

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ВЫСОКОХРОМИСТОГО ЧУГУНА, КАК МАТЕРИАЛА ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВА ПРОКАТНЫХ ВАЛКОВ

Пинчук С.И., Полякова Н.В.

Национальная металлургическая академия Украины

В настоящее время многие изделия из технических сплавов эксплуатируются в условиях воздействия на них высоких температур. Прогрессирующие процессы высокотемпературного окисления на поверхности металлических изделий сопровождаются ухудшением их технологических характеристик. Деформация, вызванная температурными и другими полями, может приводить к появлению внутренних напряжений в сплаве [1]. При переменном, циклически повторяющемся воздействии высоких температур, чередующемся с резкими охлаждениями, сплавы подвергаются термоусталостному разрушению, связанному с накоплением остаточных термических напряжений в их структуре. Конечным этапом термоусталостного разрушения является образование термоусталостных трещин, которое может приводить к выходу изделий из строя [2]. Поэтому важной технологической характеристикой является способность сплавов противостоять термоусталостному разрушению, то есть их термостойкость.

Термостойкость является важным свойством материалов прокатных валков, работающих в условиях теплосмен. Продолжительность работы валков в прокатных станах часто определяется их износостойкостью, зависящей не только от материала валков, но и от прокатываемого материала и условий их работы, в частности, нагрева тонкого поверхностного слоя валка во время его контакта с металлом до температур 600°C и выше, и последующего почти немедленного охлаждения водой до 50-150°C [3]. Применение белых высокохромистых чугунов для изготовления прокатных валков является рациональным, из-за необходимости совмещения с износостойкостью высокой коррозионной стойкости. На последнюю существенное влияние оказывает фазовый состав чугуна.

Условия кристаллизации оказывают большое влияние на первичную структуру белых износостойких чугунов. Наиболее значимый фактор здесь - скорость охлаждения. Диапазон скоростей охлаждения реальных отливок в интервале кристаллизации составляет 0,2—200°C/мин. Скорость охлаждения влияет на степень дифференцировки структуры в эвтектике и на размер эвтектических колоний. При высоких скоростях охлаждения чугуна может наблюдаться растрескивание, связанное с возникновением поверхностных напряжений. Растрескивание носит локальный микроскопический характер, но оно может приводить к выходу из строя ответственных деталей, изготовленных из белых износостойких чугунов. Особенно опасны сложные эксплуатационные условия, включающие воздействие высоких температур, переменные нагрев и охлаждение, ударно-абразивный износ и воздействие агрессивных коррозионных сред. Сочетание таких опасных факторов характерно для условий эксплуатации прокатных валков.

Циклически изменяющиеся температуры на поверхности валков в условиях горячей прокатки могут вызвать необратимые процессы в структуре, а условия нагрева и охлаждения в процессе прокатки, такие как максимальная и минимальная температура, периодичность, длительность воздействия, могут оказывать существенное влияние на технологические свойства и продолжительность эксплуатации валков.

Целью настоящего исследования явилось экспериментальное изучение влияния условий нагрева и охлаждения на структуру, фазовый состав и свойства белых высокохромистых чугунов марки ИЧХ16НМФТ в зависимости от скорости их охлаждения при кристаллизации, а также изучение способности этих сплавов противостоять термоусталостному разрушению под влиянием циклических термических нагрузок.

Объектом исследования служили образцы белого чугуна марки ИЧХ16НМФТ, вырезанные из поверхностной части двухслойного валка, полученного методом центробежного литья (наружный слой – белый высокохромистый чугун, сердцевина – серый нелегированный чугун). Химический состав исследуемой марки чугуна и скорость охлаждения при кристаллизации представлены в таблице 1.

Таблица 1

Химический состав высокохромистого чугуна типа ИЧХ16НМФТ

№ плавки	Скорость охлаждения, °C/мин	Содержание элементов, %								
		C	Cr	Ni	Mo	Ti	V	Mn	Si	Cu
1	0,6	2,76	16,2	1,58	1,10	0,012	0,32	0,87	0,5	0,12
2	0,4	2,58	16,8	1,34	1,07	0,017	0,41	1,14	0,64	0,16
3	0,04	2,80	16,6	1,25	1,00	0,024	0,49	1,10	0,62	0,13

Металлические образцы испытывали в течение 200 циклов последовательного нагрева и охлаждения. На каждом из циклов образцы подвергали нагреву до 600°C в предварительно разогретой муфельной лабораторной печи марки СНОЛ 2.4.2 /12,5И2 в течение 3 мин и последующему охлаждению в течение 30-45 сек. С целью определения влияния условий охлаждения на изменение структуры и свойств материала образцы испытывали при трех различных режимах охлаждения при термоциклировании, а именно: в емкости водопроводной водой, в потоке воздуха, на спокойном воздухе комнатной температуры (18-20°C) [4].

Схема термоциклирования с максимальным перепадом температур представлена на рисунке 1.

Микроструктуру образцов до и после испытаний изучали с помощью микроскопа «Neophot-21». Микротвердость фаз и структурных составляющих определяли с помощью микротвердомера ПМТ-3.

Фазовый состав чугуна изучали на дифрактометре ДРОН-3М в FeK_α излучении.

В результате испытаний высокохромистого чугуна исследуемых плавок выявлено образование макротрещин. Первые видимые невооруженным глазом трещины появились после 25-30 циклов теплосмен. Это трещины термической усталости (рисунок 2).

После первых 100 циклов теплосмен дальнейшего образования новых трещин не наблюдалось. Это согласуется с теорией [2], согласно которой зарождение всех образующихся термоусталостных трещин происходит уже во время первой теплосмены. В дальнейшем, при продолжении термоциклирования, происходит лишь рост, углубление и распространение трещин. Иногда сетка трещин охватывает всю поверхность металла.

Микроструктуру исследуемых образцов изучали в несколько этапов. Вначале непосредственно после термоциклирования, затем после легкой механической обработки, проводимой для снятия продуктов коррозии, и, наконец, после травления образцов в 5%-ном спиртовом растворе азотной кислоты. Этапность изучения микроструктурных характеристик предпринята в связи с тем, что во время тщательной механической обработки поверхности либо при избыточном травлении может быть снят слой металла с микротрещинами.

Микроструктурные исследования выявили образование как широких, незначительно разветвленных трещин, видимых невооруженным глазом, так и сетки микротрещин, едва различимых на неподготовленной поверхности при небольших увеличениях. Также трещины были обнаружены на кромках образца и около линии механического надреза, которые являются концентраторами напряжений, в центре граней образца, которые сужались в направлении ребер, не достигая кромок образцов. Различная морфология и варианты расположения термоусталостных трещин представлены на рисунке 3.

Рост образовавшихся трещин происходит по длине образцов – от кромок к центру граней. Рост трещин, расположенных в центре граней, происходит, предположительно, в глубину. Длина их после 100 циклов испытаний для исследуемых образцов колеблется в пределах от 2,6 до 6,5 мм. Распространение трещин контролируется чередованием в объеме металла зон пластической и упругой деформации. Ширина раскрытия трещин зависит от многих факторов, в том числе, от возможности протекания коррозионных процессов. Глубина трещин зависит, главным образом, от величины остаточных напряжений в металле [2]. На нетравленной поверхности видно, что широкие трещины подвергаются окислению по краям, их пустоты заполнены продуктами коррозии (рисунок 3,а).

На травленной поверхности образцов плавки 1, помимо широких трещин, наблюдается сетка микротрещин (рисунок 3,б). Микротрещины проходят по эвтектическому карбиду, в значительной мере распространяясь на остаточный аустенит, по границе раздела карбида с продуктами распада аустенита, иногда пересекая продукты распада аустенита. Это согласуется с теорией о зонах упругой и пластической деформации [2].

На поверхности образцов высокохромистого чугуна, которые охлаждались на воздухе и в воздушном потоке, трещины не были обнаружены.

На рисунках 4 – 6 приведены микроструктуры высокохромистого чугуна после испытаний, в том числе - при различных режимах охлаждения.

Полученные данные свидетельствуют о том, что структура образцов чугуна плавки 1 (рисунок 4) существенно различается после их испытаний при различных режимах. При периодическом охлаждении на спокойном воздухе в структуре образцов присутствуют карбиды, темно-травящиеся продукты распада аустенита и незначительное количество остаточного аустенита. В структуре образцов, которые подвергались охлаждению в воде и в воздушном потоке, остаточный аустенит присутствует в больших количествах.

На рисунке 6,а представлен участок макротрещины, которая располагается в объеме кристаллов первичного превращенного аустенита, то есть в области продуктов распада аустенита. Ее образование вызвано напряжениями, обусловленными объемными изменениями при перекристаллизации аустенита. На рисунке 6,б отчетливо видны микротрещины, возникшие в эвтектическом карбиде, что обусловлено его хрупкостью.

На рисунках 7 и 8 приведены схемы дифрактограмм исследуемых образцов чугуна в литом состоянии после термоусталостных испытаний. На дифрактограммах образцов плавки 1, прошедших термоусталостные испытания, присутствуют интерференции карбида $(Cr,Fe)_7C_3$, γ -фазы и α -фазы.

Анализ дифрактограмм образцов, прошедших термоциклические испытания выявляет в их структуре наряду с α -фазой карбида $(Cr,Fe)_7C_3$ и небольшое количество окислов Fe_2O_3 и $FeCr_2O_4$ (рисунок 8,б).

В таблице 2 приведены данные рентгеноструктурного анализа исследуемого чугуна до и после испытаний. Анализ данных таблицы 2 свидетельствует о том, что в процессе термоусталостных испытаний степень несовершенства α -фазы ($\beta_{0,5}$), обусловленная плотностью дефектов и количеством растворенного углерода, резко снижается до значений 0,39 – 0,46, наблюдается увеличение содержания остаточного аустенита, параметр решетки α -фазы (a_α) колеблется в пределах 2,867 – 2,87, а остаточного аустенита (a_γ) – в пределах 3,60 – 3,606. Такое уменьшение параметров решетки α -фазы и остаточного аустенита в процессе термоциклирования может свидетельствовать об изменении состава и плотности дефектов кристаллического строения этих фаз.

Механические характеристики материалов, в частности, их микротвердость, также претерпевают изменения при термоциклировании. В таблице 3 приведены сравнительные данные по микротвердости продуктов распада аустенита и эвтектического карбида исследуемых плавок чугунов в литом состоянии. Следует отметить, что после испытаний наблюдается снижение микротвердости продуктов распада аустенита, микротвердость эвтектического карбида в сравнении с исходным литым состоянием увеличивается. Это связано, вероятно, с перераспределением легирующих элементов между фазами и структурными составляющими, обусловленном фазовыми превращениями и структурными изменениями чугуна при термоусталостных испытаниях. Описанные процессы, в свою очередь, приводят к снижению износостойкости чугуна.

Таблица 2

Данные рентгеноструктурного анализа исследуемых чугунов после термоусталостных испытаний

Плавка №	Степень несовершенств α -фазы ($\beta_{0,5}$)		Содержание остаточного аустенита, % γ		a_γ по (002) γ		a_α по (110) α	
	до испытаний	после испытаний	до испытаний	после испытаний	до испытаний	после испытаний	до испытаний	после испытаний
1	0,51	0,39	21	28	3,62	3,60	2,871	2,87
2	0,4	0,43	15	23,5	3,61	3,606	2,87	2,867
3	0,82	0,46	12	-	3,618	-	2,876	2,87

Таблица 3

Микротвердость структурных составляющих образцов чугуна

Тип образцов	Режим охлаждения при термоциклировании	Микротвердость, МПа			
		продуктов распада аустенита *		эвтектического карбида	
		до испытаний	после испытаний	до испытаний	после испытаний
1	в воде	5820 / 4500	-/3664	5723	7064
	в воздушном потоке		4590/3220		8942
	на воздухе		-/3662		7066
2	в воде	6262 / 6890	5030/3476	7336	9526
3	в воде	5140 / 4931	5260/2786	6124	8240

* Значения микротвердости для светлотравящихся (в числителе) и темнотравящихся (в знаменателе) продуктов распада аустенита.

Выводы

1. Белый высокохромистый чугун марки ИЧХ16НМФТ обладает склонностью к образованию термоусталостных трещин.
2. По сечению образцов белого высокохромистого чугуна за 20-30 циклов теплосмен образуются макротрещины термической усталости, видимые невооруженным глазом.
3. Зарождение термоусталостных трещин происходит как по границе раздела продуктов распада аустенита с эвтектическими колониями, так и в объеме первичных дендритов превращенного аустенита. Существенное влияние на зарождение и распространение трещин термической усталости оказывает количество остаточного аустенита в структуре белого высокохромистого чугуна.
4. Условия нагрева и охлаждения при термоциклировании оказывают существенное влияние на структуру и свойства чугуна марки ИЧХ16НМФТ. С понижением скорости охлаждения интенсивнее происходит окончательный распад остаточного аустенита.

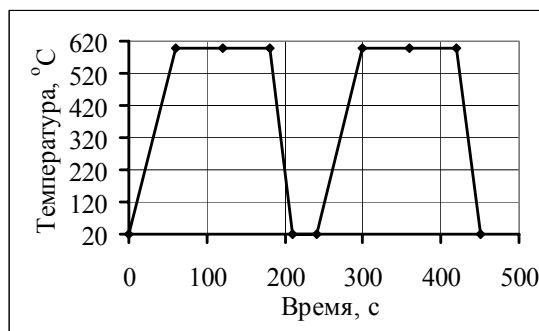


Рисунок 1. Схема термоциклирования образцов исследуемых сплавов.

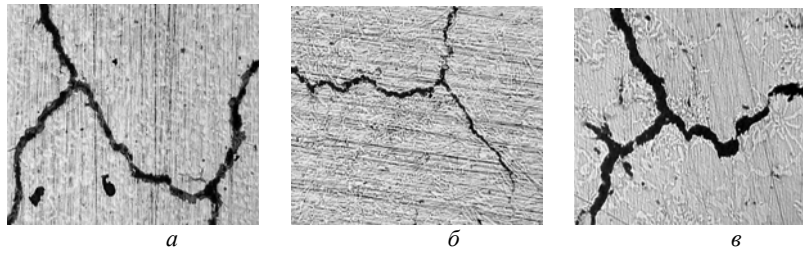


Рисунок 2. Форма и вид образовавшихся трещин в исследуемых образцах высокохромистого чугуна, x100.

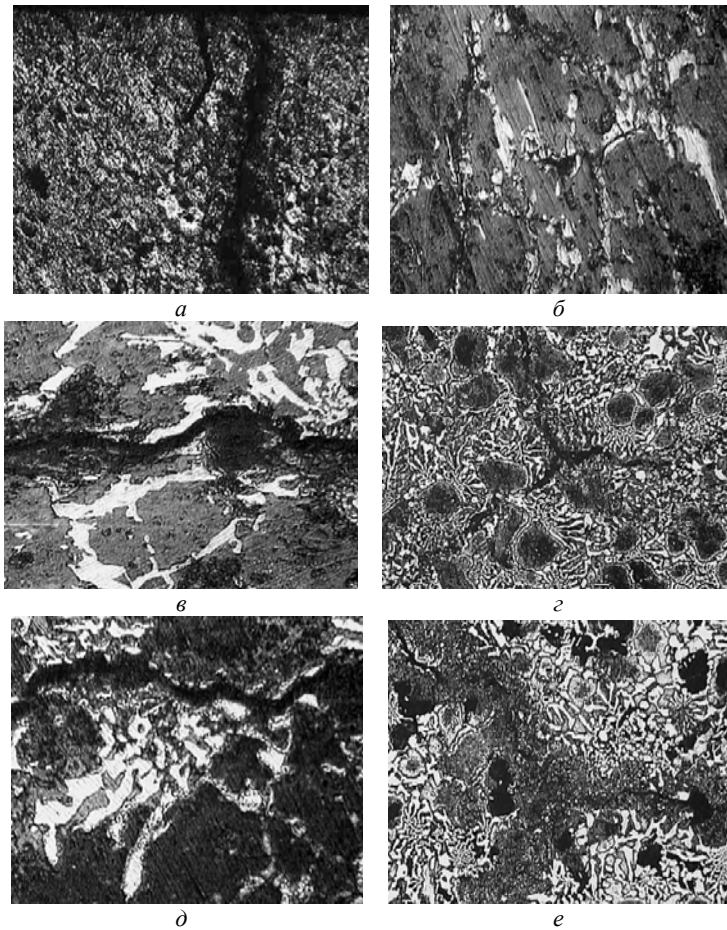


Рисунок 3. Морфология термоусталостных трещин, образовавшихся на поверхности образцов чугуна плавков: 1 (а, б); 2 (в, г); 3 (д, е); без травления – а, б, в, д (x400), с травлением – г, е (x150).

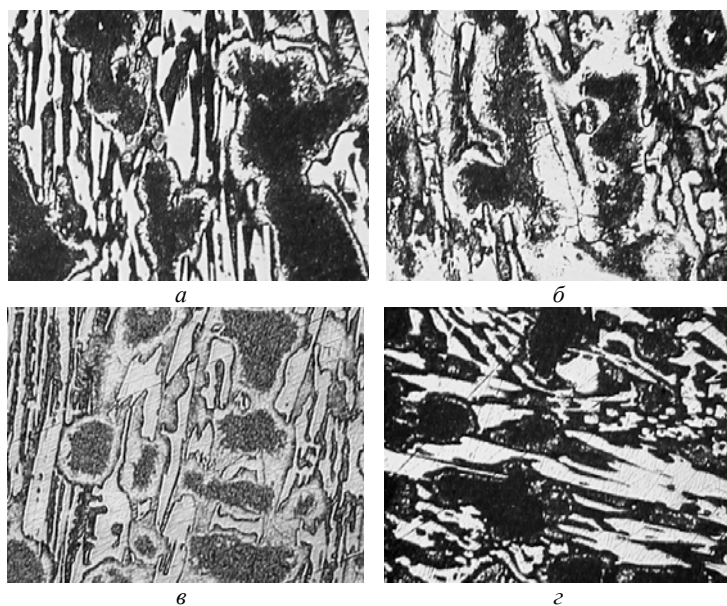


Рисунок 4. Микроструктура высокохромистого чугуна плавки 1 после испытаний при различных режимах охлаждения: в воде – *a, б*; в потоке воздуха – *в*; на спокойном воздухе – *z*, x400.

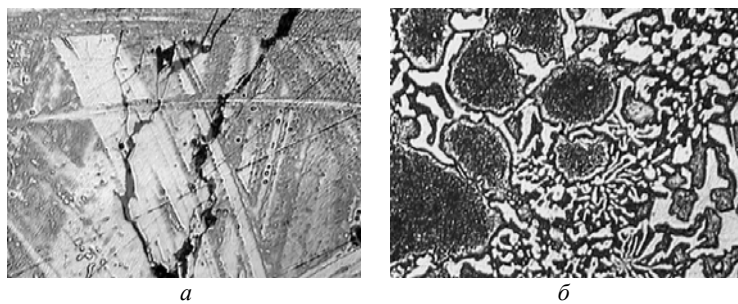


Рисунок 5. Микроструктура высокохромистого чугуна плавки 2 после испытаний, x400.

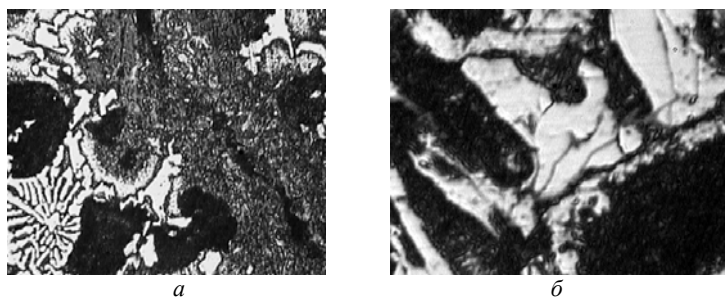


Рисунок 6. Термоусталостная трещина на образце высокохромистого чугуна плавки 3 (*a*), x400; и микротрещины в образце чугуна плавки 1 (*б*), x1000.

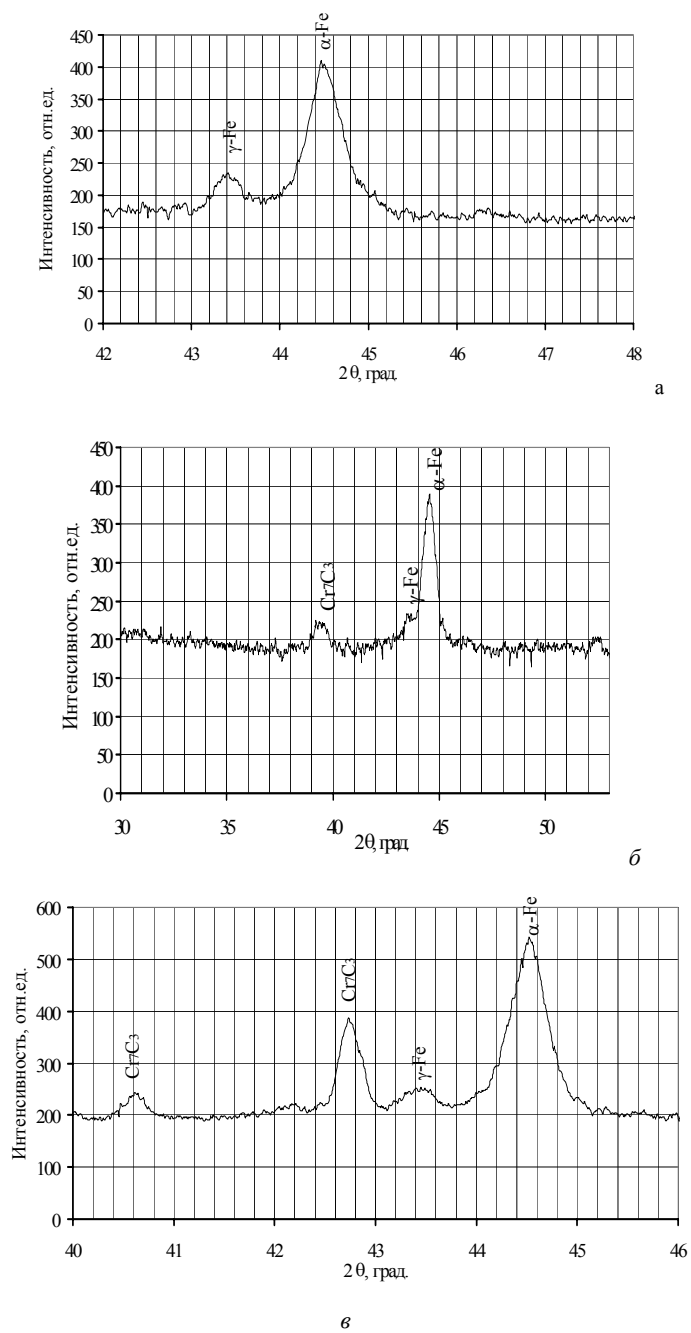
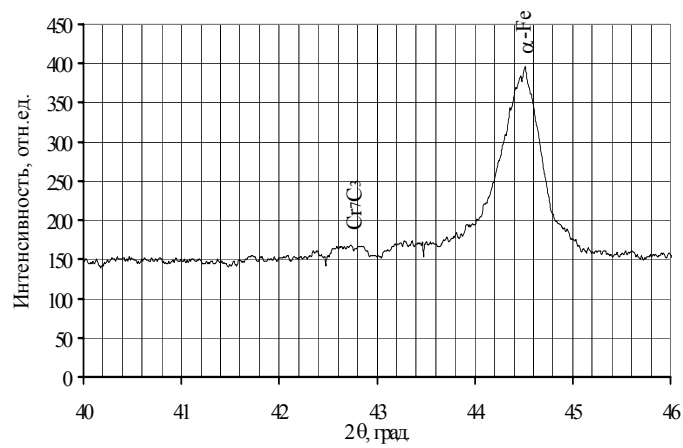
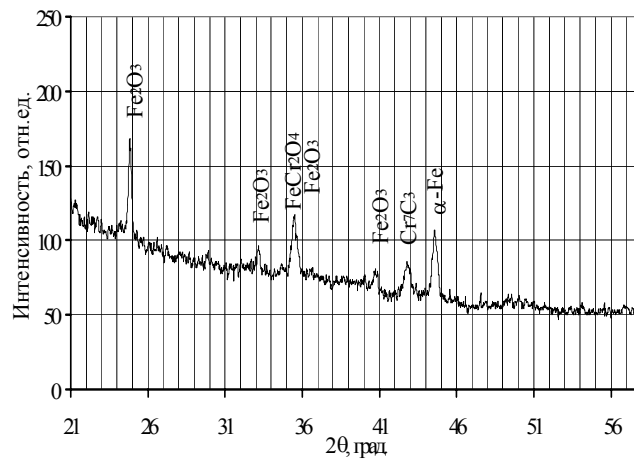


Рисунок 7. Схемы дифракторграмм высокохромистого чугуна плавки 1 после термоусталостных испытаний: а – охлаждение в воде; б - в потоке воздуха ; в - на спокойном воздухе.



а



б

Рисунок 8. Схемы дифрактограмм высокохромистого чугуна после термоусталостных испытаний (охлаждение в воде) плавков: 2(а) и 3(б).

Литература

1. Фридман Я.Б. Механические свойства металлов: В двух частях. /«Машиностроение».-М., 1974.-Часть вторая: Механические испытания. Конструкционная прочность.- 368 с.
2. Дульнев Р.А., Котов П.И. Термическая усталость металлов. -М.: Машиностроение, 1980.- 200с.
3. Будагянц Н.А., Карский В.Е. Литые прокатные валки. - М.: Metallurgy. - 1983. - 175 с.
4. 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.