

ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА СТРУКТУРУ И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ БЕЛОГО ВЫСОКОХРОМИСТОГО ЧУГУНА

С.И. Пинчук, Н.В. Полякова

Национальная металлургическая академия Украины, г. Днепропетровск

При горячей прокатке металла валки прокатных станов подвергаются высокотемпературным воздействиям прокатываемого металла и охлаждающим воздействиям жидкости [1]. В этой связи проблематичным является сохранение высоких показателей прочностных характеристик валков, для изготовления которых используется белый высокохромистый чугун. Локальные воздействия высоких температур на валки могут вызвать структурные преобразования в их поверхностных слоях. Поэтому представляет интерес изучение изменений, происходящих в структуре материала прокатных валков в результате высокотемпературных воздействий.

Объектом исследования служили образцы белого высокохромистого чугуна марки ИЧХ16НМФТ, вырезанные из поверхностной части двухслойных экспериментальных отливок, полученных методом центробежного литья и моделирующих материал прокатных валков (наружный слой – белый высокохромистый чугун марки ИЧХ16НМФТ, сердцевина – серый нелегированный чугун). Химический состав образцов, %: С – 2,65; Cr – 17,5; Ni – 1,3; Mo – 1,14; Ti – 0,022; V – 0,38; Mn – 0,04; Si – 0,7; Cu – 0,15 [2].

Поверхность образцов чугуна в форме параллелепипеда с размерами сторон 3 x 1 x 1 см подвергали обработке на шлифовальном станке Metasineх, а также с помощью алмазных паст до достижения необходимой степени шероховатости [3]. Исследовали микроструктуру и фазовый состав образцов трех типов.

Высокотемпературное воздействие на образцы осуществляли по двум режимам, как показано в таблице 1.

Таблица 1

Типы образцов чугуна марки ИЧХ16НМФТ и режимы высокотемпературного воздействия на них

Тип образца	Режим воздействия
1	Воздействие отсутствует
2	Нагрев до 600°C, 10-минутная выдержка при 600°C, охлаждение в воде до комнатной температуры (10 циклов)
3	Выдержка при 600°C в течение 10 ч

Образцы типа 1 в литом состоянии использовались как фоновые для сравнения характеристик микроструктур поверхности образцов всех типов.

Образцы типа 2 подвергали 10 циклам воздействий, каждый из которых включал нагрев до 600°C в предварительно разогретой муфельной лабораторной печи марки СНОЛ 2.4.2 /12,5И2, 10-минутную выдержку при этой температуре и последующее охлаждение проточной водой в течение 30–45 секунд до комнатной температуры.

Образец типа 3 подвергали непрерывному воздействию температуры 600°C в течение 10 часов и последующему охлаждению на воздухе вместе с печью.

До и после проведения температурных воздействий образцы подвергли фазовому рентгеноструктурному анализу и микроскопическому исследованию для выявления характера изменений, произошедших в структуре их поверхностных слоев. Микроструктуру выявляли в 5% спиртовом растворе HNO₃, а затем изучали с помощью оптического микроскопа Neophot 21.

До и после металлографического травления образцов были определены характеристики шероховатости их поверхности по ГОСТ 2789-73 [4]. Оценку параметров шероховатости поверхности производили контактным методом с использованием щупового профилографа-профилометра [5] и персонального компьютера, на который передавались данные в виде цифрового сигнала. Длина базовой линии составляла 10 мм.

В литом состоянии структура исследуемого чугуна (рис.1) состоит из карбидной эвтектики на базе карбида Cr₇C₃, остаточного аустенита и продуктов распада аустенита – избыточных карбидов Cr₇C₃, эвтектоида (феррит Ф + карбид К), бейнита и мартенсита [2].

Вид микроструктур поверхностных слоев образцов типа 2 представлен на рисунке 2. Как видно из рисунка, основным следствием циклического воздействия высокой температуры является образование термоусталостных трещин. Макротрещины отчетливо видны на эвтектическом карбиде и проходят через продукты распада аустенита (рис. 2а). Разрастаясь, макротрещины соединяются, образуя сетку. В местах многократного пересечения трещин образуются местные выкрошивания, в основном – карбидов, и макротрещины. На рисунке 2б представлен участок макротрещины.

Длительное воздействие высокой температуры вызывает изменения в структуре чугуна, отличные от наблюдающихся при термоциклировании. Термоусталостные трещины не образуются, однако наблюдается практически полный распад остаточного аустенита, а также коалесценция и коагуляция карбидов что видно на рисунке 3.

Результаты фазового рентгеноструктурного анализа поверхности образцов до и после температурной обработки представлены в таблице 2 и на рисунке 4.

Таблица 2

Данные фазового рентгеноструктурного анализа образцов чугуна

Тип образца	$\beta_{0,5}$	% γ	a_{α}	a_{γ}
1	0,5416	6	2,867	3,602
2	0,4166	5	2,864	3,596
3	0,2917	-	2,868	-

Приведенные данные свидетельствуют об уменьшении степени несовершенства α – фазы под влиянием высокой температуры, что может указывать на ее разупрочнение. Параметр решетки аустенита и феррита при этом практически не меняется.

Рентгенограммы,

представленные

на

рисунке 4, свидетельствуют о том, что во время длительной высокотемпературной выдержки происходит полный распад остаточного аустенита, что подтверждают результаты металлографических исследований. Наблюдается также значительное увеличение интенсивности дифракционных линий, соответствующих α -фазе.

В таблице 3 представлены характеристики шероховатости поверхности образцов чугуна. После механической подготовки поверхности и до травления параметры шероховатости поверхности образцов имели близкие значения, поэтому в таблице приведены характерные значения для образцов всех типов.

Таблица 3

Параметры шероховатости поверхности образцов типов 1, 2, 3

Параметры шероховатости	Значения параметров шероховатости поверхности образцов типов 1, 2, 3			
	до травления	после травления		
	1, 2, 3	1	2	3
Класс шероховатости	10а	8в	7в	7б
R_a	0,13	0,32	0,65	0,80
R_z	0,97	4,22	7,91	7,83
R_{max}	6,80	5,57	10,1	11,10
R_p	4,45	2,10	3,09	5,41
R_v	2,35	3,47	7,01	5,66
S_m	19,6	24,4	31,4	51,80

Профилограммы поверхностей образцов трех типов до и после металлографического травления представлены на рисунках 5 и 6.

На рисунке 5 представлена характерная профилограмма исходной поверхности образцов. После механической подготовки профиль поверхности образцов всех типов был практически идентичен. Как видно из профилограмм, представленных на рисунке 6, металлографическое травление образцов существенно увеличило шероховатость их поверхности. Среднеарифметическое отклонение профиля при этом возрастает с 0,132 до 0,650.

Исходя из вида профилограмм, можно предположить, что максимально грубая структура с наибольшим различием травимости отдельных структурных составляющих сплава сформировалась после обработки образцов по режиму 3. Это отражается наибольшим значением среднеарифметического отклонения профиля R_a .



Рис. 1. Микроструктура чугуна в литом состоянии: *a* – продольное и *б* – поперечное сечение эвтектических колоний, $\times 500$.

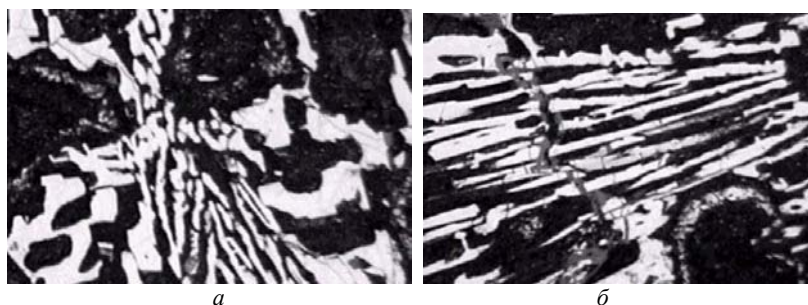


Рис. 2. Микроструктура образцов белого высокохромистого чугуна типа 2, $\times 500$: *a* – микротрещины, *б* – макротрещины.

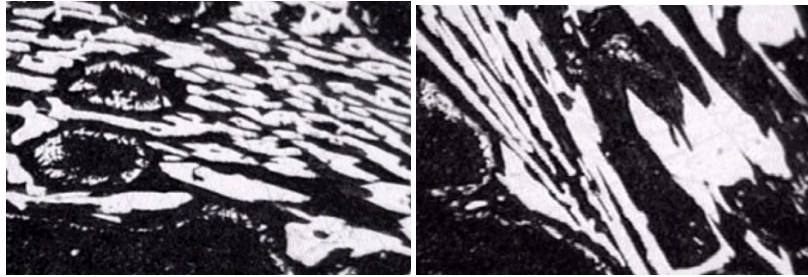
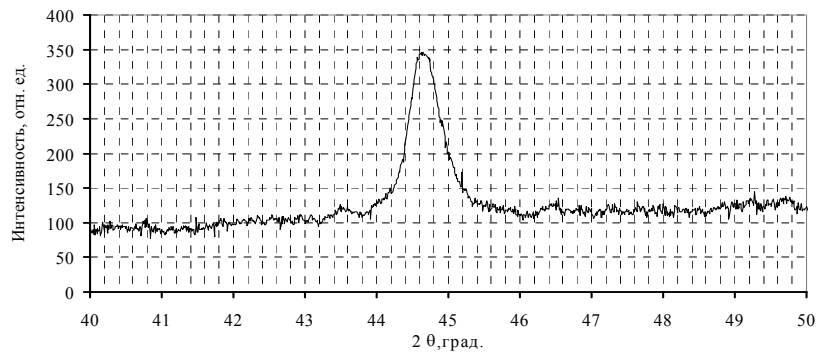
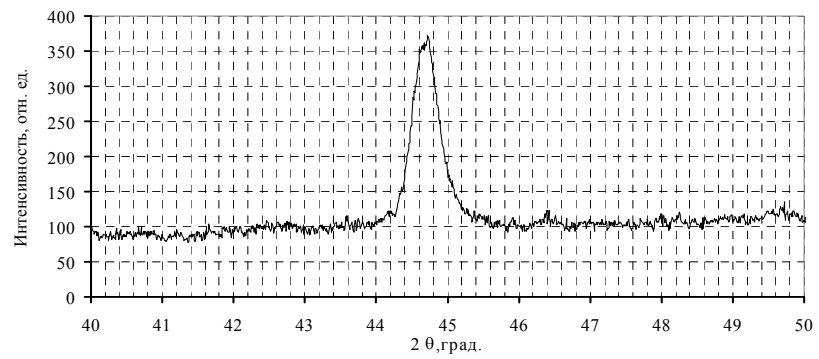


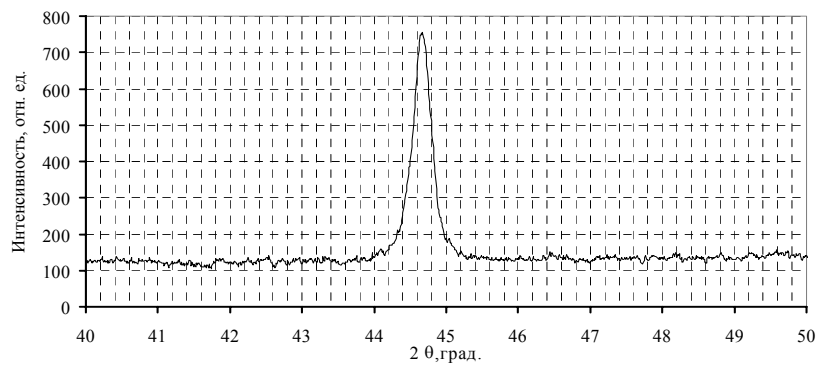
Рис. 3. Структура образцов типа 3, x 500.



a



б



в

Рис. 4. Дифрактограммы поверхности образцов чугуна типов 1(*a*), 2(*б*) и 3(*в*).

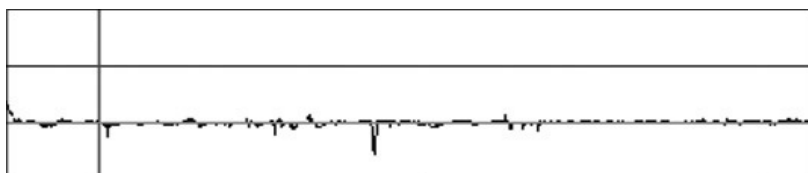


Рис. 5. Характерный вид профилограмм, снятых с поверхности образцов высокохромистого чугуна, обработанного по различным режимам после механической подготовки поверхности.

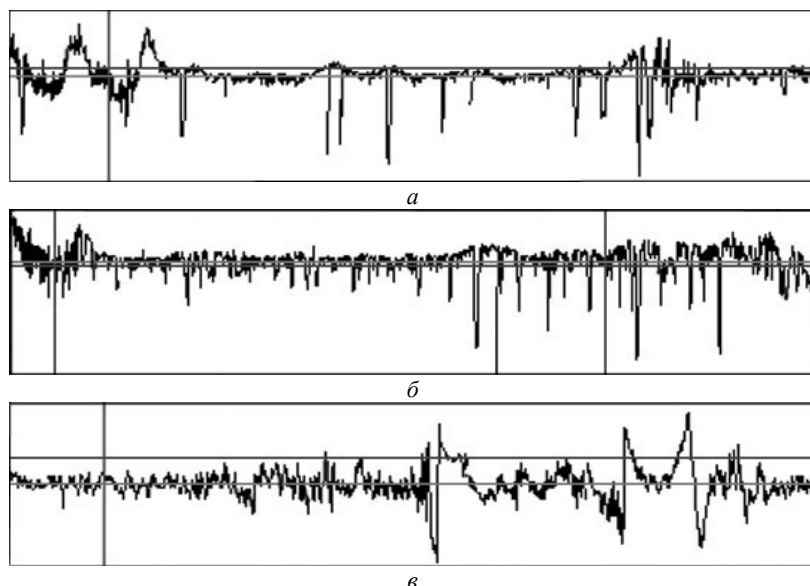


Рис. 6. Профилограммы, снятые с поверхности образцов чугуна типов 1(а), 2(б), 3(в) после металлографического травления.

Наблюдается также значительный перепад неровностей профиля с резко обозначенными границами, по-видимому, структурных составляющих. Так, здесь речь идет не о резком переходе горизонтали в выступ или впадину, а о резком переходе впадины в выступ. При этом значения величины максимальных выступов и впадин сопоставимы и составляют – 5,41 и 5,66 мкм соответственно. Это может указывать на максимальное вытравливание продуктов распада аустенита на границе раздела структурных составляющих и на оголение карбидов, что может быть следствием перераспределения легирующих элементов, происходящего при высокотемпературной выдержке.

Профилограмма, снятая с травленной поверхности образца типа 2, характеризуется значительным количеством впадин. Средняя глубина впадин значительно превышает среднюю глубину выступов и может быть следствием попадания шупа профилографа в трещину или в микровыкрошивание, образовавшиеся в результате воздействия на образцы теплосмен. Отсутствие значительных впадин на механически подготовленной поверхности образцов типа 2 до травления может указывать на то, что ширина раскрытия термоусталостных трещин, не подвергшихся воздействию травителя, очень мала и не попадает в область границ чувствительности прибора.

Профилограмма, снятая с травленной поверхности образцов типа 1, характеризует наиболее равномерную шероховатость их поверхности. Высоты выступов и впадин сопоставимы по величине, при этом значение максимальной глубины впадины R_v в два раза меньше, чем на образце, подвергнутом термоциклированию: 3,47 и 7,01 мкм, соответственно.

ВЫВОДЫ

Воздействие высокой температуры на образцы высокохромистого чугуна вызывает нарушение целостности структурных элементов, способствует увеличению гетерогенности структуры, вызывает распад остаточного аустенита, коалесценцию и коагуляцию избыточных карбидов, т. е. существенно сказывается на микроструктуре и в дальнейшем может отрицательно влиять на эксплуатационные свойства высокохромистого чугуна.

Для снижения склонности к преобразованиям, вызываемым воздействием высоких температур в процессе эксплуатации, следует проводить термическую обработку прокатных валков из высокохромистого чугуна по режимам, которые способствуют стабилизации структуры и увеличению ее стойкости к воздействию эксплуатационных факторов.

Измерение шероховатости поверхности высокохромистого чугуна после металлографического травления может дать дополнительные сведения о структурных преобразованиях, вызванных воздействием высокой температуры.

Литература

1. Повышение работоспособности инструмента горячего деформирования. Толстов И.А., Пряхин А.В., Николаев В.А. М.: Металлургия, 1990 – 143с.
2. Куцова В.З., Куцов А.Ю., Ковзель М.А., Кравченко А.В. // Влияние температуры аустенитизации на структуру, фазовый состав и свойства белых высокохромистых чугунов. / Сб. научн. трудов: Строительство, материаловедение, машиностроение. Вып. 32, ч. 1. – Дн-ск: ПГАСА, 2005. – 44 – 56 с.
3. ГОСТ 9.910-88 / Металлы, сплавы, покрытия жаростойкие. Метод испытания на термоусталость в газовых потоках на клиновидных образцах. Введено впервые 01.01.88. – М.: Издательство стандартов, 1989. – 26 с.
4. ГОСТ 2789-73 / Шероховатость поверхности. Параметры и характеристики. Введено впервые с 04.12.01974. – М.: Издательство стандартов, 1975. – 24 с.
5. Выполнение измерений параметров шероховатости поверхности по ГОСТ 2789-73 при помощи приборов профильного метода: лабораторная работа / Б.Н. Хватов. –Тамбов: изд-во ТГТУ, 2006. – 24 с.