



УДК 621.74

Поступила 27.03.2015

ОСОБЕННОСТИ МОДИФИЦИРОВАНИЯ РАЗЛИЧНЫХ ТИПОВ ЖЕЛЕЗОУГЛЕРОДИСТЫХ СПЛАВОВ

FEATURES MODIFYING VARIOUS TYPES OF IRON-CARBON ALLOYS

О. С. КОМАРОВ, Е. В. РОЗЕНБЕРГ, Н. И. УРБАНОВИЧ, Белорусский национальный технический университет, Минск, Беларусь

O. S. KOMAROV, E. V. ROZENBERG, N. I. URBANOVICH, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus

В статье рассмотрены особенности модифицирования серого чугуна, высокохромистого чугуна и стали. Показано, что модифицирование серого чугуна комплексным модификатором должно производиться с учетом толщины стенок отливок, а для стали и высокохромистого чугуна оно благоприятно сказывается на макро- и микроструктуре. Приведены данные, подтверждающие устранение транскристаллизации и измельчения микро- и макроструктуры в отливках из различных видов железоуглеродистых сплавов. Экспериментально доказано, что при переходе от столбчатых к равноосной структуре наблюдается повышение числа эвтектических ячеек, что подтверждает положение о том, что транскристаллизация прекращается вследствие зарождения и роста равноосных кристаллов в зоне концентрационно-го переохлаждения.

The article describes the features of the modification of cast iron, high chrome cast iron and steel. It is shown that the modification of cast iron complex modifier should be based on the thickness of the walls of castings, and for steel and high chrome cast iron, it is beneficial to the macro and microstructure. The data confirming the removal of transcrystallization and size reduction micro- and macrostructure of castings in various types of iron-carbon alloys. Experimentally proved that in the transition from columnar to equiaxed structure observed increase in the number of eutectic cells, which confirms the position that transcrystallization terminated as a result of nucleation and growth of equiaxed crystals in the area of concentration supercooling.

Ключевые слова. Модифицирование, серый чугун, высокохромистый чугун, сталь, транскристаллизация, равноосная структура, зародышеобразование.

Keywords. Modification, cast iron, steel, high chrome cast iron, transcrystallization, equiaxed structure, nucleation.

Для производства машиностроительных литых заготовок применяют сталь, серый, высокопрочный и реже высокохромистый чугун. Эти сплавы характеризуются различной структурой, образующейся в процессе первичной кристаллизации. Если не принимать во внимание перитектическое превращение при кристаллизации низкоуглеродистой стали, то можно считать, что к концу затвердевания сталь состоит из одной фазы – аустенита.

Серый чугун после затвердевания представляет собой механическую смесь пластинчатого графита и аустенита. В случае применения доэвтектического чугуна в структуре, кроме того, присутствуют дендриты аустенита.

В высокопрочном чугуне процесс роста эвтектических ячеек (шаровидный графит – аустенит) идет за счет диффузии углерода через оболочку аустенита к шаровидным включениям графита.

Высокохромистые чугуны склонны к транскристаллизации. Для доэвтектических чугунов по направлению, обратному теплоотводу, в расплав вырастают дендриты аустенита, за которыми следует эвтектика, состоящая из аустенита и карбидов хрома.

Такой различный механизм формирования первичной структуры разного типа сплавов Fe-C неизбежно накладывает отпечаток на характер управления структурой модифицированием.

Различают два типа модификаторов. К первому относятся химически активные элементы, которые образуют тугоплавкие оксиды, сульфиды, карбиды или нитриды, «замутняющие» расплав и служащие подложками для зарождения твердых кристаллов в расплаве. Модификаторы второго типа способны адсорбироваться на поверхности растущих кристаллов (ПАВ) или изменять термодинамическую актив-

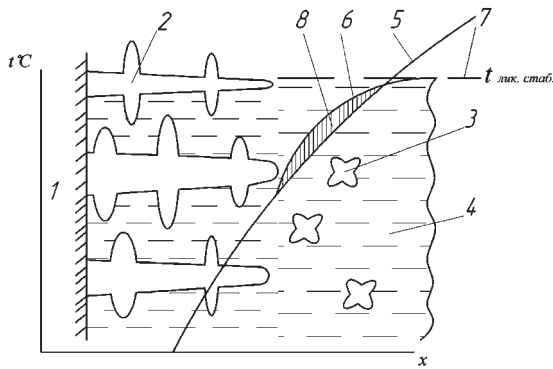


Рис. 1. Схема превращения транскристаллитной структуры в равноосную: 1 – форма; 2 – транскристаллитные дендриты аустенита; 3 – равноосные кристаллы аустенита; 4 – расплав стали; 5 – кривая распределения температуры на фронте кристаллизации; 6 – кривая изменения равновесной температуры за счет скопления примесей; 7 – равновесная температура начала кристаллизации аустенита; 8 – зона концентрационного переохлаждения; $t_{лик.стаб.}$ – температура ликвидуса при кристаллизации стали без ПАВ

ность отдельных компонентов сплава, например, добавка Cr в расплав снижает активность углерода и способствует переохлаждению расплава.

Модифицирование стали преследует две цели: получение равноосной структуры и ее измельчение. Механизм превращения транскристаллитной структуры в равноосную показан на рис. 1.

Исходя из рисунка, введение комплексного модификатора способствует устранению транскристаллизации. Поверхностно-активные вещества, снижая скорость роста дендритов, увеличивают переохлаждение на фронте кристаллизации, а тугоплавкие частицы, образовавшиеся на базе химически активных добавок, облегчают зарождение равноосных кристаллов в зоне концентрационного переохлаждения. Известно, что введение в расплав тугоплавких карбидов и нитридов способствует ветвлению дендритов, т. е. уменьшению расстояний между ветвями первого и второго порядка, что приводит к измельчению первичной структуры [1]. Механизм этого явления не выяснен. Увеличение количества центров кристаллизации, вызванное модифицированием, должно при фиксированных скоростях

охлаждения расплава приводить к замедлению скорости роста дендритов и, как следствие, огрублению структуры. В этом же направлении действует и присутствие в расплаве поверхностно-активных веществ.

Тем не менее, введение комплексного модификатора (0,04 Al + 0,01 Ti + 0,006 B + 0,003 Bi) привело не только к ликвидации транскристаллизации в стали 25, но и к измельчению первичной структуры (рис. 2).

Модифицирование серого чугуна комплексным модификатором не столь однозначно, как модифицирование стали. Как следует из рис. 3, добавка химически активного вещества (Ca, Ba, Al, Sr) или вещества, повышающего термодинамическую активность углерода (Si), уменьшит переохлаждение (a) и повышает температуру кристаллизации эвтектики.

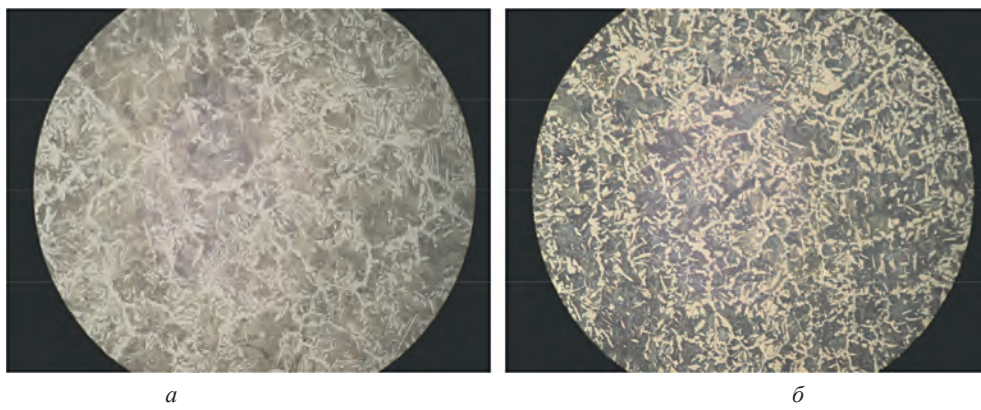


Рис. 2. Структура не модифицированного (а) и модифицированного (б) слитка. $\times 100$

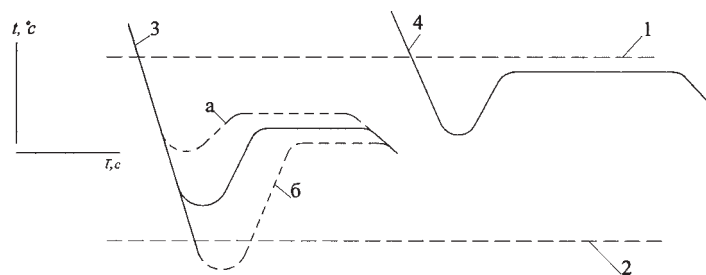


Рис. 3. Схема влияния модификатора в сером чугуне: 1 – температура эвтектики по схеме: расплав \rightarrow аустенит + графит; 2 – температура метастабильной кристаллизации по схеме: расплав \rightarrow аустенит + цементит; 3 – кривая охлаждения поверхностных слоев отливки; 4 – кривая охлаждения центра отливки; а – добавлен химически активный элемент; б – добавлен поверхностно-активный элемент

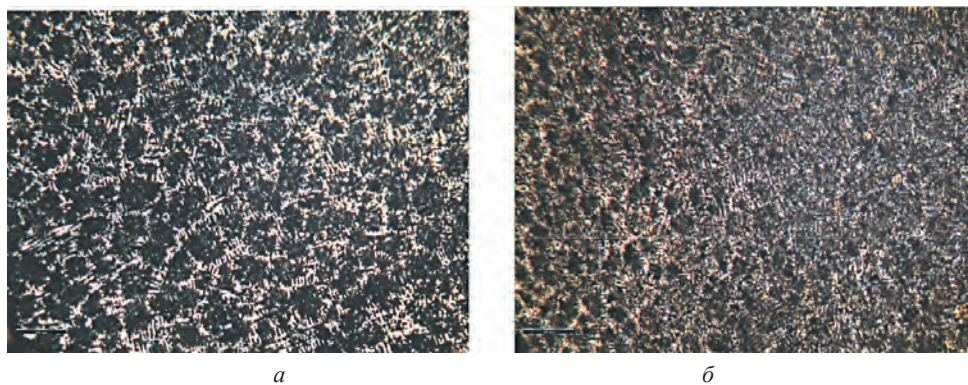


Рис. 4. Макроструктура исходного (а) и модифицированного (б) чугуна. $\times 4$

Добавка ПАВ, замедляя рост зародившихся эвтектических колоний, приводит к росту переохлаждения, и если температура расплава опускается ниже температуры метастабильной кристаллизации, возможно образование отбела (рис. 3). В связи с этим при литье в сухие формы толстостенных отливок наличие в составе поверхностно-активных элементов скажется положительно на процессе кристаллизации. При производстве тонкостенных отливок использовать эти вещества нужно с большой осторожностью. Наблюдаемый при этом рост переохлаждения приведет к увеличению числа эвтектических ячеек. Их замедленный рост облегчает диффузию углерода на фронте роста ячеек, в результате чего включения графита утолщаются, а сами они становятся короче.

Увеличение числа эвтектических ячеек при вводе в чугун комплексного модификатора ($0,1\text{SiCa} + 0,003\text{Bi}$) показано на рис. 4.

В высокопрочном чугуне с шаровидным графитом вторичное модифицирование химически активными добавками резко повышает число ячеек и позволяет избежать появления в структуре ледебурита.

Введение поверхностно-активных металлов (Bi, Pb, Te, Sb) недопустимо, так как эти элементы являются деглобуляризаторами, ухудшающими форму шаровидного графита.

Структура доэвтектических высокохромистых чугунов состоит из дендритов аустенита и аустенитно-карбидной эвтектики. В заэвтектическом чугуне вместо дендритов аустенита присутствуют первичные карбиды. Независимо от состава высокохромистого чугуна он склонен к транскристаллизации. Модифицирование комплексным модификатором ($\text{SiCa} + \text{Al} + \text{Bi} + \text{B}$) способствует получению равноосной структуры (рис. 5), измельчению как первичных, так и эвтектических карбидов. При этом существенно улучшаются механические свойства чугуна [2]. На рисунке приведена макроструктура (слева) и микроструктура (справа) исходного (а) и модифицированного (б) высокохромистого чугуна.

Механизм ликвидации транскристаллизации в доэвтектическом высокохромистом чугуне схематично представлен на рис. 6.

Комплексный модификатор, способствуя созданию концентрационного переохлаждения на фронте кристаллизации аустенита и эвтектики, и, облегчая зарождение равноосных кристаллов аустенита и эвтектики, останавливает транскристаллизацию и меняет морфологию строения эвтектики. Даже если карбиды эвтектики ориентированы по направлению теплоотвода, они в равноосной зоне более короткие, что, очевидно, положительно сказывается на износостойкости и прочности чугуна. С целью экспериментального изучения механизма остановки транскристаллизации в алундовых тиглях переплавляли образцы, содержащие 2,7% С и 18,1% Сг, 0,8% Si и 0,7% Mn. Для получения различного количества центров кристаллизации первичного аустенита и различной глубины транскристаллизации расплав модифицировали силикокальцием (СК30), алюминием и ферротитаном (ФТи40А) в количестве соответственно 0,3, 0,1 и 0,35% (из расчета 0,15% Ti) от массы обрабатываемого расплава. Число зерен первичного аустенита на единице площади ($\text{N}/\text{см}^2$) подсчитывали на протравленной поверхности шлифа. Результаты экспериментов представлены на рис. 7.

Как следует из рисунка, модифицирование ферротитаном и особенно силикокальцием резко сокращает ширину зоны транскристаллизации и способствует увеличению числа дендритов первичного аустенита. Характерной особенностью для всех кривых является резкий рост числа дендритов при переходе от экзо- к эндогенной кристаллизации.

Более выраженный эффект по ликвидации транскристаллизации в высокохромистом чугуне отмечен в случае применения комплексного модификатора $0,2\text{SiC} + 0,01\text{Al} + 0,05\text{B} + 0,03\text{Bi}$ от массы расплава.

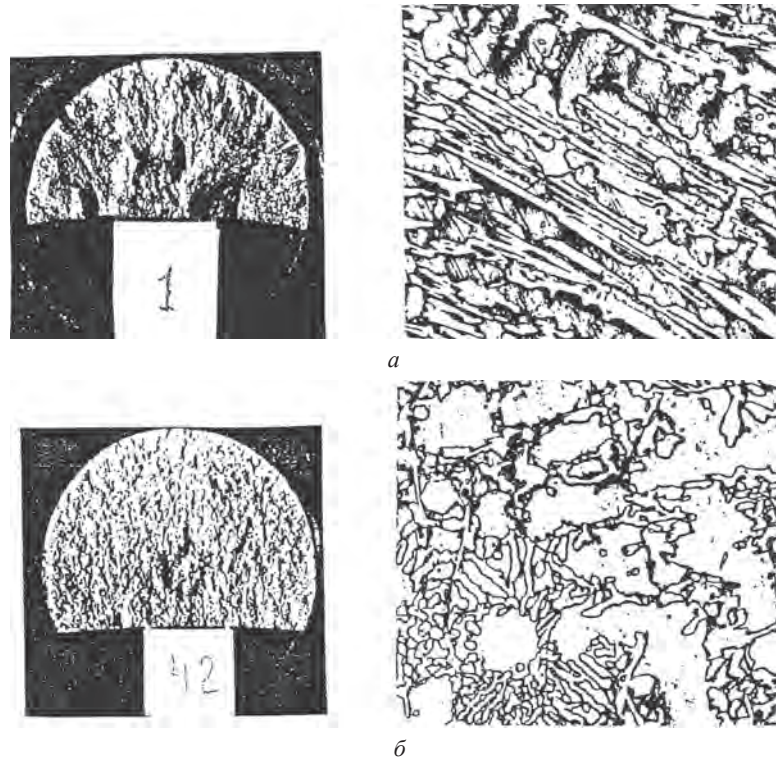


Рис. 5. Макроструктура (слева) и микроструктура (справа) исходного (а) и модифицированного (б) ВХЧ, $\times 100$

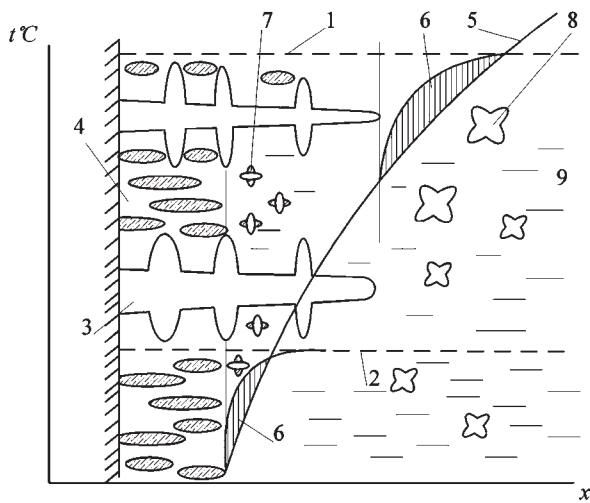


Рис. 6. Схема ликвидации транскристаллизации в доэвтектическом высокохромистом чугуна: 1 – равновесная температура зарождения аустенита; 2 – равновесная температура кристаллизации ледобурита; 3 – дендриты аустенита; 4 – эвтектика; 5 – распределение температур по сечению отливки; 6 – зоны концентрационного переохлаждения; 7 – зародыши ледобурита; 8 – зародыши аустенита; 9 – расплав чугуна

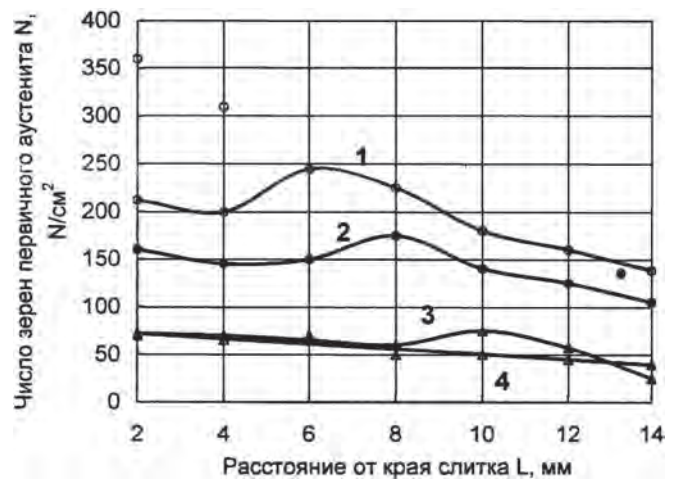


Рис. 7. Влияние модифицирования на структуру ВХЧ: 1 – модифицированный силикокальцием; 2 – модифицированный ферротитаном; 3 – модифицированный алюминием; 4 – немодифицированный

Таким образом, подбор состава комплексного модификатора должен осуществляться исходя из особенностей кристаллизации железоуглеродистых сплавов. Несмотря на то что во всех случаях в состав модификатора должны входить элементы, образующие тугоплавкие частицы (карбиды, оксиды, нитриды) и ПАВ, соотношение между компонентами и величина добавки должны быть выбраны с учетом этих особенностей.

Литература

1. Б а б а с к и н Ю. З. Структура и свойства литой стали. Киев: Наукова думка, 1980. 240 с.
2. К о м а р о в О. С., У р б а н о в и ч Н. И., М у р а в с к и й А. В. Повышение стойкости лопастей дробебетных машин // Литейное производство. 1988. № 5. С. 31.
3. К о м а р о в О. С. Совершенствование технологии получения отливок из высокохромистого чугуна. М.: Новое знание, 2014. 152 с.

References

1. Babaskin Ju. Z. *Struktura i svojstva litoj stali* [The structure and properties of cast steel]. Kiev, Navukova dumka Publ., 1980. 240 p.
2. Komarov O. S., Urbanovich N. I., Muravskij A. V. Povyshenie stojkosti lopastej drobemetnyh mashin [Increase in the durability of the blades shot blasting machines]. *Litejnoe proizvodstvo – Foundry production*, 1988, no. 5, pp. 31.
3. Komarov O. S. *Sovershenstvovanii tehnologii poluchenija otlivok iz vysokohromistogo chuguna* [Improving the technology of castings from high chromium cast iron]. Moscow, Novoe znanie Publ., 2014. 152 p.

Сведения об авторах

Комаров Олег Сидорович, д-р техн. наук, проф., Белорусский национальный технический университет, пр. Независимости, 65, Минск, Беларусь. Тел. (+375 17) 331-25-48. E-mail: komarov_metolit@tut.by.

Розенберг Евгений Викторович, инженер, Белорусский национальный технический университет, пр. Независимости, 65, Минск, Беларусь. Тел. (+375 33) 632-69-59.

Урбанович Наталья Ивановна, канд. техн. наук, доцент, Белорусский национальный технический университет, пр. Независимости, 65, Минск, Беларусь. Тел. (+375 17) 331-25-48.

Information about the authors

Komarov Oleg, Doctor in Engineering sciences, Professor, Belarusian National Technical University, Belarus, Minsk, Nezavisimosti Ave., 65. Tel. (+375 17) 331-25-48. E-mail: komarov_metolit@tut.by.

Rozenberg Evgeny, Engineer, Belarusian National Technical University, Belarus, Minsk, Nezavisimosti Ave., 65. Tel. (+375 33) 632-69-59.

Urbanovich Natalia, Ph. D in Engineering sciences, Belarusian National Technical University, Belarus, Minsk, Nezavisimosti Ave., 65. Tel. (+375 17) 331-25-48.