frac{Q}{R} \frac{1}{T}, \quad (2)$$

где отношение Q/R равно тангенсу угла наклона линейной зависимости $\ln V = f(1/T)$ к оси $1/T$.

Расчёт показал, что энергия активации коагуляции эвтектоидных карбидов в исследованном чугуна 270X15Г2Н1МФТ составляет 73,1 кДж/моль, что близко к значению энергии активации диффузии углерода в феррите (80,3 кДж/моль [25]). Таким образом, можно полагать, что коагуляция контролируется именно диффузией углерода, следовательно, атомы карбидообразующих элементов не принимают активного участия в диффузионных перемещениях атомов в процессе формоизменения частиц. Это косвенно подтверждает тот факт, что выделившиеся в результате эвтектоидного превращения карбиды имеют цементитную природу, а не являются специальными карбидами хрома.

Представленные результаты показывают, что применение двухступенчатой выдержки в области субкритических температур (без нагрева в область высоких температур) позволяет снизить твёрдость высокохромистого чугуна 270X15Г2Н1МФТ ниже 40 HRC и полу-

чить структуру матрицы «феррит + зернистые карбиды», что необходимо для удовлетворительной обрабатываемости материала резанием. Эта схема термической обработки может быть применена для отливок из чугунов, легированных повышенным количеством марганца или никеля, взамен традиционно используемого отжига с нагревом до температур, лежащих значительно выше критической точки A_1 .

4. ВЫВОДЫ

1. Исследована кинетика превращения первородного (литого) аустенита в чугуне 270X15Г2Н1МФТ в субкритическом интервале температур. Показано, что в пределах выдержки до 25 ч превращение аустенита протекает лишь в области температур 550–700°C с образованием тонкопластинчатого эвтектоида. С максимальной скоростью превращение протекает при 650°C; инкубационный период при этой температуре составляет 5 мин, полное завершение превращения достигается после 8 ч выдержки.

2. Продуктами эвтектоидного превращения в чугуне, легированном 14,6% Cr, являются феррит и карбиды цементитного типа. Карбиды представляют собой волокнистые (стержневидные) или пластинчатые (дискообразные) включения с преобладанием первых ($\cong 72\%$).

3. Повторный нагрев с выдержкой при 650–700°C в течение до 25 ч приводит к полной сфероидизации и коагуляции эвтектоидных включений. Согласно рассчитанной величине энергии активации (73,1 кДж/моль) процесс укрупнения эвтектоидных карбидов контролируется диффузией углерода в феррите, при этом тип кристаллической решётки карбидов остаётся неизменным.

4. Двойная выдержка в области субкритических температур приводит к снижению твёрдости чугуна 270X15Г2Н1МФТ до 38 HRC и к получению структуры «феррит + зернистые карбиды», что соответствует условиям достижения удовлетворительной обрабатываемости чугуна резанием.

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. A. Studnicki, J. Kilarski, M. Przybył, J. Suchoń, and D. Bartocha, *J. Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, **16**: 63 (2006).
2. Y. P. Wang, D. Y. Li, L. Parent, and H. Tian, *Wear*, **301**, Nos. 1–2: 390 (2013).
3. И. И. Цыпин, *Белые износостойкие чугуны* (Москва: Металлургия: 1983).
4. Y. Hong-Shan, J. Wang, B.-L. Shen, H.-H. Liu, S.-J. Gao, and S.-J. Huang, *Wear*, **261**, No. 10: 1150 (2006).
5. J. Wang, C. Li, H. Liu, H. Yang, B. Shen, Sh. Gao, and S. Huang, *Materials Characterization*, **56**, No. 1: 73 (2006).
6. H. Liu, J. Wang, B. Shen, H. Yang, Sh. Gao, and S. Huang, *J. University of*

- Science and Technology Beijing: Mineral, Metallurgy, Material*, **14**, No. 3: 231 (2007).
7. Ю. Г. Чабак, В. Г. Ефременко, *Металлофиз. новейшие технол.*, **34**, № 9: 1205 (2012).
 8. D. Kmetec, F. Mlakar, and V. Tucic, *Železarski Zbornik*, **21**, No. 4: 151 (1987).
 9. V. G. Efremenko, Yu. G. Chabak, and M. N. Brykov, *J. Materials Engineering and Performance*, **22**, No. 5: 1378 (2012).
 10. V. V. Parusov, I. I. Dolzhenkov, L. V. Podobedov, and I. A. Vakulenko, *Izvestiya Akademii Nauk SSSR. Metally*, No. 5: 159 (1980).
 11. А. А. Рауба, Г. В. Бычков, *Литейное производство*, № 7: 33 (1985).
 12. R. J. Dawson, *Abrasion Resistant Machinable White Cast Iron*, Patent of USA No. 4395284, C22C 3856 (Published July 26, 1983).
 13. P. Amorim, H. Santos, and J. Santos, *Materials Science Forum*, **455–456**: 290 (2004).
 14. Ю. Г. Чабак, *Строительство, материаловедение, машиностроение*, вып. 65: 188 (2013).
 15. К. С. Радченко, М. М. Ямпинский, Г. С. Федоров, С. О. Платонов, *Вісник Донбаської державної машинобудівної академії*, **32**, № 1: 218 (2014).
 16. V. G. Efremenko, K. Shimizu, and Yu. G. Chabak, *Metallurgical and Materials Transactions A*, **44**: 5434 (2013).
 17. В. Г. Ефременко, К. Шимидзу, Ю. Г. Чабак, А. В. Джеренова, Б. В. Ефременко, *Наука та прогрес транспорту. Вісник Дніпропетровського національного університету залізничного транспорту*, **50**, № 2: 103 (2014).
 18. S. Inthidech, P. Sricharoenchai, and Y. Matsubara, *International Journal of Cast Metals Research*, **25**, No. 5: 257 (2012).
 19. А. Ю. Куцов, М. А. Ковзель, *Металознавство та обробка металів*, № 1: 59 (2003).
 20. V. G. Efremenko, K. Shimizu, A. P. Cheiliakh, T. V. Kozarevskaya, K. Kusumoto, and K. Yamamoto, *Int. J. Miner. Metall. Mater.*, **21**: 1096 (2014).
 21. G. Laird and G. L. F. Powell, *Metallurgical and Materials Transactions A*, **24**, No. 4: 981 (1993).
 22. A. E. Karantzalis, A. Lekatou, and H. Mavros, *J. Materials Engineering and Performance*, **2**, No. 18: 174 (2009).
 23. И. Е. Долженков, И. И. Долженков, *Сфероидизация карбидов в стали* (Москва: Металлургия: 1985).
 24. К. П. Бунин, Я. Н. Малиночка, Ю. Н. Таран, *Основы металлографии чугуна* (Москва: Металлургия: 1969).
 25. A. W. Batchelor L. N. Lam, and M. Chandrasekaran, *Materials Degradation and Its Control by Surface Engineering* (London: Imperial College Press: 2011).

REFERENCES

1. A. Studnicki, J. Kilarski, M. Przybył, J. Suchoń, and D. Bartocha, *J. Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, **16**: 63 (2006).
2. Y. P. Wang, D. Y. Li, L. Parent, and H. Tian, *Wear*, **301**, Nos. 1–2: 390 (2013).
3. I. I. Tsybin, *Belye Iznosostoykie Chuguny* (Moscow: Metallurgiya: 1983) (in Russian).
4. Y. Hong-Shan, J. Wang, B.-L. Shen, H.-H. Liu, S.-J. Gao, and S.-J. Huang,

- Wear*, **261**, No. 10: 1150 (2006).
5. J. Wang, C. Li, H. Liu, H. Yang, B. Shen, Sh. Gao, and S. Huang, *Materials Characterization*, **56**, No. 1: 73 (2006).
 6. H. Liu, J. Wang, B. Shen, H. Yang, Sh. Gao, and S. Huang, *J. University of Science and Technology Beijing: Mineral, Metallurgy, Material*, **14**, No. 3: 231 (2007).
 7. Yu. G. Chabak and V. G. Efremenko, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **34**, No. 9: 1205 (2012) (in Russian).
 8. D. Kmetec, F. Mlakar, and V. Tusic, *Železarski Zbornik*, **21**, No. 4: 151 (1987).
 9. V. G. Efremenko, Yu. G. Chabak, and M. N. Brykov, *J. Materials Engineering and Performance*, **22**, No. 5: 1378 (2012).
 10. V. V. Parusov, I. I. Dolzhenkov, L. V. Podobedov, and I. A. Vakulenko, *Izvestiya Akademii Nauk SSSR. Metally*, No. 5: 159 (1980).
 11. A. A. Rauba and G. V. Bychkov, *Liteynoe Proizvodstvo*, No. 7: 33 (1985) (in Russian).
 12. R. J. Dawson, *Abrasion Resistant Machinable White Cast Iron*, Patent of USA No. 4395284, C22C 3856 (Published July 26, 1983).
 13. P. Amorim, H. Santos, and J. Santos, *Materials Science Forum*, **455–456**: 290 (2004).
 14. Yu. G. Chabak, *Stroitel'stvo, Materialovedenie, Mashinostroenie*, Iss. 65: 188 (2013) (in Russian).
 15. K. S. Radchenko, M. M. Yamshyns'kyi, H. Ye. Fedorov, and Ye. O. Platonov, *Visnyk Donbas'koyi Derzhavnoyi Mashynobudivnoyi Akademiyi*, **32**, No. 1: 218 (2014) (in Ukrainian).
 16. V. G. Efremenko, K. Shimizu, and Yu. G. Chabak, *Metallurgical and Materials Transactions A*, **44**: 5434 (2013).
 17. V. G. Efremenko, K. Shymydz, Yu. G. Chabak, A. V. Dzherenova, and B. V. Efremenko, *Nauka ta Progres Transportu. Visnyk Dnipropetrovs'kogo Natsional'nogo Universytetu Zaliznychnogo Transportu*, **50**, No. 2: 103 (2014) (in Russian).
 18. S. Inthidech, P. Sricharoenchai, and Y. Matsubara, *International Journal of Cast Metals Research*, **25**, No. 5: 257 (2012).
 19. A. Yu. Kutsov and M. A. Kovzel', *Metaloznavstvo ta Obrobka Metaliv*, No. 1: 59 (2003) (in Ukrainian).
 20. V. G. Efremenko, K. Shimizu, A. P. Cheiliakh, T. V. Kozarevskaya, K. Kusumoto, and K. Yamamoto, *Int. J. Miner. Metall. Mater.*, **21**: 1096 (2014).
 21. G. Laird and G. L. F. Powell, *Metallurgical and Materials Transactions A*, **24**, No. 4: 981 (1993).
 22. A. E. Karantzalis, A. Lekatou, and H. Mavros, *J. Materials Engineering and Performance*, **2**, No. 18: 174 (2009).
 23. I. E. Dolzhenkov and I. I. Dolzhenkov, *Sferoidizatsiya Karbidov v Stali* (Moscow: Metallurgiya: 1985) (in Russian).
 24. K. P. Bunin, Ya. N. Malinochka, and Yu. N. Taran, *Osnovy Metallografii Chuguna* (Moscow: Metallurgiya: 1969) (in Russian).
 25. A. W. Batchelor L. N. Lam, and M. Chandrasekaran, *Materials Degradation and Its Control by Surface Engineering* (London: Imperial College Press: 2011).