

УДК 621.74: 669.13 – 026.763

DOI: 10.30987/article_5b05328b347495.61431431

Г.Ф. Мухаметзянова, М.С. Колесников, И.Р. Мухаметзянов

ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ ЧУГУНОВ ПРИ ЦЕНТРИФУГИРОВАНИИ, МОДИФИЦИРОВАНИИ И РАЗЛИЧНЫХ УСЛОВИЯХ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ РАСПЛАВОВ

На основе экспериментальных данных, полученных при центрифугировании расплавов до- и заэвтектических чугунов, и анализа термодинамических закономерностей структурообразования при кристаллизации предложена наиболее вероятная концепция образования зародышей графита. Установлено, что при центрифугировании расплавов чугунов в результате существенного перераспределения всех растворенных в них элементов происходит очищение от примесей (сера, фосфор и др.), что

позволяет получать структуру чугуна с глобулярным графитом без применения модификаторов. На этой основе разработана технология получения осесимметричных композиционных отливок для подшипников скольжения.

Ключевые слова: высокопрочный чугун, структурообразование чугунов, глобулярный графит, модифицирование, центрифугирование, кристаллизация расплавов, флуктуация, диффузия.

G.F. Mukhametzyanova, M.S. Kolesnikov, I.R. Mukhametzyanov

THERMODYNAMIC REGULARITIES IN CAST IRON STRUCTURE FORMATION AT CENTRIFUGATION, MODIFICATION AND DIFFERENT CONDITIONS OF MELT CRYSTALLIZATION

Mainly the structure and properties of cast iron melts are connected with carbon heterogeneous distribution. According to this theory in local capacities of iron-carbon melts the carbon clusters having an arena origin and consisting of benzene rings of C_mFe are formed. Such clusters at melt cooling by means of spinodal decomposition form intermediate pseudo-carbide phases turning into graphite. But there is no common opinion (consensus) regarding a structure of initial intermediate crystal-chemical formations. In the opinion of A. Wertman and A. Samarin carbon with concentrations exceeding 2% is in melts at temperatures 1400-1450°C as a graphite package.

In this paper on the basis of the experimental data obtained at melt centrifugation of hypoeutectic and hypercutectic cast iron and the analysis of thermodynamic regularities of a structure formation at crystallization there is offered the most likely concept of a germ formation and kinetics of graphite deposition from the melt. It is defined that in hypoeutectic cast irons higher liquidus temperature a cast iron melt is a homogeneous solution.

In two-phase area below the liquidus temperature graphite depositions from the melt are not ob-

served, but austenite with an alternating carbon composition is evolved. In hypercutectic cast irons in the course of cooling from the melt as an initial phase is evolved cementite with carbon content 6.67% with an orthorhombic lattice, then cementite being saturated with carbon turns into ϵ -phase of ($Fe_{2.4}C$) type with a hexagonal lattice which is a substrate for graphite formation. Modifiers (*La, Ce, Mg, P3M*) being adsorbed on a plane with lower energy (0001) and (10 $\bar{1}$ 0) of the ϵ -phase result in their growth blocking, and at the expense of the free energy decrease graphite globuling occurs. It is defined that at the centrifugation of cast iron melts as a result of the considerable redistribution of all elements dissolved in them a purification from admixtures (sulfur, phosphorus and others) which allows obtaining a cast iron structure with globular graphite without modifier use. On this basis there is developed a technology for manufacturing axisymmetric composite castings for slider bearings.

Key words: high-duty cast iron, cast iron structure formation, globular graphite, modification, centrifugation, melt crystallization, fluctuation, diffusion.

Введение

Физико-механические свойства высокопрочных чугунов во многом зависят от структуры графитных фаз, формирование которых связано с различной морфологией их выделения из расплава и аусте-

нита в зависимости от условий модифицирования и кристаллизации. На основе анализа результатов экспериментальных исследований сформулирована теория неоднородного распределения углерода в желе-

зокремнистых расплавах [1 - 7]. На основе этой теории сделано предположение об образовании пересыщенных углеродом локальных участков расплава в виде углеродных кластеров (размерами 10^{-6} - 10^{-7} см) путем гомогенной флуктуации. Согласно гипотезе А.А. Жукова и Р.Л. Снежного, углеродные кластеры имеют ареновую природу и состоят из бензольных колец Кукуле с 12 электронами атомов углерода и 6 электронами атомов железа по структуре типа C_mFe [7]. Такие кластеры, образованные в расплаве восходящей диффузией углерода, превращаются в графит путем спиноподобного распада расплава во всем объеме без образования зародышей критического размера. Отмечается, что сиботаксическая структура (C_mFe) образуется в процессе ассоциации и сольватации графитных кластеров. Вследствие неустойчивости графитные кластеры, если они не успевают раствориться в расплаве, кристаллизуются на неметаллических включениях в виде графита. При этом процесс возможного дорастворения графитных комплексов происходит поатомно или целыми пинакоидами (блоками) по механизму П.А. Ребиндера и Е.Д. Щукина [8].

По мнению А.А. Вертмана и А.М. Самарина, углерод при концентрациях более 2% находится в расплавах в виде пакетов графита [5].

Методика проведения исследований

Согласно теории активированного комплекса, развитой Г. Эйрингом, кинематическая вязкость ν определяется из выражения

$$\nu = \frac{N_A h}{M} \exp\left(\frac{F_g}{RT}\right), \quad (1)$$

где M - молекулярный вес; N_A - число Авогадро, $N_A = 6,02484 \cdot 10^{23}$ моль $^{-1}$; h - постоянная Планка, $h = 6,548 \cdot 10^{-34}$ Дж·с; R - газовая постоянная, $R = 1,986$ ккал/моль·град; T - температура; F_g - изобарно-изотермический потенциал вязкого течения.

Изобарно-изотермический потенциал вязкого течения определяется из следующего выражения:

В работе [4] при изучении вязкости расплава чугуна при содержании углерода в пределах 1,32 – 7,8% установлены максимальное значение вязкости (ν) при концентрации углерода $\approx 2,14\%$ и минимальное значение вязкости при 4,3% С. Полученные экспериментальные закономерности изменения вязкости расплава авторы работы [4] объясняют изменением связей между атомами $Fe-Fe$, $Fe-C$ и $C-C$. При содержании углерода $\approx 2,14\%$ предполагается образование кластеров железа с γ -решеткой (ГЦК). Вместе с тем авторы работы [4] считают, что возможно образование различных сиботаксических группировок (C_mFe), в которых с повышением содержания углерода уменьшается плотность расплава и, как следствие, кинематическая вязкость. При этом повышается термодинамическая активность углерода и связи $C-C$. Однако механизм и морфология образования зародышей графита остаются невыясненными.

Цель настоящей работы - установление термодинамических закономерностей структурообразования чугунов при центрифугировании, модифицировании и различных условиях кристаллизации расплавов для разработки технологии получения композиционных отливок.

$$F_g = RT \lg \frac{M\nu}{Nh}. \quad (2)$$

С точки зрения термодинамических фазовых превращений образование зародышей графита объясняется уменьшением свободной энергии системы, полный дифференциал которой имеет следующее выражение [1]:

$$dF = dU - TdS - SdT,$$

где dU - изменение внутренней энергии ядра; T - температура; S - энтропия.

Обобщение первого и второго законов термодинамики имеет вид

$$TdS = dU + dA,$$

где A - работа расширения, равная произведению давления P на изменение объема dV , т.е. $A = PdV$.

Для изохорных процессов при $V = const$ $dA = 0$ и $TdS = dU$.

Обобщая (1) и (2), получаем:

$$\left(\frac{\partial F}{\partial T}\right)_V = -S.$$

Так как энтропия всегда положительна, то $\left(\frac{\partial F}{\partial T}\right)_V$ является отрицательной величиной [2]. Следовательно, с ростом температуры свободная энергия уменьшается.

$$\left(\frac{\partial^2 F}{\partial T^2}\right)_V = -\left(\frac{\partial S}{\partial T}\right)_V.$$

С повышением температуры энтропия возрастает, $\left(\frac{\partial^2 F}{\partial T^2}\right)_V$ - отрицательная величина [1].

За счет вероятности гомогенной флуктуации и диффузионного присоединения атомов углерода к зародышам графита скорость зарождения центров кристаллизации определяется следующим выражением:

$$I = Ae^{-\frac{\Delta F_{кр}}{KT}} e^{-\frac{Q}{RT}},$$

где $e^{-\frac{\Delta F_{кр}}{KT}}$ - вероятность флуктуационных скоплений атомов углерода; $e^{-\frac{Q}{RT}}$ - вероятность диффузионных перемещений атомов углерода к зародышам графита критического размера; A - объединенный коэффициент, зависящий от состава расплава.

Следовательно, возникает вопрос: откуда в замкнутой системе берется энергия для образования зародышей графита критических размеров?

Известно, что движущейся силой термодинамического превращения является разница свободных энергий ΔF между исходным расплавом и образующимися фазами при переохлаждении, которая определяется выражением

$$\Delta F = -V\Delta f + F_{II}\sigma, \quad (3)$$

где V - объем новой фазы; σ - поверхностное натяжение на границе раздела фаз; F_{II} - площадь поверхности образующейся фазы; Δf - разность удельных свободных энергий между исходной и вновь образо-

ванной фазами, возрастает при увеличении переохлаждения.

При этом размер критического зародыша $r_{кр}$ уменьшается и определяется из выражения $r_{кр} = \frac{4\sigma}{\Delta f}$, откуда

$$\Delta f = \frac{4\sigma}{r_{кр}}. \quad (4)$$

Преобразуя (3) и (4), получаем, что работа на образование критического зародыша с ростом переохлаждения обратно пропорциональна квадрату Δf [1], т.е.

$$\Delta F_{кр} = \frac{32\sigma^3}{\Delta f^2}.$$

Исходя из анализа термодинамических и диффузионных закономерностей образование в расплаве зародышей графита путем гомогенной флуктуации маловероятно без образования промежуточных метастабильных фаз.

Известно, что образование новых фаз регулируется не только достижимым уровнем свободной энергии за счет переохлаждения или концентрационной флуктуации, но и величиной энергетического барьера, которая зависит от поверхностной энергии на межфазной границе. При этом образование более стабильной фазы приводит к растворению ранее образовавшейся менее стабильной [1].

Существование метастабильных (промежуточных) фаз кинетически более выгодно при больших переохлаждениях, когда замедлены диффузионные процессы [3; 4].

Следует отметить, что экспериментальных данных, убедительно подтверждающих изложенные выше и другие гипотезы, и теории образования зародышей свободного графита недостаточно.

В этой связи представляется важным с точки зрения практического и научного интереса проведение экспериментов по центрифугированию расплавов чугунов при варьировании температурно-временных условий расплавления и кристаллизации [9; 10].

На рисунке приведена принципиальная схема центрифугирования расплава чугуна.

Граница расчетной температурной области Ω , залитой чугуном, состоит из открытой части (поверхность $x=0$) и тигля с размерами: высота отливки - 0,052 м, диаметр - 0,04 м. Радиус центрифуги по оси x - 0,2 м.

При центрифугировании тепло от нагревателя 3 передается к тиглю с расплавом с помощью излучения и конвективной теплопередачи, возникающей в зазоре (δ). В фазе охлаждения нагреватель 3 выводится из установки.

Температурное поле в тигле в области Ω определяется путем расчета задачи Стефана [11]. Граничные условия при расчете температурного поля Θ на боковых поверхностях отливки определялись как

выражение теплового потока g по нормали к границе (Γ) [9]:

$$g = \lambda \frac{\partial \Theta}{\partial r},$$

где λ - теплопроводность.

Распределение под действием центробежных сил химических элементов и графита по высоте тигля в расплаве чугуна при центрифугировании определяли расчетным путем по известной методике [9]. Структура и свойства чугунов исследовались на отливках, полученных охлаждением расплавов чугунов в тиглях на воздухе и при охлаждении поверхности тиглей с расплавом водяным душем.

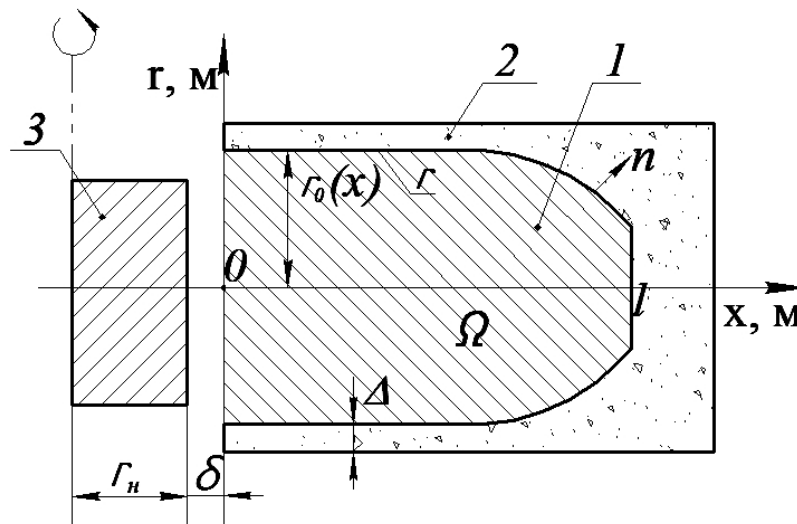


Рис. Схема расположения тигля с расплавом и нагревателя при центрифугировании чугуна: 1 - внутренняя полость тигля; 2 - графитовый тигель; 3 - нагреватель; r - граница поверхности; l - длина получаемого слитка; δ - зазор между нагревателем и поверхностью тигля (расплава); Ω - расчетная область

Чугун выплавляли в индукционной тигельной печи ИСТ-16 с кислой футеровкой. В качестве шихты применяли передельный чугун ПЛ-2 и углеродистую сталь, а для доводки по химическому составу и раскисления - ФС-75 и бой угольных электродов. Температура заливки рас-

плава в тигли центрифуги при типовых испытаниях составляла 1300-1400 °С. Скорость вращения центрифуги $\omega = 60 \text{ с}^{-1}$, продолжительность вращения - 3240 с. Центрифугированию подвергались до- и заэвтектические чугуны.

Результаты исследований и их обсуждение

Результаты исследований химического состава после центрифугирования доэвтектического чугуна (% масс.: углерод (C) - 3,1-3,2; кремний (Si) - 2,3-2,6; марганец (Mn) - менее 0,4; хром (Cr) - менее 0,1;

фосфор (P) - менее 0,006; сера (S) - менее 0,015), перегретого до 1800 °С, и быстрого охлаждения показали, что изменений по содержанию углерода практически не обнаружено. Структура в поверхностной зо-

не слитка состоит из мартенсита и ледебурита. После центрифугирования на 30-40 °С ниже температуры ликвидуса (~1300 °С) и ускоренного охлаждения содержание углерода на поверхности отливки приближается к эвтектическому чугуноу - около 4%, а у дна - 2,2%. Структура представляет собой на поверхности отливок - ледебурит, а у донной части - перлит с включениями цементита. Очевидно, что выделяющийся из расплава аустенит, как более тяжелая фаза, перемещается к дну слитка, а обогащенный углеродом расплав перемещается к поверхности слитка. При этом свободного графита в двухфазной зоне ниже температуры ликвидуса в доэвтектическом чугуноу не обнаружено.

Полученные результаты свидетельствуют, что заключение А.А. Вертмана и А.М. Самарина [5] о коллоидно-суспензионном строении расплава доэвтектических чугунов с включениями свободного графита, основанное на исследовании кинематической вязкости, на наш взгляд, недостаточно обосновано.

Химический состав, структура и механические свойства заэвтектического чугуна (% масс.: углерод (С) - 5,0-5,2; кремний (Si) - 2,3-2,6; марганец (Mn) - менее 0,4; хром (Cr) - менее 0,1; фосфор (P) - менее 0,006; сера (S) - менее 0,015) после центрифугирования и медленного охлаждения на воздухе слитков приведены в таблице.

Микроструктура на поверхности отливки (I зона) заэвтектического чугуна содержит крупнопластинчатый графит с размерами частиц 50-200 мкм (ПГф > 12). Матрица состоит из пластинчатого перлита с включениями до 30% феррита.

В средней части отливки (II зона) встречаются редкие включения пластинчатого графита (ПГф2), а основная часть графита в поле зрения шлифа имеет шаровидную форму, окаймленную ферритом, и размеры 15-30 мкм. Матрица состоит из пластинчатого перлита.

В донной части (III зона) графит имеет мелкопластинчатую и завихренную форму, матрица соответствует ПГф2.

Таблица

Состав, микроструктура и механические свойства отливок из заэвтектического чугуна после центрифугирования

Размеры зоны от поверхности отливки, см	Химический состав чугуна, %						Механические свойства			
	С	Si	Mn	Zr	S	P	Удлинение δ , %	Твердость НВ	Ударный изгиб КСУ, Дж/см ²	Предел прочности при растяжении σ_B , МПа
0 – 1,5 (I зона)	10,3	3,2	0,63	0,015	0,06	0,053	2,1	160	14	240 – 260
1,5 – 3,5 (II зона)	2,6	2,5	0,5	0,015	0,02	0,03	10,5	220	76	600 – 630
3,5 – 5,2 (III зона)	2,2	2,4	0,37	0,05	0,017	0,016	3,4	230	27	370 – 380

Как видно из таблицы, химический состав чугуна по высоте отливки изменяется весьма значительно. Так, содержание углерода изменилось более чем в четыре раза, кремния - приблизительно на 20%, марганца - приблизительно на 60%, а

вредных примесей (серы и фосфора) - в 3,5 раза.

При форсированном охлаждении чугуна от высокой температуры (1800 °С) с применением водяного душа в поверхности отливок (I зона) крупных включений графита не обнаружено. При этом перепад

концентрации по углероду значительно меньше и составляет от 6,4% у поверхности (I зона) до 3% у дна отливка (III зона). Перераспределение кремния составляет от 2,12% на поверхности до 2,2% у дна. Суммарное содержание серы и фосфора изменяется от 0,113% у поверхности до 0,043% у дна.

Полученные результаты исследований центрифугирования чугунов в различных условиях плавления и кристаллизации отливок позволяют дополнить имеющиеся представления о причинах и механизмах структурообразования в чугунах.

В частности, установлено, что при перегреве расплава заэвтектического чугуна до температуры 1800⁰С происходит перераспределение примесей в процессе центрифугирования. При этом образуются компактные упорядоченные зоны с псевдокарбидной метастабильной стехиометрией, которые являются основой для образования шаровидного графита в процессе переохлаждения расплава без применения модификаторов.

В работе [1] выделение углерода из аустенита в виде цементита связывается с образованием в начальный период псевдокарбидов типа ϵ -фазы ($Fe_{2,4}C$) с гексагональной решеткой.

На наш взгляд, образование в расплаве чугуна метастабильного карбида (ϵ -фазы) с содержанием углерода $\approx 8,332\%$ в аустените происходит путем первоначального выделения цементита с меньшим со-

держанием углерода (6,67%). Кроме того, цементит обладает меньшей свободной энергией [1], чем ϵ -фаза, и его первоначальное образование с энергетических позиций является более вероятным процессом.

Исходя из изложенного, а также с учетом термодинамических и диффузионных закономерностей образование свободного графита в расплаве чугуна происходит путем формирования сначала зародыша цементита с орторомбической решеткой и содержанием углерода $\approx 6,67\%$. Затем промежуточный цементит насыщается углеродом до 8,332% и преобразуется в ϵ -фазу типа ($Fe_{2,4}C$) с гексагональной решеткой. Плоскости ϵ -фазы (0001) и (10 $\bar{1}$ 0) с низкой поверхностной энергией [2; 3] являются подложкой для образования на них свободного графита. Ввод в расплав модификаторов, являющихся горофильными элементами (La , Ce , Mg , $P3M$), приводит к изменению поверхностной энергии на гранях ϵ -фаз. При этом гомеопатические сегрегации модификаторов блокируют рост отдельных граней ϵ -фаз, формируя различную форму гетерогенной графитизации с пониженной свободной энергией: вермикулярную или глобулярную. Повышенная адсорбция горофильных модификаторов (La , Ce , Mg , $P3M$) на плоскостях (0001) и (10 $\bar{1}$ 0) с пониженной энергией [3] останавливает их рост в форме чешуек и способствует их коагуляции за счет уменьшения свободной энергии.

Выводы

1. В результате центрифугирования установлено, что в расплаве доэвтектического чугуна углерод находится в гомогенном растворе. Утверждение априори авторов работы [5] о наличии графитных образований ниже температуры ликвидуса недостаточно обосновано.

2. На основе анализа термодинамических закономерностей структурообразования и результатов, полученных при центрифугировании и различных условиях кристаллизации расплавов, можно заключить, что на начальном этапе затвердевания из расплавов чугунов выделяется цементит с содержанием углерода 6,67% с

орторомбической решеткой, а затем происходит его трансформация в ϵ -фазу с гексагональной решеткой и содержанием углерода 8,332%. На завершающем этапе на ϵ -фазе как на подложке образуются зародыши графита со 100%-м содержанием углерода и гексагональной решеткой.

3. В результате существенного перераспределения углерода и других элементов при центрифугировании расплавов чугунов представляется возможность получения композиционных отливок. В работе путем применения центробежного литья из заэвтектического чугуна получены вкладыши подшипников скольжения, структу-

ра которых на поверхности трения имеет высокое содержание углерода в виде пластинчатого графита. В срединной части вкладышей подшипников графит имеет глобулярную форму, полученную без применения модификаторов. Наружная часть вкладышей по составу соответствует ма-

лоуглеродистому доэвтектическому чугу-ну. Работоспособность опытных партий подшипников, установленных в механизмах управления сегментами вулканизатора «Ходоматик» марки МФ-40-11 (г. Нижнекамск) вместо подшипников из бронзы БрОЦС5-5-5, увеличилась в 5 раз.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Новиков, И.И. Теория термической обработки металлов / И.И. Новиков. - М.: Metallurgy, 1974. - 400 с.
- Физическое металловедение. В 3 т. Т. 2. Фазовые превращения в металлах и сплавах и сплавы с особыми физическими свойствами / ред. Р.У. Кан, П. Хаазен. - 3-е изд., перераб. и доп. - М.: Metallurgy, 1987. - 624 с.
- Double, D.D. The Metallurgy of Cast Iron / D.D. Double, A. Hellawell; ed. B. Lux [et al.]. - Switzerland: Georgi Publishing Company, 1975. - 424 p.
- Теория литейных процессов: учебник / В.Д. Белов [и др.]; под ред. Хосена Ри. - Хабаровск: РИОТИП, 2008. - 580 с.
- Вертман, А.А. Свойства расплавов железа / А.А. Вертман, А.М. Самарин. - М.: Наука, 1969. - 280 с.
- Doherty, R.D. Scripta Metall / R.D. Doherty, V. Ferrahte, Y.H. Chen. - 1986.
- Жуков, А.А. О возможности образования железоуглеродистых комплексов аренового типа в железоуглеродистых сплавах / А.А. Жуков, Р.Л. Снежной // Термодинамика и физическая кинетика структурообразования в стали и чугуне. - М., 1967. - Вып. 3. - С. 175-179.
- Лихтман, В.И. Физико-химическая механика металлов / В.И. Лихтман, Е.Д. Щукин, П.А. Ребиндер. - М.: АН СССР, 1962. - 246 с.
- Колесников, М.С. Разработка высокопрочных чугунов с повышенными специальными свойствами / М.С. Колесников, Э.Н. Корниенко. - Набережные Челны: КамПИ, 1999. - 173 с.
- Мухаметзянова, Г.Ф. Материалы и технологии производства литого пресс-инструмента / Г.Ф. Мухаметзянова, М.С. Колесников. - LAMBERT Academic Publishing, 2015. - 264 с.
- Мейрманов, А.М. Задача Стефана / А.М. Мейрманов. - Новосибирск: Наука, Сиб. отд-ние АН СССР, 1986. - 240 с.
- Novikov, I.I. Theory of Metal Thermal Processing / I.I. Novikov. - M.: Metallurgy, 1974. - pp. 400.
- Physical metal science. In 3 Vol. Vol.2. Phase Changes in Metals and Alloys with Special Physical Properties / editors: R.U. Kan, P. Haasen. - 3-d edition revised and supplemented. - M.: Metallurgy, 1987. - pp. 624.
- Double, D.D. The Metallurgy of Cast Iron / D.D. Double, A. Hellawell; ed. B. Lux [et al.]. - Switzerland: Georgi Publishing Company, 1975. - 424 p.
- Theory of Foundry Processes: textbook / V.D. Belov [et al.]; under the editorship of Hosien Ree. - Khabarovsk: RIOTIP, 2008. - pp. 580.
- Wertman, A.A. Iron Melt Properties / A.A. Wertman, A.M. Samarin. - M.: Science, 1969. - pp. 280.
- Doherty, R.D. Scripta Metall / R.D. Doherty, V. Ferrahte, Y.H. Chen. - 1986.
- Zhukov, A.A. On formation possibility of iron-carbon complexes of arena type in iron-carbon alloys / A.A. Zhukov, R.L. Snezhnoy // Thermodynamics and Physical Kinetics of Structure Formation in Steel and Cast Iron. - M., 1967. - Issue 3. - pp. 175-179.
- Lihtman, V.I. Physicochemical Mechanics of Metals / V.I. Lihtman, E.D. Shchukin, E.D. Rebinder. - M.: AS of the USSR, 1962. - pp. 246.
- Kolesnikov, M.S. Development of High-Duty Cast Iron with Increased Special Properties / M.S. Kolesnikov, E.N. Kornienko. - Naberezhnye Chelny: KamPI, 1999. - pp. 173.
- Mukhametzyanova, G.F. Materials and Technologies of Cast Die Tool / G.F. Mukhametzyanova, M.S. Kolesnikov. - LAMBERT Academic Publishing, 2015. - pp. 264.
- Meirmanov, A.M. Stephen Problem / A.M. Meirmanov. - Novosibirsk: Science, Siberian Branch of AS of the USSR, 1986. - pp. 240.

Статья поступила в редколлегию 20.03.18.

Рецензент: д.т.н., профессор Казанского (Приволжского) федерального университета
Астащенко В.И.

Сведения об авторах:

Мухаметзянова Гульнара Фагимовна, к.т.н., доцент кафедры материалов, технологий и качества Набережночелнинского института Казанского (Приволжского) федерального университета, e-mail: gulnara-ineka@mail.ru.

Колесников Михаил Семенович, д.т.н., профессор кафедры машиностроения Набережночелнинского института Казанского (Приволжского) феде-

Mukhametzyanova Gulnara Fagimovna, Can. Eng., Assistant Prof. of the Dep. of Materials, Technologies and Quality, Naberezhnochelninsky Institute of Kazan (Privolzhsky) Federal University, e-mail: gulnara-ineka@mail.ru.

Kolesnikov Mikhail Semenovich, D. Eng., Prof. of the Dep. of Mechanical Engineering, Naberezhno-

рального университета, e-mail: kolesnikov_kfu@mail.ru.

Мухаметзянов Ильнар Ринатович, магистрант кафедры материалов, технологий и качества Набережночелнинского института Казанского (Приволжского) федерального университета, e-mail: ilnarr116m@gmail.com.

chelninsky Institute of Kazan (Privolzhsky) Federal University, e-mail: kolesnikov_kfu@mail.ru.

Mukhametzyanov Ilnar Rinatovich, Master degree student of the Dep. of Materials, Technologies and Quality, Naberezhnochelninsky Institute of Kazan (Privolzhsky) Federal University, e-mail: ilnarr116m@gmail.com.