

## ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НАГРЕВА НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ, ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И СВОЙСТВА ВЫСОКОХРОМИСТЫХ ЧУГУНОВ В ИСХОДНОМ И ТЕРМООБРАБОТАННОМ СОСТОЯНИИ

В.З. Куцова, М.А. Ковзель, А.В. Кравченко

*Национальная металлургическая академия Украины*

Белые высокохромистые чугуны являются материалами, обладающими повышенными механическими свойствами (в частности, твердостью), обеспечивающими их высокие эксплуатационные характеристики, как, например, износостойкость. За счет высокого содержания в их составе хрома, а также других легирующих элементов, высокохромистые чугуны обладают также коррозионной стойкостью, которая, однако, может изменяться в зависимости от внешних и внутренних факторов: условий эксплуатации, химического и фазового состава этих материалов и др. [1].

Условия кристаллизации оказывают большое влияние на первичную структуру белых износостойких чугунов. Наиболее значимый фактор - скорость охлаждения. Диапазон скоростей охлаждения реальных отливок в интервале кристаллизации составляет 0,2—200°С/мин. Скорость охлаждения влияет на степень дифференцировки эвтектической структуры, на размер эвтектических колоний и дендритов первичного аустенита. При высоких скоростях охлаждения отливок может наблюдаться растрескивание, связанное с возникновением поверхностных напряжений. Растрескивание носит локальный микроскопический характер, но может приводить к выходу из строя многих 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, при этом коррозионная стойкость белых высокохромистых чугунов может существенно ухудшаться. При горячей прокатке поверхность прокатных валков в момент их контакта с металлом в локальных объемах может нагреваться до 600°С и выше и, хотя практически мгновенно происходит охлаждение водой, такие условия все же благоприятны для развития коррозионного процесса по химическому механизму, а воздействие охлаждающей воды создает реальные предпосылки для протекания электрохимической коррозии [2].

В результате попеременного нагрева и охлаждения на поверхности валка появляется сетка трещин. В трещинах происходит интенсивное окисление металла, что способствует дальнейшему их развитию. При окислении поверхности валка повышается коэффициент трения и увеличивается износ. С другой стороны, окисление может оказаться и положительным фактором, если способствует образованию порошкообразных продуктов износа. При горячей прокатке между металлом и валком имеется промежуточный слой, состоящий из окалина, покрывающей поверхность прокатываемого металла, продуктов износа и паров воды [3].

В сплавах железо-углерод хром находится в твердом растворе и карбидах. При этом хром неравномерно распределяется между твердым раствором и карбидами. Сопротивление окислению при повышенных температурах у сплавов Fe-Cr с увеличением содержания хрома неуклонно возрастает. Сплавы железа с хромом хорошо сопротивляются окислению благодаря тому, что образуют стойкие плотно прилегающие к металлу окисные пленки. Изучение оксидов железоуглеродистого сплава с 12% Cr, нагретого до 1000°С, показало, что образуется три различных слоя оксидов. Средний и наружный слой окалина содержат меньше 1% хрома, в то время как слой, непосредственно прилегающий к образцу, содержит в 3,5 раза больше хрома, чем железа. До тех пор, пока в окалине не станет превалирующим содержание оксидов хрома, сплав будет прогрессивно окисляться [1].

Исходя из вышесказанного, принципиально важным является комплексное изучение жаростойкости и износостойкости высокохромистого чугуна в зависимости от температуры эксплуатации, скорости охлаждения при кристаллизации и режимов термической обработки.

Объектом исследований в данной работе служили образцы высокохромистого чугуна, отобранные от композитного валка, полученного методом электродуговой наплавки. Образцы чугуна подвергали термической обработке по различным режимам. Химический состав и режимы термической обработки исследуемого чугуна представлены в таблице 1.

Таблица 1

| Химический состав и режимы термической обработки исследуемого чугуна |                 |                                |                 |                      |      |      |      |      |      |    |
|--|-----------------|--------------------------------|-----------------|----------------------|------|------|------|------|------|----|
| Аустени-<br>тизация  |                 | Изотерми-<br>ческая<br>закалка |                 | Химический состав, % |      |      |      |      |      |    |
| T,<br>°C   | $\tau$ ,<br>мин | T,<br>°C                       | $\tau$ ,<br>мин | C                    | Cr   | Ni   | Mo   | Mn   | Si   | Cu |
| 950  | 60              | 350                            | 80              | 3,17                 | 21,0 | 1,02 | 1,41 | 0,65 | 0,85 | -  |
| 1050   | 60              | 350                            | 80              |                      |      |      |      |      |      |    |

Образцы чугуна, подготовленные в соответствии с [4, 5], подвергали нагреву при температурах 480 и 580°С в муфельной печи. При каждой температуре испытывали по три образца. Образцы выдерживали при заданной температуре в течение 7-8 часов, после этого извлекали из печи и выдерживали при комнатной температуре в эксикаторе с силикагелем в течение 16-17 часов. При каждой температуре проведено 12 испытательных циклов. Выбор температуры и режима испытаний обусловлен особенностями условий эксплуатации прокатных валков [2]. После каждого цикла испытаний фиксировали изменение массы образцов.

Изучены закономерности изменения массы образцов в процессе высокотемпературных испытаний, а также процессы, протекающие в структуре и на поверхности белого высокохромистого чугуна.

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-3 в FeK $\alpha$  излучении.

Количественные данные по приросту массы образцов в литом и термообработанном состояниях после повторного нагрева приведены в таблице 2. Относительная масса образцов чугуна, после повторного нагрева при T=680°С интенсивно возрастала в начале испытаний, а далее, после 100 часов, практически не изменялась, что свидетельствует о хороших защитных свойствах образовавшейся на металле оксидной пленки. После повторного нагрева при T=480°С относительная

масса термообработанных образцов интенсивно возрастала в начале испытаний, после 100 часов продолжала увеличиваться менее интенсивно, что свидетельствует о том, что образующаяся оксидная пленка непрочна и лишь периодически замедляет окисление металла, по-видимому, растрескиваясь. В процессе нагрева наибольший прирост массы наблюдается в образцах, прошедших  $T_{\text{ауст}}=1050^{\circ}\text{C}$ .

Таблица 2

| Прирост массы и площадь коррозионных повреждений |           |  |       |                      |
|--|-----------|--|-------|----------------------|
| Температура нагрева, $^{\circ}\text{C}$          | Состояние | Прирост массы, $\text{мг}/\text{см}^2$ |       | Площадь включений, % |
|  |           | длительность нагрева, ч                |       |                      |
|  |           | 100                                    | 200   |                      |
| 680  | Литое     | 0,083                                  | 0,069 | $\approx 1$          |
|  | Режим 1   | 0,141                                  | 0,135 |                      |
|  | Режим 2   | 0,256                                  | 0,256 |                      |
| 480  | Литое     | 0,015                                  | 0,015 | $\approx 3,5$        |
|  | Режим 1   | 0,254                                  | 0,359 |                      |
|  | Режим 2   | 0,243                                  | 0,382 |                      |

режим 1 -  $T_{\text{ауст}}=950^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau=60\text{мин}$ ;  $T_{\text{изот}}=350^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau=1\text{ч}20\text{мин}$   
 режим 2 -  $T_{\text{ауст}}=1050^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau=60\text{мин}$ ;  $T_{\text{изот}}=350^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau=1\text{ч}20\text{мин}$

Изменение относительной массы образцов после 200 ч испытаний при  $T=680^{\circ}\text{C}$  составляет  $\approx 0,07 \text{ мг}/\text{см}^2$  у чугуна в литом состоянии и  $\approx 0,1-0,26 \text{ мг}/\text{см}^2$  – у термообработанного чугуна.

Изменение относительной массы образцов после 200 ч испытаний при  $T=680^{\circ}\text{C}$  составляет  $\approx 0,15 \text{ мг}/\text{см}^2$  у чугуна в литом состоянии и  $\approx 0,4 \text{ мг}/\text{см}^2$  – у термообработанного чугуна.

У литого чугуна прирост массы больше при  $T=680^{\circ}\text{C}$ , чем при  $T=480^{\circ}\text{C}$ . У термообработанного чугуна наблюдается обратная тенденция.

Для сравнения был изучен чугун марки ИЧХ16НМФТ, закристаллизованный при различных скоростях охлаждения в интервале  $1 \pm 0,04^{\circ}\text{C}/\text{мин}$  [6-7]. Установлено, что при повышенных температурах ( $680^{\circ}\text{C}$ ) кинетика окисления существенно зависит от скорости охлаждения чугуна при кристаллизации и, соответственно, от структуры, фазового состава и количественного соотношения фаз и структурных составляющих. Изменение относительной массы образцов после 160 ч испытаний при температуре  $680^{\circ}\text{C}$  составляет  $\approx 1 \text{ мг}/\text{см}^2$  у чугуна, охлажденного со скоростью  $0,4^{\circ}\text{C}/\text{мин}$ , и  $\approx 2,5 \text{ мг}/\text{см}^2$  – у чугуна, охлажденного со скоростями 0,6 и  $0,04^{\circ}\text{C}/\text{мин}$ . Изменение массы образца в конце испытаний при температуре  $480^{\circ}\text{C}$  практически не зависит от скорости охлаждения при затвердевании и колеблется в пределах  $0,75 \pm 0,83 \text{ мг}/\text{см}^2$ . Прирост массы термообработанных образцов на начальном этапе нагрева ( $\sim 10 \div 15$  час) составлял  $\sim 1,3 \text{ мг}/\text{см}^2$ . В конце нагрева прирост массы у образцов, термообработанных при  $T_{\text{ауст}}=1050^{\circ}\text{C}$  был меньше ( $0,5 \text{ мг}/\text{см}^2$ ). Прирост массы термообработанных образцов на  $\sim 62 \div 78\%$  меньше, чем при нагревах образцов в литом состоянии [8]. Таким образом, сопоставление ранее полученных данных [6-7] с данными табл. 2 позволяет сделать вывод, что прирост массы чугуна ИЧХ16НМФТ значительно больше, чем у исследуемого чугуна с 21% Сг.

В табл. 2 приведены также количественные данные о площади коррозионных поражений исследуемых образцов. Она значительно больше в образцах после повторного нагрева при  $T=480^{\circ}\text{C}$ . Для сравнения, в чугуне с 16% Сг площадь коррозионных поражений составляла  $\approx 5\%$  для литых образцов и  $\approx 9\%$  для термообработанных образцов. С понижением температуры испытаний площадь участков коррозионных поражений уменьшалась.

Сопоставление количественных данных по приросту массы и площади коррозионных повреждений свидетельствуют, что коррозионная стойкость при повышенных температурах исследуемого чугуна значительно выше, чем чугуна ИЧХ16НМФТ, а глубина коррозионных повреждений в чугуне с 21% Сг меньше, чем в чугуне ИЧХ16НМФТ.

После повторного нагрева на поверхности образцов появляется оксидная пленка. Равномерная на поверхности литого чугуна при нагреве до  $680^{\circ}\text{C}$  (рис. 1а) и неравномерная при нагреве до температуры  $480^{\circ}\text{C}$  (рис. 2а).

В результате термообработки рыхлая пленка большой толщины образуется преимущественно на эвтектическом карбиде при повторном нагреве до температуры  $680^{\circ}\text{C}$ , а при нагреве до температуры  $480^{\circ}\text{C}$  – рыхлая пленка большой толщины образуется на продуктах распада аустенита, что и обуславливает повышенный прирост массы при температуре повторного нагрева  $480^{\circ}\text{C}$ .

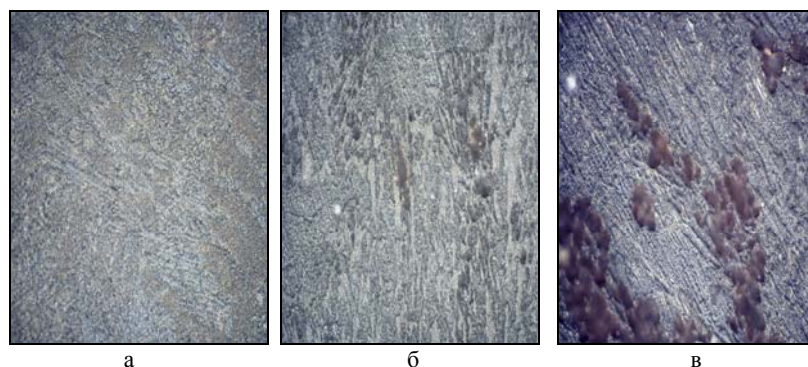


Рис. 1. Вид окисленной поверхности исследуемых образцов после нагрева при  $T=680^{\circ}\text{C}$ ,  $\times 400$ : а – Литое; б -  $T_{\text{ауст}}=950^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau=60\text{мин}$ ;  $T_{\text{изот}}=350^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau=1\text{ч}20\text{мин}$ ; в -  $T_{\text{ауст}}=1050^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau=60\text{мин}$ ;  $T_{\text{изот}}=350^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau=1\text{ч}20\text{мин}$ .

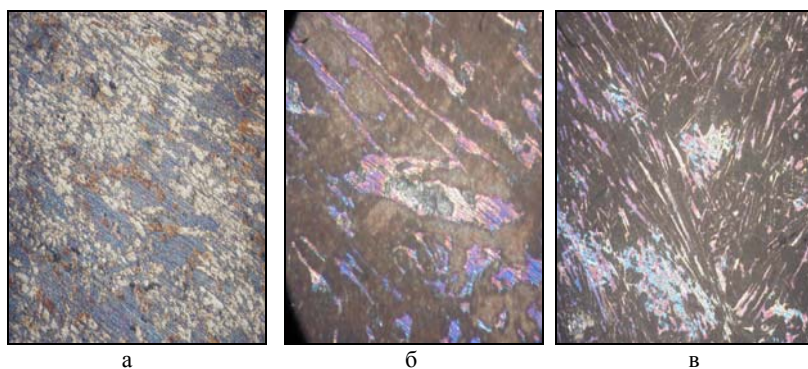


Рис. 2. Вид окисленной поверхности исследуемых образцов после нагрева при  $T=480^{\circ}\text{C}$ ,  $\times 400$ : а – Литое; б -  $T_{\text{ауст}}=950^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau=60\text{мин}$ ;  $T_{\text{изот}}=350^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau=1\text{ч}20\text{мин}$ ; в -  $T_{\text{ауст}}=1050^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau=60\text{мин}$ ;  $T_{\text{изот}}=350^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau=1\text{ч}20\text{мин}$ .

Повторный нагрев исследуемого чугуна до высоких температур приводит к изменениям структуры, фазового состава и свойств фаз и структурных составляющих. На рис. 3 и 4 приведены микроструктуры образцов литого и термообработанного чугуна после повторного нагрева при различных температурах.

Анализ рис. 3 показывает, что коррозионные поражения, в виде темных областей, располагаются на границе раздела эвтектический карбид – продукты распада аустенита. По мере развития коррозионных процессов поражения распространяются вглубь карбида и продуктов распада аустенита.

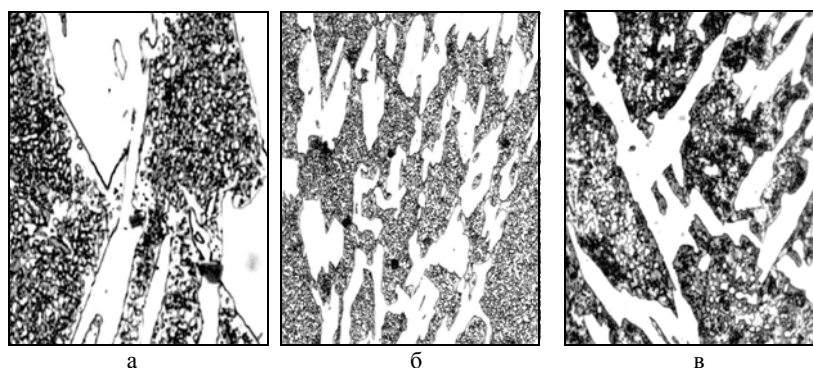


Рис. 3. Микроструктуры исследуемых образцов после нагрева при  $T=680^{\circ}\text{C}$ : а – Литое; б -  $T_{\text{ауст}}=950^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau=60\text{мин}$ ;  $T_{\text{изот}}=350^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau=1\text{ч}20\text{мин}$ ; в -  $T_{\text{ауст}}=1050^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau=60\text{мин}$ ;  $T_{\text{изот}}=350^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau=1\text{ч}20\text{мин}$ , (а, в –  $\times 1000$ ; б –  $\times 500$ ).

Как следует из рис. 4, структурным изменениям подвергаются, в основном, продукты распада аустенита: при этом наблюдается укрупнение вторичных избыточных карбидов за счет процессов коалесценции и коагуляции. В образцах, подвергнутых термической обработке на бейнит после аустенизации при температуре  $950^{\circ}\text{C}$ , коррозионные поражения располагаются в объеме и на периферии ветвей превращенного аустенита, карбидная эвтектика практически не подвержена коррозионным поражениям. Что же касается образцов, подвергнутых термической обработке на бейнит при температуре аустенизации  $1050^{\circ}\text{C}$ , то коррозионные повреждения в процессе испытаний возникают в объеме ветвей превращенного аустенита, распространяясь и на эвтектическую составляющую.

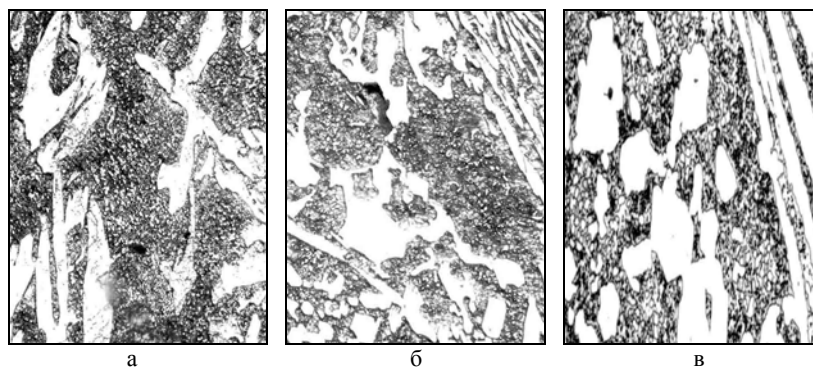


Рис. 4. Микроструктуры исследуемых образцов после нагрева при  $T=480^{\circ}\text{C}$ : а – Литое; б -  $T_{\text{ауст}}=950^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau=60\text{мин}$ ;  $T_{\text{изот}}=350^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau=1\text{ч}20\text{мин}$ ; в -  $T_{\text{ауст}}=1050^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau=60\text{мин}$ ;  $T_{\text{изот}}=350^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau=1\text{ч}20\text{мин}$ , (а –  $\times 500$ ; б, в –  $\times 1000$ ).

Образование оксидов на поверхности исследуемого чугуна после повторного нагрева подтверждается результатами фазового рентгеноструктурного анализа (рис. 5, 6). Дифрактограммы свидетельствуют о наличии на поверхности раздела металл–оксид оксидов железа ( $\text{Fe}_2\text{O}_3$ ,  $\text{Fe}_3\text{O}_4$ ) и хрома ( $\text{Cr}_2\text{O}_3$ ,  $\text{CrO}_3$ ). Из дифрактограмм следует, что в термообработанных образцах после повторного нагрева количество максимумов, соответствующих оксидам железа и хрома, увеличивается.

На рис. 7 и 8 приведены дифрактограммы образцов чугуна в литом состоянии и термообработанных по различным режимам, после повторного нагрева. На дифрактограммах образцов, прошедших повторный нагрев при  $T=680^{\circ}\text{C}$  (рис. 7), присутствуют интерференции карбида  $(\text{Cr,Fe})_7\text{C}_3$  и  $\alpha$ -фазы. Анализ дифрактограмм образцов, прошедших повторный нагрев при  $T=480^{\circ}\text{C}$  выявляет в их структуре наряду с  $\alpha$ -фазой карбида  $(\text{Cr,Fe})_7\text{C}_3$  и небольшое количество  $\text{Fe}_3\text{C}$  и  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ . Вероятно, карбидное превращение развивается в первую очередь в объеме эвтектического карбида (рис. 8).

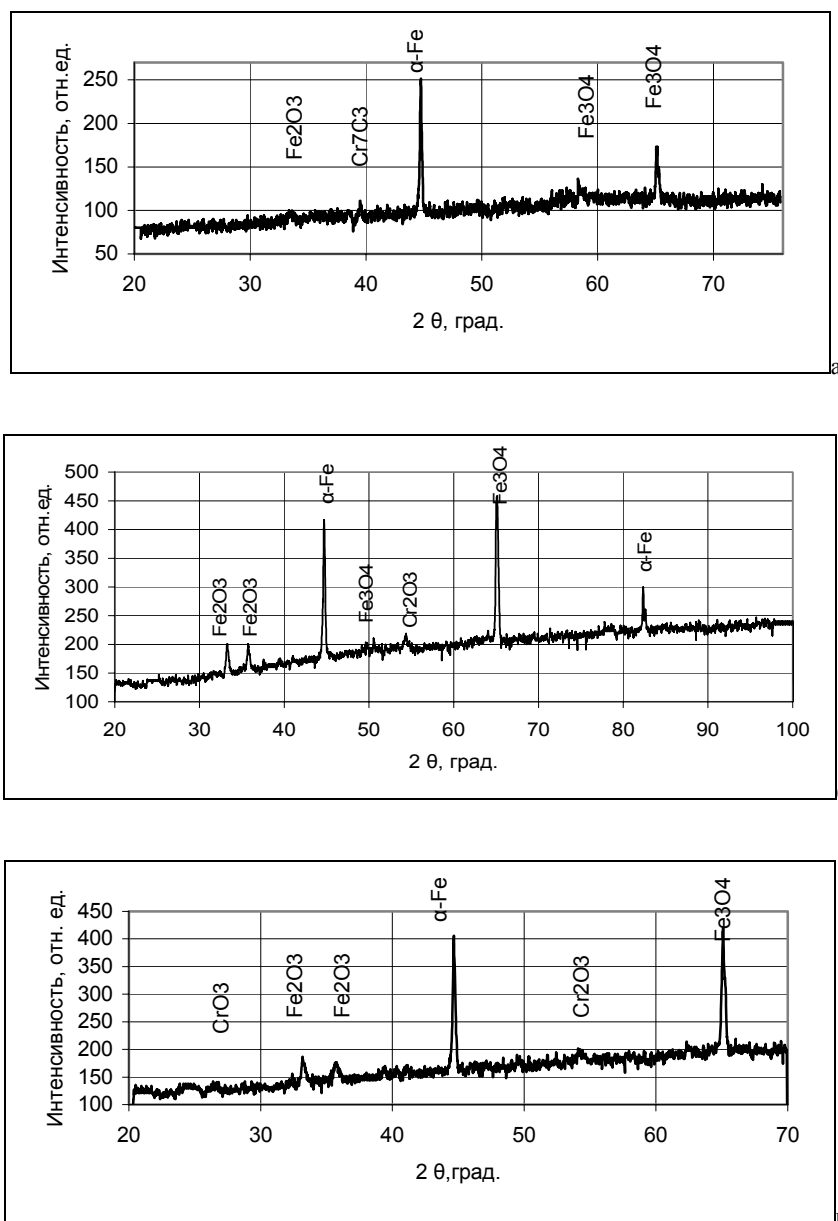


Рис. 5 Схемы дифрактограмм, полученных от поверхности раздела металл-оксид образцов после нагрева при  $T=680^{\circ}\text{C}$ : а – Литое; б -  $T_{\text{ауст}}=950^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau=60$ мин;  $T_{\text{изот}}=350^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau=1\text{ч}20$ мин; в -  $T_{\text{ауст}}=1050^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau=60$ мин;  $T_{\text{изот}}=350^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau=1\text{ч}20$ мин.

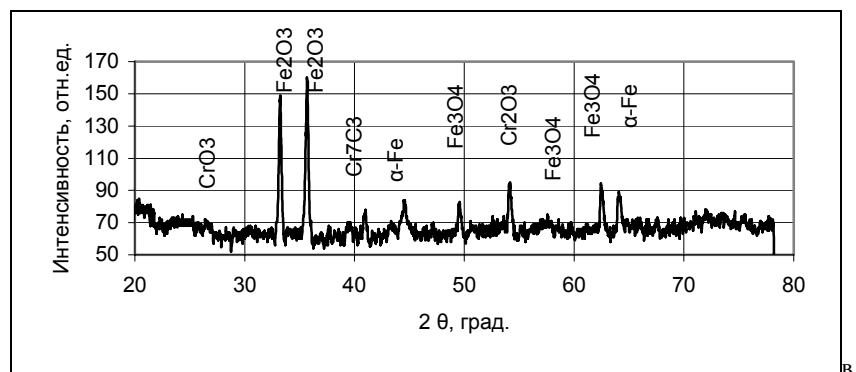
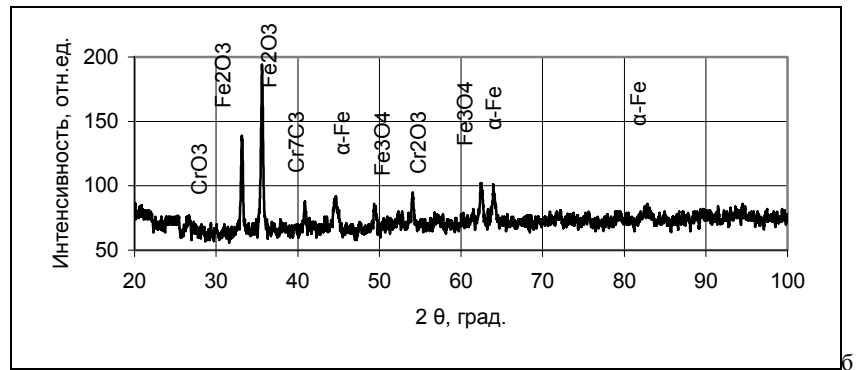
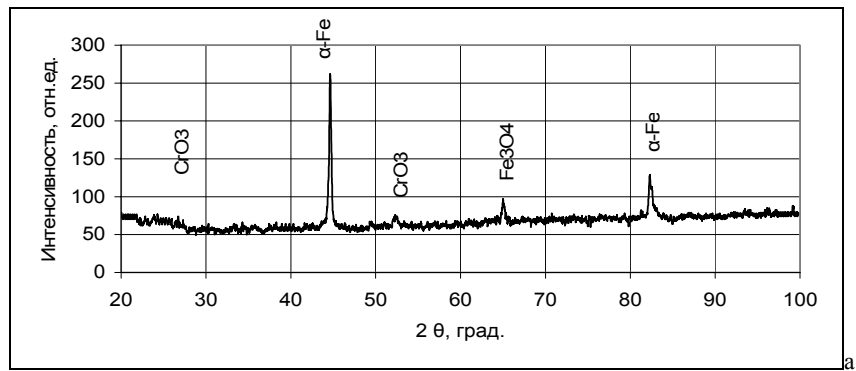


Рис. 6 Схемы дифрактограмм, полученных от поверхности раздела металл-оксид образцов после нагрева при  $T=480^{\circ}\text{C}$ : а – Литое; б -  $T_{\text{ауст}}=950^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau=60\text{мин}$ ;  $T_{\text{изот}}=350^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau=1\text{ч}20\text{мин}$ ; в -  $T_{\text{ауст}}=1050^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau=60\text{мин}$ ;  $T_{\text{изот}}=350^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau=1\text{ч}20\text{мин}$ .

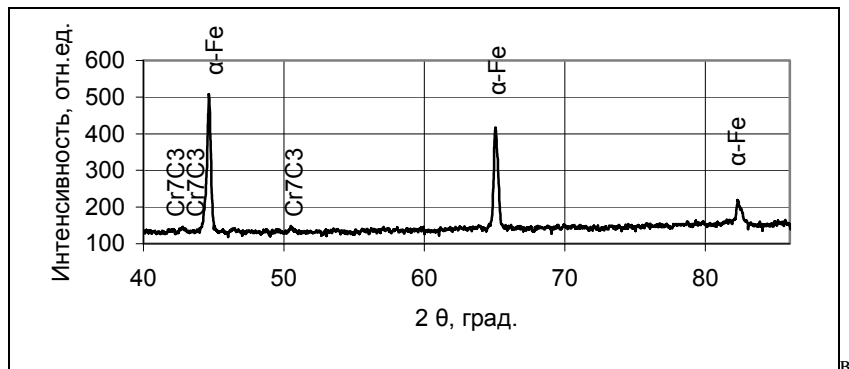
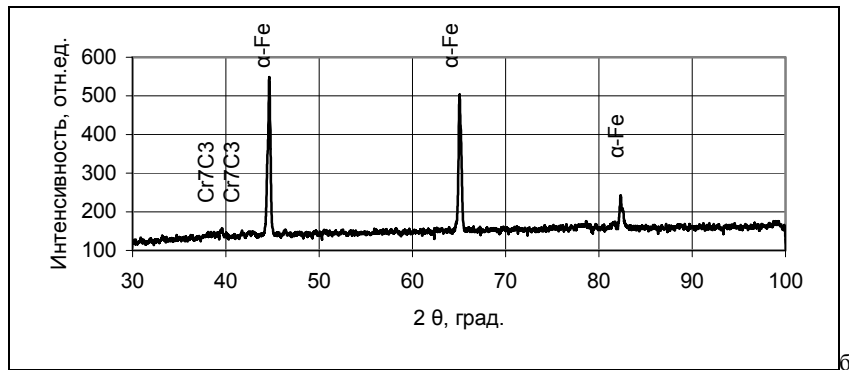
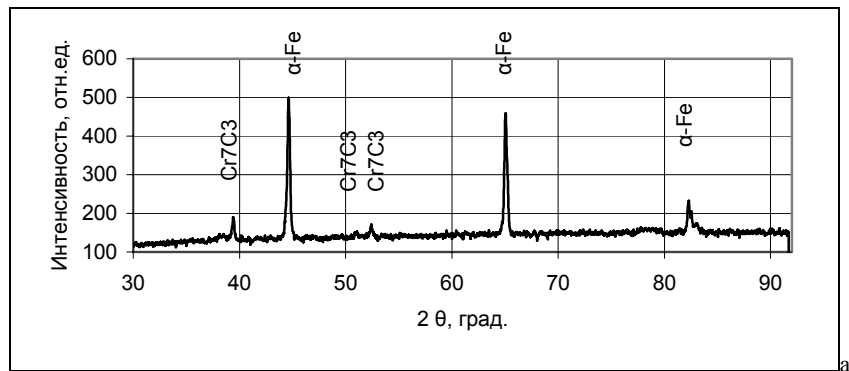


Рис. 7 Участки дифрактограмм исследованного чугуна после нагрева при  $T=680^{\circ}\text{C}$ : а – Литое; б -  $T_{\text{ауст}}=950^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau=60\text{мин}$ ;  $T_{\text{изот}}=350^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau=1\text{ч}20\text{мин}$ ; в -  $T_{\text{ауст}}=1050^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau=60\text{мин}$ ;  $T_{\text{изот}}=350^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau=1\text{ч}20\text{мин}$ .

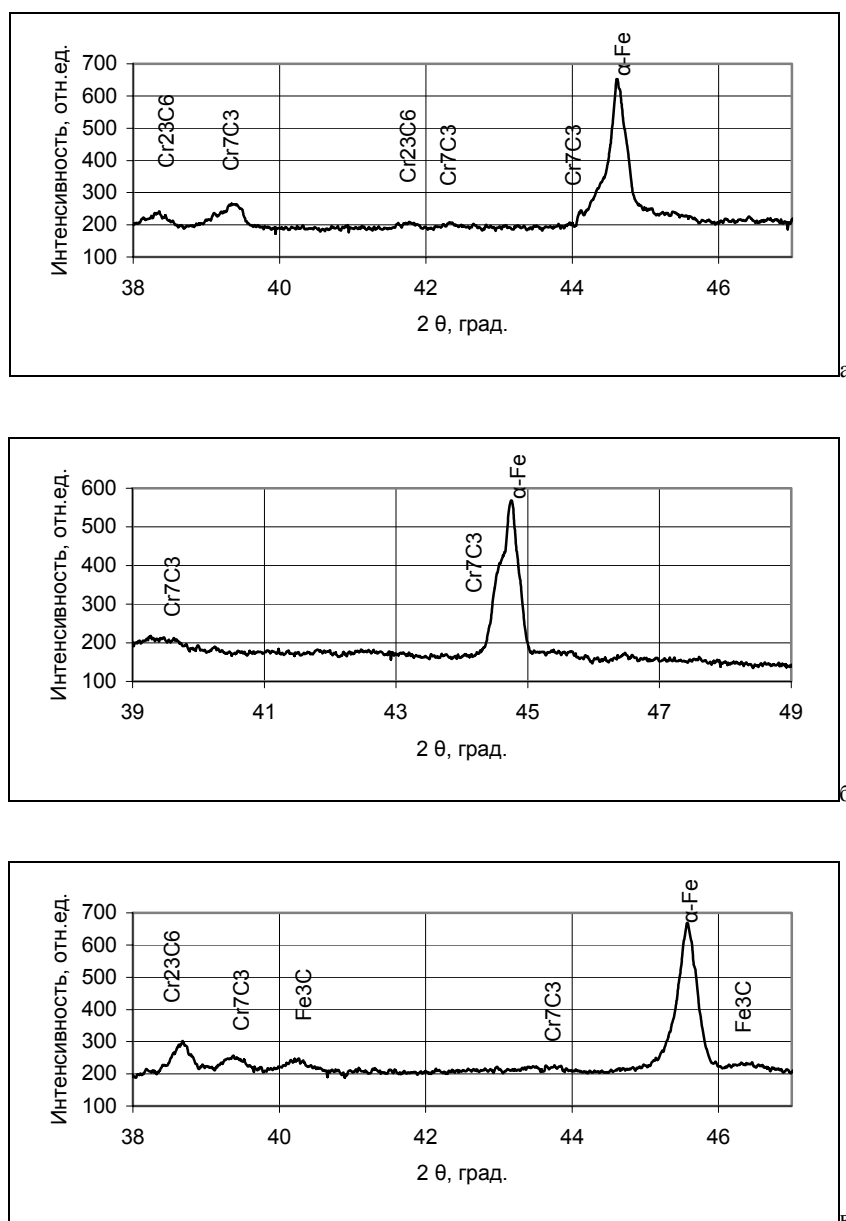


Рис. 8 Участки дифрактограмм исследованного чугуна после нагрева при  $T=480^\circ C$ : а – Литое; б -  $T_{ауст}=950^\circ C$ ,  $\tau=60$ мин;  $T_{изот}=350^\circ C$ ,  $\tau=1ч20$ мин; в -  $T_{ауст}=1050^\circ C$ ,  $\tau=60$ мин;  $T_{изот}=350^\circ C$ ,  $\tau=1ч20$ мин.

В таблице 3 приведены данные рентгеноструктурного анализа исследуемого чугуна в литом и термообработанном состоянии до и после повторного нагрева. Анализ данных таблицы 3 свидетельствует, что в процессе нагрева при  $T=680^\circ C$  и  $T=480^\circ C$  степень несовершенства  $\alpha$ -фазы ( $\beta_{0,5}$ ), обусловленная плотностью дефектов и количеством растворенного углерода, резко снижается до значений 0,24-0,33, остаточный аустенит ( $\gamma$ ) не зафиксирован, параметр решетки  $\alpha$ -фазы ( $a_\alpha$ ) приближается к равновесному.

В процессе нагрева в чугуне завершается распад остаточного аустенита, происходит отпуск бейнитной  $\alpha$ -фазы, наблюдается формирование феррита, максимально близкого к равновесному, реализуются карбидные превращения  $(Cr, Fe)_7C_3 \rightarrow Fe_3C$ ,  $(Cr, Fe)_7C_3 \rightarrow Cr_{23}C_6$ , коалесценция и коагуляция вторичных избыточных карбидов и их графитизация. Подобные процессы происходят и в чугуне с содержанием Cr 16%, после повторного нагрева до высоких температур.

Описанные структурные превращения ведут к снижению твердости исследуемого чугуна. Максимальные значения твердости после нагрева сохраняются в образце, термообработанном на бейнит по режиму 2.

Большое значение для жаростойкости исследуемого материала имеет количественное соотношение эвтектики и продуктов распада аустенита (табл. 4).

Таблица 3

Данные рентгеноструктурного анализа исследуемого чугуна в литом и термообработанном состояниях

| Температура нагрева, °С | Состояние | $a_{\alpha}$ по $(011)_{\alpha}$ | Степень несовершенства $\alpha$ -фазы, $(\beta_{0,5})$ | $\gamma$ , % | HR С |
|-------------------------|-----------|----------------------------------|--|--------------|------|
| до повторного нагрева   | Литое     | 2,87                             | 0,26   | -            | 24   |
|                         | Режим 1   | 2,88                             | 0,78   | 11           | 62   |
|                         | Режим 2   | 2,88                             | 1,27   | 18           | 65   |
| 680                     | Литое     | 2,87                             | 0,29   | -            | 42   |
|                         | Режим 1   | 2,87                             | 0,33   | -            | 42   |
|                         | Режим 2   | 2,87                             | 0,29   | -            | 47   |
| 480                     | Литое     | 2,87                             | 0,24   | -            | 41   |
|                         | Режим 1   | 2,86                             | 0,29   | -            | 42   |
|                         | Режим 2   | 2,81                             | 0,28   | -            | 45   |

режим 1 -  $T_{\text{ауст}}=950^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau=60$ мин;  $T_{\text{изот}}=350^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau=1$ ч20мин  
 режим 2 -  $T_{\text{ауст}}=1050^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau=60$ мин;  $T_{\text{изот}}=350^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau=1$ ч20мин

Таблица 4

Количественное соотношение эвтектической составляющей и продуктов распада аустенита в исследуемом чугуне

| Температура нагрева, °С | Состояние | Количественное соотношение, % |                            |
|-------------------------|-----------|-------------------------------|----------------------------|
|                         |           | продукты распада аустенита    | эвтектическая составляющая |
| 680                     | Литое     | 21                            | 79                         |
|                         | Режим 1   | 20                            | 80                         |
|                         | Режим 2   | 18                            | 82                         |
| 480                     | Литое     | 30                            | 70                         |
|                         | Режим 1   | 27                            | 73                         |
|                         | Режим 2   | 26                            | 74                         |

режим 1 -  $T_{\text{ауст}}=950^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau=60$ мин;  $T_{\text{изот}}=350^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau=1$ ч20мин  
 режим 2 -  $T_{\text{ауст}}=1050^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau=60$ мин;  $T_{\text{изот}}=350^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau=1$ ч20мин

Соответственно количеству продуктов распада аустенита меняется и жаростойкость чугуна. При низком содержании продуктов распада аустенита ( $\approx 20\%$ ) и температуре нагрева  $680^{\circ}\text{C}$  ( $\tau = 200$ ч) конечное изменение массы находится на уровне  $\approx 0,07$  мг/см<sup>2</sup> для литых образцов и на уровне  $\approx 0,2$  мг/см<sup>2</sup> для термообработанных образцов. Снижение температуры нагрева до  $480^{\circ}\text{C}$  ( $\tau = 200$ ч) и одновременное увеличение количества продуктов распада аустенита до  $\approx 30\%$  приводит к уменьшению привеса массы для литых образцов ( $\approx 0,02$  мг/см<sup>2</sup>) и к увеличению привеса массы для термообработанных образцов ( $\approx 0,4$  мг/см<sup>2</sup>). При исследованных температурах нагрева в литых образцах количество продуктов распада аустенита больше, чем в термообработанных образцах. Наблюдаемое количественное соотношение структурных составляющих обуславливает прирост массы при повторном нагреве.

В таблице 5 приведены сравнительные данные по микротвердости продуктов распада аустенита и эвтектического карбида исследуемого чугуна в литом и термообработанном состоянии до и после повторного нагрева ( $680^{\circ}\text{C}$  и  $480^{\circ}\text{C}$ ), которые свидетельствует о снижении микротвердости в процессе нагрева. Сфероидизация и коагуляция избыточных карбидов в продуктах распада аустенита приводят к снижению микротвердости формирующихся продуктов распада аустенита. Следует отметить, что после нагревов, структура продуктов распада аустенита однородна, присутствуют только темнотравящиеся продукты распада аустенита. С другой стороны снижается и микротвердость эвтектического карбида в сравнении с исходным литым состоянием. Это связано, вероятно, с перераспределением легирующих элементов между фазами и структурными составляющими, обусловленным фазовыми превращениями и структурными изменениями чугуна до высоких температур. Описанные процессы приводят к снижению износостойкости чугуна. Максимальные значения микротвердости после нагрева наблюдаются в образце, термообработанном на бейнит по режиму 2. Таким образом, для сохранения высокой износостойкости при повышенных температурах необходимо исследуемый чугун (21% Cr) подвергать термической обработке на бейнит.

Подобная тенденция к снижению микротвердости в процессе нагрева происходила и в чугунах с содержанием хрома 16%. Однако максимальные значения микротвердости после нагрева наблюдались в образце, термообработанном на бейнит по режиму 1, что также обусловлено перераспределением легирующих элементов [9].



Микротвердость фаз и структурных составляющих исследуемого чугуна

| Температура нагрева, °С | Состояние | Значение микротвердости, МПа |                            |
|-------------------------|-----------|------------------------------|----------------------------|
|                         |           | продукты распада аустенита   | эвтектическая составляющая |
| до повторного нагрева   | Литое     | 4786                         | 6854                       |
|                         | Режим 1   | 5572                         | 12250                      |
|                         | Режим 2   | 6439                         | 12250                      |
| 680                     | Литое     | 2786                         | 4205                       |
|                         | Режим 1   | 2236                         | 3567                       |
|                         | Режим 2   | 2382                         | 4730                       |
| 480                     | Литое     | 2332                         | 3064                       |
|                         | Режим 1   | 2722                         | 3866                       |
|                         | Режим 2   | 2852                         | 4877                       |

режим 1 -  $T_{\text{ауст}}=950^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau=60\text{мин}$ ;  $T_{\text{изот}}=350^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau=1\text{ч}20\text{мин}$   
 режим 2 -  $T_{\text{ауст}}=1050^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau=60\text{мин}$ ;  $T_{\text{изот}}=350^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau=1\text{ч}20\text{мин}$

#### Выводы:

Изучена кинетика окисления, структура и свойства высокохромистого чугуна с содержанием хрома 21% в литом и термически обработанном состояниях подвергнутого нагреву при температурах 680°C и 480°C.

Установлено, что:

1. После нагрева при  $T=680^{\circ}\text{C}$ :

- нагрев литых образцов и образцов термообработанных по режиму 1 в течение 200 ч приводит к уменьшению массы;
- нагрев образцов термообработанных по режиму 2 в течение 200 ч не приводит к изменению массы.

2. После нагрева при  $T=480^{\circ}\text{C}$ :

- у литых образцов после 200 ч нагрева масса не меняется;
- у термообработанных образцов после 200 ч нагрева масса продолжает расти.

Максимальный привес массы после повторного нагрева при температуре 680°C и 480°C наблюдается у образцов термообработанных по режиму 2.

У литых образцов после нагрева при  $T=680^{\circ}\text{C}$  привес массы больше, чем после нагрева при  $T=480^{\circ}\text{C}$ . У термообработанных образцов наоборот: после нагрева при  $T=680^{\circ}\text{C}$  привес массы меньше, чем после нагрева при  $T=480^{\circ}\text{C}$ , что вероятно обусловлено происходящими в исследуемом чугуне структурными превращениями, а также образованием карбида  $\text{Cr}_7\text{C}_3$ .

4. Толщина образующихся слоев оксидов на поверхности термообработанных и литых образцов чугуна практически одинакова, однако, более равномерная оксидная пленка на поверхности литого чугуна при нагреве до 680°C.

5. Согласно данным рентгеноструктурного анализа, образующаяся на поверхности образцов оксидная пленка состоит из оксидов  $\text{Fe}_2\text{O}_3$ ,  $\text{Fe}_3\text{O}_4$  и  $\text{Cr}_2\text{O}_3$ ,  $\text{CrO}_3$ .

6. Коррозионные поражения возникают на границе раздела эвтектического карбида  $\text{Cr}_7\text{C}_3$  и продуктов распада аустенита, и распространяются по мере увеличения длительности нагрева вглубь как карбида, так и продуктов распада аустенита. Однако коррозионные поражения идут вглубь металла значительно слабее, чем в чугуне с 16% Cr.

7. В процессе нагрева в чугуне реализуется отпуск бейнитной  $\alpha$ -фазы, наблюдается формирование феррита, максимально близкого к равновесному, завершается распад остаточного аустенита, происходит карбидное превращение  $(\text{Cr}, \text{Fe})_7\text{C}_3 \rightarrow \text{Fe}_3\text{C}$ ,  $(\text{Cr}, \text{Fe})_7\text{C}_3 \rightarrow \text{Cr}_2\text{C}_6$ , развивается коалесценция и коагуляция вторичных избыточных карбидов и их графитизация.

8. Снижение микротвердости продуктов распада аустенита связано с образованием максимально равновесного феррита, с коалесценцией и коагуляцией избыточных карбидов и повышением однородности продуктов распада аустенита, разупрочнение эвтектического карбида обусловлено перераспределением легирующих элементов в процессе нагрева. В конечном итоге разупрочнение продуктов распада аустенита и эвтектического карбида приводит к снижению износостойкости чугуна.

9. Для повышения эксплуатационных свойств исследуемого чугуна необходимо подвергать его упрочняющей термической обработке на бейнит. Максимальные значения микротвердости после повторных нагревов сохраняются в чугуне, термообработанном на бейнит по режиму 2.

10. Чугун с содержанием хрома 16% окисляется сильнее, чем исследуемый в настоящей работе:

- изменение относительной массы образцов после 160 ч нагрева чугуна ИЧХ16НМФТ при температуре 680°C на порядок выше, чем чугуна с 21% Cr;

- изменение массы образца в конце нагрева при температуре 480°C для чугуна ИЧХ16НМФТ также превышает аналогичный показатель для исследуемого чугуна приблизительно в 1,5-2 раза;

- прирост массы образцов в термообработанном состоянии на ~54-87% меньше, чем образцов в литом состоянии и зависит от режимов термообработки.

### Литература

1. Александров Н.Н., Клочнев Н.И. Технология получения и свойства жаростойких чугунов. - М.: Машиностроение. - 1964. - 171 с.
2. Будагьянц Н.А., Карский В.Е. Литые прокатные валки. - М.: Metallurgy. - 1983. - 175 с.
3. Стойкость валков чистового холодного проката. / Д.А. Драйгор, А.С. Венжега, М.Я. Белкин, Г.И. Вальчук. - М.: Машиностроение, - 1964. - 128 с.
4. Томашев Н.Д. Теория коррозии металлов. - М.: Изд-во АН СССР. - 1959. - 591 с.
5. Острик П.Н. и др. Методические указания по выполнению лабораторных работ по дисциплине "Теория коррозионных процессов и коррозионностойкого легирования сплавов" для студентов специальности 0405. - Днепропетровск.: ДметИ, - 1985. - 52 с.
6. Исследование жаростойкости белого высокохромистого чугуна марки ИЧХ16НМФТ в литом состоянии при различных температурах / С.И. Пинчук, В.З. Куцова, Н.В. Полякова, А.В. Кравченко, М.А. Ковзель // МИТОМ. - 2006. - №1. С. 30-41.
7. Исследование влияния режимов температуры нагрева на структуру, фазовый состав и свойства белого высокохромистого чугуна ИЧХ16НМФТ в литом состоянии / С.И. Пинчук, В.З. Куцова, М.А. Ковзель, Н.В. Полякова, А.В. Кравченко / МИТОМ. - 2006. - №4. - С. 15-27.
8. Исследование влияния режимов термической обработки на жаростойкость белого высокохромистого чугуна ИЧХ16НМФТ / В.З. Куцова, С.И. Пинчук, А.В. Кравченко, Н.В. Полякова, М.А. Ковзель // МИТОМ. - 2006. - №2 - С. 32-45.
9. Влияние режимов термической обработки на перераспределение легирующих элементов в высокохромистом чугуне / В.З. Куцова, М.А. Ковзель, А.В. Кравченко, А.В. Животович // МИТОМ. - 2007. - №3. - Ч. 2. - С. 33-51.