

Киндрачук М.В.,*
Куцова В.З.,**
Ковзель М.А.,**
Гребенева А.В.,**
Данилов А.П.,*
Хлевна Ю.Л.,*

*Національний авіаційний університет,

**Національна металургійна академія

України

ТРИБОТЕХНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВЫСОКОХРОМИСТЫХ СПЛАВОВ В ЛИТОМ И ТЕРМООБРАБОТАННОМ СОСТОЯНИИ

Анализ последних исследований и публикаций по рассматриваемой проблеме.

Износостойкость белых чугунов определяется количеством, размерами, формой карбидов, типом и морфологией металлической основы и их микротвердостью. Высокая износостойкость белых чугунов определяется высокой микротвердостью карбидной составляющей, равной 10000 - 18000 МПа. Рост износостойкости с увеличением количества карбидной составляющей происходит только до эвтектического состава сплава, так как крупные заэвтектические карбиды выкрашиваются при износе, уменьшая износостойкость сплава [1, 2, 3]. Тенденцию к образованию крупных хрупких карбидов в сплавах с повышенным содержанием углерода устраняют путем уменьшения содержания хрома до 12 - 18 % и ввода 2 - 4 % Мо [4, 5].

Небольшое отличие в износостойкости чугунов при содержании 1,26 - 7,0 % Cr объясняется тем, что тип карбидов этих сплавов остается неизменным – карбиды цементитного типа; твердость карбидов так же одинакова. Некоторое снижение износостойкости при 5 % Cr можно объяснить увеличением хрупкости цементита в связи с укрупнением размеров карбидов [6, 7]. Износостойкость закаленных на мартенсит чугунов максимальна при содержании 12 - 24 % Cr. Эта область соответствует карбидам M_7C_3 с твердостью HV 1240–1550. Минимальную износостойкость имеют чугуны с карбидами Fe_3C (HV 800 - 1000). Повышение содержания хрома вызывает существенный рост износостойкости лишь после того, как карбиды M_3C начинают заменяться карбидами M_7C_3 . При содержании хрома в чугуне более 8 % наряду с карбидами $(Fe, Cr)_3C$ обнаруживаются карбиды $(Cr, Fe)_7C_3$, количество которых растет с увеличением содержания хрома за счет карбидов типа $(Fe, Cr)_3C$. Увеличение содержания хрома свыше 12 % приводит к полной замене карбидов M_3C карбидами M_7C_3 . Этому же содержанию соответствует максимальная износостойкость чугуна. Большинство исследователей считает, что с увеличением количества карбидной фазы износостойкость сплава возрастает [1, 8 - 12, 13].

Износостойкость чугунов, имеющих одинаковые характеристики карбидной составляющей, линейно связана с микротвердостью основы и не зависит от химического состава сплава. И, следовательно, чем тверже при прочих равных условиях металлическая основа, тем более износостоек чугун.

Объектом исследований в данной работе служили образцы белого высокохромистого чугуна в литом и изотермически закаленном состоянии и хромоникелевого сплава «никорим», состав которых приведен в таблице. Исследованный чугун и сплав «никорим» используют для изготовления прокатного инструмента для станов горячей прокатки труб. Стойкость оправок из сплава «никорим» существенно превышает стойкость оправок из высокохромистого чугуна. Однако экономическое использование сплава «никорим» не оправдано.

Методика исследования. Микроструктуру образцов чугуна и «никорима» выявляли у реактиве Гросбека. Исследования микроструктуры осуществляли при помощи оптического микроскопа «Neophot-21». Термическую обработку высокохромистого чугуна осуществляли по следующей схеме: аустенитизация при 950 и 1050 °С в течении 1 часа в атмосфере проточного аргона, потом образцы переносили в ванну для изотермической выдержки при температуре 350 °С с последующей закалкой в воде.

Таблица 1

Химический состав исследованных сплавов

| Химические элементы, % | Высокохромистый чугун 28Х32Н3Ф | Хромоникелевый сплав «никорим», % |
|------------------------|--------------------------------|-----------------------------------|
| C | 2,7-3,0 % | 1,8 |
| Cr | 30,0 - 35,0 % | 34,0 |
| Ni | 2,5 - 3,0 % | 57,0 |
| Al | - | 2,5 |
| Ti | - | 0,6 |
| V | 0,2 - 0,3 % | - |
| Mn | 0,3 - 0,6 % | 0,2 |
| Si | 1,2 % | 0,7 |
| Cu | 0,4 % | - |

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. Триботехнические испытания проводились на модернизированной установке трения 2070 СМТ 1, по схеме «вал-плоскость». В качестве контртела использовали Ст 45.

Результаты исследований. Анализ микроструктуры образцов чугуна 28Х32Н3Ф (рис. 1) свидетельствует, что по сечению отливки формируется неоднородная структура. Микроструктура оправки от поверхности (рис. 1, а) к центру (рис. 1, б) постепенно меняется, наблюдается укрупнение и увеличение количества избыточных карбидов, в центральной части слитка в микроструктуре присутствуют крупные избыточные карбиды в виде игл и шестигранников и колоний $A + K$ эвтектики. Малое количество избыточных крупноигльчатых карбидов и неравномерное их расположение в поверхностном слое свидетельствует об ускоренном охлаждении оправки при затвердевании и при охлаждении в литейной форме.

Структура оправок из жаропрочного хромоникелевого сплава по сечению более равномерная (рис. 1), чем в чугуне 28Х32Н3Ф. Микроструктура жаропрочного хромоникелевого сплава состоит из аустенитной матрицы, избыточных карбидов Cr_7C_3 , и малого количества отдельных кристаллов σ -фазы (FeCr).

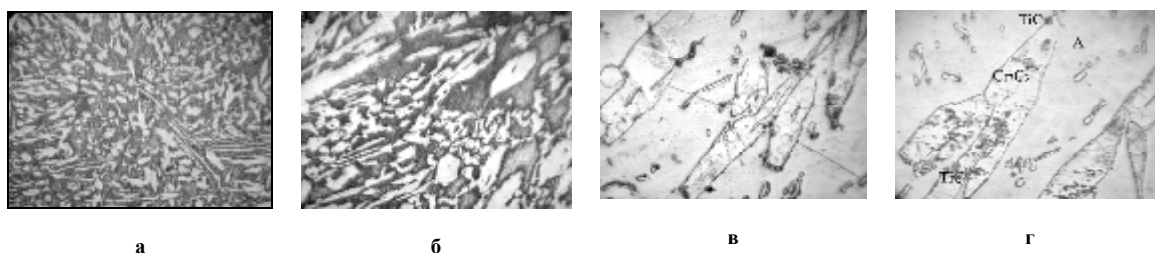


Рис. 1 – Микроструктура литого высокохромистого чугуна 28Х32Н3Ф:
а – поверхность отливки $\times 500$; б – центральная часть отливки $\times 600$) литое состояние;
микроструктура высокохромистого жаропрочного хромоникелевого сплава «никорим»;
в – поверхность отливки $\times 500$; г – центральная часть отливки $\times 600$

На рис. 2 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 $\tau_{\text{ауст}} = 1$ ч, $T_{\text{изот}} = 350^\circ\text{C}$ ($\tau_{\text{изот}} = 3$ ч) рис. 3, б.

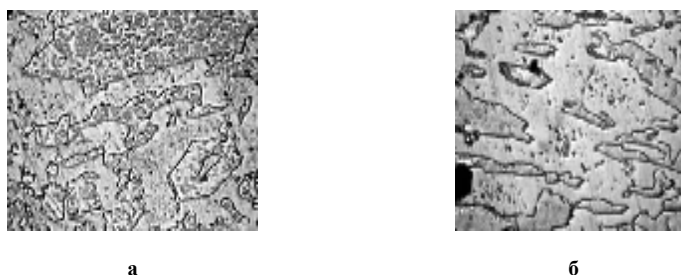
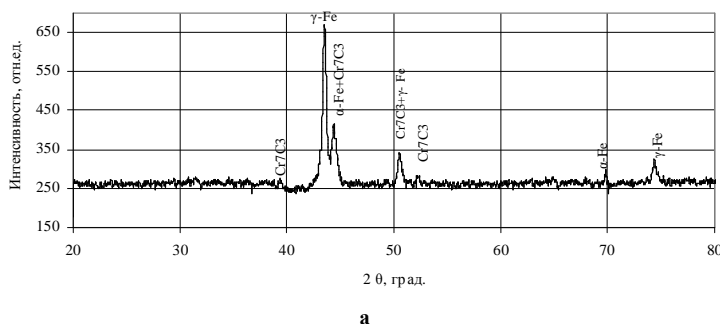


Рис. 2 – Микроструктура чугуновых образцов, термообработанных по режимам $T_{\text{ауст}} = 950^\circ\text{C}$, $\tau_{\text{ауст}} = 1$ ч, $T_{\text{изот}} = 350^\circ\text{C}$:
а – $\tau_{\text{изот}} = 3$ ч, $T_{\text{ауст}} = 1050^\circ\text{C}$, $\tau_{\text{ауст}} = 1$ ч, $T_{\text{изот}} = 350^\circ\text{C}$; б – $\tau_{\text{изот}} = 3$ ч, $\times 1000$

Фазовый состав исследуемых высокохромистых сплавов изучали с помощью рентгеноструктурного анализа (рис. 3, табл.2).



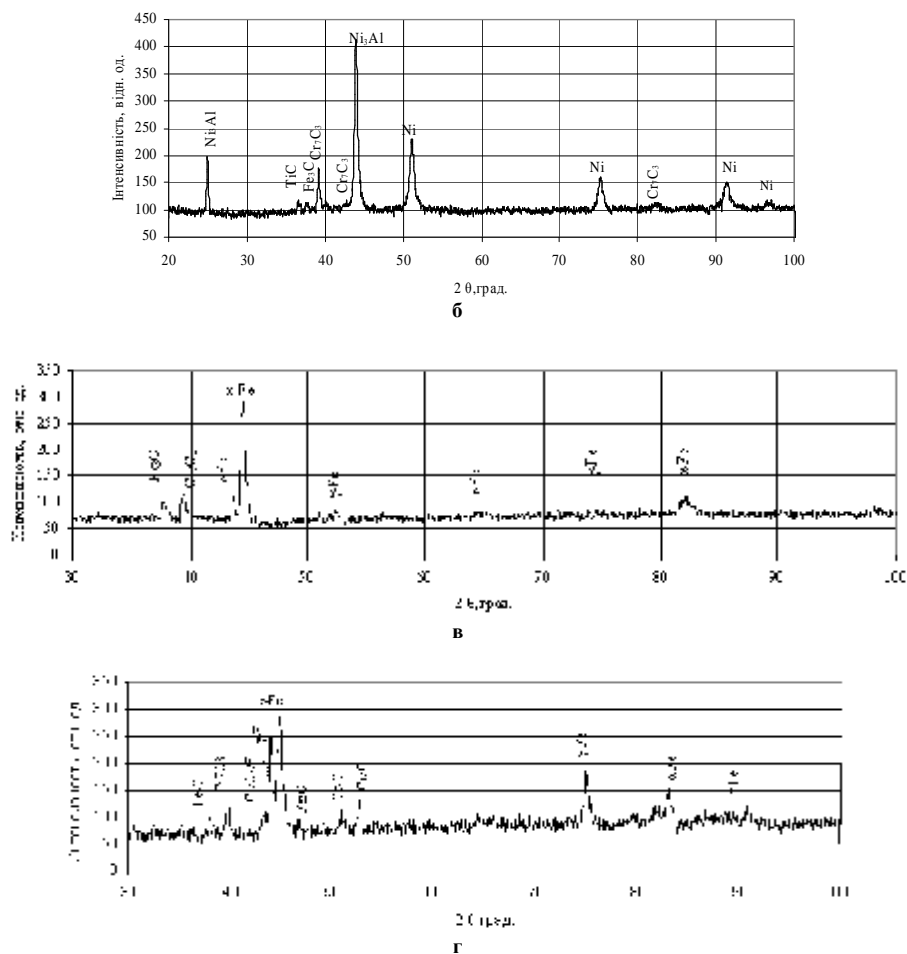


Рис. 3 – Участки дифрактограмм исследуемого а – образца высокохромистого чугуна 28X32H3Ф; б – хромоникелевого сплава «никорим» в литом состоянии; и образцов чугуна в термообработанном состоянии: в – $T_{ауст} = 950\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau_{ауст} = 1\text{ ч}$, $T_{изот} = 350\text{ }^{\circ}\text{C}$; а – $\tau_{изот} = 3\text{ ч}$; г – $T_{ауст} = 1050\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau_{ауст} = 1\text{ ч}$, $T_{изот} = 350\text{ }^{\circ}\text{C}$; а – $\tau_{изот} = 3\text{ ч}$

Таблица 2

Данные рентгеноструктурного анализа исследуемых сплав

| Исследуемые высокохромистые сплавы | a_{α} по (011), α | a_{γ} по (022), γ | Степень несовершенства α – фазы ($\beta_{0,5}$) | % γ , в матрице |
|---|---------------------------------|---------------------------------|--|------------------------|
| чугун 28X32H3Ф | 2,88 | 2,48 | 0,43 | 52 |
| $T_{ауст} = 950\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 1\text{ ч}$, $T_{изот} = 350\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 3\text{ ч}$ | 2,88 | 3,59 | 0,43 | 20 |
| $T_{ауст} = 1050\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 1\text{ ч}$, $T_{изот} = 350\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 3\text{ ч}$ | 2,86 | 3,57 | 0,76 | 40 |
| хромоникелевый сплав «никорим» | - | 3,59 | - | 100 |

На рис. 3 приведена дифрактограмма высокохромистого чугуна 28X32H3Ф. Фазовый рентгеноструктурный анализ выявил в чугуне 28X32H3Ф избыточный карбид Cr_7C_3 и матрицу, состоящую из аустенита в количестве 52 % и феррита – 48 %. Присутствие феррита связано, вероятно, с недостаточной стабильностью аустенита, претерпевающего распад на феррит и карбид в процессе охлаждения. Наличие феррита в структуре чугуна нежелательно и может быть причиной, наряду с макродефектами, низкой износостойкости и жаропрочности чугуна.

Термическая обработка исследуемого чугуна приводит к изменению его фазового состава. На рис. 3 приведены участки дифрактограмм исследуемых образцов высокохромистого чугуна, подвергнутого различным режимам термической обработки. Различия в фазовом составе изученных чугунов после термической обработки заключается 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 .

Как следует из данных табл. 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: 0,76, а параметр решетки (a_α) этой α -фазы равен 2,86, количество остаточного аустенита колеблется в пределах 20 - 40 % в зависимости от температуры аустенитизации. Минимальное количество остаточного аустенита наблюдается в структуре чугунов термообработанных с температуры 950 °С.

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

Данные измерений микротвёрдости продуктов распада аустенита исследуемого чугуна в литом и термообработанном состоянии приведены в табл. 3.

Максимальной микротвёрдостью и твердостью 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 микротвердость и твердость.

Таблица 3

Микротвердость продуктов распада аустенита, эвтектических карбидов исследуемого чугуна в литом и термообработанном состоянии

| Исследуемые высокохромистые сплавы | Продукты распада аустенита, МПа | Эвтектические карбиды, МПа | HRC |
|--|---------------------------------|----------------------------|-----|
| Литой чугун 28X32H3Ф | 3285 | 18921 | 49 |
| $T_{ауст} = 950$ °С, $\tau = 1$ ч, $T_{изот} = 350$ °С, $\tau = 3$ ч | 3809 | 22894 | 54 |
| $T_{ауст} = 1050$ °С, $\tau = 1$ ч, $T_{изот} = 350$ °С, $\tau = 3$ ч | 4471 | 26281 | 55 |
| Хромоникелевый сплав «никорим» | 2769 | 18920 | 47 |

Максимальной микротвёрдостью и твердостью 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 микротвердость и 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) в течение 3 часов.

Проведены триботехнические испытания на образцах литого и термообработанного чугуна и хромоникелевого сплава «никорим» в литом состоянии. Путь трения составлял 7,2 км, при скорости 1 м/с. Результаты исследований образцов приведены в табл. 4 - 7.

Таблица 4

Показатели износостойкости и интенсивности износа литого образца чугуна при различных нагрузках

| № опыта | Литой чугун 28X32H3Ф | | |
|---------|--------------------------------------|--------------------------|----------------------------|
| | нагрузка удельная кг/мм ² | интенсивность износа i | показатель износостойкости |
| 1 | 0,1 | $1,85 \times 10^{-9}$ | 8,73 |
| 2 | 0,2 | $7,1 \times 10^{-9}$ | 8,15 |
| 3 | 0,3 | $16,7 \times 10^{-9}$ | 7,77 |

Таблица 5

Показатели износостойкости и интенсивности износа термообработанного образца чугуна по режиму: $T_{ауст} = 950^{\circ}\text{C}$, $\tau_{ауст} = 1$ ч.; $T_{изот} = 350^{\circ}\text{C}$, $\tau_{изот} = 3$ ч при различных нагрузках $T_{изот}$

| № опыта | Термообработанный чугун по режиму: $T_{ауст} = 950^{\circ}\text{C}$, $\tau_{ауст} = 1$ ч; $T_{изот} = 350^{\circ}\text{C}$, $\tau_{изот} = 3$ год | | |
|---------|--|-----------------------------|-------------------------------|
| | нагрузка удельная кг/мм ² | интенсивность износа i | показатель износостойкости |
| 1 | 0,1 | $11,3 \times 10^{-9}$ | 7,94 |
| 2 | 0,2 | $15,25 \times 10^{-9}$ | 7,81 |
| 3 | 0,3 | $19,2 \times 10^{-9}$ | 7,71 |

Таблица 6

Показатели износостойкости и интенсивности износа термообработанного образца чугуна по режиму: $T_{ауст} = 1050^{\circ}\text{C}$, $\tau_{ауст} = 1$ год.; $T_{изот} = 350^{\circ}\text{C}$, $\tau_{изот} = 3$ ч при различных нагрузках

| № опыта | Термообработанный чугун по режиму: $T_{ауст} = 1050^{\circ}\text{C}$, $\tau_{ауст} = 1$ ч; $T_{изот} = 350^{\circ}\text{C}$, $\tau_{изот} = 3$ ч (Оптимальный режим, при котором образцы имеют наибольшую твердость и микротвердость) | | |
|---------|--|-----------------------------|-------------------------------|
| | нагрузка удельная кг/мм ² | интенсивность износа i | показатель износостойкости |
| 1 | 0,1 | $6,1 \times 10^{-9}$ | 8,21 |
| 2 | 0,2 | $9,2 \times 10^{-9}$ | 8,03 |
| 3 | 0,3 | $14,4 \times 10^{-9}$ | 7,84 |

Таблица 7

Показатели износостойкости и интенсивности износа литого хромоникелевого сплава «никорим» при различных нагрузках

| № опыта | Хромоникелевый сплав «никорим» | | |
|---------|---|-----------------------------|-------------------------------|
| | нагрузка удельная кг/мм ² | интенсивность износа i | показатель износостойкости |
| 1 | 0,02 | $2,6 \times 10^{-8}$ | 7,58 |
| 2 | 0,03 | $4,92 \times 10^{-8}$ | 7,3 |
| 3 | 0,04 | $7,3 \times 10^{-8}$ | 7,13 |

Литой чугун при минимальной нагрузке имеет самый высокий показатель износостойкости (8,73) и наименьшую интенсивность износа ($1,85 \times 10^{-9}$), а чугун после термической обработки по режиму: $T_{ауст} = 950^{\circ}\text{C}$, $\tau = 1$ ч, $T_{изот} = 350^{\circ}\text{C}$, $\tau = 3$ ч характеризуется наименьшим показателем износостойкости (7,94) и наибольшей интенсивностью износа ($11,3 \times 10^{-9}$). При средней удельной нагрузке, при прочих равных условиях, чугун в литом состоянии также имеет наибольшую износостойкость (8,15) и наименьшую интенсивность износа ($7,1 \times 10^{-9}$), термообработанный чугун по режиму: $T_{ауст} = 950^{\circ}\text{C}$, $\tau = 1$ ч, $T_{изот} = 350^{\circ}\text{C}$, $\tau = 3$ ч также характеризуется наименьшим показателем износостойкости (7,81) и наибольшей интенсивностью износа ($15,25 \times 10^{-9}$). Однако, при наибольшей прилагаемой нагрузке высокохромистый чугун 28X32H3Ф прошедший термическую обработку по оптимальному режиму: $T_{ауст} = 1050^{\circ}\text{C}$, $\tau = 1$ ч, $T_{изот} = 350^{\circ}\text{C}$, $\tau = 3$ ч характеризуется наибольшим показателем износостойкости (7,84) и наименьшей интенсивностью износа ($14,4 \times 10^{-9}$).

Хромоникелевый сплав «никорим» начал разрушаться при тех нагрузках, при которых испытывали образцы чугуна, поэтому его нагрузки несколько меньше, но даже при меньших нагрузках «никорим» характеризуется наименьшими показателями износостойкости.

Проведенные трибологические испытания высокохромистых сплавов, которые одновременно содержат кристаллы карбидов различной дисперсности, свидетельствуют, что наибольшей износостойкостью при самой большой нагрузке характеризуется образец чугуна, прошедшего термическую обработку по режиму: $T_{ауст} = 1050^{\circ}\text{C}$, $\tau = 1$ ч, $T_{изот} = 350^{\circ}\text{C}$, $\tau = 3$ ч. В термообработанном образце макрочастицы принимают напряжение при трении, а частички менее 100 нм упрочняют матрицу, ограничивая ее пластические деформации и противодействуют выкрашиванию больших зерен. В высокохромистых чугунах (Fe-C-Cr) после изотермической закалки, в жаропрочной матрице присутствуют карбиды разного типа Cr₇C₃, Cr₂₃C₆, Fe₃C и разного размера (от мкм до нано) [15].

Выводы. Изучена структура, фазовый состав, триботехнические характеристики, твердость, микротвердость структурных составляющих высокохромистого чугуна 28X32H3Ф и жаропрочного хромоникелевого сплава «никорим». Показано:

- более однородной структурой по сечению слитка характеризуется жаропрочный хромоникелевый сплав «никорим» в литом состоянии. Чугун 28X32H3Ф характеризуется существенной структурной неоднородностью;

- после термической обработки наиболее благоприятной структурой характеризуется образец, термообработанный по режиму: $T_{ауст} = 1050\text{ }^{\circ}\text{C}$ и $\tau_{ауст} = 1\text{ ч}$, $T_{изот} = 350\text{ }^{\circ}\text{C}$ ($\tau_{изот} = 3\text{ ч}$);
- различия в фазовом составе изученных чугунов после термической обработки заключаются в изменении количественного соотношения остаточного аустенита и образовании феррита с различной степенью совершенства кристаллической решетки. 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 $1050\text{ }^{\circ}\text{C}$ и изотермической выдержке $350\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение 3 часов.
- наличие высокохромистых карбидов обеспечивает высокую твердость обоих сплавов;
- наибольшей износостойкостью при самой большой нагрузке характеризуется образец чугуна, прошедший термическую обработку по режиму: $T_{ауст} = 1050\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 1\text{ ч}$, $T_{изот} = 350\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 3\text{ ч}$.

Литература

1. Гарбер М.Е. Влияние структуры на износостойкость белых чугунов / М.Е. Гарбер, Л.И. Леви // МТОМ. – 1968. – № 11. – С. 48–52.
2. Попов В.С. Сопrotивляемость чугунных отливок абразивному износу / В.С. Попов, Н.Н. Брыков // Литейное производство. – 1965. – №8. – С. 4–5.
3. Norman T.E. Martensitic white irons for abrasion resistance castings / T.E. Norman, A. Solomon, P. Doane // Modern castings. – 1959. – № 4. – P. 104–118.
4. Norman T.E. High-chromium-molybdenum white iron for abrasion resistance castings / T.E. Norman // Foundry. – 1958. – № 6. – P. 128, 130 and 131.
5. Связь мартенситного и бейнитного превращений в углеродистой и легированных сталях / В.М. Счастливец, Д.А. Мирзаев, А.И. Баев [и др.] // МТОМ. – 1991. – №7 – С. 2–3.
6. Гарбер М.Е. Отливки из белых износостойких чугунов / Михаил Ефимович Гарбер. – М.: Машиностроение, 1972. – 112 с.
7. Большаков В.И. Влияние легирующих элементов и примесей на структуру низкохромистых износостойких чугунов / В.И. Большаков, С.В. Бобырь // Металл и литье Украины. – 2004. – №12. – С. 10-12.
8. Гарбер М.Е. Исследование свойств износостойкого белого чугуна / М.Е. Гарбер, И.Д. Зеликман, И.И. Цыпин // Литейное производство. – 1965. – №8. – С. 1–4.
9. Ленайчук Е.И. Влияние углерода на сопротивление наплавленного металла абразивному износу / Е.И. Ленайчук // Автоматическая сварка. – 1956 – №3. – С. 25–26.
10. Попов В.С. Микроразрушение металла при абразивном изнашивании / В.С. Попов, Н.Н. Брыков // МТОМ. – 1966. – №3. – С. 25–26.
11. Попов В.С. Сопrotивляемость чугунных отливок абразивному износу / В.С. Попов, Н.Н. Брыков // Литейное производство. – 1965. – №8. – С. 4–5.
12. Шулепникова А.Г. Абразивный износ и микроструктура стали / А.Г. Шулепникова // МТОМ. – 1962. – №10. – С. 5–8.
13. Металловедение и термическая обработка стали: справочник в 3 т. / [под ред. М.Л. Бернштейна, А.Г. Рахштадта]. – [4-е изд., перераб. и доп.]. – М.: Металлургия, 1991.
14. Т.1: Методы испытаний и исследований: в 2 кн., кн. 1 / Б.А.Кльпин и др.]. – 1991. – 303, [1] с.
15. Чейлях А.П., Клок Д.В. Новый экономнолегированный чугун с метастабильной структурой // ОТТОМ–3: междунар. науч.техн. конф., 10–14 сент. 2002 г.: тезисы докл. – X., – 2002. – Ч. 1. – С. 93–97.
16. Геллер Ю.А. Инструментальные стали / Юлий Александрович Геллер. – [5-е изд., перераб. и доп.]. – М.: Металлургия, 1983. – 526 с.
17. Цыпин И.И. Белые износостойкие чугуны. Структура и свойства / Цыпин И.И. – М.: Металлургия, 1983. – 176 с.
18. Влияние термической обработки на формирование наноструктурной матрицы в высокохромистых чугунах / В.З. Куцова, М.А. Ковзель, А.В. Гребенева, А.В. Кравченко // Materials Engineering. – Честохов. – Польша. 2010. – С 68-81.
19. 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. – 1с.
20. Пат. 69795 А, Україна, МКВ С21D 1/78. Спосіб термічної обробки відливоків / В.З. Куцова, А.Ю. Куцов, М.А. Ковзель, Г.В. Мамченко – 20031211118; Заявл. 08.12.2003; Опубл. 15.09.2004, Бюл. №9. – 2с.
21. 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.
22. 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.
23. Влияние режимов термической обработки на морфологию продуктов распада аустенита в высокохромистом чугуне / В.З. Куцова, М.А. Ковзель, А.В. Кравченко, А.В. Животович // Строительство, материаловедение, машиностроение. – 2007. – Вып. 41, Ч.1. – С. 75-84.

Надійшла 26.03.2012