

УДК 621.91.01

**ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ
В ВЫСОКОХРОМИСТЫХ ЧУГУНАХ**

Скобло Т.С. д.т.н.; Клочко О.Ю. к.т.н.; Сидашенко А.И. к.т.н.; Белкин Е.Л.
*(Харьковский национальный технический университет сельского хозяйства
им. П. Василенко)*

Изучены особенности структурообразования и распределения легирующих карбидообразующих элементов в контексте решения проблемы уменьшения доли остаточного аустенита в высокохромистом чугуне.

Введение. Высокохромистые чугуны являются материалом, часто используемым для изготовления деталей машиностроения и металлургического оборудования.

Хром является основным легирующим элементом группы белых износостойких чугунов. В результате легирования сплавов хромом повышается твердость, коэрцитивная сила, сопротивление коррозии, жаростойкость и механические свойства, повышается сопротивление различным видам износа, и, в конечном итоге, эксплуатационная стойкость.

Но одним из существенных недостатков такого материала является наличие большой доли остаточного аустенита, поскольку, замедляя диффузионные процессы, хром кинетически затрудняет его распад. Об этом свидетельствуют результаты рентгеноструктурного анализа и снижение ферромагнитных свойств [1]. Решение этой проблемы может быть достигнуто на основе изучения особенностей превращения остаточного аустенита при литье и термообработке с обеспечением максимального его распада.

Доля выделения аустенита зависит не только от условий кристаллизации отливки, но и от химического состава и особенно карбидообразующих элементов. Легирование ими высокохромистого чугуна, способствует уменьшению концентрации углерода в остаточном аустените, снижает его устойчивость и стабилизирует свойства материала при эксплуатации.

Цель работы. В данной работе изучены особенности распределения легирующих карбидообразующих элементов в контексте рассмотрения проблемы уменьшения доли остаточного аустенита путем оптимизации химического состава и применения термической обработки.

В данной работе, использовали современные методы исследования: микроструктурный и микрорентгеноспектральный анализы.

Также применяли разработанную ранее методику математического описания структуры, основанную на гидродинамических аналогиях, с применением уравнений Навье-Стокса, происходящих в процессе кристаллизации и термообработке фаз (диффузионный процесс и изменение плотности, описываемых соответственно абсолютными величинами конечно-

разностных лапласиана и дивергенции), подробно изложенную в работах [2,3]. В результате оценки строили гистограммы по одиннадцати группам условных цветов (в %), отличающихся содержанием компонентов. Нумерация условных цветов увеличивалась от черных оттенков к белому, где условные цвета 1-6 отнесены к карбидной фазе; 7 – к аустениту; 8-10 - к ферриту; 11 – карбиды вольфрама и молибдена.

Микрорентгеноспектральный анализ структурных составляющих проводили на растровом электронном микроскопе-микроанализаторе JEOL JSM-6390LV при увеличении до 4000 крат в режиме катодолюминесценции и растровом электронном микроскопе JSM-820 Link “JEOL” с системой рентгеновского микроанализа Link AN10/85S “Link Analytical”.

Значения микротвердости измеряли при нагрузке 0,49Н прибором ПМТ-3.

Исследованы высокохромистые чугуны, следующего химического состава (табл.1):

Таблица 1 - Химический состав исследуемых чугунов

№ образца	Содержание элементов, %								
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	V	Cu	W
1	2,67	0,99	1,1	16,4	1,3	1,33	0,44	0,14	-
2	2,85	1,1	1,12	16,2	1,41	0,91	0,24	0,09	0,86
3	2,62	1,02	0,95	15,9	1,19	0,21	0,22	0,23	2,6

Результат исследования. Строение карбидной фазы, расположение первичных и эвтектических карбидов в отливках из высокохромистых чугунов в основном определяется процессом кристаллизации и напрямую связано с теми изменениями, которые вносят карбидообразующие легирующие элементы в строение кристаллизующегося металла.

Согласно [4], увеличение содержания Cr и W способствует росту температуры начала кристаллизации избыточного аустенита. Степень уплотнения расплава при эвтектическом превращении растет по мере повышения концентрации W, что ведет к увеличению количества выделившейся в процессе кристаллизации эвтектической составляющей, включающей легированные спецкарбиды хрома и вольфрама.

Микрорентгеноспектральным анализом структуры показано, что в процессе кристаллизации во всех исследуемых чугунах выделяются соответствующие карбидные фазы: тригональные типа Me_7C_3 , кубические типа $Me_{23}C_6$ и типа MeC .

Анализом сплавов с 0,86 - 2,6% вольфрама в литом состоянии показано, что включения, содержащие этот компонент, не являются рельефными, не имеют выступающих границ, а также определенной формы или огранки. Их идентификацию осуществляли микрорентгеноспектральным методом при больших увеличениях ($\times 1000 - 4000$). Наблюдаемое свечение этих включений достигалось при исследованиях в режиме катодолюминесценции (рис.1).

Спецкарбиды Me_7C_3 в среднем содержат: 48-51%Fe; 44-49%Cr; а также

ванадий, молибден и вольфрам. Доля ванадия и молибдена в чугунах, без вольфрама (образец №1, см.табл.1) составляет ~2,2% (при общем содержании в чугунах - 0,44 и 1,33% соответственно). В чугунах с содержанием 0,86 и 2,6%W (образцы №2 и 3, см. табл.1) – определена доля ~0,78%V, а также 0,85 и 0,25%Mo соответственно.

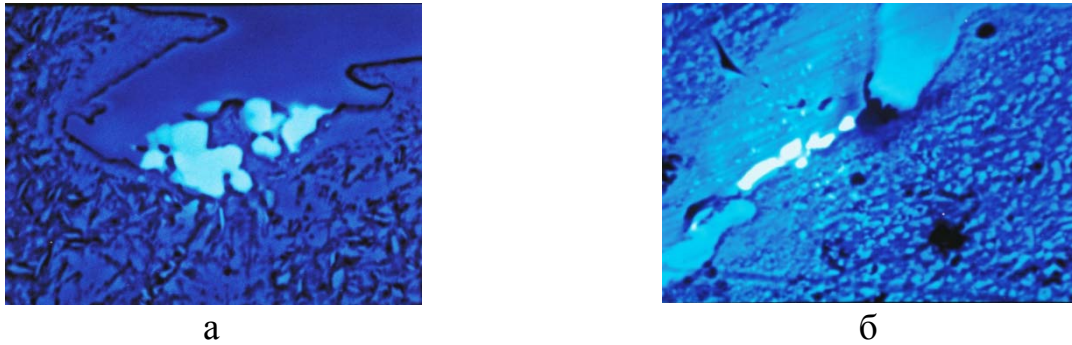


Рисунок 1 - Карбидные фазы типа $(FeW,Cr)C$ на изображении микроструктур исследуемых высокохромистых чугунов, образцы: а) №2, $\times 4000$; б) №3, $\times 3000$

В таких фазах, согласно [4], по мере повышения в чугунах концентрации вольфрама до 5,0% наблюдали тенденцию к снижению растворимости хрома. В наших исследованиях такой эффект не наблюдали, наоборот, в чугунах с 0,86%W концентрация Cr в карбидах несколько увеличилась, а при 2,6%W – она возросла на 3-5% (с 44,24% до 49% соответственно). Очевидно, при исследуемых концентрациях (до 2,6%W), тенденция, описанная в [4], не имеет места.

Наряду с хромистым карбидом типа Me_7C_3 в исследуемых чугунах кристаллизуются спецкарбиды типа MeC (для чугуна №1 $(FeMo,Cr)C$ либо $(FeW,Cr)C$ для чугунов №2 и 3).

В чугунах образца №1 (см. табл.1) карбиды MeC содержат 53,25%Mo, 32,35%Fe и 12,88%Cr.

В сплавах №2 и 3 (см.табл.1) с 0,86 - 2,6% W включения $(Me,W)C$ содержат: 7,75 - 8,7% Cr; 1,09% Ni; 0,37 – 0,45% V; до 26,06% Mo; 30 – 38% W; 34 – 47% Fe. Наблюдается заметное уменьшение концентрации Cr, по сравнению с чугуном без вольфрама (№1) - ~ на 4-5%.

В литом состоянии (рис.2) в чугунах, содержащих вольфрам (при 0,2 – 0,5% молибдена), остаточного аустенита меньше (на 60%), чем в чугунах того же состава, но без вольфрама. При введении вольфрама гораздо больше кристаллизуется участков ферритокарбидной смеси повышенной травимости. Содержание компонентов в матрице исследуемых легированных чугунов существенно отличается, особенно, количеством хрома и железа. Различную концентрацию этих компонентов можно наблюдать по цвету остаточного аустенита: темному и светлому. Так, в чугунах с 1,33% молибдена в литом состоянии, хрома в светлой матрице в 3 раза больше (16,0%), чем в чугунах с вольфрамом (5,76%). В темной матрице такого резкого отличия по концентрации хрома, не наблюдается.

Молибден, в чугунах без вольфрама, равномерно распределен между Me_7C_3 и матрицей (2,2 – 3,0%) и его количество зависит от доли в сплаве.

Содержание вольфрама в темной и светлой матрице различается незначительно, при общем увеличении в чугуне вольфрама с 0,86 до 2,6%, а концентрация его в матрице сокращается ~ в 2 раза (с 1,76 до 1%), что связано увеличением доли карбидной фазы $(Me,W)C$ в таких чугунах.

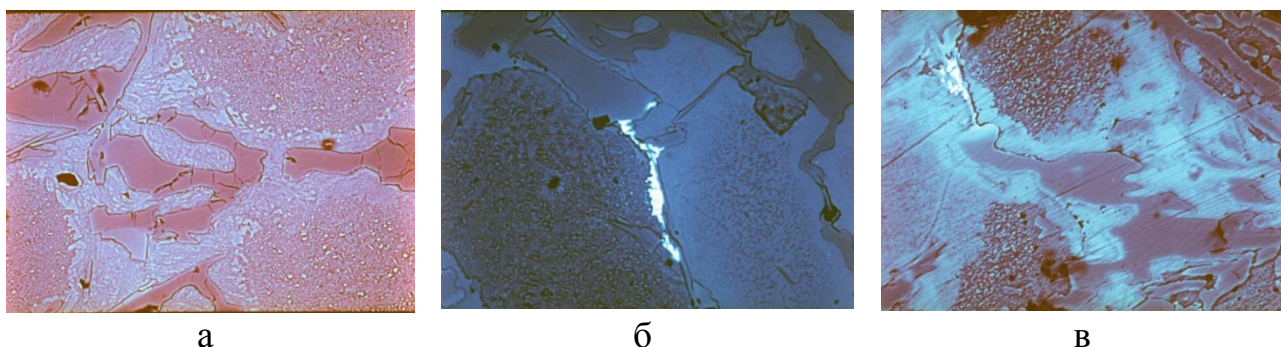


Рисунок 2 - Изображения микроструктур исследуемых высокохромистых чугунов в литом состоянии, $\times 1000$, образцы: а) №1; б) №2, в) №3

Проведенный математический анализ структуры исследуемого высокохромистого чугуна (табл.2, см.рис.2) показал, значительное уменьшение (~8раз) количества остаточного аустенита в чугуне с 2,6% W по сравнению с образцом №1 (цвет 7 – матрица темного цвета) и увеличение доли ферритной составляющей (на 23,4%). Наблюдается также некоторое увеличение карбидов, в том числе и типа MeC (на 1,84%). Полученные данные согласуются с результатами микрорентгеноспектрального анализа.

Таблица 2 - Значение условного цвета, % в исследуемых структурах

Карбиды типа						Аустенит	Феррит			Карбиды типа MeC	Номер образца
Me_7C_3			$Me_{23}C_6$								
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	
0,06	0,38	30,28	0,03	2,91	3,51	40,77	7,89	17,98	6,19	0,43	1
0,06	0,01	26,98	0,00	2,21	9,15	25,77	2,75	27,54	5,01	0,52	2
0,06	0,00	27,54	0,35	2,73	8,00	5,10	2,00	46,79	6,67	0,76	3

Выявлена неоднородность карбидов и феррита, которые отличаются оттенками и долей легирующих элементов. При этом, независимо от ввода вольфрама, наибольшая доля карбидов характерна для цветов 3 и 6, а феррита – для цвета 9.

Карбиды цветов 1-4 относятся к типу Me_7C_3 , а 5,6 – это $Me_{23}C_6$. Из анализа видно, что лишь небольшая доля карбидов типа Me_7C_3 отличается по содержанию компонентов (C,Cr,W). Так, в чугуне без вольфрама (образец 1) их доля составляет 0,47% (цвета 1,2,4), а с добавками – 0,07-0,41%.

Что касается карбидов типа $Me_{23}C_6$, то разница в содержании

компонентов для цвета 5 практически не зависит от степени легированности вольфрама и для всех образцов, включая исходный (№1), находится в пределах 2,21-2,91%.

В отличие от карбидной фазы, доля феррита с наличием цветов 8 и 10, которые имеют концентрацию компонентов другую, чем цвет 9, зависит от легирования вольфрамом. Введение этого компонента, независимо от его содержания, имеет суммарную долю цветов 8 и 10 – 6,67-7,76%. Без добавок W она в 2 раза больше (14,08%). С увеличением концентрации вольфрама от 0,86 до 2,6% доля однородного по содержанию компонентов феррита возрастает с 17,98 до 46,79%.

Проведенная термообработка исследуемых чугунов (низкотемпературный циклический отжиг в интервале 450°C - 550°C), способствовала усилению эффекта дисперсионного твердения. Твердость увеличивалась с 61 – 66 до 73HSD, вместе с тем, существенного изменения концентрации вольфрама в карбидных фазах не выявлено.

При добавлении вольфрама свыше 2%, резко повышается плотность сплава, что следует из рассчитанного значения дивергенций, характеризующих плотность фрагментов изображения для высокохромистого чугуна (табл.3).

Значения дивергенций, рассчитанные для фотографий высокохромистого чугуна (см.рис.2) без вольфрама и с 0,86% W различаются незначительно, тогда как при введении 2,6%W, дивергенция увеличивается ~ в 2 раза. Очевидно, это связано с увеличением дисперсности карбидных частиц и других составляющих легированного вольфрамом чугуна вследствие распада остаточного аустенита.

Таблица 3 - Значения дивергенции, характеризующих плотность фрагментов изображения для высокохромистого чугуна с различной долей W

Значения дивергенций, %		
без W	0,86% W	2,6% W
53	58	103

Легирование высокохромистого чугуна молибденом или вольфрамом по-разному влияет на уровень свойств, что связано с распределением этих компонентов между фазами в чугуне. Особенно заметно различие в уровне микротвердости матрицы, которая в 1,17 раз выше при добавках W, чем при легировании только Mo (2910-3410 Н/мм² соответственно). Такое различие в микротвердости объясняется увеличением доли ферритной составляющей в литом состоянии в чугунах без вольфрама. После термической обработки различие менее заметно, так как происходит дополнительный распад остаточного аустенита [5].

Выводы. Комплексное легирование высокохромистого чугуна карбидообразующими элементами практически не влияет на характер выделяемой карбидной фазы и тип максимальной доли легированного феррита.

Вольфрам, главным образом, кроме MeC, сосредоточен в карбидах типа

Me_7C_3 и $Me_{23}C_6$. Доля вольфрама в этих карбидах достигает 3,81%, а в матрице его количество изменяется от 0 до 1,75%.

Карбидообразующие элементы при совместном присутствии в чугунах в рассмотренных количествах способствуют эффекту дисперсионного твердения и формированию ферритокарбидной смеси. Это снижает долю остаточного аустенита с 40,77 до 5,1% при 2,6% W уже в литом состоянии. Наиболее полный его распад можно обеспечить при циклической термообработке.

Список литературы

1. Цыпин И.И. Белые износостойкие чугуны. Структура и свойства. - М.: Металлургия, 1983.-176с.
2. Скобло Т.С. Применение компьютерного анализа металлографических изображений при исследовании структуры высокохромистого чугуна /Т.С.Скобло, О.Ю. Ключко, Е.Л. Белкин // Заводская лаборатория. Диагностика материалов.–2012.-№ 6 (78).-С.35-42.
3. Скобло Т.С. Исследование структуры высокохромистого комплекснолегированного чугуна с применением методов математического анализа /Т.С.Скобло, О.Ю. Ключко, Е.Л. Белкин// Сталь.–2012.-№ 3.–С.46-52.
4. Ри, Х. Комплексно-легированные чугуны специального назначения / Х. Ри, Э. Х. Ри // РАН, Дальневосточ. отд-ние, Ин-т материаловедения. – Владивосток: Дальнаука, 2000. – 286с.
5. Ключко О.Ю. Влияние низкотемпературной циклической термообработки на структурную неоднородность в массивных отливках из высокохромистого комплекснолегированного чугуна //Технічний сервіс АПК, техніка та технологія у сільськогосподарському машинобудуванні: Вісник ХНТУСГ, вип.101 – Харків. - 2010. – С.73-77

Анотація

Особенности структурообразования у высокохромистых чугунах

Скобло Т.С.; Ключко О.Ю.; Сідашенко О.І.; Белкін Й.Л.

Вивчено особливості структуроутворення і розподілу легуючих карбидоутворюючих елементів у контексті рішення проблеми зменшення частки залишкового аустеніту у высокохромистому чавуні.

Abstract

The peculiarities of structure formation in high-chromium cast iron

Skoblo T.S.; Klochko O.Yu.; Sidashenko A.I.; Belkin E.L.

Features of structure formation and distribution of carbide-forming alloying elements in the context of handling a problem of decrease of the retained austenite percent in high-chromium cast iron.