

УДК 669.017.3

РАЗРАБОТКА МЕТОДОВ ПОВЫШЕНИЯ ЭКСПЛУАТАЦИОННОЙ СТОЙКОСТИ ИЗДЕЛИЙ ИЗ ВЫСОКОХРОМИСТОГО ЧУГУНА

Т.С. Скобло, профессор, д.т.н., О.Ю. Клочко, к.т.н.,
О.И. Тришевский, профессор, д.т.н.,
Харьковский национальный технический университет сельского хозяйства
имени Петра Василенко

Аннотация. Представленная разработка посвящена поиску методов повышения эксплуатационной стойкости центробежнолитых двухслойных валков горячей прокатки с рабочим слоем из высокохромистого чугуна.

Ключевые слова: высокохромистый чугун, прокатные валки, фазовый состав, остаточный аустенит, термообработка, легирование, свойства.

РОЗРОБКА МЕТОДІВ ПІДВИЩЕННЯ ЕКСПЛУАТАЦІЙНОЇ СТІЙКОСТІ ВИРОБІВ З ВИСОКОХРОМИСТОГО ЧАВУНУ

Т.С. Скобло, професор, д.т.н., О.Ю. Клочко, к.т.н.,
О.І. Тришевський, професор, д.т.н.,
Харківський національний технічний університет сільського господарства
імені Петра Василенка

Анотація. Подана розробка присвячена пошуку методів підвищення експлуатаційної стійкості відцентроволитих двошарових валків гарячої прокатки з робочим шаром з высокохромистого чавуну.

Ключові слова: высокохромистий чавун, прокатні валки, фазовий склад, залишковий аустеніт, термообробка, легування, властивості.

DEVELOPMENT OF TECHNIQUES FOR IMPROVING OF HIGH CAST-CHROMIUM PRODUCTS SERVICE DURABILITY

T. Skoblo, Professor, Doctor of Technical Science, O. Klochko, Candidate of Technical Sciences, O. Trishevsky, Professor, Doctor of Technical Science,
Kharkiv Petro Vasylenko National Technical University of Agriculture

Abstract. The work presented deals with methods of investigation for improving of service durability of hot rolling centrifugall-cast bilayer rolls with a high chromium cast iron working layer.

Key words: high-chromium cast iron, rolling mill rolls, phase composition, retained austenite, heat treatment, alloying, properties.

Введение

Высокохромистые чугуны относятся к дисперсионно-твердеющим материалам. Их преимущество, по сравнению с другими материалами, заключается в том, что они отличаются меньшей склонностью к выкрашива-

нию, а также высокой термической выносливостью и износостойкостью.

Анализ публикаций

Структура металлической матрицы хромистых чугунов в литом состоянии зависит от

концентрации хрома. При содержании до 10 % Cr металлическая матрица представляет собой продукты распада аустенита различной степени дисперсности (от перлита до троостита). При содержании 11,0–20,0 % Cr в структуре наряду с продуктами распада (феррито-карбидная смесь) имеется различная доля остаточного аустенита. Причем степень его устойчивости тем выше, чем больше концентрация хрома. С увеличением концентрации хрома более 20 % до 70 % структура металлической матрицы – аустенит, а остальное – феррито-карбидная смесь [1]. Учитывая ограничения по доле выделяемого остаточного аустенита (его устойчивости при термообработке) в металлической матрице и тип формируемых карбидных фаз, наиболее эффективным является применение сплавов для прокатных валков с содержанием хрома в интервале 16,0–18,0 % [2].

Цель и постановка задачи

Цель работы – разработка методов повышения эксплуатационной стойкости центробежнолитых валков горячей прокатки из высокохромистого чугуна.

Одним из существенных недостатков высокохромистого чугуна является нестабильность его свойств при эксплуатации из-за наличия остаточного аустенита. Доля его выделения зависит не только от условий кристаллизации отливки, но и от химического состава сплава. В условиях термоциклических нагрузок и высоких удельных давлений распад остаточного аустенита сопровождается ростом напряжений и разрушением рабочего слоя вала при эксплуатации. Уменьшить долю остаточного аустенита возможно двумя путями – дополнительным легированием карбидообразующими добавками, которые связывают углерод с образованием специальных карбидов, и термической обработкой. Рассмотрим эти два направления.

Материалы и методики исследований

Объектом исследования служили образцы плавок, отобранные от рабочего слоя двухслойных высокохромистых чугуновых валков, химический состав которых приведен в табл. 1. Mg добавляли в виде Cu-Mg лигатуры. W добавлен в валок №8 (0,86 %) и №9 (2,6 %). Количество S не превышает 0,034 %, P – 0,049–0,092 %.

Таблица 1 Химический состав высокохромистого чугуна

№	Химический состав, %								
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu	V	Nb
1	2,62	0,96	0,78	17,0	1,36	1,24	0,32	0,20	0,17
2	2,76	0,98	0,80	16,0	1,51	1,24	0,24	0,25	0,11
3	2,80	0,94	0,85	15,9	1,39	1,21	0,25	0,37	0,11
4	2,97	1,07	0,86	16,2	1,32	1,15	0,23	0,35	0,16
5	2,77	0,91	0,86	17,1	1,24	1,17	0,33	0,26	-
6	2,74	0,98	0,80	16,4	1,37	1,21	0,26	0,24	-
7	2,67	0,99	1,0	16,4	1,3	1,33	0,14	0,44	-
8	2,85	1,1	1,12	16,2	1,41	0,91	0,09	0,24	0,14
9	2,62	1,02	0,95	15,9	1,19	0,21	0,23	0,22	-

При выполнении исследований были использованы микроструктурный, микрорентгеноспектральный, рентгенофазовый анализы, измерение микротвердости, комплексный анализ металлографического изображения математическим методом, магнитный контроль напряженно-деформированного состояния по коэрцитивной силе. Микроструктуру образцов до и после термической обработки изучали с помощью металлографического микроскопа «Neophot-21». Микрорентгеноспектральный анализ структурных составляющих проводили на растровом электронном микроскопе-микроанализаторе JEOL JSM-6390LV при больших увеличениях (5000–20000 крат) при ускоряющем напряжении

30 кВ и растровом электронном микроскопе JSM-820 Link «JEOL» с системой рентгеновского микроанализа Link AN10/85S «Link Analytical». Рентгенофазовый анализ проводили на дифрактометре «Дрон-3» в монохроматизированном медном излучении ($\lambda=1,54\text{Å}$). Испытание на твердость (НВ) и микротвердость (Н50) проводили по стандартной методике на приборах ТБ-5004 и ПМТ-3 соответственно.

Изменение доли остаточного аустенита оценивали измерителем остаточного аустенита МА-52, принцип действия которого основан на регистрации ЭДС, возникающей в измерительной обмотке магнитоиндукционного преобразователя дифференциального типа при его установке на ферромагнитный объект, где уровень ЭДС зависит от наличия остаточного аустенита в структуре высоколегированного чугуна. А также оценивали по уровню коэрцитивной силы и твердости в литом состоянии и после каждого цикла термообработки. Величину коэрцитивной силы

измеряли при помощи магнитного структуроскопа КРМ-Ц-К2М по методике [3].

Результаты исследований и их обсуждение

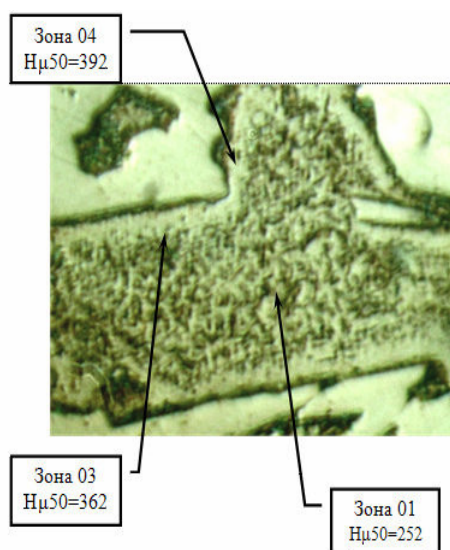
Согласно первому направлению исследований по повышению эксплуатационных свойств анализировали влияние легирующих добавок на структуру высокохромистого сплава. Распад остаточного аустенита определяется уровнем его стабильности, который зависит от степени легированности сплава. Важным является оценить, сколько легирующих элементов растворяется в аустените, сколько их выделяется в избыточных фазах, в какой период процесса кристаллизации распадается аустенит. Исследовано распределение основных и легирующих элементов в структуре рабочего слоя валков в литом состоянии.

Комплексное легирование высокохромистого чугуна существенно изменяет структуру металла и твердость. В литом состоянии из-за расслоения аустенита выявляются существенные колебания в концентрации компонентов. В ходе исследования наблюдали значительную структурную неоднородность продуктов распада аустенита в границах аустенитного зерна. Уже в процессе кристаллизации отливки частично происходит дисперсионное твердение: образование в основе малоуглеродистой α -фазы и формирование дисперсных вторичных карбидных фаз. При этом на границе с зоной выпадения специ-

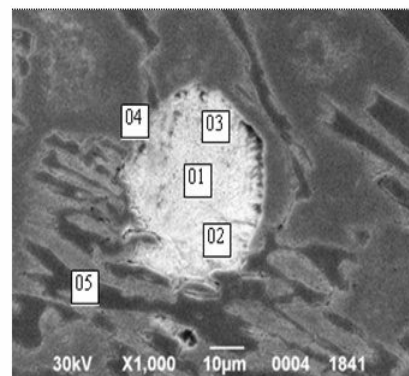
альных карбидов возникают значительные структурные напряжения, уровень которых оценивали по микротвердости.

Изучено влияние карбидообразующих добавок на структурообразование и свойства рабочего слоя высокохромистых прокатных валков. Анализ нетравленных микрошлифов показал в материале валка №7 без вольфрама наличие сульфидов, а также очень мелких неметаллических включений с ванадием и небольшое количество мелкого, точечного графита. В литом состоянии в чугуне рабочего слоя этого валка (с долей молибдена до 1,3 %) содержится до 80 % остаточного аустенита (твердость – 77HSD). В чугунах, содержащих вольфрам (при 0,2–0,91 % Mo), остаточного аустенита меньше – до 60 %, гораздо больше участков ферритокарбидной смеси повышенной травимости. В валке №8 твердость в литом состоянии составляла 74HSD, а в №9 – не превышала 66HSD.

В процессе длительного охлаждения при кристаллизации отливки отмечается дисперсионное твердение. Установлено в структуре чугуна без вольфрама и с содержанием 1,33 % Mo (валок №7) наличие карбидов типа Me_7C_3 и MeC – это ориентированно выделяющиеся включения, размер которых определяется сечением кристалла до 5 мкм (рис. 2, а). Их идентификацию осуществляли микрорентгеноспектральным методом при больших увеличениях (табл. 2).



Дисперсионное твердение в процессе кристаллизации (валок №3), $\times 100$



Структура высокохромистого валка №6 и места оценки распределения компонентов методом рентгеноструктурного анализа: 01-05 – локальные зоны анализа

а

б

Рис. 1. Структура рабочего слоя высокохромистого вала: а – зоны дисперсионного твердения; б – структура высокохромистого чугуна (валок №6)

Карбиды Me_7C_3 в среднем содержат до 47,57 % Fe и 47,83 % Cr. Карбиды MeC содержат 53,25 % Mo, 32,35 % Fe и 12,88 % Cr. Анализом сплавов с 0,86–2,6 % W в литом состоянии выявлено, что включения, содержащие вольфрам, не являются рельефными, не имеют выступающих границ, а также определенной формы или огранки. Карбиды, выделяющиеся при дисперсионном твердении, особенно при содержании его 2,6 %, сущест-

венно мельче (максимальный размер не превышает 0,2 мкм), и их общее количество больше. Установлено (табл. 2), что 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. Их идентификацию осуществляли микрорентгеноспектральным методом при больших увеличениях (рис. 2, б, в). Наблюдаемое свечение этих карбидов достигалось при съемке во вторичных электронах.

Таблица 2 Результаты микрорентгеноспектрального анализа рабочего слоя прокатных валков

Условный № вала	Структурная составляющая	Содержание элементов, %								Микротвердость, Н-50
		Fe	Cr	Ni	V	Mo	Si	W	Mn	
7	Карбид $Me_{23}C_6$	47,57	47,83	0,06	2,16	2,27	-	-	-	-
	Карбид MeC	32,35	12,88	0,40	0,78	53,25	0,34	-	-	-
	Матрица (светлая)	78,11	16,0	1,08	0,54	3,01	1,30	-	-	623
	Матрица (темная)	78,40	15,71	1,32	0,59	2,93	1,06	-	-	336
8	Карбид $Me_{23}C_6$	51,3	44,24	-	0,78	0,85	0,11	1,02	1,45	-
	Карбид MeC	34,23	7,75	-	0,45	26,06	-	30,77	0,75	-
	Матрица (светлая)	89,6-90	4,3-5,6	1,63-1,67	0,032	0,56-0,90	1,09-1,22	0,6-1,2	0,73-1,17	423,3
	Матрица с вторичными карбидами	77,2	16,44	-	0,26	0,83	0,83	1,75	1,13	-
	Матрица (темная)	80,88	12,8	1,56	0,03	0,6	0,71	1,66	1,74	303,6
9	Карбид $Me_{23}C_6$	47,5-50	45-49	0,2-0,55	0,77-0,79	0,17-0,3	0,02	1,92-3,81	-	-
	Карбид MeC	47,01	8,71	1,09	0,37	4,32	0,47	38,05	-	-
	Матрица (светлая)	87,8-89,4	5,76	2,09	0,07	0,36	1,28	1,04	-	404
	Матрица (темная)	85,6	9,99	1,74	0,17	0,27	1,08	-	-	329

Примечание. В мелких карбидах оценить микротвердость не представилось возможным.

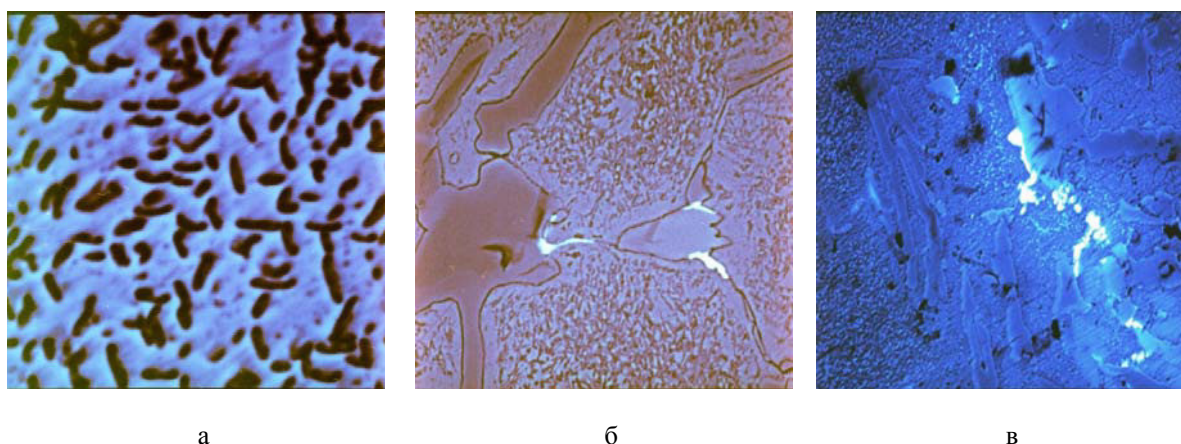


Рис. 2. Микроструктура высокохромистого вала: а – № 7, х4000; б – № 8, х2000; в – № 9,

x1000. Съемка проведена в режиме вторичных электронов

Молибден в чугунах без вольфрама равномерно распределен между спецкарбидами типа Me_7C_3 и матрицей. Иначе распределяется вольфрам. Он, главным образом, кроме карбидов MeC , сосредоточен в карбидах типа Me_7C_3 .

Установлено, что, несмотря на существующие отличия по влиянию рассмотренных карбидообразующих элементов, они частично снижают долю остаточного аустенита уже в процессе кристаллизации. Комплексное легирование карбидообразующими элементами значительно уменьшает уровень литейных напряжений (рис. 3).

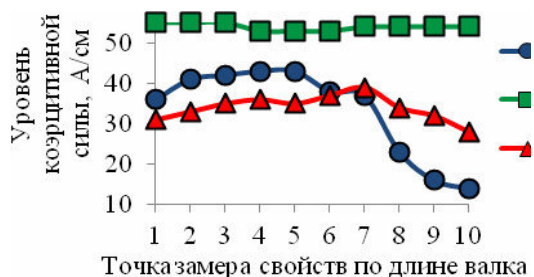


Рис. 3. Изменение уровня коэрцитивной силы в литом состоянии: 1 – валок №8; 2 – валок №7; 3 – валок №9

При введении вольфрама резко снижается доля остаточного аустенита, и в валке №9 с 2,6 % W она минимальна (не превышает 11 %).

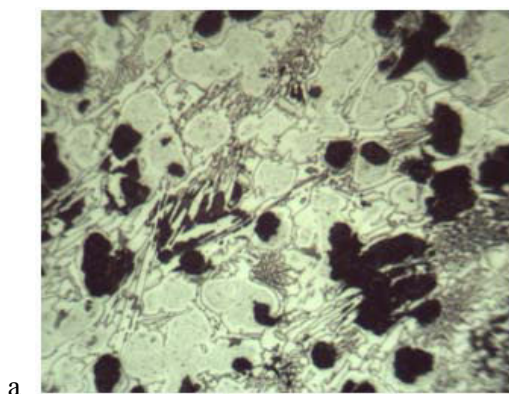
Изучено влияние аустенитообразующих элементов (меди и никеля) в исследуемом интервале концентраций на распад остаточного аустенита. В структуре металлической матрицы выявлены области продуктов распада аустенита (рис. 4, а), в которых произошло дисперсионное твердение (черные и темно-

серые зоны) – ферритокарбидная смесь с повышенным содержанием меди, остаточным аустенитом (светло-серые зоны).

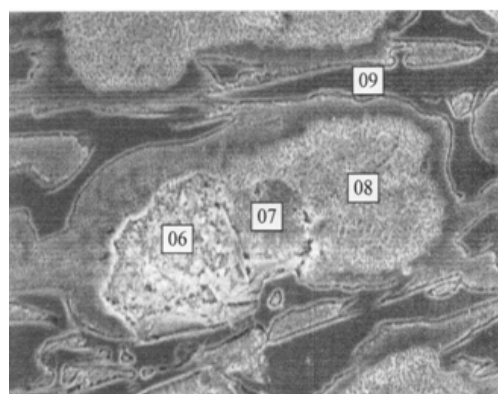
Исследование химического состава по сечению зерен с однородной структурой и с серыми участками показало ликвацию легирующих элементов. В составе черных и серых участков (изм. 06, 07, см. рис. 4, б), как показал микрорентгеноспектральный анализ (рис. 5), углерод отсутствует. В зоне серого цвета (изм. 06) содержится 28,68 % Cr; 1,60 % Mn; 1,63 % Cu и 1,27 % Ni. В зоне черного цвета (изм. 07) содержится 49,73 % Cr; 2,44 % Mn; 2,78 % Cu и 3,81 % Mo; Ni – отсутствует.

Из анализа следует, что медь способствует расслоению остаточного аустенита с формированием зон, не содержащих углерод (изм. 06, 07), и кристаллизацией структурно свободных ее выделений (до 60 %). В этих зонах концентрация меди в 5–9 раз превышает среднее содержание ее в металле. Появление меди в структурно свободном состоянии объясняется распадом остаточного аустенита, в котором предел растворимости меди может достигать концентрации 2 %.

Также в пользу этого вывода может служить факт повышенной травимости таких зон и их низкой микротвердости. Наличие структурно свободной меди оказывает положительное влияние на технологические и эксплуатационные свойства высокохромистых чугунов, поскольку Cu в таких чугунах, в отсутствие графита, играет роль смазки и частично компенсатора литейных и термических напряжений, что способствует снижению склонности такого материала к трещинообразованию.



а



б

Рис. 4. Микроструктура высокохромистого валка: а – х200; б – места оценки компонентов методом микрорентгеноструктурного анализа

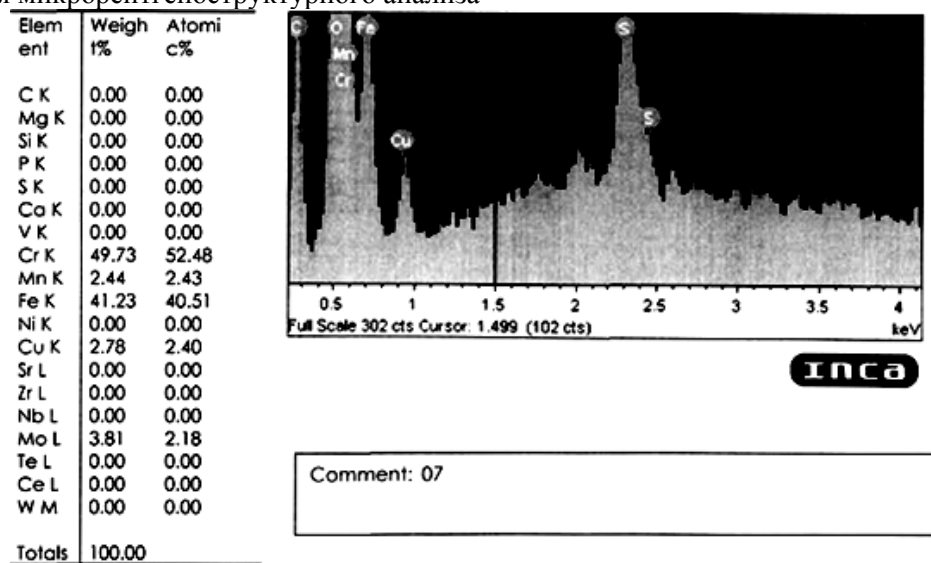


Рис. 5. Микрорентгеноспектральный анализ структуры рабочего слоя валка: область черного цвета с повышенным содержанием меди внутри распавшегося зерна, изм. 07

В области светло-серого цвета, где травление не выявляет структуру (см. рис.1, б, изм. 04), сохраняется остаточный аустенит с микротвердостью Н-50-405-440, что подтверждается высоким содержанием углерода (до 7,15 %). В зонах распавшегося аустенита выявлено уменьшение содержания никеля, что можно объяснить, скорее всего, образованием очень дисперсных интерметаллидов типа NiCr₂ и Ni₃Cr, но из-за дисперсности их нельзя идентифицировать и оценить содержание в них компонентов. Также никель выявлен в составе дисперсных вторичных карбидов (табл. 2).

В результате проведенного анализа показано, что обеспечить полный распад остаточного аустенита дополнительным легированием не удастся.

Вторым путем снижения доли остаточного аустенита является применение термообработки для его распада. В работах [4–6] детально проанализировано влияние различных режимов термообработки валков из высокохромистого чугуна. К их числу относятся низко- и высокотемпературные режимы, однако их применение является неоднозначным, поскольку низкотемпературные режимы только снижают литейные напряжения, а высокотемпературные не могут быть применены для массивных двухслойных отливок.

Детальный анализ структуры и выполненные

термодинамические оценки [7] показали, что при кристаллизации высокохромистых чугунов формируются специальные карбиды (Cr,Fe)₇C₃, а также легированный цементит. Спецкарбиды содержат значительное количество железа (более 40 % в спецкарбидах). Следовательно, они магнитны. Известен факт магнитострикции, который имеет место при переходе карбидов в результате нагрева через точку магнитного превращения, что приводит к расширению кристалла за счет формирования направленного магнитного момента и создания значительных напряжений II рода. Была сделана попытка выяснить температурный интервал этой точки и поведение сплава при обработке по такому режиму (рис. 6). Поскольку карбиды при центробежном литье в рабочем слое довольно мелкие, то предположительно требуемый эффект может быть достигнут при циклическом переходе через точку их магнитного превращения.

Экспериментами установлено, что точки магнитного превращения для легированного (до 11 % Cr) цементита – это 350 °С, а для спецкарбидов Me₇C₃ и Me₂₃C₆ – 500 °С. Проведенная термообработка базировалась на этих температурах – первый нагрев соответствовал более низкой температуре, а последующие – повышенной. Исследованиями после такой термической обработки установлен скачок твердости при 350 °С и 500 °С, что

связано с возникающими напряжениями. Менее существенно повышение твердости

при более низкой температуре, что связано с меньшей долей карбидов цементитного типа.

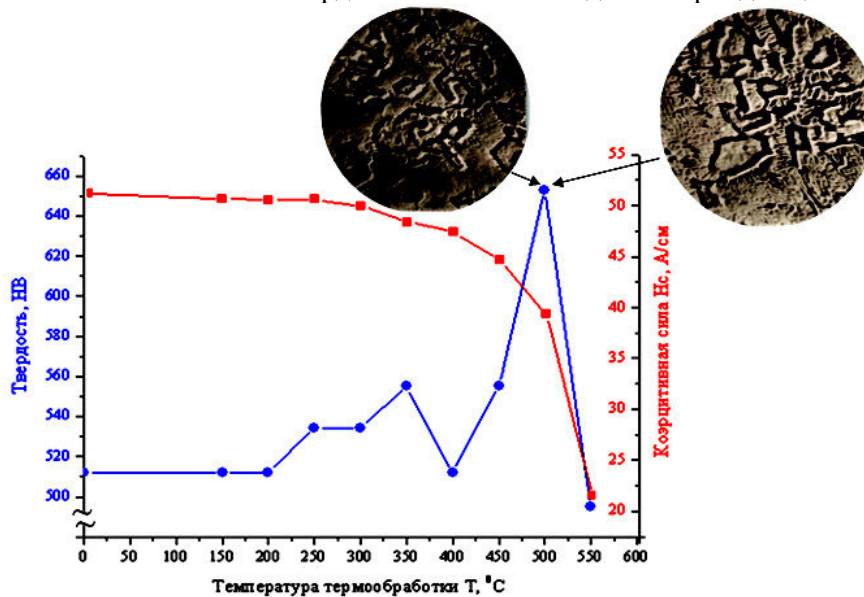


Рис. 6. Зависимость изменения твердости и уровня коэрцитивной силы от температуры нагрева при термообработке согласно режиму [8]. Стрелками показана температура максимальных структурных напряжений. Вакуумное травление структуры (103 мм рт. ст.), $\times 450$

Методом вакуумного травления при 500 °C удалось выявить рельеф от включений специальных карбидов, характеризующий деформационную картину в структуре металла (см. рис. 6). При циклической обработке в интервале температур 500 °C твердость существенно возросла за счет напряжений II рода, благодаря которым практически полностью распадается остаточный аустенит (от 0 до 3 %). С уменьшением доли остаточного аустенита снижается и коэрцитивная сила. Заметное ее снижение начинается с обработки при 350 °C, а ее минимальные значения достигаются при 550 °C.

Изучены особенности структурных превращений после оптимальной термообработки. Для определения фазового состава термообработанного сплава был проведен рентгенофазо-

вый анализ, которым установлено присутствие в чугуне фазы α -Fe, увеличение количества карбидов цементитного типа и специальных тригональных карбидов Me_7C_3 ; появляется незначительное количество кубических спецкарбидов $Me_{23}C_6$. Доля малоуглеродистой α -фазы достигает 40 %. Остаточный аустенит не обнаружен. По сравнению с литым состоянием, несколько изменился состав эвтектических специальных карбидов – содержание хрома снизилось, а углерода – повысилось. После термообработки в результате самопроизвольной магнитострикции из остаточного аустенита, расположенного рядом со спецкарбидом, по границе распавшегося зерна (рис. 7, изм. 5) произошло выпадение дисперсных спецкарбидов, а также были идентифицированы карбиды цементитного типа (рис. 7, изм. 3).

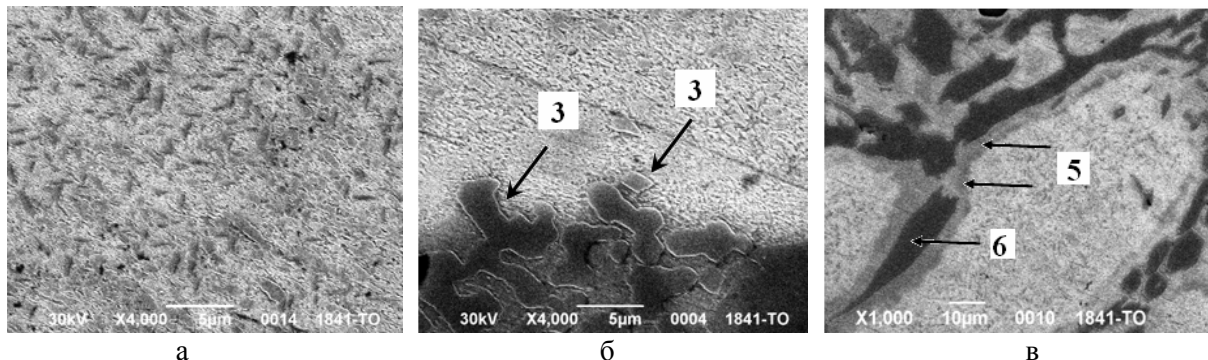


Рис. 7. Микроструктура во вторичных электронах после циклической термообработки: а – области, где произошло дисперсионное твердение в результате проведенной термообработки

(ферритокарбидная смесь); б – карбиды цементитного типа Me_3C ; в – спецкарбиды типа (Me_7C_3) , выпавшие в результате ТО у границы распавшегося зерна

Карбиды, выпавшие при циклической обработке, более мелкие, чем сформированные при кристаллизации. Термическая обработка способствует фрагментации структуры, при этом фрагменты разориентированы относительно друг друга на угол в несколько десятков градусов (рис. 7, а). Снижение содержания хрома в спецкарбидах после циклической обработки сказалось и на изменении микротвердости. Так, в литом состоянии она изменялась от Н-50-1086 до Н-50-1246, а после термообработки – от Н-50-872 до Н-50-927. Как показали исследования [9], наблюдаемый разброс значений твердости связан с колебаниями в содержании компонентов. Такое снижение твердости карбидной фазы сказывается и на общем ее уровне при оценке по методу Шора. Изменение твердости при термической обработке характерно и для карбидной фазы цементитного типа [2].

Металлографическая оценка структуры таких материалов затруднена в связи с тем, что карбидные фазы, которые выделяются в разных температурных интервалах при кристаллизации, а также термической обработке, имеют отличающийся химический состав и стехиометрию. Это приводит к тому, что и матрица – продукты распада аустенита также локально изменяют содержание компонен-

тов. Поэтому для оценки структуры высокохромистого чугуна разработана комплексная методика анализа металлографического изображения математическим методом. С помощью известных программ невозможно оценить структуру высоколегированных дисперсионно твердеющих сплавов, поскольку они не учитывают отличающийся химический состав выделяющихся фаз. В качестве математической основы использован метод оптико-структурного машинного анализа, оценивающий изображения, различающиеся по их статистическим характеристикам (распределению элементов изображения – пикселей и их плотности). Предложенный подход основан на гидродинамических аналогиях, происходящих при формировании фаз (диффузионный перенос, изменение плотности) и включает комплексный компьютерный анализ металлографических изображений с использованием элементов численного анализа, основанного на уравнениях Навье–Стокса [10]. Для каждой координаты пикселя цифрового изображения рассчитывали значение условного цвета, описывающего неоднородность химических элементов на металлографическом изображении. Строили гистограммы интегрального распределения соответствующего цвета для каждого фрагмента изображения (рис. 8).

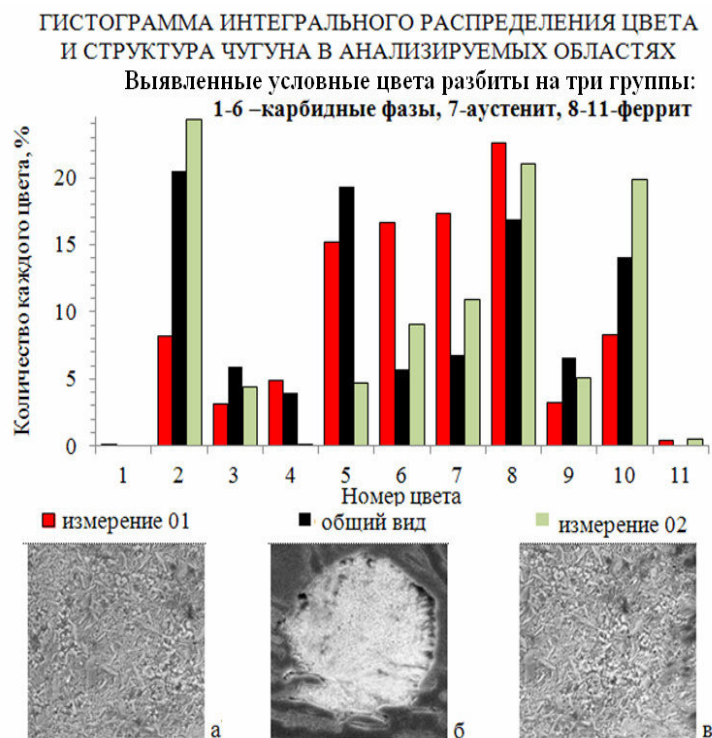


Рис. 8. Гистограмма интегрального распределения цвета и структура чугуна в анализируемых

областях: а – центр распавшегося зерна; б – общий вид распавшегося зерна; в – область продуктов распавшегося аустенита ближе к границе с карбидной фазой

Аналитическими методами определен структурный состав рабочего слоя валка, включающий все фазы, формирующиеся на различных этапах изготовления валка [11]. Показано при распаде остаточного аустенита в высокохромистом комплекснолегированном чугунае формирование дисперсных карбидных фаз с различной концентрацией компонентов в каждом типе. Оценены выявленные фазы (в т.ч. структурно свободная медь). Полученные данные были сопоставлены с результатами микрорентгеноспектрального и рентгенофазового анализов. Определена неоднородность химического состава выявленных фаз. На примере графического распределения феррита и карбидных фаз в области распавшегося аустенита показана неоднородность их цвета (рис. 9, 10).

Разработанная методика [12] позволяет быстро и с высокой точностью идентифицировать фазы и определить их качественное и количественное соотношение в высокохро-

мистом сплаве с различным содержанием компонентов.

Применение неразрушающих методов контроля по твердости и коэрцитивной силе позволило провести оценку уровня качества материала высокохромистых валков, способа их термообработки, а также применяемого технологического оборудования (в частности, печей для термообработки).

На рис. 11 представлены двумерные диаграммы распределения твердости и напряженно-деформированного состояния поверхности рабочего слоя валков, изготовленных по традиционной технологии и с применением разработанной технологии, включающей рассмотренные методы повышения эксплуатационной стойкости. Уровень коэрцитивной силы, показывающей напряженное состояние и однородность структуры рабочего слоя валка, существенно понижается после термообработки по разработанному способу.

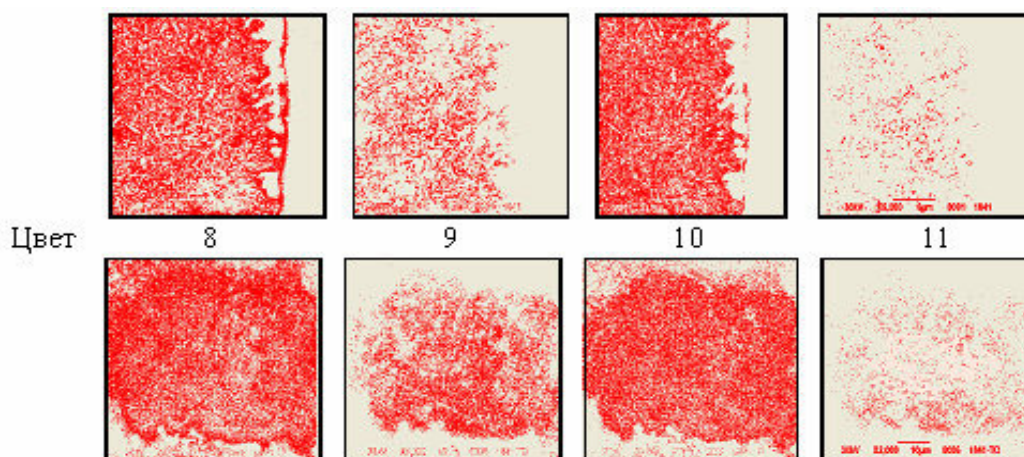


Рис. 9. Цвета феррита в области на границе с карбидной фазой (верхняя строка – литое состояние; нижняя – после термообработки), $\times 5000$

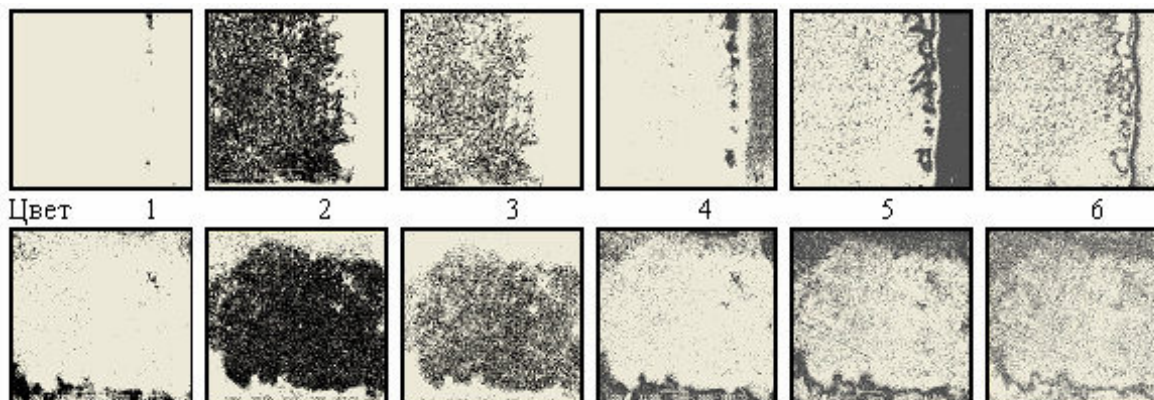


Рис. 10. Карбидная фаза: разложение на цвета области на границе с карбидной фазой (верхняя строка – литое состояние; нижняя – после термообработки), x5000

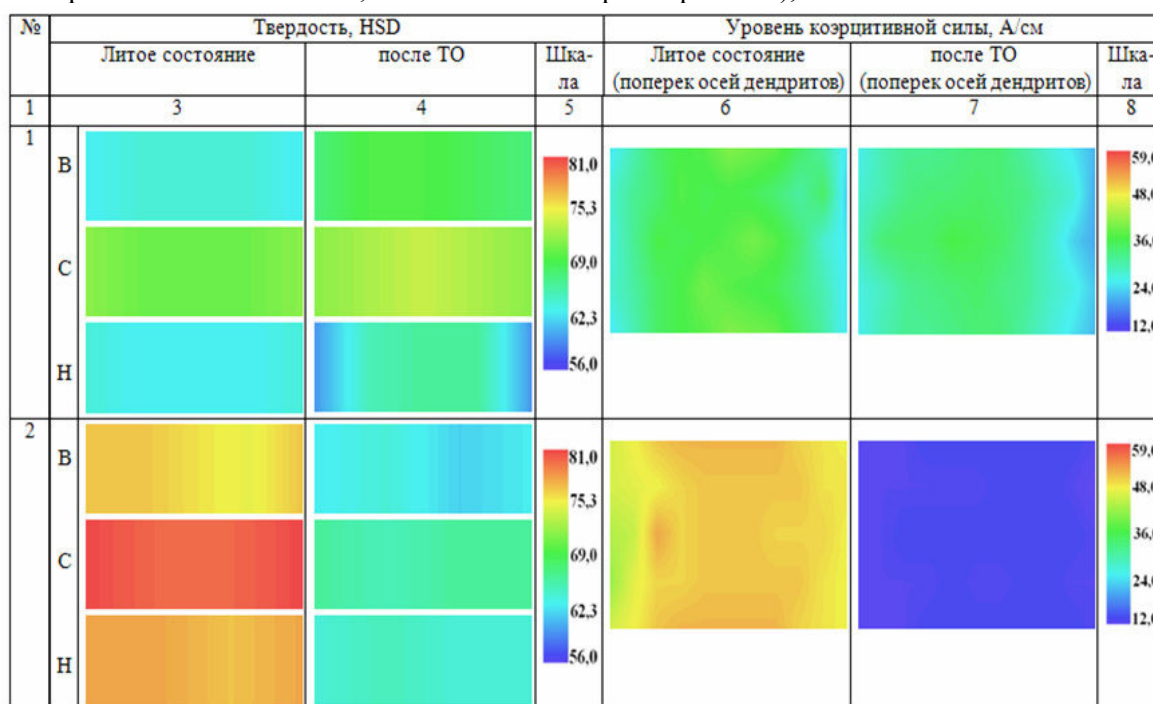


Рис. 11. Двумерные диаграммы распределения твердости и напряженно-деформированного состояния поверхности рабочего слоя исследуемых валков: валок 1 – изготовлен по традиционной технологии; 2 – по новой технологии

Также на торцевых участках бошек валков обнаружены зоны с неоднородностью структуры, которые сохраняются после проведения термообработки, что связано с неравномерностью скорости охлаждения различных участков валков. Это позволило разработать рекомендации по корректировке технологического процесса кристаллизации отливки.

Выводы

В результате проделанной работы были решены проблемы, связанные с повышением эксплуатационной стойкости прокатных валков из высокохромистого чугуна:

1. Введением карбидообразующих элементов достигнут частичный распад остаточного аустенита. Это подтверждено новым методом оценки структурного состава рабочего слоя валка, включающим все фазы, формирующиеся на различных этапах его производства.
2. Применен новый подход к термообработке – разработан новый способ оптимальной циклической низкотемпературной обработки на основе физического явления магнитост-

рикции. Показано, что оно создает напряжения, сопровождаемые скачком твердости.

3. Применение разработанного метода неразрушающего контроля позволило провести оценку уровня качества материала высокохромистых валков, способа их термообработки, применяемого технологического оборудования, а также разработать рекомендации по корректировке технологического процесса кристаллизации отливки.

Литература

1. Цыпин И.И. Белые износостойкие чугуны. Структура и свойства / И.И. Цыпин. – М.: Metallurgy, 1983. – 176 с.
2. Скобло Т.С. Прокатные валки из высокоуглеродистых сплавов / Т.С. Скобло, Н.М. Воронцов, С.И. Рудюк и др. – М.: Metallurgy, 1994. – 336 с.
3. Патент Украины, UA№71815, МПК(2012.01) C21D5/00. Спосіб оцінки якості та властивості виробів / Т.С. Скобло, С.О. Бурцев, О.Ю. Ключко та ін.; заявник та патентовласник ХНТУСГ. – №u201200948; заявл. 30.01.2012; опубл.25.07.2012, Бюл. № 14.

4. Вишнякова Е.Н. Опыт изготовления прокатных валков из высокохромистого чугуна / Е.Н. Вишнякова, Т.С. Скобло, Н.М. Можарова и др. // Сталь. – 1987. – №8. – С. 75–78.
 5. Скобло Т.С. Повышение качества прокатных валков из высокохромистого чугуна высокотемпературной термической обработкой / Т.С. Скобло, Е.Н. Вишнякова и др. // *Металловед. и терм. обраб. мет.* – 1990. – №10. – С. 7–9.
 6. Скобло Т.С. Оценка влияния различных режимов термической обработки на уровень твердости и напряженно-деформированного состояния высокохромистого сплава / Т.С. Скобло, Н.А. Будагьянц и др. // *Оборудование и технологии термической обработки металлов и сплавов: сб. – X.*, 2006. – Т. 1. – С. 63–67.
 7. Skoblo T. Thermodynamic evaluation of carbide phase precipitation in high-chromium cast irons / T. Skoblo, E. Vishnyakova, N. Mozharova, V. Gazov // *Metallovedenie i Termicheskaya Obrabotka Metallov.* – No. 1. – P. 56–59, January, 1990.
 8. Патент України UA№65602, МПК (2011.01) C21D5/00. Спосіб термічної обробки валків з високолегованого чавуну / Т.С. Скобло, О.Ю. Клочко, В.Я. Погорелов та ін.; заявник та патентоутримувач ХНТУСГ. – №u2011006215; заявл. 18.05.2011; опубл. 12.12.2011, Бюл. №23.
 9. Клочко О.Ю. Влияние низкотемпературной циклической термообработки на структурную неоднородность в массивных отливках из высокохромистого комплекснолегированного чугуна / О.Ю. Клочко // *Технічний сервіс АПК, техніка та технологія у сільськогосподарському машинобудуванні // Вісник ХНТУСГ: зб. наук. пр.* – 2010. – Вип. 101. – С. 73–77.
 10. Скобло Т.С. Обоснование применения понятий уравнений гидродинамики Навье-Стокса для анализа металлографических изображений / Т.С. Скобло, Е.Л. Белкин, О.Ю. Клочко // *Materiały VII Międzynarodowej naukowo-praktycznej konferencji «Europejska nauka XXI powieka–2011» Volume 21. Techniczne nauki: Przemysł*, 2011. – С. 94–96.
 11. Скобло Т.С. Исследование структуры высокохромистого комплекснолегированного чугуна с применением методов математического анализа / Т.С. Скобло, О.Ю. Клочко, Е.Л. Белкин // *Сталь.* – 2012. – № 3. – С. 46–52.
 12. Скобло Т.С. Применение компьютерного анализа металлографических изображений при исследовании структуры высокохромистого чугуна / Т.С. Скобло, О.Ю. Клочко, Е.Л. Белкин // *Заводская лаборатория. Диагностика материалов.* – 2012. – № 6 (78). – С. 35–42.
- Рецензент: В.И. Мощенок, профессор, к.т.н., ХНАДУ.
- Статья поступила в редакцию 5 ноября 2012 г.
-