



УДК 621.74:669.13

Поступила 02.08.2017

## УПРАВЛЕНИЕ СТРУКТУРОЙ ВЫСОКОХРОМИСТОГО ЧУГУНА ПУТЕМ КОМПЛЕКСНОГО МОДИФИЦИРОВАНИЯ

## THE MANAGEMENT STRUCTURE OF HIGH-CHROMIUM CAST IRON THROUGH A COMPLEX MODIFICATION

О. С. КОМАРОВ, Е. В. РОЗЕНБЕРГ, Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65. E-mail: komarov\_metolit@tut.by, К. Э. БАРАНОВСКИЙ, ГП «Научно-технологический парк БНТУ «Политехник», г. Минск, Беларусь, ул. Я. Коласа, 24

O. S. KOMAROV, E. V. ROZENBERG, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65. Nezavisimosti ave. E-mail: komarov\_metolit@tut.by, K. E. BARANOWSKI, Scientific and Technological Park of the BNTU «Polytechnic», Minsk, Belarus, 24, Kolasa str.

*Разработана модель перехода транскристаллитной структуры в слитках из высокохромистого чугуна в равноосную. Установлено, что комплексное модифицирование поверхностно-активными и химически-активными компонентами устраняет транскристаллизацию, измельчает первичные и эвтектические карбиды и повышает ударную вязкость литых образцов, а также изменяет строение эвтектических колоний.*

*The model for transition of transgranular ingots structure of high chrome cast iron to equiaxial structure was developed. It was established that complex modification by surface active and chemically active components eliminates transcrystallization, grinds the primary and eutectic carbides and increases the impact hardness of the cast model as well as change the structure of eutectic colonies.*

**Ключевые слова.** Высокохромистый чугун, транскристаллизация, микроструктура, макроструктура, комплексное модифицирование, ударная вязкость, поверхностно-активные элементы, химически-активные элементы.

**Keywords.** High chrome cast iron, transcrystallization, microstructure, macrostructure, complex modification, impact hardness, surface active elements, chemically active elements.

Для изготовления быстроизнашиваемых деталей насосов, строительной и горно-перерабатывающей техники используют высокохромистые чугуны (ВХЧ), структура которых состоит из карбидов  $Cr_7C_3$  или  $Cr_{23}C_6$  и металлической основы. Последняя может быть представлена аустенитом, мартенситом или продуктами их распада. В процессе первичной кристаллизации в зависимости от содержания углерода из расплава выделяются первичный аустенит или карбиды и эвтектика. ВХЧ склонны к транскристаллизации, но применение эффективных модификаторов позволяет частично или полностью вместо транскристаллитной макроструктуры получить равноосную [1, 2]. При этом наблюдаются изменения и в микроструктуре как первичных фаз, так и эвтектики [3]. При формировании эвтектики карбиды являются ведущей фазой, а их строение и размеры определяют структуру эвтектики [4]. В литературе отсутствуют сведения о взаимосвязи макро- и микроструктуры и их влияния на свойства ВХЧ. Общим недостатком всех марок ВХЧ является высокая хрупкость, в связи с чем управление макро- и микроструктурой ВХЧ должно рассматриваться с учетом влияния структуры на свойства, основным из которых служит ударная вязкость.

Таким образом, цель исследования – изучение механизма формирования макроструктуры и ее влияния на микроструктуру и свойства ВХЧ, а также разработка состава комплексного модификатора, применение которого позволит управлять макроструктурой и изменять дисперсность первичных фаз и составляющих эвтектики (карбидов и аустенита). В соответствии с существующими представлениями под понятием «комплексный модификатор» понимают модифицирующую смесь, состоящую из химически-активных компонентов, способных, взаимодействуя с серой, кислородом, азотом или углеродом, образо-

вызвать устойчивые при температурах расплава чугуна соединения, и поверхностно-активных компонентов, ограниченно растворимых в жидком чугуне и нерастворимых в твердых фазах. Если первые, образуя подложки, облегчают процесс зародышеобразования в переохлажденном расплаве, то вторые, замедляя рост зародышей, вызывают рост переохлаждения, чем стимулируют появление новых зародышей, что, в конечном итоге, ведет к измельчению структуры ВХЧ.

Известно, что содержание углерода в ВХЧ значительно влияет на его свойства [4]. По мере увеличения количества углерода чугун становится более хрупким, но растет его износостойкость, в связи с чем выбор состава чугуна определяется условиями работы детали. При переходе через эвтектическую концентрацию углерода наблюдается принципиальное изменение структуры. Вместо дендритов первичного аустенита из расплава выделяются вытянутые кристаллы карбидов, имеющих шестигранную форму в поперечном сечении. Так как морфология структуры в доэвтектических и заэвтектических чугунах различна, в ходе экспериментов использовали два базовых состава чугуна: доэвтектический (С – 3,04 мас.%; Cr – 16,7; Ni – 0,3; Mn – 0,7; Si – 0,8 мас.%) и заэвтектический (С – 4,1 мас.%; Cr – 16,3; Ni – 0,35; Mn – 0,7; Si – 0,83 мас.%).

Опыты проводили с использованием силитовой печи, в которую устанавливали кварцевые ампулы диаметром 20 мм с навесками чугуна. После достижения температуры 1400 °С в расплав чугуна вводили завернутый в медную фольгу модификатор, затем ампулы извлекали из печи и охлаждение расплава происходило на воздухе.

Схематически процесс формирования макроструктуры в доэвтектическом чугуне показан на рис. 1.

В расплаве чугуна до момента остановки транскристаллизации эвтектики существуют две зоны концентрационного переохлаждения (рис. 1, а): одна перед фронтом кристаллизации эвтектики и вторая – аустенита. Образование этих зон связано со скоплением примесей перед растущей фазой. В зоне  $X_3-X_3'$  и  $X_A-X_A'$  возможно зарождение равноосных кристаллов и если их рост обуславливает повышение температуры расплава в зоне концентрационного переохлаждения, прекращается направленный рост эвтектики или дендритов аустенита, и транскристаллитная структура трансформируется в равноосную. Распределение температур по зонам после остановки транскристаллизации эвтектики показано на рис. 1, б. Задача комплексного модифицирования сводится к ускорению процесса зарождения в зоне концентра-

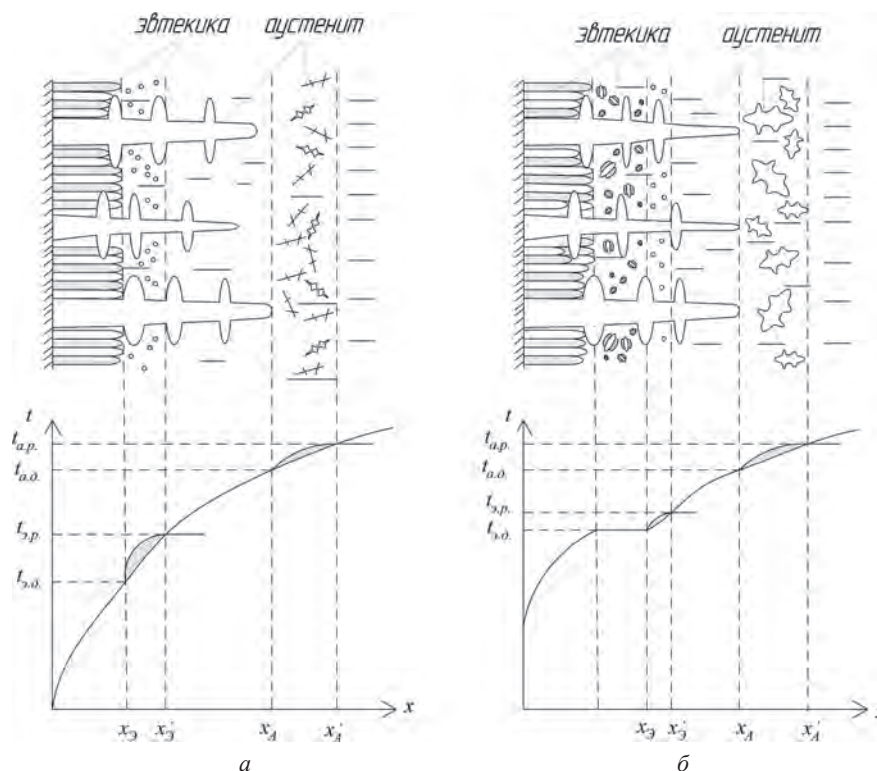


Рис. 1. Схема формирования макроструктуры в доэвтектическом чугуне: а – до остановки транскристаллизации; б – после остановки транскристаллизации;  $t_{э,р}$  – равновесная температура начала кристаллизации аустенита;  $t_{а,д}$  – действительная температура на фронте кристаллизации аустенита;  $t_{э,р}$  – равновесная температура начала кристаллизации эвтектики;  $t_{э,д}$  – действительная температура кристаллизации эвтектики;  $x_A-x_A'$  – зона концентрационного переохлаждения на фронте кристаллизации аустенита;  $x_3-x_3'$  – зона концентрационного переохлаждения на фронте кристаллизации эвтектики

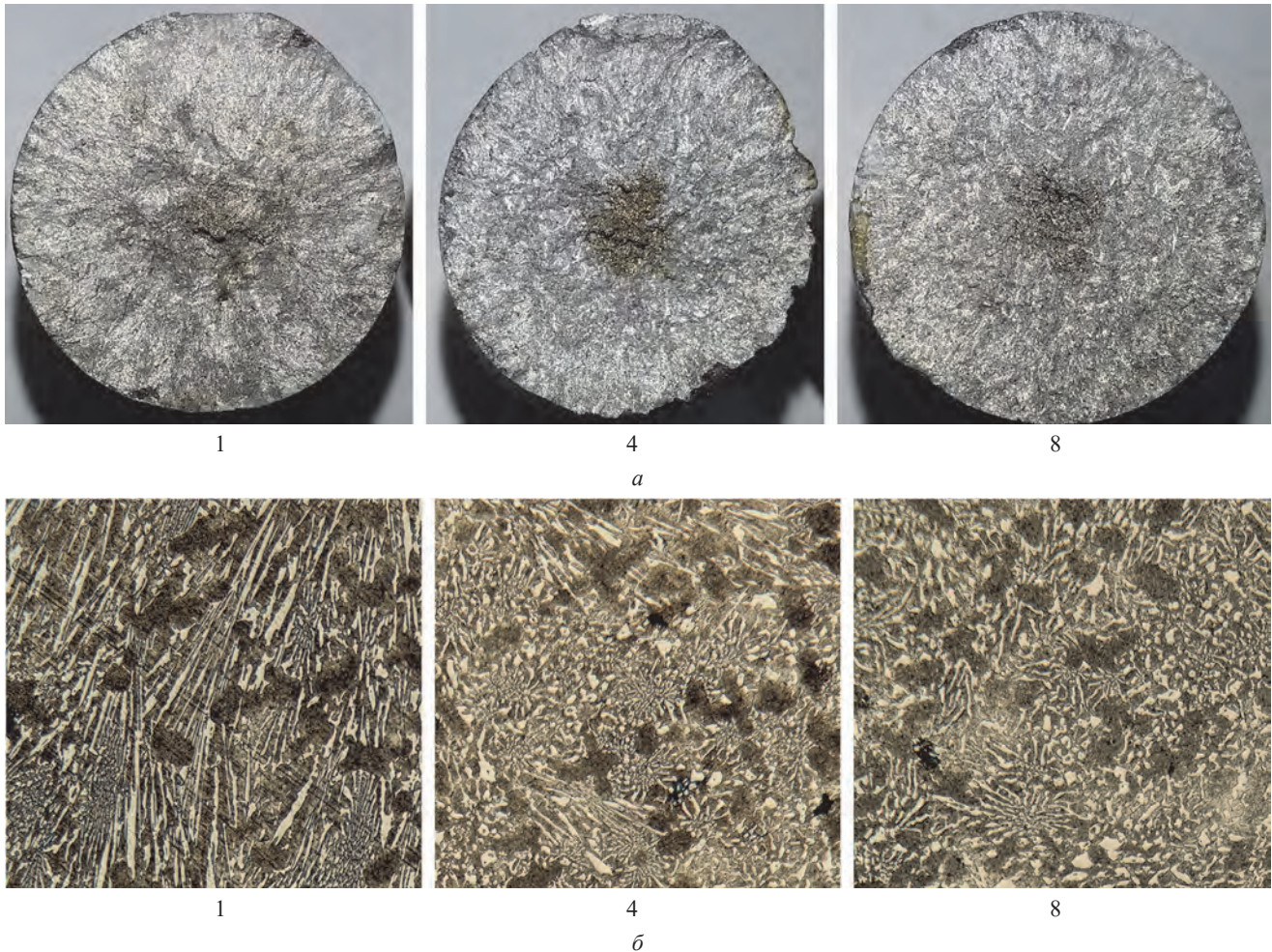


Рис. 2. Структура образцов доэвтектического износостойкого чугуна: *a* – макроструктура; *б* – микроструктура; 1, 4, 8 – номера образцов

ционного переохлаждения на подложках равноосной фазы и росту величины переохлаждения в этой зоне за счет замедления поверхностно-активным компонентом направленного роста эвтектики и аустенита. В качестве химически-активных компонентов в состав комплексного модификатора входили Al, SiCa и В, а в качестве поверхностно-активного – Bi.

Модифицированные различными добавками образцы разрушали на копре для определения ударной вязкости и по излому измеряли глубину транскристаллизации. Результаты экспериментов приведены в табл. 1.

Таблица 1. Результаты экспериментов

Номер опыта	Добавки, %				Ударная вязкость, Дж/см <sup>2</sup>	Величина транскристаллизации
	SiCa	В	Al	Bi		
1	0,05	0,01	0,05	0,02	11,3	5,9
2	0,2	0,01	0,05	0,02	10,5	4,6
3	0,05	0,1	0,05	0,02	9,5	5,3
4	0,2	0,1	0,05	0,02	9,6	3,1
5	0,05	0,01	0,05	0,005	10,3	4,3
6	0,2	0,01	0,05	0,005	11,3	3,6
7	0,05	0,1	0,05	0,005	11,5	4,7
8	0,2	0,1	0,05	0,005	12,8	1,2
9	0,2	0,1	0,05	0,01	12,8	1,2
10	0,2	0,1	0,05	0,003	13,6	1,3

Как следует из таблицы, наилучший эффект по устранению транскристаллизации и повышению ударной вязкости наблюдали при комплексной добавке всех компонентов (опыт № 8). Модифицирова-

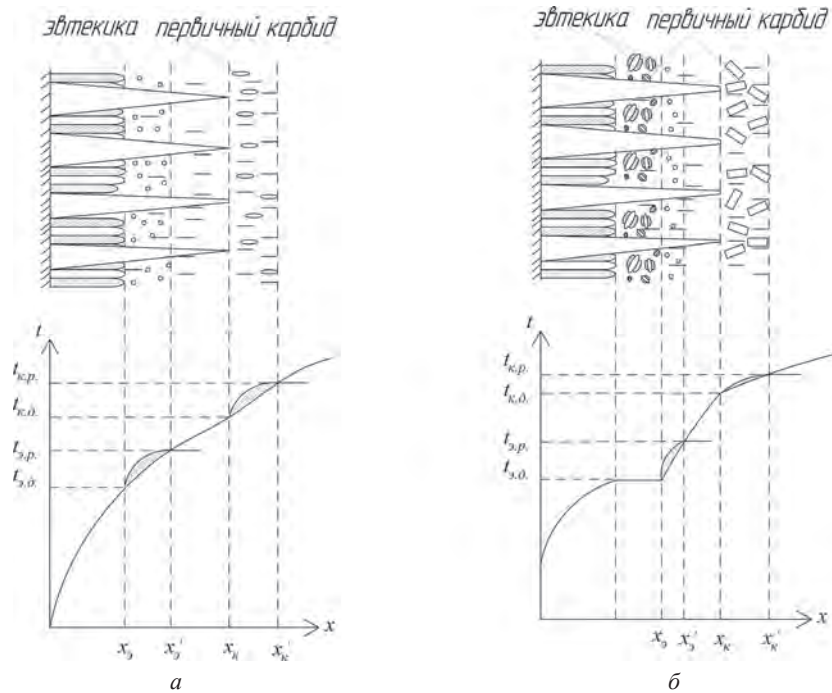


Рис. 3. Схема формирования макроструктуры в заэвтектическом чугуна: *а* – до остановки транскристаллизации; *б* – после остановки транскристаллизации;  $t_{кр}$  – равновесная температура начала кристаллизации первичных карбидов;  $t_{кд}$  – действительная температура на фронте кристаллизации первичных карбидов;  $t_{эп}$  – равновесная температура начала кристаллизации эвтектики;  $t_{эо}$  – действительная температура кристаллизации эвтектики;  $x_k-x_k'$  – зона концентрационного переохлаждения на фронте кристаллизации первичных карбидов;  $x_3-x_3'$  – зона концентрационного переохлаждения на фронте кристаллизации эвтектики

ние  $Bi$  в сочетании с  $Al$  (опыт № 1) оказалось наиболее неблагоприятным. Из сравнения опытов № 4, 9 и 10 видно, что добавка висмута может быть уменьшена до 0,003% без ущерба для результатов по устранению транскристаллизации. Макроструктуры ВХЧ в изломе слитков для опытов № 1, 4 и 8 показаны на рис. 2, *а*, а на рис. 2, *б* – микроструктуры этих образцов.

Из рисунка следует, что переход от транскристаллизации к равноосной макроструктуре сопровождается изменением морфологии эвтектики. Вместо односторонне направленного кооперативного роста фаз, составляющих эвтектику, осуществляется переход к образованию сферических колоний. При этом наблюдается рост их числа.

Современные марки ВХЧ исчерпали ресурс увеличения износостойкости, так как они ограничиваются содержанием в них 30–35% карбидов. Использование же заэвтектических чугунов, содержащих 50–52% специальных карбидов, приводит к резкому снижению износостойкости и механических свойств, что связано с наличием в структуре крупных первичных карбидов. Значительно повысить ресурс работы деталей из ВХЧ можно за счет использования методов, позволяющих измельчить первичные карбиды в заэвтектических чугунах до размеров, сопоставимых с эвтектическими карбидами. Это позволит существенно увеличить ресурс работы деталей заэвтектических чугунов [5].

Кристаллизация ВХЧ заэвтектического состава начинается с выделения карбидов. При достижении поверхностной зоной слитка температуры кристаллизации эвтектики начинается ее направленный рост в направлении, обратном теплоотводу. Так же как и для доэвтектического сплава, на фронте кристаллизации (рис. 3) образуется зона концентрационного переохлаждения, величина и глубина которого зависит от наличия примесей.

После остановки транскристаллизации в зоне  $X_3-X_3'$  наблюдается рост равноосных колоний. Введение комплексного модификатора может изменить не только макроструктуру, но и размер эвтектических колоний и первичных карбидов, что должно, в конечном итоге, повлиять на свойства чугуна. Для проверки этого предположения по описанной выше методике проводили эксперименты на ВХЧ заэвтектического состава:  $C - 4,1 \text{ мас.}\%$ ;  $Cr - 16,3\%$ ;  $Ni - 0,35\%$ ;  $Mn 0,7\%$ ;  $Si - 0,83 \text{ мас.}\%$ . Результаты экспериментов приведены в табл. 2.

Без модифицирования заэвтектические чугуны имеют транскристаллитное строение как первичных карбидов, так и эвтектики. Использование  $SiCa$  в качестве модификатора устраняет транскристалли-

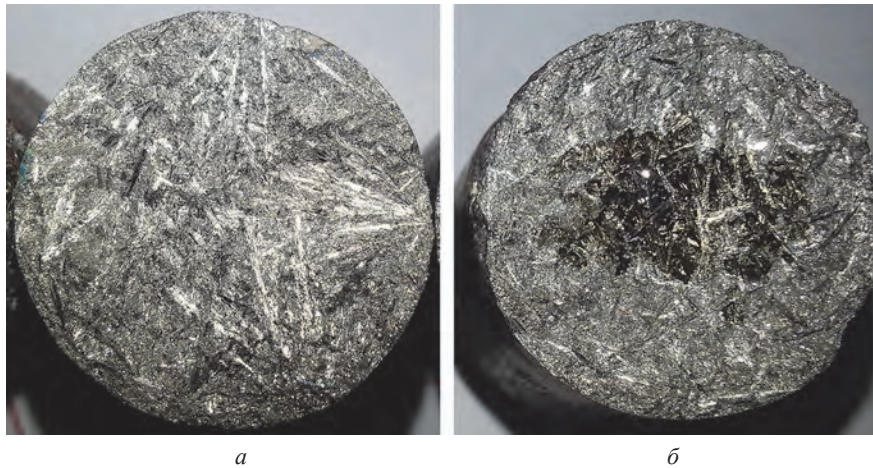


Рис. 4. Излом образцов: *a* – образец № 1; *б* – образец № 4

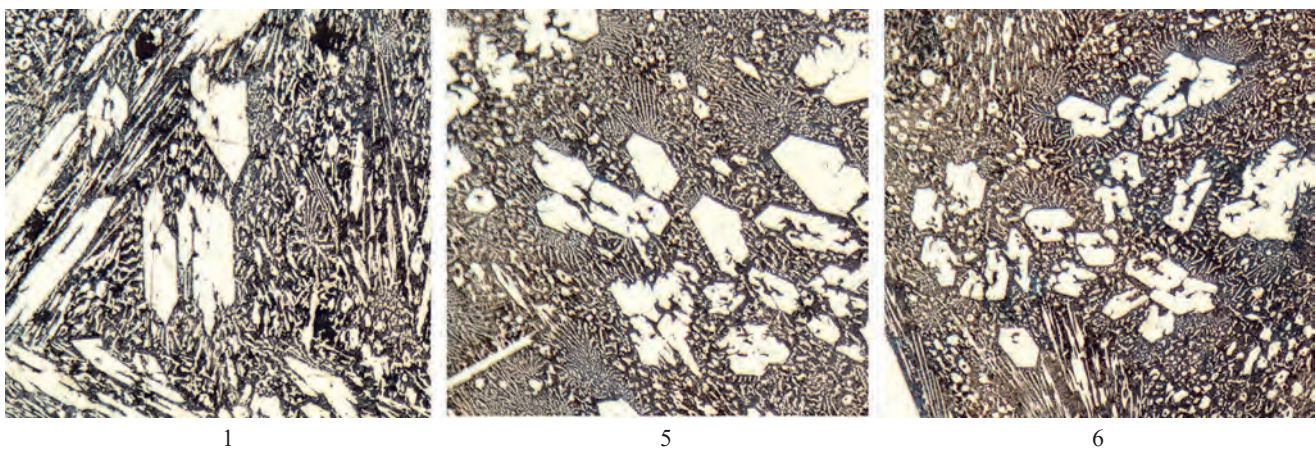


Рис. 5. Структура образцов заэвтектического износостойкого чугуна: 1, 5, 6 – номера образцов

Таблица 2. Результаты экспериментов

Номер опыта	Величина добавки, %				Ударная вязкость, Дж/см <sup>2</sup>
	Al	SiCa	B	Bi	
1	0,05	–	–	–	4,11
2	0,05	0,2	0,1	0,005	3,12
3	0,05	0,2	–	0,005	2,61
4	0,05	0,2	0,05	0,025	3,18
5	0,05	–	–	0,025	4,32
6	0,05	–	0,05	0,025	4,56

цию первичных карбидов и эвтектики, резко усиливая склонность к образованию пористости за счет перехода от направленной кристаллизации к объемной. В табл. 2 представлены значения ударной вязкости образцов, модифицированных SiCa (№ 2, 3, 4), которые ниже, чем в немодифицированном чугуне. Это связано с образованием осевой пористости.

На рис. 4 показан излом немодифицированного образца № 1 и модифицированного образца № 4, центральная часть которого занята пористостью. Поэтому использование SiCa для заэвтектических чугунов неприемлемо. Лучший эффект для измельчения структуры (без устранения транскристаллизацию) – добавки Bi и B.

Комплексное модифицирование способствует резкому измельчению первичных карбидов и увеличивает число эвтектических колоний (рис. 5), как следует из сравнения структуры образцов № 1, 5, 6.

Как видно из рисунка, комплексное модифицирование химически- и поверхностно-активными элементами дает лучший эффект для измельчения первичных и эвтектических карбидов.

Таким образом, проведенные исследования позволили выяснить механизмы формирования макро- и микро-структуры в до- и заэвтектических ВХЧ. Показано влияние комплексного модифицирования на макро- и микро-структуры в слитках из ВХЧ, а также на процесс устранения транскристаллизации. Наиболее

сильным компонентом, влияющим на транскристаллизацию чугуна, являются SiCa. Устранение транскристаллитной структуры актуально только для чугунов доэвтектического состава, что улучшает их механические свойства, в частности ударную вязкость. Устранение же транскристаллитной структуры для чугунов заэвтектического состава нецелесообразно, так как переход к объемной кристаллизации вызывает образование осевой пористости, негативно влияющей на механические свойства.

#### Литература

1. **Комаров О. С.** Термокинетические основы кристаллизации чугуна / О. С. Комаров Мн.: Наука и техника, 1982. 262 с.
2. **Комаров О. С.** Высокохромистый чугун / О. С. Комаров О. С. Комаров Мн.: LAP LAMBERT Academic Publishing, 2013. 156 с.
3. **Комаров О. С.** Влияние модифицирования на макроструктуру хромистого чугуна / О. С. Комаров, В. М. Садовский, Н. И. Урбанович // Весці НАН Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук. 2000. № 2. С. 24–27.
4. **Цыпин И. И.** Белые износостойкие чугуны / И. И. Цыпин. М.: Металлургия, 1983. 176 с.
5. **Барановский К. Э.** Повышение износостойкости хромистых чугунов / К. Э. Барановский, Н. И. Урбанович, И. Б. Проворова, И. А. Басалай // Горная механика и машиностроение. 2014. № 2. С. 34–38.