

УДК 669.017.03

**ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ
И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ В ВЫСОКОХРОМИСТЫХ ЧУГУНАХ**

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

Национальная металлургическая академия Украины

Литые высокохромистые чугуны с 30% хрома и выше зарекомендовали себя как материал, обладающий высоким уровнем сопротивления абразивному износу. Они часто применяются для изготовления деталей, которые работают в условиях повышенных температур, таких как тела размола, литые валки для горячей и холодной прокатки, калибры и оправки для прокатки труб. Малый срок службы деталей снижает экономическую эффективность многих машин и промышленного оборудования и приводит к безвозвратным потерям металла.

Одним из наиболее эффективных способов повышения эксплуатационных характеристик высокохромистых чугунов является термическое упрочнение. Известно, что свойства чугунных отливок могут быть улучшены за счёт термической обработки на бейнит в твёрдом состоянии. Однако в настоящее время особенности промежуточного превращения аустенита в высокохромистых сплавах (с содержанием хрома 30%) в современной литературе освещены недостаточно. Тем не менее, следует отметить, что, несмотря на достаточно большое количество работ, которые посвящены высокохромистым чугунам, в их подавляющем большинстве рассматриваются вопросы кристаллизации и структурообразования в процессе кристаллизации. Только незначительная часть работ посвящена возможностям термической обработки и фазовым структурным превращениям, которые происходят в твёрдом состоянии. В литературе довольно немногочисленны данные о влиянии состава и структуры на эксплуатационные свойства белых высокохромистых чугунов, а данные о механизме и особенностях промежуточного превращения в высокохромистых чугунах с высоким содержанием хрома практически отсутствуют.

Разработка новых, оптимальных для чугуна данного состава, режимов термического упрочнения требует тщательного экспериментального изучения закономерностей структурообразования, выявления взаимосвязи между параметрами термической обработки и формирующейся структурой, с одной стороны, и характеристиками механических и служебных свойств, с другой.

Таким образом, исследования, которые посвящены изучению закономерностей структурообразования в высокохромистых чугунах при различных режимах термической обработки с целью повышения их свойств, являются весьма актуальными и имеют большое практическое значение.

Объектом исследований в данной работе служили образцы высокохромистого чугуна 28X32H3Ф. Химический состав исследуемого сплава приведен в таблице 1.

Таблица 1

Химический состав исследуемых сплавов

Наименование сплава	Химический состав, %									
	C	Cr	Ni	V	Mn	Si	Cu	S	P	Fe
Высокохромистый чугун 28Х32Н3Ф	2,7-3,0	30,0-35,0	2,5-3,0	0,2-0,3	0,3-0,6	не более 1,2%	не более 0,4%	не более 0,045%	не более 0,045%	56,0

Микроструктуру образцов выявляли в реактиве Гросбека с дальнейшим тепловым травлением. Исследование микроструктуры осуществляли с помощью оптического микроскопа "Neophot-21". Микротвердость фаз и структурных составляющих определяли с помощью микротвердомера ПМТ-3 по стандартной методике. Фазовый состав образцов изучали на дифрактометре ДРОН-3М в FeK_α - излучении.

В данной работе изучена структура, фазовый состав, твердость, микротвердость структурных составляющих образцов высокохромистого чугуна 28X32H3Ф после термической обработки.

Закономерности структурообразования при термической обработке исследуемого чугуна изучали на образцах, подвергнутых аустенитизации при температуре 950 и 1050 °С в течение 60 минут и изотермическим выдержкам в промежуточном интервале температур в соответствии с режимами, разработанными ранее для высокохромистых чугунов [1; 2].

На рисунке 1 приведены микроструктуры исследуемого чугуна после различных режимов термической обработки. Наблюдается укрупнение вторичных избыточных карбидов, остаточный аустенит претерпевает распад на феррит, карбид хрома Cr_7C_3 и цементит Fe_3C . Наибольшей дисперсностью характеризуется структура чугуна после термической обработки при $T_{\text{ауст}} = 1050^\circ\text{C}$ и $\tau_{\text{ауст}} = 1\text{ч}$, $T_{\text{изот}} = 350^\circ\text{C}$ ($\tau_{\text{изот}} = 3\text{ч}$) (рис.1 в).

Методами оптической микроскопии невозможно наглядно показать наличие в структуре бейнита, поэтому в дальнейшем планируется провести электронномикроскопические исследования тонких фольг.

Термическая обработка исследуемого чугуна приводит к изменению его фазового состава [3]. На рисунках 2, 3 приведены участки дифрактограмм исследуемых образцов высокохромистого чугуна, подвергнутого различным режимам термической обработки. Различия в фазовом составе изученных чугунов после термической обработки заключаются в изменении количественного соотношения остаточного аустенита и образовании феррита с различной степенью несовершенства. Карбидная составляющая во всех случаях представлена карбидами Cr_7C_3 и Fe_3C .

Сравнительные данные рентгеноструктурного анализа исследуемых чугунов приведены в таблице 2: значения $\beta_{0,5}$ линии (011) α , характеризующие степень несовершенства α -фазы, присутствующей в сплаве в виде феррита; количество нераспавшегося аустенита ($\% \gamma$); параметр остаточного аустенита (a_γ) и параметр α -фазы (a_α).

Как следует из данных таблицы 2, аустенитизация при температуре 950 °С и изотермическая выдержка в промежуточной области температур высокохромистого чугуна в исходном (литом) состоянии приводит к тому, что в структуре чугуна присутствует α -фаза, степень несовершенства ($\beta_{0,5}$) решетки которой мала – 0,43, параметр решетки α -фазы (a_α) – 2,88. Наряду с этим в структуре чугунов, охлажденных с температуры 1050 °С после изотермической выдержки, в промежуточной области температур присутствует α -фаза, степень несовершенства ($\beta_{0,5}$) решетки которой высока: 0,64 – 0,76, а параметр решетки (a_α) этой α -фазы меняется в пределах 2,86–2,88, количество остаточного аустенита колеблется в пределах 30–40% в

зависимости от температуры изотермической выдержки. Минимальное количество остаточного аустенита наблюдается в структуре чугунов термообработанных с температуры 950 °С.

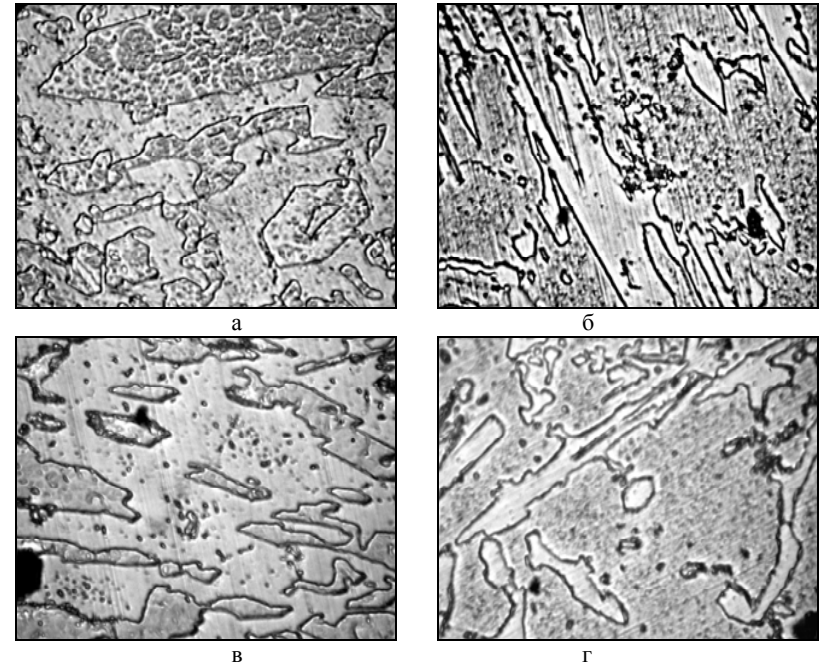
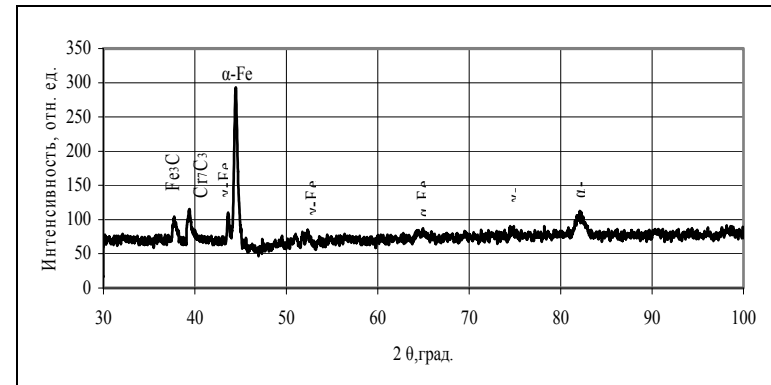
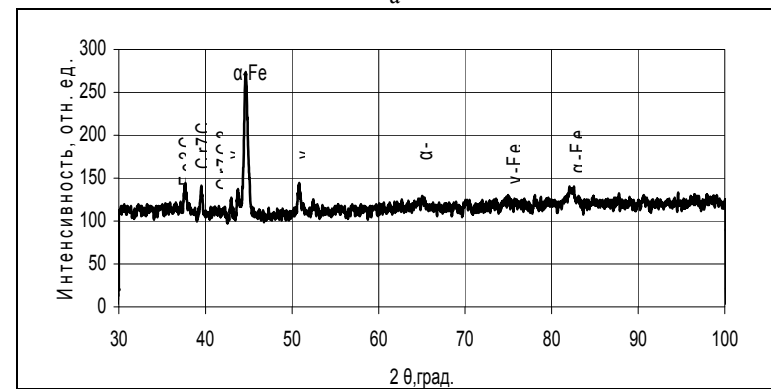


Рис. 1. Микроструктуры исследуемых образцов высокохромистого чугуна с содержанием хрома 30%, термообработанных по режимам $T_{\text{ауст}} = 950\text{ °C}$, $\tau_{\text{ауст}} = 1\text{ ч}$, $T_{\text{изот}} = 350\text{ °C}$: а – $\tau_{\text{изот}} = 3\text{ ч}$, б – $\tau_{\text{изот}} = 5\text{ ч}$; $T_{\text{ауст}} = 1050\text{ °C}$, $\tau_{\text{ауст}} = 1\text{ ч}$, $T_{\text{изот}} = 350\text{ °C}$: в – $\tau_{\text{изот}} = 3\text{ ч}$, г – $\tau_{\text{изот}} = 5\text{ ч}$ х 1000.

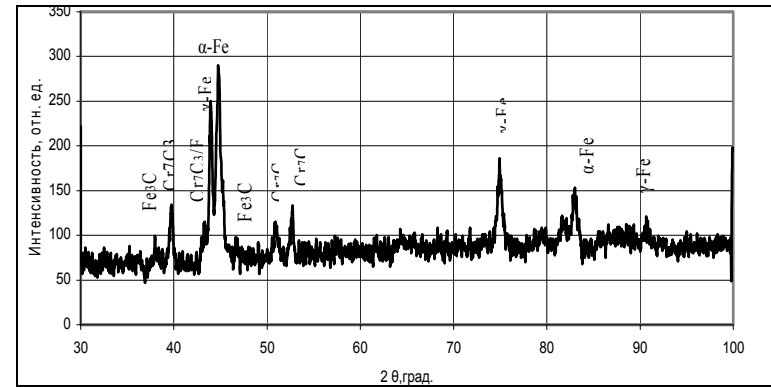


а

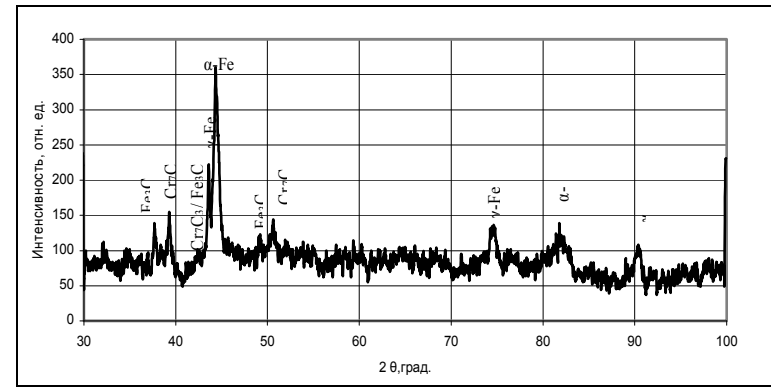


б

Рис. 2. Участки дифрактограмм исследуемых образцов исходного высокохромистого чугуна 28Х32Н3Ф, термообработанного по различным режимам при $T_{\text{ауст}} = 950\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{ауст}} = 1\text{ ч.}$, $T_{\text{изот}} = 350\text{ }^{\circ}\text{C}$: а – $\tau_{\text{изот}} = 3\text{ ч.}$; б – $\tau_{\text{изот}} = 5\text{ ч.}$



а



б

Рис. 3. Участки дифрактограмм исследуемых образцов исходного высокохромистого чугуна 28Х32Н3Ф, термообработанного по различным режимам при $T_{ауст} = 1050\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau_{ауст} = 1\text{ ч.}$, $T_{изот} = 350\text{ }^{\circ}\text{C}$: а – $\tau_{изот} = 3\text{ ч.}$; б – $\tau_{изот} = 5\text{ ч.}$

Таблица 2

Данные рентгеноструктурного анализа исследуемого чугуна после различных режимов термической обработки

Исследуемые высокохромистые сплавы	a_α по (011) α	a_γ по (022) γ	Степень несовершенства $\alpha -$ фазы ($\beta_{0,5}$)	% γ , в матрице
$T_{\text{ауст}} = 950 \text{ }^\circ\text{C}, \tau = 1 \text{ ч},$ $T_{\text{изот}} = 350 \text{ }^\circ\text{C}, \tau = 3 \text{ ч}$	2,88	3,59	0,43	20
$T_{\text{ауст}} = 950 \text{ }^\circ\text{C}, \tau = 1 \text{ ч},$ $T_{\text{изот}} = 350 \text{ }^\circ\text{C}, \tau = 5 \text{ ч}$	2,87	3,58	0,48	25
$T_{\text{ауст}} = 1050 \text{ }^\circ\text{C}, \tau = 1 \text{ ч},$ $T_{\text{изот}} = 350 \text{ }^\circ\text{C}, \tau = 3 \text{ ч}$	2,86	3,57	0,76	40
$T_{\text{ауст}} = 1050 \text{ }^\circ\text{C}, \tau = 1 \text{ ч},$ $T_{\text{изот}} = 350 \text{ }^\circ\text{C}, \tau = 5 \text{ ч}$	2,88	3,59	0,64	30

Максимальное количество остаточного аустенита (40 %) фиксируется в результате аустенитизации при температуре 1050 °С и изотермической выдержке в промежуточной области температур (350 °С, $\tau_{\text{изот}} = 3$ ч).

Данные измерений микротвёрдости продуктов распада аустенита и твёрдости исследуемого чугуна в термообработанном состоянии приведены в таблице 3. Максимальную микротвёрдость продуктов распада аустенита обеспечивает изотермическая закалка литого высокохромистого чугуна при температуре аустенитизации 1050 °С и изотермической выдержке 350 °С в течение 3 часов. Снижение температуры изотермической выдержки до 250 °С приводит к снижению микротвёрдости продуктов распада аустенита и эвтектического карбида, что обусловлено процессами перераспределения легирующих элементов [4; 5].

Анализ значений твёрдости исследуемых чугунов (табл. 3) свидетельствует об удовлетворительной корреляции между данными металлографических, рентгеноструктурных исследований и твёрдостью термообработанного чугуна.

Таблица 3
Микротвердость продуктов распада аустенита, эвтектических карбидов и твёрдость исследуемого чугуна в термообработанном состоянии

Исследуемые высокохромистые сплавы	Продукты распада аустенита, МПа	Эвтектические карбиды, МПа	HRC
$T_{\text{ауст}} = 950$ °С, $\tau = 1$ ч, $T_{\text{изот}} = 350$ °С, $\tau = 3$ ч	3809	22894	54
$T_{\text{ауст}} = 950$ °С, $\tau = 1$ ч, $T_{\text{изот}} = 350$ °С, $\tau = 5$ ч	4120	20122	53
$T_{\text{ауст}} = 1050$ °С, $\tau = 1$ ч, $T_{\text{изот}} = 350$ °С, $\tau = 3$ ч	4471	26281	55
$T_{\text{ауст}} = 1050$ °С, $\tau = 1$ ч, $T_{\text{изот}} = 350$ °С, $\tau = 5$ ч	4087	21285	53

Максимальной твёрдостью характеризуется чугун, подвергнутый изотермической выдержке в промежуточной области температур при охлаждении с температуры аустенитизации 1050 °С и изотермической выдержке 350 °С в течение 3 часов. В структуре этого образца присутствует большое количество метастабильного остаточного аустенита и α -фазы с высокой степенью несовершенства кристаллической решетки ($\beta_{0,5} \approx 0,76$), что и обеспечивает высокую твердость.

Таким образом, для получения максимальной твердости и износостойкости деталей из высокохромистого чугуна с содержанием хрома 30 % в промышленных условиях рекомендуется термическая обработка, включающая: аустенитизацию при температуре 1050 °С с последующей изотермической выдержкой в промежуточной области температур (350 °С).

На основании полученных данных предложенный режим термической обработки является нецелесообразно проводить с изотермической выдержкой в течение 5 часов, поскольку это приведет к лишним энергозатратам на электроэнергию. Высокий уровень механических и эксплуатационных свойств этого материала наблюдается при изотермической выдержке в течение 3 часов.

ВЫВОДЫ

Изучена структура, фазовый состав, твердость, микротвердость структурных составляющих образцов высокохромистого чугуна, прошедшего термическую обработку. Показано:

- более однородной структурой характеризуется образец, термообработанный по режиму: $T_{\text{ауст}} = 1050 \text{ }^{\circ}\text{C}$ и $\tau_{\text{ауст}} = 1 \text{ ч}$, $T_{\text{изот}} = 350 \text{ }^{\circ}\text{C}$ ($\tau_{\text{изот}} = 3 \text{ ч}$);

- различия в фазовом составе изученных чугунов после термической обработки заключаются в изменении количественного соотношения остаточного аустенита и образовании феррита с различной степенью несовершенства. Карбидная составляющая во всех случаях представлена карбидами Cr_7C_3 и Fe_3C ;

- максимальной твердостью также характеризуется чугун, подвергнутый изотермической выдержке в промежуточной области температур при охлаждении с температуры аустенитизации 1050 °С и изотермической выдержке 350 °С в течение 3 часов.

Литература

1. Пат. 59272 А, Україна, МКВ С21D 5/04. Спосіб термічної обробки високолегованого чавуну / В.З. Куцова, А.Ю. Куцов, М.А. Ковзель, Г.В. Мамченко – 20021210426; Заявл. 23.12.2002; Опубл. 15.08.2003, Бюл. № 8. – 1 с.
2. Пат. 69795 А, Україна, МКВ С21D 1/78. Спосіб термічної обробки відливків / В.З. Куцова, А.Ю. Куцов, М.А. Ковзель, Г.В. Мамченко – 20031211118; Заявл. 08.12.2003; Опубл. 15.09.2004, Бюл. № 9. – 2 с.
3. Структура, фазовый состав и распределение элементов в высокохромистых сплавах / В.З. Куцова, М.А. Ковзель, А.В. Животович // МиТОМ. – 2007. – № 3. – Ч. 2. – С. 10–23.
4. 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.
5. Ткаченко И. Ф. О механизме влияния легирующих элементов на кинетику бейнитного превращения // ОТТОМ – 3. – 2002. – Ч 2. – С. 82–84.