

визначити той комплекс технологій, які необхідні для здійснення якісної професійної діяльності у певній галузі виробництва, науки, техніки.

**Список літератури:** 1. Дичківська І.М. Інноваційні педагогічні технології: [навч. посіб.] / І.М. Дичківська — К.: Академвидав, 2004. — 352 с. 2. Козуб Ю. Сучасні вимоги до особистісних та професійних якостей учителя трудового навчання / Ю. Козуб, В. Бурдун. // Інноваційні технології в професійній підготовці вчителя трудового навчання: проблеми теорії і практики: зб. наук. праць — Вип. 2. — Полт. держ. пед. ун-т імені В.Г. Короленка. — Полтава: ПДПУ, 2007. — С. 393 – 397. 3. Оршанський Л.В. Метод проектів як інтерактивна технологія підготовки майбутнього вчителя трудового навчання / Л.В. Оршанський // Інноваційні технології в професійній підготовці вчителя трудового навчання: проблеми теорії і практики: зб. наук. праць — Вип. 2 — Полт. держ. пед. ун-т імені В.Г. Короленка. — Полтава: ПДПУ, 2007 р. — С. 152 – 157. 4. Педагогика и психология высшей школы: [учеб. пособие для студентов и аспирантов вузов] / [М.В. Буланова-Топоркова, А.В. Духавнева, Л.Д. Столяренко и др.] ; отв. ред. С.И. Самыгин. — Ростов-н/Д.: Феникс, 2002. — 544 с. 5. Слєпкань З.І. Наукові засади педагогічного процесу у вищій школі / З.І. Слєпкань. — К.: НПУ, 2000. — 210 с.

*Поступила в редколлегию 01.10.2010*

**УДК 621.785.33**

**В. М. ВЛАСОВЕЦ**, канд.техн.наук, доц., ХНТУСХ им. П.Василенка, г. Харьков

#### **ПОВЫШЕНИЕ КАЧЕСТВА МАССИВНЫХ ОТЛИВОК С РАБОЧИМ СЛОЕМ ИЗ СРЕДНЕХРОМИСТОГО ЧУГУНА ТИПА Nihard 4**

Исследованы особенности структурообразования среднехромистого чугуна типа Nihard 4. Предложен модификатор Reseed<sup>®</sup> inoculant, который позволяет обеспечить получение однородного уровня твердости. Для его повышения рекомендован режим термической обработки, который за счет дополнительного распада остаточного аустенита увеличивает твердость на 3-4 ед.HS. Рекомендована зависимость, позволяющая по H<sub>c</sub> прогнозировать уровень твердости рабочего слоя.

Досліджені особливості структуроутворення середньохромистого чавуну типа Nihard 4. Запропонований модифікатор Reseed<sup>®</sup> inoculant, який дозволяє забезпечити отримання однорідного рівня твердості. Для його підвищення рекомендований режим термічної обробки, який за рахунок додаткового розпаду залишкового аустеніту збільшує твердість на 3-4 од.HS. Рекомендована залежність, що дозволяє по H<sub>c</sub> прогнозувати рівень твердості робочого шаруючи.

**Постановка проблемы.** Современные хромоникелевые чугуны, применяемые для производства рабочего слоя массивных двухслойных отливок, - являются сложнолегированными многокомпонентными материалами. Их высокая эксплуатационная стойкость определяется обоснованностью выбора состава, модифицирования, варианта термической обработки и изготовления с учетом условий эксплуатации.

Для повышения качества таких материалов в последнее время за рубежом используют дополнительное легирование, преимущественно хромом. Однако химический состав, технология, параметры литья и термообработки таких изделий, обеспечивающие длительный жизненный цикл, предприятиями изготовителями не разглашаются. Поэтому важными являются исследования по изучению особенностей структурообразования таких материалов, включая первичную кристаллизацию и превращения в твердом состоянии, а также разработка неразрушающих методов контроля их качества

**Анализ последних исследований и публикаций.** Согласно проведенным исследованиям, выполненным по проспектам зарубежных фирм, установлено, что для повышения уровня свойств (особенно износостойкости) хромоникелевых чугунов в их состав дополнительно вводят повышенное количество хрома - 7-8,5%. В этом случае по данным Цыпина [1, с.5-10] возможна кристаллизация как карбидов цементитного типа  $Me_3C$ , так и - тригональных типа  $Me_7C_3$ . По химическому составу данный среднехромистый чугун близок к типу Nihard 4 (табл. 1), однако в последнем концентрация кремния, никеля, хрома и углерода имеют более широкие пределы.

Предлагается использовать неразрушающий метод контроля свойств по магнитному параметру – коэрцитивной силе ( $H_c$ ). Это позволит прогнозировать их уровень до и после термической обработки отливок. Однако в настоящее время отсутствуют сведения о его использовании для такого материала, как за рубежом, так и в Украине. Недостаточно изучено и влияние различных модификаторов на уровень свойств такого чугуна.

**Цель статьи** – повысить качество среднехромистого чугуна с содержанием 7-8,5%Cr за счет выбора рационального модификатора на основе оценки особенностей структурообразования материала. Установить зависимости, позволяющие по  $H_c$  прогнозировать уровень свойств отливок.

**Изложение основного материала.** Анализировали массивные отливки  $\varnothing 670$  мм и длиной бочки 1800 мм с различной концентрацией химических элементов в рабочем слое, степенью эвтектичности и количеством вводимого модификатора (табл. 2). Выполнили оценку микротвердости различных составляющих (табл. 3). Технологические параметры заливки приведены в табл. 4.

Таблица 1. Химический состав чугунов типа Nihard 4,<sup>1</sup> применяемых за рубежом

Страна	Компания	Обозначение материала	Содержание элементов, %								Основа чугуна
			C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	
Германия	ALLARD-EUROPE	ALLADUR400	2,5-3,5	1,5-2,2	н.д. <sup>2</sup>	н.д.	н.д.	8,0-10,0	4,5-6,5	н.д.	Мартенситная <sup>3</sup>
	ZIRL GUSS GES.M.B.H.	Nihard 4	2,5-3,0	1,5-2,2	0,3-0,7	н.д.	н.д.	8,0-10,0	4,5-6,5	0,5	Н.д.
США	WEATHERLY CASTING & MACHINE CO	Ni-Hard 4	2,7-3,5	до 2	до 2	н.д.	н.д.	7,0-11,0	4,9-7,0	до 1,5	Мартенситная. Допускается незначительное количество остаточного аустенита. Карбидная фаза $Me_7C_3$
	WILFLEY	Nihard 4	2,5-3,6	до 2	до 2	до 0,10	до 0,15	7,0-11,0	4,5-7,0	до 1,5	Мартенситная
	A.G.ANDERSON LTD	A532:CLI-D	2,5-3,6	до 2	до 2	н.д.	н.д.	7,0-11,0	4,5-7,0	до 1,5	Н.д.
Сингапур	SWANMET ENGINEERING PTE LTD	NH4	3,2-3,6	н.д.	0,2-0,8	н.д.	н.д.	8,0-10,0	4,0-6,0	н.д.	Мартенситная
Италия	FONDERIE GIROUD INDUSTRIE	EN-GJN-HV600	2,5-3,5	1,5-2,5	0,3-0,8	до 0,08	до 0,08	8,0-10,0	4,5-6,5	-	Н.д.
Великобритания	DUCTILE CASTING LTD	EN-GJN-HV600	2,5-3,5	1,5-2,5	0,3-0,8	до 0,08	до 0,08	8,0-10,0	4,5-6,5	-	Н.д.

Примечание: 1. Среднехромистый чугун выпускается согласно стандартов: ASTM A532 Class I, Type D; DIN 1695 (GX300CrNiSi9.5.2); EN12513 (EN-GJN-HV600, EN-JN2049); BS4844 Pt Types 2E; 2.

Н.д. – нет данных; 3. По данным немецкой вальцелитейной фирмы WALZEN IRLE GmbH наилучший уровень свойств и минимальный их спад по глубине обеспечивается при наличии мартенситной матрицы, упрочненной спецкарбидом хрома -  $Me_7C_3$ . Указан тип чугуна – Nihard 4, однако химический состав отсутствует.

Таблица 2. Химический состав рабочего слоя среднехромистых валков ЛПХ8Ндц

Условный № валка	Содержание элементов, %										Масса металла, кг	Степень эвтектичности, $S_3$	Модифицирование
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	V			
1	3,23	1,56	0,57	0,043	0,009	8,10	4,20	0,22		0,13	2250	1,06	В ковш 3 кг Reseed + флюс
2	3,22	1,59	0,63	0,054	0,021	8,44	3,90	0,24	0,06	0,10	2400	1,07	В ковш 4 кг Reseed + 2 кг буры
3	3,14	1,59	0,55	0,04	0,014	8,12	3,73	0,26	0,067	0,12	2160	1,03	В ковш 4 кг Reseed + 3 кг буры
4	3,24	1,57	0,58	0,051	0,022	7,54	3,80	0,22		0,11	2120	1,05	5 кг Superseed + флюс + 2кг буры
5	3,24	1,70	0,58	0,051	0,020	7,73	3,80	0,22		0,11	2180	1,07	3 кг Superseed + флюс

Таблица 3. Микротвердость структурных составляющих рабочего слоя исследуемых валков ЛПХ8Ндц

Степень эвтектичности	Микротвердость							Примечание
	феррит	аустенит	троостит	сорбит	мартенсит	Карбиды		
						$Me_7C_3$ ( $Me_{23}C_6$ )	$Me_3C$	
$\frac{1,03-1,06}{1,05}$	$\frac{138-190}{161}$	$\frac{175-210}{182}$	$\frac{300-392}{338}$	$\frac{221-289}{247}$	-	-	$\frac{607-845}{723}$	Характерны темные границы
$\frac{1,7-1,7}{1,7}$	-	-	$\frac{321-400}{392}$	$\frac{203-252}{236}$	$\frac{488-607}{569}$	$\frac{1013-1101}{1057}$	$\frac{705-893}{800}$	Частичный распад аустенита с формированием бесструктурной оторочки

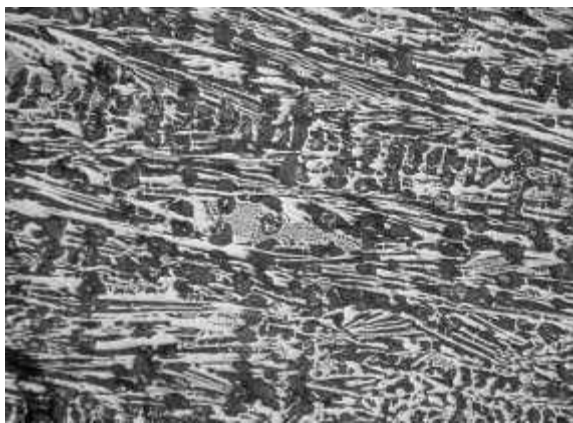
Примечание. Микротвердость измерена при нагрузке 50 г, в числителе приведен разброс, в знаменателе среднее значение.

Таблица 4. Технологические параметры заливки исследуемых двухслойных валков исполнения ЛПХ8Ндц

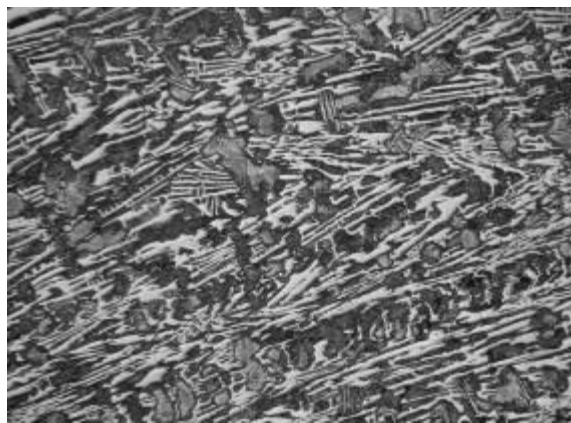
Условный № валка	Толщина покрытия на кокиль, мм	Температура, °C		Выдержка, мин.	Примечание
		кокиля	заливки		
1	3,3-3,4	150	1420	6,9	Промывка при температуре 1310 °C
2	3,5-3,6	200	1415	7	Промывка при температуре 1325 °C
3	3,4-3,5	142	1420	7	Промывка при температуре 1315 °C
4	3,4-3,5	156	1400	6,9	Промывка при температуре 1310 °C
5	3,4-3,5	178	1420	7,1	Промывка при температуре 1320 °C

Микроструктура исследуемых чугунов имеет промежуточное строение между хромоникелевыми и высокохромистыми. Карбидная фаза представлена как колониями ледебурита (рис. 1, а), так и грубым конгломератом карбидных фаз (см. рис. 1, б).

Наиболее высокие значения прочностных характеристик и  $H_c$  соответствуют среднехромистым валкам по сравнению с хромоникелевыми, у которых доля темнотравящейся фазы минимальна. Для среднехромистых валков характерен наиболее полный распад остаточного аустенита уже в процессе охлаждения после литья, а также неоднородность матричной фазы (рис. 2).

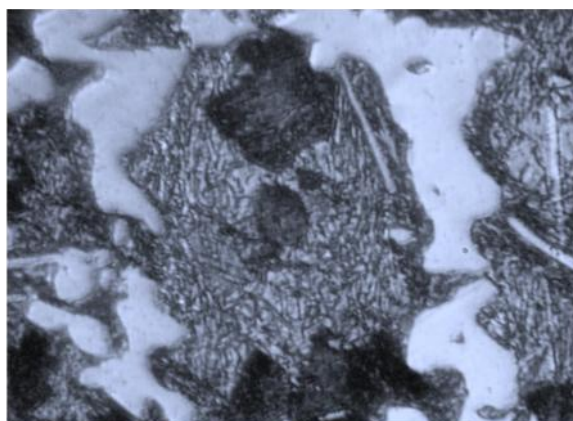


а)

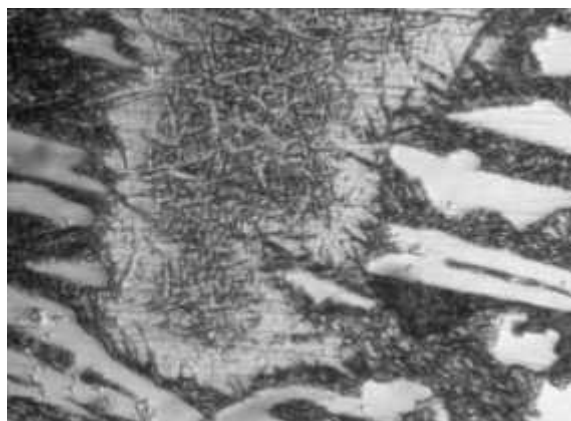


б)

Рис. 1. Микроструктура рабочего слоя валков из среднехромистого чугуна: а – колонии ледобурита пластинчатого строения; б – грубый конгломерат фаз. Травление 4%-ным раствором  $\text{HNO}_3$ ,  $\times 100$



а)



б)

Рис. 2. Микроструктура рабочего слоя валков из среднехромистого чугуна с тонкоигольчатой структурой: а – участки, в которых превращение остаточного аустенита прошло наиболее полно и по структуре близко к матричной фазе хромоникелевого чугуна; б – неоднородные участки, характерные для высокохромистых сплавов. Травление 4%-ным раствором  $\text{HNO}_3$ ,  $\times 1000$

Присутствуют как участки близкие по своей структуре к матричной фазе хромоникелевых валков (см.рис. 2,а), так и неоднородные участки, характерные для матричной фазы высокохромистых валков (см.рис. 2,б).

Микротвердость таких неоднородных участков – по центру зерна Н-50-289. Встречается два типа структур, прилегающих к границе зерна. Это участки с повышенной травимостью и микротвердостью Н-50-260 и слаботравящиеся традиционными реактивами - с микротвердостью Н-50-338, что соответствует аустениту.

Отличительной особенностью матрицы по сравнению с хромоникелевыми сплавами и высокохромистыми является повышенная засоренность включениями темного цвета, а также большее разнообразие идентифицируемых по микротвердости, строению и данным рентгеноструктурного анализа (табл. 5) структурных составляющих – феррита, остаточного аустенита, троостита, сорбита, мартенсита. Присутствуют как карбиды цементитного типа  $\text{Me}_3\text{C}$ , так и спецкарбиды  $\text{Me}_7\text{C}_3$ ,  $\text{Me}_{23}\text{C}_6$ . При пониженной концентрации хрома (до 5-6%) формируется эвтектика ледобуритного типа, где ведущей фазой является легированный цементит. Микротвердость карбидов, рядом с участками повышенной травимости (см.рис. 2,а) составляет Н-50-705-893.

При повышенной концентрации хрома (более 7-8%) формируется аустенито-хромистокарбидная эвтектика, где матричной фазой является аустенит, а разветвленной - тригональный карбид  $Me_7C_3$  с микротвердостью Н-50-1013-1101 (см.рис. 2,б).

**Известно [2], что для сплава близкого по составу к изучаемому среднехромистому (отличается повышенным содержанием никеля – до 6%), на тип формируемой эвтектики существенно влияет содержание кремния.**

Таблица 5. Рентгеноструктурный анализ рабочего слоя среднехромистого валька

2 $\Theta$	I/I	d, Å	Фазы	2 $\Theta$	I	d, Å	Фазы
12,1	оч. сл.	7,314	Н.и.	53,0	ср.	1,728	$Cr_7C_3$
30,0	сл.	2,978	Н.и.	54,8	сл.	1,675	$Cr_{23}C_6$
35,6	оч. сл.	2,522	Н.и.	58,3	оч. сл.	1,583	$Cr_{23}C_6$
37,9	ср.	2,376	$Cr_{23}C_6$ ; $Fe_3C$	62,0	оч. сл.	1,497	Н.и.
39,9	ср.	2,259	$Cr_7C_3$	65,0	ср.	1,435	$\alpha$ -Fe
41,0	оч. сл.	2,201	$Cr_{23}C_6$	66,8	оч. сл.	1,400	Н.и.
43,1	ср.	2,099	$\gamma$ -Fe; $Fe_3C$	72,2	оч. сл.	1,308	$\gamma$ -Fe
45,0	оч. сл.	2,014	$\alpha$ -Fe; $Fe_3C$	74,6	оч. сл.	1,272	$Cr_{23}C_6$
46,8	оч. сл.	1,941	Н.и.	78,4	оч. сл.	1,222	$Cr_{23}C_6$
48,8	сл.	1,866	$Cr_{23}C_6$ ; $Cr_7C_3$	82,6	ср.	1,168	$\alpha$ -Fe; $Cr_{23}C_6$
49,4	сл.	1,845	$Fe_3C$	83,8	ср.	1,154	$Cr_7C_3$
50,1	оч. сл.	1,821	$\gamma$ -Fe	88,9	оч. сл.	1,101	$\gamma$ -Fe; $Cr_{23}C_6$
52,1	оч. сл.	1,756	$Cr_7C_3$	99,2	ср.	1,056	$\gamma$ -Fe

Примечание. Н.и. - не удалось идентифицировать; I/I – относительная интенсивность дифракционного максимума; d – межплоскостное расстояние, ангстрем;  $\Theta$  – угол скольжения

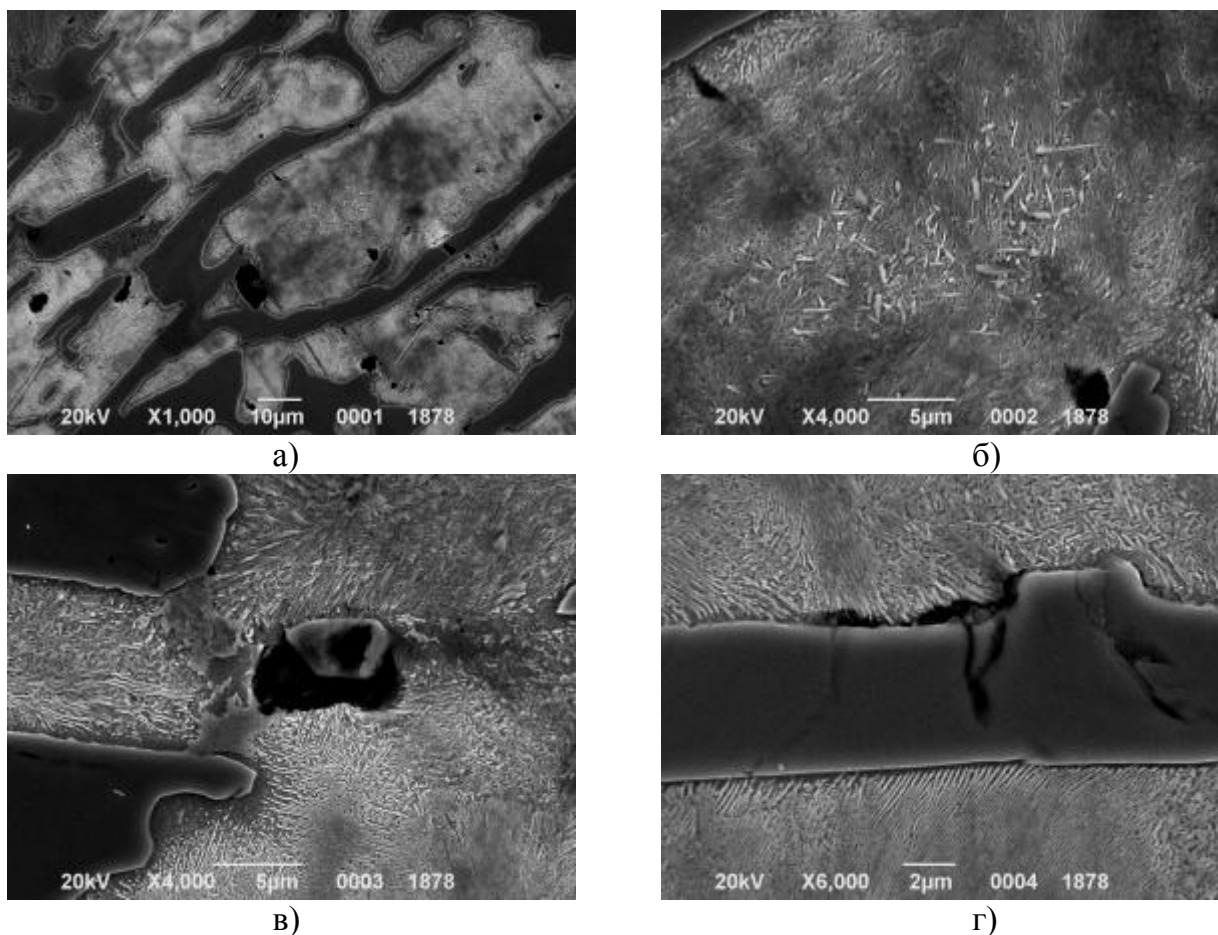
Так, при содержании 0,3-1,2%Si зафиксирована sdвоенная структура эвтектики – ведущей фазой является спецкарбид  $Me_7C_3$ , окруженный карбидом цементитного типа  $Me_3C$ . Структура дополнительно содержит ледебурит ( $Me_3C$  и аустенит). При содержании 1,6%Si эвтектика состоит только из спецкарбида  $Me_7C_3$ , а в структуре отмечено незначительное количество ледебурита. Повышение содержания кремния до 2,3% приводит к формированию эвтектики на основе спецкарбида и полному отсутствию ледебурита в структуре чугуна.

Для оценки однородности распределения компонентов по структурным составляющим среднехромистого чугуна выполнили микрорентгено-спектральные исследования (рис. 3).

В центре зерна (см. рис. 3, б), с микротвердостью Н-50-488-607 (среднее Н-50-555), содержится (рис. 4, а): 4,14%Cr, 0,44%Mn, 4,47%Ni, 1,89%Si. Также присутствует незначительное количество оксидов (рис. 5). Данная зона обеднена углеродом, по сравнению с расположенными рядом.

На расстоянии 20 мкм в более темной и дисперсной зоне зерна содержится (см.рис. 6.31,б): 3,31%Cr, 0,59%Mn, 4,41%Ni, 2,09%Si. Концентрация кислорода в данной зоне по сравнению с центром выше – на 20%, что свидетельствует о том, что темный цвет структурной составляющей обусловлен её составом. Концентрация углерода в данной зоне также повышена на 23,5% по сравнению с центром. Микротвердость составляет Н-50-203-392 (среднее Н-50-310), что соответствует сорбиту и трооститу.

На расстоянии 40 мкм от центра зерна, у его края, замерить достоверно микротвердость не удалось, однако качественно определено, что её уровень близок к прилегающей зоне зерна (для зерен с выраженной неоднородностью данные приведены выше). Однако для некоторых зерен, в том числе и для края, микротвердость составляет Н-50-175-180 (среднее Н-50-178), что соответствует ферриту.



**Рис. 3. Микроструктура среднехромистого чугуна: а – общий вид зерен матричной фазы и карбидов; б – матричная фаза и выделения по центру зерна; в - включение темного цвета - графит; г – микротрещины в карбидной фазе. Травление 4%-ным раствором  $\text{HNO}_3$**

В исследуемой зоне содержится (см.рис. 4,в): 2,36%Cr, 0,49%Mn, 4,73%Ni, 0,18%P, 2,58%Si. Концентрация кислорода практически не изменяется и составляет 2,16%. Из этого следует, что металл плохо раскислен.

В карбидной фазе, в зоне с микротвердостью H-50-1013-1101 содержится: 16,44%Cr, 0,84%Mn, 0,47%Ni, 1,08%Mo, 0,23%S, что соответствует карбиду типа  $\text{Me}_7\text{C}_3$ . Наличие примеси серы (до 0,23%) связано с включениями MnS в зонах, прилегающих к карбидной фазе. В карбидной фазе, расположенной на расстоянии 2-3 мм от анализируемого зерна содержится: 8,60%Cr, 0,70%Mn, 1,42%Ni, 0,13%V, что соответствует карбиду цементитного типа.

Оценка микроструктуры чугуна позволила выявить большое количество включений с микротвердостью H-50-203-252. Данные включения представляют собой сложные соединения на базе сульфида марганца и оксидов железа (см.рис. 2).

Для среднехромистого чугуна повышение количества вводимого модификатора Reseed<sup>®</sup> inoculant (RS) совместно с бурой понижает твердость и  $H_c$ :

$$HS = 86,5 - 2,5RS \quad (1)$$

$$H_c = 57,1 - 9,8RS \quad (2)$$

$$HS = 68,78 + 0,39H_c \quad (3)$$

В то же время модифицирование только Reseed<sup>®</sup> inoculant позволяет повысить твердость до 79HS при равномерной её однородности по бочке вала.

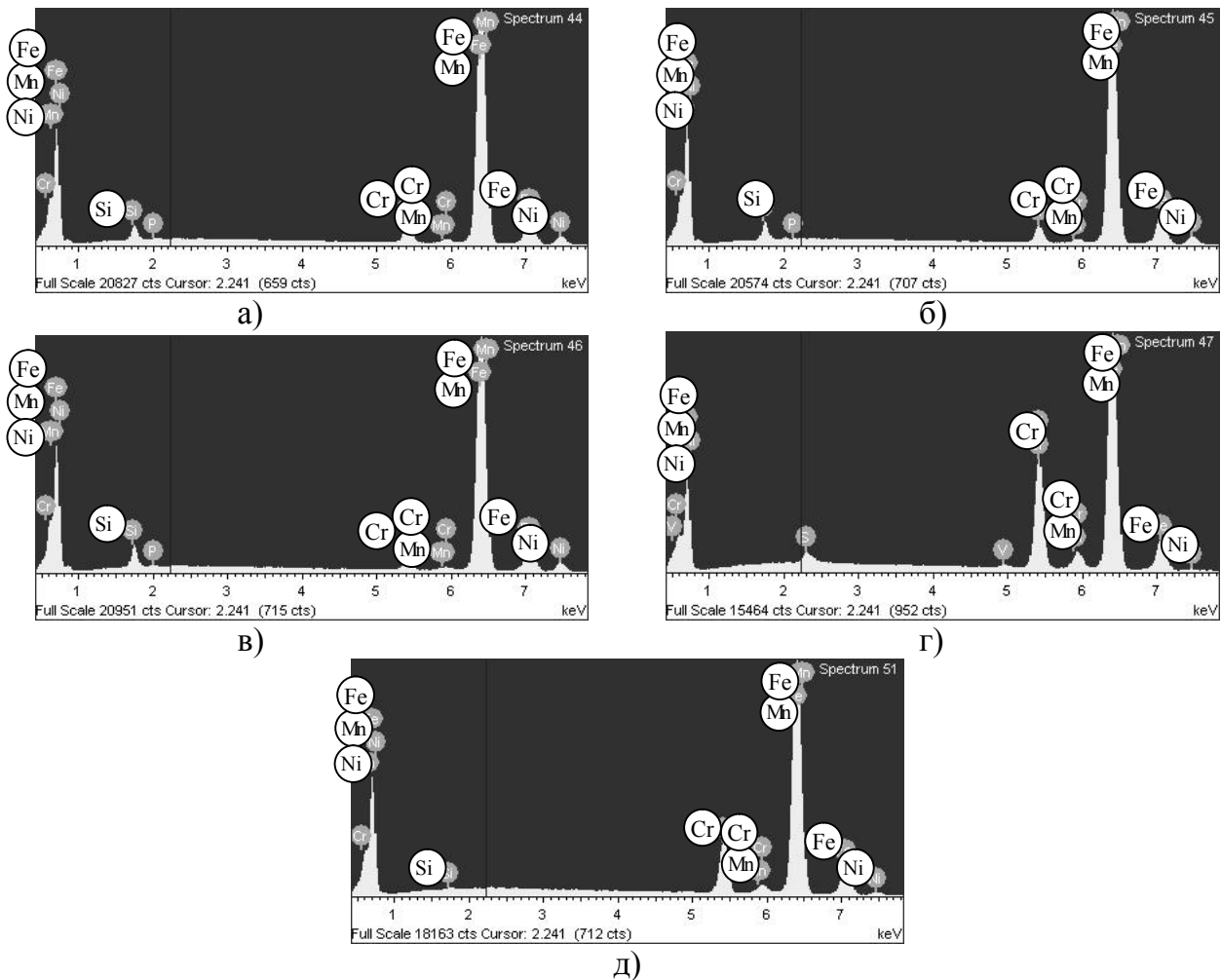


Рис. 4. Распределение элементов по телу зерна в матричной и карбидной фазе: а – в зоне выделений по центру зерна; б – на расстоянии 20 мкм в более темной зоне зерна; в – на расстоянии 40 мкм у края зерна; г - карбид цементитного типа; д – карбид цементитного типа на расстоянии 2-3 мм от ранее анализируемой зоны

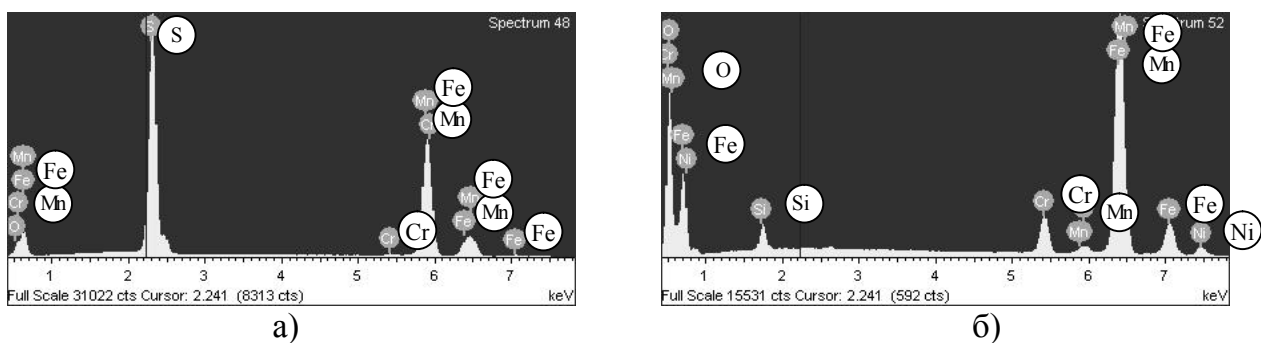


Рис. 5. Концентрация элементов во включениях: а – сульфид марганца; б – оксид железа

Модифицирование металла Superseed<sup>®</sup> inoculant совместно с бурой также повышает твердость до 79HS, однако по длине бочки она неоднородна 76-79HS. Введение только Superseed<sup>®</sup> inoculant снижает твердость до 72HS. Модифицирование среднехромистого чугуна Reseed<sup>®</sup> inoculant способствует повышению твердости и увеличивает долю остаточного аустенита до 28-31%, по сравнению с введением Superseed<sup>®</sup> inoculant – ( $A_{ост} = 12-21\%$ ). Это свидетельствует о преимущественном формировании спецкарбида хрома при введении Reseed<sup>®</sup> inoculant.

Повышенное содержание остаточного аустенита позволяет проведением отжига при  $450 \pm 10^\circ\text{C}$  дополнительно повысить твердость до 81HS при снижении  $H_c$  на 32-51%.

После циклической термической обработки при  $450 \pm 10^\circ\text{C}$  твердость среднехромистых валков, как показали исследования, можно повысить на 3-4 ед. HS и снизить  $H_c$  в 1,8-2 раза за счет распада остаточного аустенита и снижения напряжений уже после первой ступени обработки.

### **Выводы**

Исследованы особенности структурообразования среднехромистого чугуна типа Nihard 4. Показано, что при пониженной концентрации хрома (до 5-6%) формируется эвтектика ледебуритного типа, где ведущей фазой является легированный цементит. При повышенной концентрации хрома (более 7-8%) формируется аустенито-хромистокарбидная эвтектика, где матричной фазой является аустенит, а разветвленной - тригональный карбид  $\text{Me}_7\text{C}_3$ .

Предложен модификатор Reseed<sup>®</sup> inoculant, который позволяет обеспечить получение однородного уровня твердости. Для его повышения рекомендован режим термической обработки, который за счет дополнительного распада остаточного аустенита увеличивает твердость на 3-4 ед. HS. Рекомендована зависимость, позволяющая по  $H_c$  прогнозировать уровень твердости рабочего слоя.

**Список литературы:** 1. Цыпин И.И. Белые износостойкие чугуны. / И.И. Цыпин. - М: Металлургия, 1983. - 176 с. 2. Будагьянц Н.А. Литые прокатные валки. / Н.А. Будагьянц, В.Е. Карский – М: Металлургия, 1983. – 175 с.

*Поступила в редколлегию 01.10.2010*

**УДК 621**

*А.С. ГОРДЕЕВ*, докт. техн. наук, проф., УИПА, г. Харьков

*А.Г. БАСОВА*, аспирант, УИПА, г. Харьков

### **ВОССТАНОВЛЕНИЕ ДЕТАЛЕЙ ПОЛИГРАФИЧЕСКОГО ОБОРУДОВАНИЯ МЕТОДОМ ГАЗОПЛАЗМЕННОГО НАНЕСЕНИЯ ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ**

Показано, що для відновлення деталей типу поліграфічний вал, друкарський циліндр, підшипник кочення в друкарській секції доцільним є спосіб газоплазмового нанесення порошкових матеріалів з одночасним їх оплавленням, оскільки він дозволяє отримати тверді, зносостійкі поверхневі шари з різних матеріалів.

Показано, что для восстановления деталей типа полиграфический вал, печатный цилиндр, подшипник качения в печатной секции целесообразным является способ газоплазменного нанесения порошковых материалов с одновременным их оплавлением, т.к. он позволяет получить твердые, износостойкие поверхностные слои из различных материалов.

**Введение.** Качество печатной продукции зависит от решения сложных технических, экономических и организационных задач. Технической основой обеспечения качества любой продукции, в том числе и полиграфической, является необходимая точность работы оборудования, качества сырья и полуфабрикатов, квалификация обслуживающего персонала, организация производства, включая и организацию контроля производственных процессов и готовой продукции. В связи с этим по уровню качества продукции можно судить об уровне почти всех аспектов производственного процесса.