

## **АНАЛИЗ ВОЗМОЖНОСТЕЙ ПОЛУЧЕНИЯ АУСФЕРРИТНЫХ СТРУКТУР В ВЫСОКОПРОЧНЫХ ЧУГУНАХ БЕЗ ПРИМЕНЕНИЯ ЖИДКИХ ОХЛАЖДАЮЩИХ СРЕД**

М.С. Ковалько, А.Т. Волочко

Физико-технический институт НАН Беларуси  
г. Минск, Республика Беларусь

*Анализируются высокопрочные чугуны с аусферритной металлической матрицей. Проведен анализ изотермических диаграмм распада переохлажденного аустенита для высокопрочных чугунов, легированных Ni, Mo и Cu. На основании анализа диаграмм изотермического распада переохлажденного аустенита и экспериментальных данных показана возможность изотермической закалки чугуна, легированного Mo и Cu, с целью получения структуры аусферрита (бескарбидного бейнита) без использования расплавов солей, щелочей и металлов.*

**Ключевые слова:** высокопрочный чугун, аусферрит, изотермическая закалка, диаграммы изотермического распада

## **ANALYSIS OF POSSIBILITIES OF OBTAINING AUSPHERRITE STRUCTURES IN HIGH-STRENGTH CASES WITHOUT APPLICATION OF LIQUID COOLING MEDIA**

M.S. Kovalko, A.T. Volochko

Physical-technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus  
Minsk, Republic of Belarus

*High-strength cast irons with an ausferrite metal matrix are analyzed. The analysis of isothermal decomposition diagrams of supercooled austenite for high-strength cast irons doped with Ni, Mo, and Cu has been carried out. Based on the analysis of the diagrams of the isothermal decay of supercooled austenite and experimental data, the possibility of isothermal hardening of Mo and Cu doped iron to show the structure of ausferrite (non-carbide bainite) without the use of melts of salts, alkalis and metals is shown.*

**Keywords:** high-strength cast iron, ausferrite, isothermal hardening, isothermal decay diagrams

**E-mail:** kovalko.m@mail.ru

### **Введение**

Высокопрочный чугун (ВЧ) находит все большее применение в машиностроении. Сочетание высоких эксплуатационных свойств и относительно низкой стоимости про-

изводства позволяет конкурировать ВЧ с некоторыми конструкционными сталями, поэтому исследованию структуры и свойств данного материала в последнее время уделяется все большее внимание. Отличительная особенность ВЧ – это его гетерогенная структура, состоящая из металлической матрицы и равномерно распределенных в ней включений графита шаровидной формы. Изменяя структуру матрицы чугуна можно получать широкий диапазон механических и физических свойств [1].

Наиболее перспективным в настоящее время является получение аусферритных (смесь игольчатого феррита и остаточного аустенита) структур в матрице ВЧ, придающих материалу хорошее сочетание прочностных и пластических свойств. Такую структуру в чугуне можно получить путем подбора соответствующего химического состава и термической обработки в виде изотермической закалки. При этом процесс получения таких структур в чугуне достаточно трудоемкий и энергозатратный в силу применения специального оборудования, а также экологически небезопасных жидких охлаждающих сред в виде расплавов солей или металлов [2]. В ряде работ [2, 3, 4] отмечается возможность получения аусферритных структур в чугуне за счет легирования такими элементами как Ni, Mo, Cu, Cr, V, позволяя увеличивать устойчивость аустенита при охлаждении, что дает возможность не использовать расплавы солей, щелочей или металлов для изотермической закалки чугуна, а охлаждать их ускоренно на воздухе с последующим переносом в печь для осуществления выдержки. Однако за счет нерегулируемой скорости охлаждения образцов невозможно получить стабильную структуру аусферрита – зачастую в различных сечениях образца наблюдаются участки феррито-перлитных структур. Также известны способы получения аусферритных структур в чугунах в литом состоянии [5]. Впрочем, в таких случаях используется дорогое легирование Ni и Mo (в сумме до 10 %), что находит очень узкое применение на практике. Вследствие этого, актуальным является изучение влияния различных легирующих элементов на устойчивость переохлажденного аустенита, что позволит на основе полученных данных создавать новые, более эффективные приемы получения чугунов с аусферритной матрицей.

### **Анализ диаграмм изотермического распада переохлажденного аустенита**

Как отмечалось ранее, структуру аусферрита в чугуне можно получить путем охлаждения в область промежуточного изотермического превращения (в диапазоне 250–370 °С) аустенита. Чтобы проанализировать ход данного превращения незаменимым инструментом в данном случае являются диаграммы изотермического превращения переохлажденного аустенита [6]. Данные диаграммы получают различными методами: структурными, дюрOMETрическими, дилатометрическими и др. Хорошего результата можно достичь, используя сочетание различных методов, что позволит описать диаграммой не только время начала превращения, но и его тип. В настоящее время для чугунов с различным химическим составом построен целый ряд таких диаграмм, позволяя оценивать влияние того или иного легирующего элемента на структурные превращения в чугуне при определённых температурах. На рис. 1 приведена совмещенная диаграмма изотермического распада переохлажденного аустенита для чугунов различного состава. Такое совместное представление двух диаграмм позволяет более наглядно оценить влияние различных элементов на структурообразование чугуна. Из данной диаграммы видно, что устойчивость переохлажденного аустенита нелегированного ВЧ в области промежуточного превращения составляет всего лишь порядка 1,5 секунд, а в области перлитного превращения (450–750 °С) и вовсе порядка 1 секунды. Это значит, что процесс закалки в область промежуточного превращения должен осуществляться с очень большой критической скоростью и в этом случае

без использования жидких охлаждающих сред невозможно получение аусферритной структуры, так как ни один другой способ на данный момент не обеспечивает более быстрого и равномерного охлаждения. Чтобы рассматривать другие способы охлаждения при изотермической закалке, как более дешевую альтернативу закалки в расплавы солей или металлов, необходимо рассматривать чугуны, содержащие различные легирующие элементы, которые эффективно влияют на диффузионные процессы, протекающие при охлаждении сплава. Из вышеупомянутых исследований [2, 4, 5] известно, что наиболее широко используемыми легирующими элементами в чугунах при изотермической закалке изделий с массивным сечением, являются Ni и Mo. Данные элементы наиболее сильно повышают устойчивость переохлажденного аустенита, что значительно увеличивает прокаливаемость сплава. При этом, увеличение концентрации Ni и Mo приводит к значительному удорожанию чугуна, что неэффективно в масштабах крупносерийного производства. На рис. 1, б и в приведены диаграммы изотермического превращения переохлажденного аустенита для чугунов с различной концентрацией Ni и Mo.

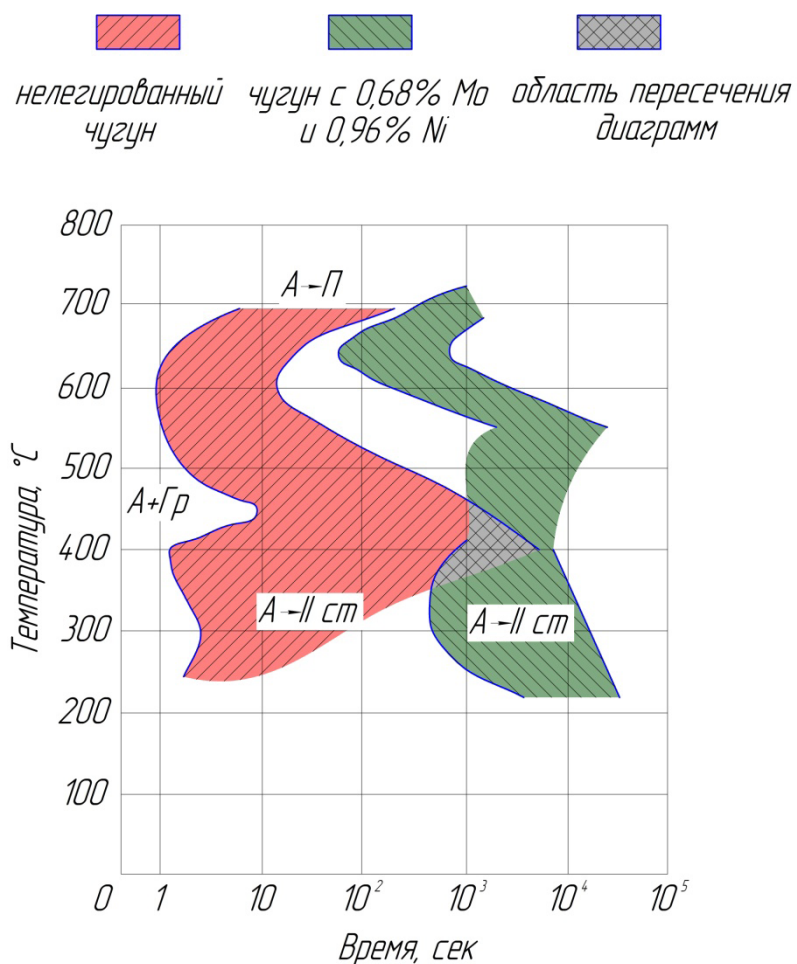


Рис. 1. Диаграммы изотермического превращения переохлажденного аустенита для высокопрочного чугуна различного состава [6]

Среди специально вводимых в ВЧ легирующих элементов значительный интерес исследователей проявляется к меди. Некоторыми авторами [7] отмечается, что легирование меди свыше 1,2 % приводит к деглобуляризации графита в процессе модифицирования чугуна, однако другими исследователями [8] показано получение графита



спективно использование чугунов, легированных небольшими концентрациями Си и Мо, так как это удешевляет легирование сплава и значительно увеличивает устойчивость переохлажденного аустенита как в области перлитного, так и в области промежуточного превращения.

Чтобы подтвердить предложенные теоретические положения была проведена опытная плавка высокопрочного чугуна, легированного 1,2 % Си и 0,3 % Мо, а также проведен сравнительный анализ структуры и свойств полученного чугуна до и после термической обработки в виде традиционной изотермической закалки в соль и без соли с использованием охлаждения при помощи сжатого воздуха.

### Методика исследования

Плавку чугуна проводили в следующей последовательности: сначала плавил лом чугуна марки ВЧ50 (табл. 1) в индукционной печи, параллельно разогревая в термической камерной печи другой тигель, выполняющий роль ковша для процесса модифицирования, на дно тигля засыпался приготовленный модификатор (0,4 % ЭМ (пс)-1-5 и 0,3 % ЭМ (п)-0,2-0,6). Легирующие элементы (1,2 % Си и 0,3 % Мо) добавляли за 5 минут до слива металла. Процесс модифицирования осуществлялся внепечным способом при температуре 1360–1400 °С путем слива в тигель-ковш расплава, который интенсивно перемешивался вручную. После интенсивного перемешивания, каждый обработанный расплав далее заливался в графитовые формы. После остывания размеры готовых цилиндрических образцов составляли в диаметре 30 мм, длиной 200 мм. Из этих цилиндрических форм вырезались образцы для приготовления металлографических шлифов с целью их дальнейшего исследования. Шлифы готовились стандартным образом на шлифовально-полировальной установке. Травление шлифов проводили 4 %-ным спиртовым раствором азотной кислоты ( $\text{HNO}_3$ ).

Табл. 1

### Химический состав лома чугуна для исследования

Марка	Массовая доля, %						
	C	Mn	Si	S	P	Cu	Mg
ВЧ50	3,53	0,26	2,61	0,013	0,032	0,07	0,041

Химический состав чугуна после выплавки приведен в табл. 2.

Табл. 2

### Химический состав полученного материала

Массовая доля, %							
C	Mn	Si	Cu	Mo	Mg	S	P
3,45	0,2	2,55	1,18	0,31	0,045	0,01	0,032

Перед термической обработкой образцы подвергали нормализации, с целью получения однородной исходной перлитной структуры. Выбор температуры аустенизации при нормализации связан с положением критических точек  $A_{c1}^H$  и  $A_{c1}^K$ . Положение данных точек зависит как от химического состава чугуна, так и от его исходной микроструктуры. Лабораторные исследования показали, что увеличение в исходной структуре доли феррита приводит к повышению температур критических точек. Следовательно, чем больше в структуре феррита, тем либо выше должна быть принята температура аустенизации (при данной выдержке), либо увеличена продолжитель-

ность выдержки (при данной температуре). На практике температура аустенизации находится в интервале 850–920 °С и оказывает существенное влияние на структуру и свойства чугуна: при ее понижении в матрице остается феррит, что уменьшает твердость чугуна, повышение температуры аустенизации более 950 °С способствует растворению карбидов и также ведет к снижению твердости [9]. Таким образом, процесс нормализации заключался в нагреве образцов до температуры аустенизации равной 930 °С с выдержкой в течении 0,5 часов и медленным охлаждением на воздухе.

Дальнейшую термическую обработку нормализованных образцов проводили по двум различным режимам – с использованием охлаждающей жидкости в виде расплава соли при температуре 350 °С и с использованием охлаждения при помощи сжатого воздуха до 350 °С. Температура изотермической закалки определяется областью промежуточного превращения и для чугунов составляет порядка 250–400 °С. Выбор температуры зависит от требуемых свойств чугуна – при более низкой температуре можно получить большую прочность и твердость, при этом снижая пластические свойства, а при более высоких температурах закалки достигаются более высокие пластические свойства наряду с пониженными прочностными. Наиболее оптимальная температура закалки лежит в диапазоне 350–370 °С, что позволяет получать комбинацию как высоких прочностных, так и пластических свойств.

Изотермическую выдержку проводили в расплаве соли (смесь  $\text{NaNO}_2$  и  $\text{KNO}_3$ ) при 350 °С и в камерной печи при 350 °С для второго режима. Способы обработки полученных образцов представлены в табл. 3.

**Табл. 3**

**Режимы обработки образцов**

№ образца	Параметры и особенности обработки
1	Литое состояние
2	Нормализация 930 °С, 0,5 ч; нагрев 900 °С, выдержка 0,5 ч, закалка в соль 350, выдержка 0,75 ч
3	Нормализация 930 °С, 0,5 ч; нагрев 900 °С, выдержка 0,5 ч, охлаждение сжатым воздухом до 350 °С в течении 20 сек, выдержка 0,75 ч в печи

Механические свойства определялись на литых и термообработанных образцах, с целью сравнительной оценки влияния двух режимов термической обработки на прочностные (твердость) и пластические (ударная вязкость) свойства полученных образцов.

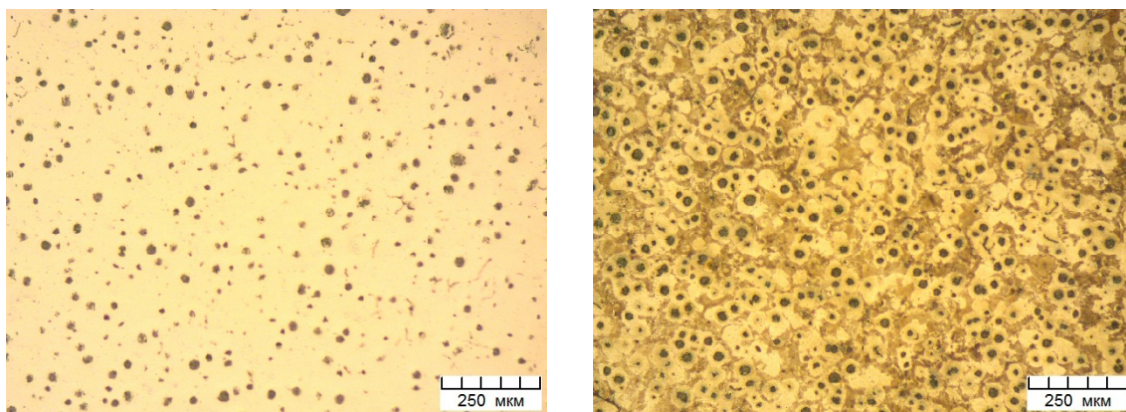
Измерение твердости проводили по методу Бринелля (ГОСТ 9012-59).

Для определения ударной вязкости КС вырезались по три стандартных для каждого типа термообработки образца без надреза (ГОСТ 9554-60), размером 10 × 10 × 55 мм. Испытания на определение значения энергии разрушения образца КС проводили на маятниковом копре, предназначенном для испытаний образцов на двухопорный изгиб (метод Шарпи). Значения для каждого вида образцов определялись как среднее арифметическое.

Металлографический анализ структуры выполняли на комплексе МИКРО-200, оснащенный цифровой записью изображения с выводом информации на компьютер с программной приставкой IMAGE SP и на микроскопе Neophot 32.

Микроструктуры полученных образцов представлены на рис. 3–5.





а б  
Рис. 3. Микроструктура чугуновых образцов в литом состоянии:  
а – без травления; б – с травлением

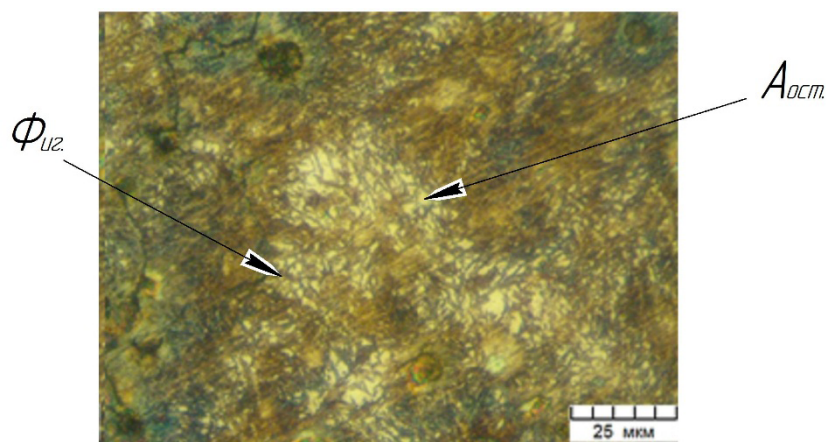


Рис. 4. Микроструктура металлической матрицы чугуна после закалки в соль 350 °С с выдержкой 0,75 ч

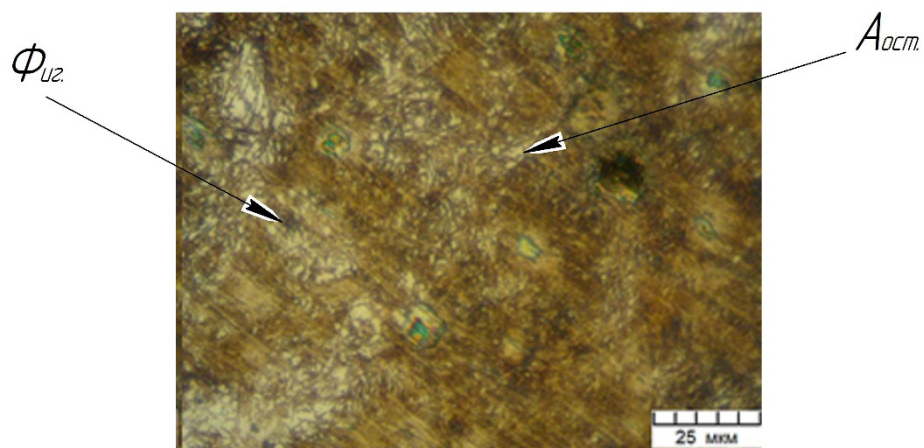


Рис. 5. Микроструктура металлической матрицы чугуна после воздушного охлаждения (20 с, давление 2,5 атм.) с последующей выдержкой в течении 0,75 ч в печи при 350 °С

Результаты проведенных механических испытаний представлены в табл. 4.

Механические свойства полученных образцов

№ образца	Свойства	
	Твердость, НВ	Ударная вязкость, КС (Дж)
1	250	8
2	325	31
3	323	29

Из полученных данных можно заключить, что изотермическая закалка в область промежуточных превращений с целью получения аусферритных структур в матрице чугуна позволяет в значительной мере повысить механические свойства материала. Легирование в незначительных концентрациях такими элементами, как Си и Мо способствует повышению прокаливаемости сплава, что в свою очередь позволяет проводить изотермическую закалку по особым режимам, не применяя при этом жидкие расплавы солей или металлов. Структура чугуна после закалки состоит из включений графита шаровидной формы и металлической матрицы, представленной смесью аустенита остаточного и игольчатого феррита (т.н. аусферрит). В результате термообработки по второму режиму наблюдается несколько более неоднородная структура из-за применения неконтролируемого охлаждения.

### Заключение

Анализ изотермических диаграмм распада переохлажденного аустенита указывает на возможность разработки новых способов изотермической термообработки чугуна. Имеется целый ряд легирующих элементов, которые при комплексном легировании наиболее сильно влияют на устойчивость аустенита при охлаждении (Ni, Mo, Cu, Cr, V и др). На основании анализа диаграмм экспериментально подтверждена возможность использования более дешевых легирующих элементов (таких как Си) в комплексе с Мо для получения аусферритных структур в чугуне при изотермической закалке. Исследования показали, что высокопрочный чугун, легированный медью (1,2 % масс.) и молибденом (0,3 % масс.) позволяет значительно увеличить устойчивость аустенита при охлаждении, что дает возможность использовать воздушное охлаждение при закалке. Такая термообработка позволяет повысить твердость на 33 % и ударную вязкость до 4 раз по сравнению с литым состоянием, не прибегая при этом к использованию расплавов солей, щелочей или металлов.

### ЛИТЕРАТУРА

1. Покровский, А. И. Использование высокопрочного бейнитного чугуна для изготовления зубчатых колес / А. И. Покровский, Л. Р. Дудецкая // *Литье и металлургия*. – 2015. – №2. – С. 126 – 134.
2. Moore, D. J. On the Structure and Mechanical Properties of Austempered Ductile Iron / D.J. Moore, T.N. Rouns, and K. V. Rundman. – *AFS Transactions*, Vol. 93, 1985.
3. Бех, Н.И. Бейнитные высокопрочные чугуны для ответственных деталей в машиностроении / Н.И. Бех, Г.А. Косников // *Литейное производство*. – 1995. – №4–5. – С. 7–8.
4. Сильман, Г.И., Особенности бейнитного превращения в графитизированных чугунах / Г.И. Сильман, В.В. Камынин, М.С. Полухин // *Вклад ученых и специалистов в национальную экономику*. Т.1. – Брянск, изд-во БГИТА, 2005. – С. 108–115.
5. Чугун / В.И. Крестьянов [и др.]. – Патент №2138578 РФ. Опубликовано: 27.09.1999. МПК C22C 37/10.
6. Попов, А.А. Изотермические и термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита. Справочник термиста / А.А. Попов, Л.Е. Попова // Издательство «Металлургия», 1965. – 493 с.
7. Бойко, Г.Г. Влияние меди на графитную фазу высокопрочных чугунов, получаемых модифицированием в ковше и в литейной форме / Г.Г. Бойко, Н.В. Чернышева, Е.Ю. Малоземова // *Известия вузов. Черная металлургия*. – 1990. – №11. – С. 108–109.



8. Бобро, Ю.Г. Высокомедистые чугуны с шаровидным графитом / Ю.Г. Бобро, Н.В. Дмитриук, Д.А. Гусачук // Литейное производство. – 1997. – №7. – С. 9–11.
9. Бунин, К.П. Строение чугуна. Серия «Успехи современного металловедения». / Бунин К.П., Таран Ю.Н // Metallurgia. – 1972. – 160 с.

#### REFERENCES

1. Pokrovsky A.I., Dudetskaya L.R. Ispol'zovanie vysokoprochnogo bejnitnogo chuguna dlya izgotovleniya zubchatyh koles [Use of high-strength bainitic cast iron for the manufacture of gear wheels] /Casting and Metallurgy, 2015, No. 2, pp. 126–134. (in Russian)
2. D. J. Moore, T. N. Rouns, and K. B. Rundman, On the Structure and Mechanical Properties of Austempered Ductile Iron, AFS Transactions, Vol. 93, 1985.
3. Beh N.I., Kosnikov G.A. Bejnitnye vysokoprochnye чугуны для ответственных деталей в машиностроении [Bainite high-strength cast iron for critical parts in machine building]. Foundry, 1995, №4 –5, pp. 7–8. (in Russian)
4. Silman G.I., Kamynin V.V., Polukhin M.S. Osobennosti bejnitnogo prevrashcheniya v grafitizirovannyh chugunah [Features of bainitic transformation in graphitized cast irons]. The contribution of scientists and specialists to the national economy. T.1, Bryansk, publishing house BGITA, 2005, pp. 108–115. (in Russian)
5. Peasants V.I., Westphalian E.A., Bakuma S.S., Stepantsov E.V. Cast iron. Patent №2138578 of the Russian Federation. Published: 27.09.1999. IPC C22C 37/10. (in Russian)
6. Popov A.A., Popova L.E. Izotermicheskie i termokineticheskie diagrammy raspada pereohlazhdennogo austenita [Isothermal and thermokinetic diagrams of decay of supercooled austenite]. Reference thermist, Publishing house “Metallurgy”, 1965, 493 p. (in Russian)
7. Boyko G.G., Chernysheva N.V., Malozemova E.Yu. Vliyaniye medi na grafitnyuyu fazu vysokoprochnykh chugunov, poluchaemykh modifitsirovaniem v kovshe i v litejnoj forme [Effect of copper on the graphite phase of high-strength cast irons obtained by modifying in a bucket and in a casting mold]. Izvestiya Vuzov. Ferrous metallurgy, 1990, No. 11, pp. 108–109. (in Russian)
8. Bobro Yu.G., Dmitiuk N.V., Gusachuk D.A. Vysokomedistyie чугуны с шаровидным графитом [High-copper cast iron with nodular graphite]. Foundry, 1997, №7, pp. 9–11. (in Russian)
9. Bunin K.P., Taran Yu.N. Stroenie chuguna [The structure of cast iron]. Series “Advances in modern metal science” // Metallurgy, 1972, 160 p. (in Russian)

*Статья поступила в редакцию в окончательном варианте 01.06.18*