



УДК. 669.15

Поступила 5.03.2014

В. В. НЕТРЕБКО, Запорожский национальный технический университет

## ОСОБЕННОСТИ ЛЕГИРОВАНИЯ БЕЛЫХ ИЗНОСОСТОЙКИХ ЧУГУНОВ

*При помощи метода математического планирования эксперимента установлены регрессионные зависимости твердости чугуна и структурных составляющих от химического состава чугуна в системе C-Fe-Cr-Mn-Ni.*

*Regression dependences of hardness of cast iron of structural components on chemical composition of cast iron in C-Fe-Cr-Mn-Ni system are established by means of method of mathematical planning of experiment.*

Многие детали оборудования горнодобывающей и металлургической промышленности (насосы, запорная арматура, трубопроводы и другие механизмы) работают в условиях интенсивного абразивного изнашивания и гидроабразивного изнашивания. Большая доля этих деталей изготавливается из белых чугунов типа C-Fe-Cr-Mn-Ni в различных их сочетаниях. Повышение долговечности оборудования, связанное с оптимизацией химического состава сплавов, является актуальной задачей, имеющей практическую ценность.

Хром – это основной легирующий элемент износостойких чугунов. Его содержание в металлической основе определяют износостойкие и коррозионностойкие свойства этих сплавов [1–3]. В первую очередь, хром взаимодействует с углеродом, образуя различные карбиды. Количество и тип карбида определяют износостойкие свойства чугунов. 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. По данным А. Герека и Л. Байка [4], 1% углерода может связать 6–16% хрома. В работе К. П. Бунина [5] отмечалось, что в легированных белых чугунах природа и закономерности роста карбида могут значительно изменяться в присутствии легирующих примесей. При образовании или выделении карбидов в твердом растворе образуются зоны, обедненные хромом, что приводит к снижению коррозионной стойкости.

В системе Fe-Cr хром образует непрерывный ряд твердых растворов с  $\alpha$ -железом, при этом максимальная растворимость хрома в  $\gamma$ -железе составляет

около 12% [6]. Введение в низкоуглеродистую сталь более 12% Cr делает ее коррозионностойкой в атмосфере и некоторых промышленных средах [7]. Для обеспечения коррозионной стойкости сплавов с аустенитной металлической основой необходимо введение легирующих элементов (Mn, Ni), расширяющих область существования  $\gamma$ -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 [8–10]. В системе Fe-Mn марганец образует непрерывный ряд твердых растворов с  $\gamma$ -железом [6]. Особенностью этого процесса является то, что марганец усиливает обеднение хромом металлической основы в зонах, прилегающих к карбидам, что приводит к снижению коррозионной стойкости.

Анализ марок чугунов по ГОСТ 7769–82 [11], применяемых для изготовления деталей, работающих в коррозионных средах, показывает, что содержание марганца в них находится в пределах 0,3–0,8%. Сплавы, содержащие марганец до 2,0% и более, применяются для деталей, эксплуатируемых в нейтральных и слабоагрессивных средах. Повышение износостойкости при легировании белых чугунов марганцем связано с тем, что марганец является аустенитообразующим элементом и повышает прокаливаемость.

Никель повышает вязкость разрушения и является незаменимым компонентом материалов, работающих в условиях ударных нагрузок. В системе Fe-Ni он образует непрерывный ряд твердых растворов с  $\gamma$ -железом [6,12,13]. В системе Ni-C образуется эндотермическое соединение  $Ni_3C$  [13].

Содержание никеля ограничивают в связи с его высокой стоимостью, однако он оказывает большое влияние на износостойкие и коррозионно-стойкие свойства белых чугунов. Никель как аустенитообразующий элемент увеличивает растворимость углерода (карбидов хрома) в аустените, что приводит к увеличению содержания хрома в твердом растворе и повышает коррозионную стойкость сплава.

Углерод является регулятором количества карбидов. Для износостойких чугунов его содержание находится в пределах 2,4–3,6%, что обеспечивает 25–40% карбидов в структуре. Для коррозионно-стойких чугунов содержание углерода понижается до 0,5–1,6%. Чугуны для деталей, эксплуатируемых в условиях гидроабразивного изнашивания в коррозионной среде, должны обладать одновременно как износостойкими, так и коррозионно-стойкими свойствами. Содержание углерода в этих чугунах находится в пределах 2,2–3,0% [11].

При комплексном легировании свойства карбидов зависят от их типа и химического состава. По данным [13], карбиды могут растворять разные, в том числе некарбидообразующие металлы и растворяться друг в друге по принципу замещения.

На основе литературных данных невозможно объективно оценить влияние легирующих элементов на твердость чугуна и его структурных составляющих в системе типа C-Fe-Cr-Mn-Ni.

Цель работы заключалась в получении регрессионных зависимостей макротвердости чугуна и микротвердости структурных составляющих (карбидов и основы) от химического состава чугуна в системе типа C-Fe-Cr-Mn-Ni.

### Материал и методики исследований

Использовали метод активного планирования эксперимента для построения математической модели (табл. 1).

Таблица 1. Матрица планирования факторного эксперимента  $2^{4-1}$

Уровень варьирования факторов		Фактор			
		C, %	Cr, %	Mn, %	Ni, %
Основной	0	2,5	18,5	3,0	1,6
Интервал	$\Delta$	1,0	5,0	1,7	1,0
Звездное плечо	1,414 $\Delta$	1,41	7,07	2,4	1,41
Верхние	+1	3,5	23,5	4,7	2,6
	+1,414	3,91	25,57	5,4	3,01
Нижние	-1	1,5	13,5	1,3	0,6
	-1,414	1,09	11,42	0,6	0,19

Чугун выплавляли в индукционной печи емкостью 60 кг с основной футеровкой. Температура жидкого чугуна при заливке в сухие формы соста-

вила 1410–1440 °С. Чугуны исследовали в литом состоянии без термической обработки. Для выявления структурных составляющих применяли травитель Марбле. После травления  $\alpha$ -фаза имела черный цвет, а  $\gamma$ -фаза – светлый. Анализ структуры, а также степень травимости металлической основы выполняли на оптических микроскопах МИМ-8 и Sigeta MM-700 при увеличении 100–400. Химический состав металлической основы определяли в локальных точках на определенных расстояниях от карбидов и внутри эвтектических колоний с использованием микрорентгеноспектрального анализа на микроскопе РЕМ 106И.

**Анализ полученных результатов.** При кристаллизации сплава образовывались литые карбиды и кристаллы аустенита. В процессе остывания образцов в литейных формах в аустените снижалась растворимость углерода и происходило образование карбидов в твердом растворе, а также замещение атомов железа, входящих в карбиды, на атомы хрома и марганца, имеющих большее химическое сродство к углероду, чем железо.

Диффузионные процессы были затруднены из-за большого количества легирующих элементов и быстро снижающейся температуры, поэтому концентрация легирующих элементов значительно изменялась в областях, примыкающих к карбидам. Зоны измененного химического состава травились быстрее и наблюдались в виде черной оторочки в областях, примыкающих к карбидам и внутри карбидных колоний (рис. 1, а). Структура исследуемых чугунов состояла из легированной металлической основы и карбидов. Металлическая основа в зависимости от количества Mn, Ni, Cr изменялась от ферритной (в том числе мартенситной) до аустенитной.

В зависимости от содержания углерода, хрома и марганца в чугунах наблюдались карбиды (Fe, Cr, Mn)<sub>3</sub>C, (Cr, Fe, Mn)<sub>3</sub>C, (Cr, Fe, Mn)<sub>7</sub>C<sub>3</sub> и (Cr, Fe, Mn)<sub>23</sub>C<sub>6</sub> (рис. 1, б, в, г). При содержании никеля в чугуне свыше 0,5% образовывались карбиды (Fe, Cr, Mn)<sub>3</sub>C, легированные никелем. При содержании углерода 1,09–2,45% наблюдались эвтектоидные (рис. 1, а) и эвтектические карбиды (рис. 1, д), при более высоких содержаниях углерода – в основном эвтектические колонии карбидов и заэвтектические карбиды (рис. 1, е).

Эти процессы вызывали перераспределение химических элементов между карбидами и металлической основой, что приводило к значительной химической неоднородности металлической основы. Разница в содержании хрома в металлической основе (на расстоянии 15–20 мкм от карбидов) и околокарбидных зонах (на расстоянии 1,5–2,5 мкм) составляла около 2,5–4,0 %. Отношение минималь-

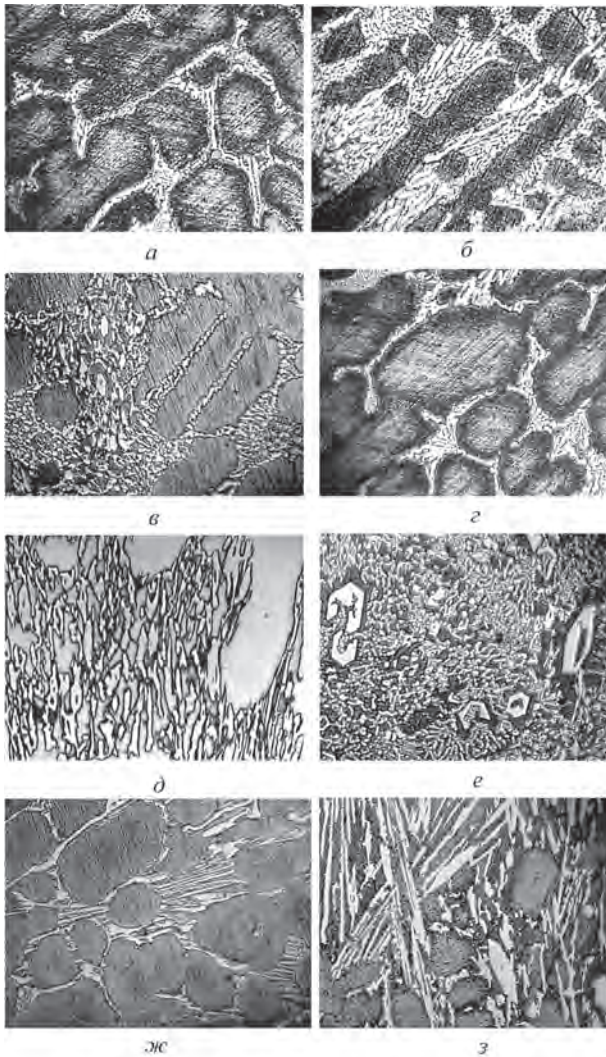


Рис. 1. Структуры чугунов: *a* – черная оторочка возле карбидов; *б* – карбиды типа  $(Cr, Fe, Mn)_3C$ ; *в* – карбиды типа  $(Cr, Fe, Mn)_7C_3$ ; *г* – карбиды типа  $(Cr, Fe, Mn)_{23}C_6$ ; *д* – эвтектические карбиды; *е* – заэвтектические карбиды; *ж* – ферритная металлическая основа; *з* – аустенитная металлическая основа.  $\times 400$

ного содержания хрома в металлической основе к общему содержанию хрома в сплаве изменялось от 0,37 до 0,6.

В результате проведенного эксперимента и математической обработки результатов получены регрессионные зависимости макротвердости чугуна, микротвердости карбидов и металлической основы от содержания C, Cr, Mn, Ni:

$$HRC = 9,961C + 2,755Mn + 0,416Cr + 2,134Ni - 1,299C^2 - 0,316Mn^2 - 0,606 Ni^2 + 0,485CMn + 0,113CCr - 0,092MnCr + 10,676, \quad (1)$$

$$HV_{50осн} = 49,68Cr - 6,139C^2 - 0,897Cr^2 + 9,29CMn + 6,261CNi - 1,729MnCr + 4,232MnNi - 113,959, \quad (2)$$

$$HV_{50кар} = 97,35C - 15,11C^2 + 107,57Ni^2 + 11,71CMn + 7,04CCr - 78,51CNi + 1,15MnCr - 9,28MnNi + 583,1. \quad (3)$$

Уравнения (1)–(3) являются математически вероятностными в соответствии с критериями Стьюдента, Фишера и Кохрена.

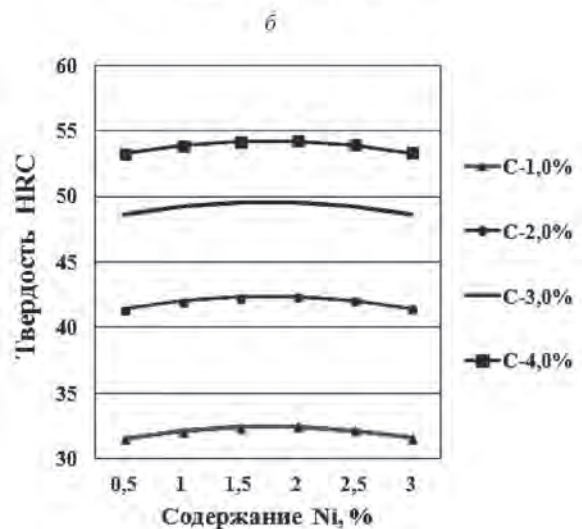
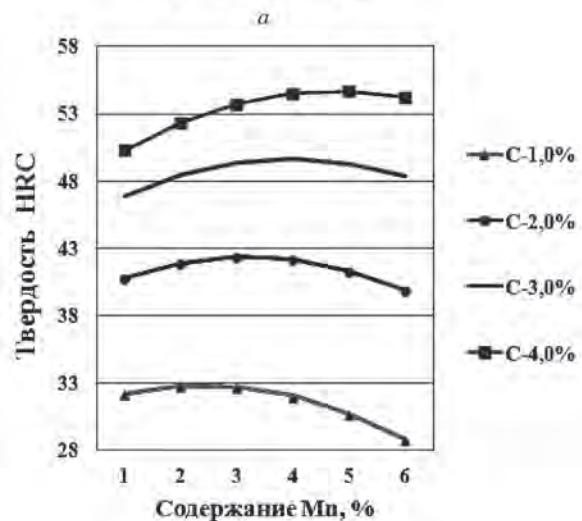
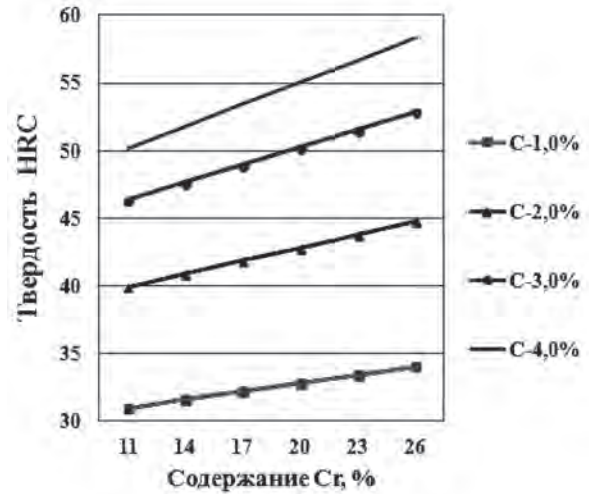
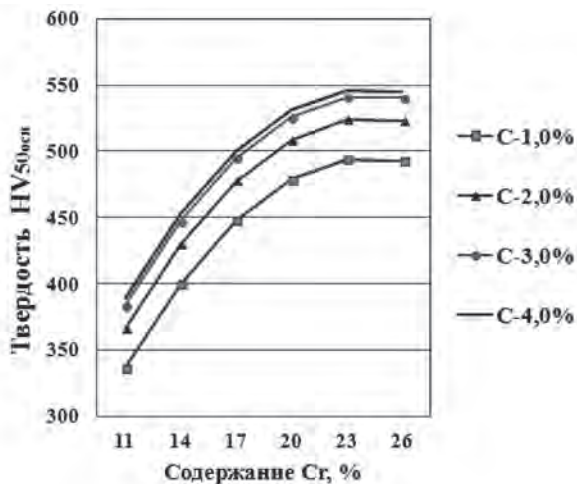
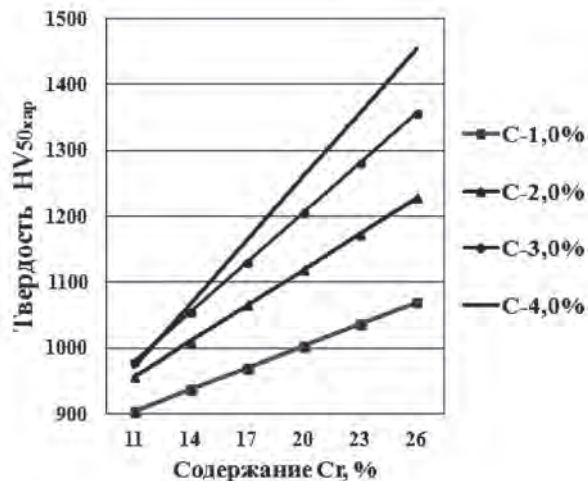


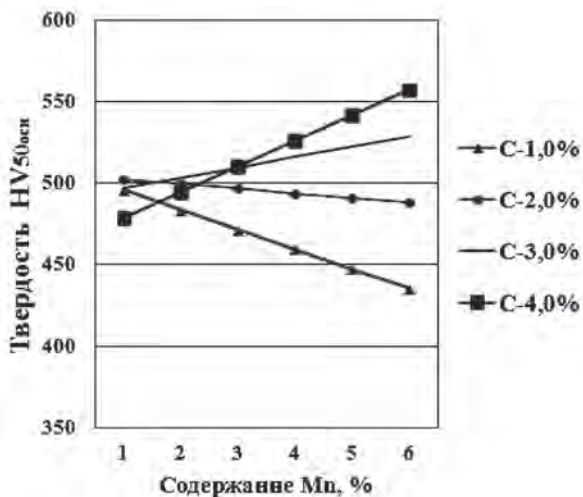
Рис. 2. Зависимость твердости HRC от содержания C, Cr, Ni, Mn в чугуне: *a* – 3,5% Mn, 1,5%Ni; *б* – 18,5% Cr, 1,5%Ni; *в* – 18,5% Cr, 3,5%Mn



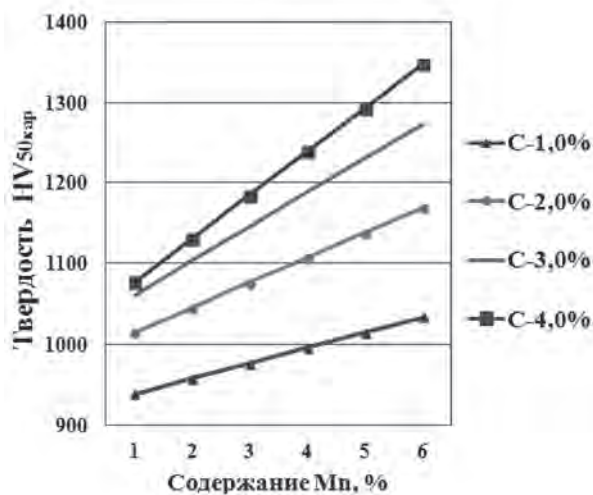
а



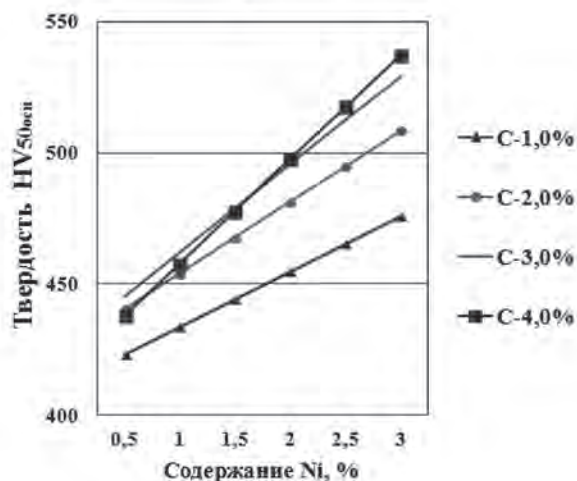
а



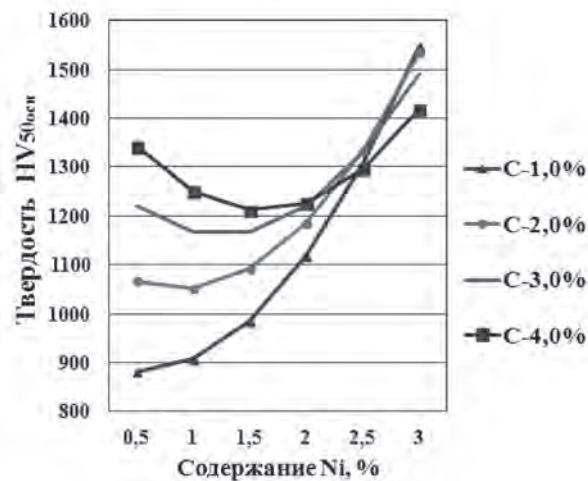
б



б



в



в

Рис. 3. Зависимость микротвердости металлической основы  $HV_{50осн}$  от содержания C, Cr, Ni, Mn в чугунах: а – 3,5% Mn, 2,5%Ni; б – 18,5% Cr, 2,5%Ni; в – 18,5% Cr, 3,5%Mn

Рис. 4. Зависимость микротвердости карбидной фазы  $HV_{50кар}$  от содержания C, Cr, Ni, Mn в чугунах: а – 3,5% Mn, 1,5%Ni; б – 18,5% Cr, 1,5%Ni; в – 18,5% Cr, 3,5%Mn

Графическое отображение этих функции показано на рис. 2–4.

Физический смысл приведенных выше регрессионных уравнений состоит в том, что твердость чугуна и структурных составляющих зависят от взаимного влияния легирующих элементов.

Увеличение содержания хрома и углерода в чугунах повышает его макротвердость и микротвердость фаз. При содержании хрома около 23% происходит максимальное упрочнение твердого раствора (рис. 3, а). Это можно объяснить исчерпанием возможности упрочнения твердого раствора в данных условиях.

Влияние марганца и никеля на свойства чугуна и структурных фаз проявляется во взаимосвязи с содержанием углерода.

При содержании в чугуне 1,0 % углерода увеличение содержания марганца до 3% способствовало увеличению макротвердости чугуна за счет увеличения микротвердости карбидов, при этом микротвердость основы снижалась за счет образования аустенитной составляющей. Влияние никеля проявлялось в упрочнении твердого раствора основы и карбидов, а также в увеличении аустенитной составляющей. Увеличение аустенитной составляющей вызвало снижение количества кар-

бидов за счет их растворения в твердом растворе. Упрочнение фаз при снижении количества карбидов не сказалось на макротвердости чугуна при увеличении содержания никеля.

При содержании в чугуне 4% углерода увеличение содержания марганца вызывало повышение макротвердости чугуна и микротвердости фаз. При увеличении Mn свыше 4% макротвердость не увеличивалась, что можно объяснить растворением карбидной фазы в увеличивающейся доле аустенитной составляющей.

При 4,0% углерода в чугуне характер влияния никеля на макротвердость чугуна и структурных фаз практически не изменился.

### Выводы

1. Результаты исследований показали, что характер влияния легирующих элементов зависит от содержания других компонентов в чугуне.

2. Полученные уравнения регрессий позволяют прогнозировать уровень макротвердости чугуна, микротвердости карбидов и металлической основы от химического состава чугуна в системе типа C-Fe-Cr-Mn-Ni, а также оптимизировать составы чугунов применительно к различным условиям эксплуатации.

### Литература

1. Гарбер М. Е. Отливки из белых износостойких чугунов. М.: Машиностроение, 1972.
2. Цыпин И. И. Белые износостойкие чугуны. Структура и свойства. М.: Metallurgia, 1983.
3. Капустин М. А., Шестаков И. А. Оптимизация химического состава износостойкого чугуна для литых мелющих шаров // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. 1999. № 2. С. 32–33.
4. Герек А., Байка Л. Легированный чугун – конструкционный материал. М.: Metallurgia, 1978.
5. Бунин К. П., Малиночка Я. Н., Таран Ю. Н. Основы металлографии чугуна. М.: Metallurgia, 1969.
6. Диаграммы состояния двойных систем на основе железа: справ. изд. О. Кубашевски / Пер. с англ. М.: Metallurgia, 1985.
7. Гудремон Э. Специальные стали. Т. 1. М.: Metallurgia, 1966.
8. Волчок И. П., Нетребко В. В. Влияние марганца на процессы структурообразования износостойких высокохромистых чугунов // Строительство, материаловедение, машиностроение: Сб. науч. тр. 2012. Вып. 64. С. 301–304.
9. Belikov S., Volchok I., Netrebko V. Manganese influence on chromium distribution in high-chromium cast iron // Archives of Metallurgy and Materials. 2013. Vol. 58. N 3. P. 895–897.
10. Чейлах А. П. Экономнолегированные метастабильные сплавы и упрочняющие технологии. Харьков: ННЦ ХФТИ, 2003.
11. ГОСТ 7769–82. Чугун легированный для отливок со специальными свойствами. Марки.
12. Гуляев А. П. Металловедение. М.: Metallurgia, 1978.
13. Металловедение и термическая обработка стали: справ. под ред. М. Л. Бернштейна. Т. 1. М.: Metallurgizdat, 1961.
14. Гришович Н. Г. Кристаллизация и свойства чугуна в отливках. М.; Л.: Машиностроение, 1966.