



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-1-73-77>  
УДК 621.74.02:669.1

Поступила 27.01.2022  
Received 27.01.2022

## ВЫСОКОХРОМИСТЫЙ ЧУГУН ДЛЯ ДЕТАЛЕЙ ОБОРУДОВАНИЯ ПО ПЕРЕРАБОТКЕ И ТРАНСПОРТИРОВКЕ МИНЕРАЛЬНОГО СЫРЬЯ

А. С. ГУДЕНКО, Н. С. ГУЩИН, Е. А. МАКАРОВА, Н. В. ПАРШИКОВА, АО «НПО «ЦНИИТМАШ», г. Москва, Россия, ул. Шарикоподшипниковская, 4. E-mail: EAMakarova@cniitmash.com

Проанализированы основные причины образования микро- и макротрещин и других дефектов в гидроабразивных отливках, существенно снижающие их эксплуатационный ресурс. Установлено, что ввод ферросплавов вместе с шихтой на дно ванны дуговой печи приводит к значительной ликвации элементов по высоте (объему) расплава в ванной печи, а крупные первичные карбиды хрома остаются в структуре отливки. Они, как правило, образуют с аустенитом эвтектики в виде крупных конгломератов, способствующие появлению в отливках при их механической и термической обработках микротрещин. Показано, что легирование, модифицирование и гомогенизирующая выдержка расплава в течение 5 мин при 1550 °С и последующее рафинирование оказывают существенное влияние на строение и морфологию карбидной фазы и структурных составляющих металлической основы высокохромистого чугуна и очищают его от вредных примесей и неметаллических включений. Кроме того, уменьшается количество первичных карбидов, исключается образование конгломератов аустенитно-карбидной эвтектики и повышается дисперсия карбидной фазы и структуры высокохромистого чугуна. На основе созданного АО «НПО «ЦНИИТМАШ» чугуна ИЧ300Х28НМWFТP разработана экспортная эффективная технология изготовления гидроабразивных отливок, позволяющая получать их высококачественными с требуемой твердостью (более 50 HRC) в литом состоянии.

**Ключевые слова.** Гидроабразивные отливки, высокохромистые чугуны, микро- и макротрещины, ликвация, химические элементы, микроструктура, перлит, аустенит, феррит, аустенитно-карбидная эвтектика, карбиды, твердость, ферросплавы.

**Для цитирования.** Гуденко, А. С. Высокохромистый чугун для деталей оборудования по переработке и транспортировке минерального сырья / А. С. Гуденко, Н. С. Гушин, Е. А. Макарова, Н. В. Паршикова // Литье и металлургия. 2022. № 1. С. 73–77. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-1-73-77>.

## HIGH CHROME CAST IRON FOR MINERAL PROCESSING AND CONVEYING EQUIPMENT PARTS

A. S. GUDENKO, N. S. GUSHCHIN, E. A. MAKAROVA, N. V. PARSHIKOVA, JSC «NPO «TSNIITMASH», Moscow, Russia, 4, Sharikopodshipnikovskaya str. E-mail: EAMakarova@cniitmash.com

The main reasons for the formation of micro- and macrocracks and other defects in waterjet castings, which significantly reduce their service life, are analyzed. It has been established that the introduction of ferroalloys together with the charge to the bottom of the arc furnace bath leads to a significant segregation of elements along the height (volume) of the melt in the bath furnace, and large primary chromium carbides remain in the casting structure. They, as a rule, form eutectics with austenite in the form of large conglomerates, which contribute to the appearance of microcracks in castings during their mechanical and thermal processing. It is shown that alloying, modification and homogenizing exposure of the melt for 5 min at 1550 °C and subsequent refining have a significant effect on the structure and morphology of the carbide phase and structural components of the metal base of high-chromium cast iron and purify it from harmful impurities and non-metallic inclusions. In addition, the amount of primary carbides is reduced, the formation of austenitic-carbide eutectic conglomerates is excluded, and the dispersion of the carbide phase and the structure of high-chromium cast iron are increased. Based on the ICH300Kh28NMWFТP cast iron created by JSC «NPO «TSNIITMASH», an effective export technology for the manufacture of waterjet castings has been developed, which makes it possible to obtain high-quality castings with the required hardness (more than 50 HRC) in the cast state.

**Keywords.** Waterjet castings, high-chromium cast irons, micro- and macrocracks, segregation, chemical elements, microstructure, pearlite, austenite, ferrite, austenitic-carbide eutectic, carbides, hardness, ferroalloys.

**For citation.** Gudenko A. S., Gushchin N. S., Makarova E. A., Parshikova N. V. High chrome cast iron for mineral processing and conveying equipment parts. Foundry production and metallurgy, 2022, no. 1, pp. 73–77. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-1-73-77>

На обогатительных фабриках цветной и черной металлургии, горнохимического сырья и индустрии строительных материалов эксплуатируются различные типы оборудования, работающие в тяжелых

условиях, в частности песковые и грунтовые насосы. В процессе эксплуатации этого оборудования их рабочие детали, изготавливаемые, как правило, из высокохромистого чугуна, подвергаются одновременно нескольким видам воздействия (поверхностной и межкристаллитной коррозии, радиационному облучению и гидроабразивному износу).

Поверхностная коррозия возникает тогда, когда железоуглеродистые сплавы не обладают стойкостью по отношению к электрохимической или химической коррозии в атмосфере, почве, растворах щелочей, кислот, солей, постоянно присутствующие в гидроабразивных пульпах. Высокая устойчивость к поверхностной коррозии чугуна марки ИЧХ28Н2 обеспечивается его пассивным состоянием за счет высокого содержания (более 13%) хрома [1]. Дополнительный ввод в состав чугуна ИЧХ28Н2 химических элементов, частично замещающие атомы хрома в карбидах, увеличивают концентрацию хрома в его металлической основе до 18–22%.

Причиной межкристаллитной коррозии (МКК) является электрохимическая неоднородность пограничных участков и самих зерен. Существуют следующие причины потери стойкости:

- образование обедненного хромом слоя по границам зерен из-за выделения на границах частиц карбида хрома  $(Cr, Me)_{23}C_6$  и других соединений;
- выделение на границах зерен частиц фаз, химически нестойких в данной активной среде;
- сегрегация на границах зерен примесей в таком количестве, что обогащенный примесями слой оказывается нестойким [2].

Чтобы избежать возникновения МКК, в состав чугуна марки ИЧХ28Н2 дополнительно вводят поверхностно-активные элементы, позволяющие стабилизировать структуру за счет образования своих стойких карбидов или других химических соединений по границам зерен и исключить обеднение хромом пограничных зон зерен.

Ввиду того что гидроабразивные пульпы часто бывают радиоактивными и особенно при добыче ураносодержащих руд, насосы в процессе работы подвергаются радиоактивному облучению, которое приводит к вакансионному распуханию, радиационной ползучести, высоко- и низкотемпературному радиационному охрупчиванию.

Чтобы снизить или полностью устранить отрицательное воздействие радиационного облучения, в состав высокохромистого чугуна необходимо дополнительно вводить химические элементы, поглощающие радиационное излучение.

Если МКК и эффект облучения протекают настолько медленно, что насосы успевают за этот период выработать свой эксплуатационный ресурс, то поверхностная коррозия и особенно гидроабразивный износ определяют продолжительность работоспособности насосов.

Износ рабочих частей деталей гидромашин зависит от физико-механических свойств и формы твердых частиц пульпы (удельная масса, твердость, размер, округленность граней и т.п.) и скорости их движения.

Одним из наиболее эффективных методов улучшения эксплуатационных характеристик чугуна марки ИЧХ28Н2 является легирование, модифицирование и рафинирование расплава, позволяющие оказывать существенное влияние на строение и свойства структурных составляющих и решать проблему очищения высокохромистых чугунов от вредных примесей (газов, серы, фосфора) и неметаллических включений.

ООО «Бобруйский машиностроительный завод» выпускает центробежные насосы для перекачки гидроабразивных смесей (пульп). В процессе их эксплуатации наиболее интенсивному износу подвержены детали проточной части песковых и грунтовых насосов и, в первую очередь, рабочие колеса, бронедиски и улиты. Общим для них будет характер взаимодействия свободных абразивных частиц с поверхностным слоем материала рабочей детали и наличием жидкой или газообразной среды. В настоящее время детали проточной части насосов на заводе изготавливают из чугуна марки ИЧХ28Н2 по РТМ-28-61 от 01.07.1962 г.

Термообработку (отпуск, отжиг, закалка и отпуск) гидроабразивных отливок проводят на минских заводах, куда их доставляют автотранспортом.

Брак по трещинам литья составляет от общего количества прошедших термообработку отливок 20–25%.

Цель работы – разработка на основе нового состава чугуна марки ИЧХ28Н2 эффективной технологии изготовления отливок рабочих деталей насосных агрегатов, обеспечивающей получение их высококачественными с требуемой твердостью (более 50 HRC) в литом состоянии.

Оценку карбидной фазы и структурных составляющих чугуна ИЧХ28Н2 в ходе металлографического исследования осуществляли с помощью программного комплекса «Видео-Тест-Структура 5.2» на металлографическом микроскопе Axiovert 40MAT (Carl Zeiss, Германия).

В качестве материала исследования был выбран чугун марки ИЧХ28Н2 следующего состава: 2,2–3,0% С, 0,2–1,5% Si, 26–30% Cr, 0,4–0,9% Mn, 0,4–2,2% Ni. Для легирования сплава использовали такие элементы, как W – 0,02–0,20%, Mo – 0,02–0,20, V – 0,01–0,2, Ti – 0,01–0,04, В – 0,002–0,020, а для модифицирования – С – 0,01–0,05%, Al – 0,01–0,10%, Са – ≤ 0,02%.

Одной из возможных причин появления микротрещин в отливках является наличие в структуре чугуна ИЧХ28Н2 первичных карбидов. Одним из источников первичных заэвтектических карбидов является высокоуглеродистый феррохром, используемый для выплавки чугуна ИЧХ28Н2. Крупные карбиды хрома при неправильном температурном режиме выплавки металла остаются в структуре отливки после ее затвердевания и охлаждения. Другой причиной образования микротрещин является наличие в его структуре аустенита, который образует с первичными заэвтектическими карбидами эвтектику в виде крупных конгломератов.

По заводской технологии хромистые ферросплавы вводили на дно ванны дуговой печи вместе с шихтой, что влечет за собой их окисление в процессе плавки и неравномерное распределение по высоте (объему) расплава в тигле печи. Для устранения отрицательных последствий ликвационных явлений, обусловленных вводом легирующих присадок на дно ванны дуговой печи, исследовали влияние способа ввода феррохрома на дно печи по заводской технологии и в расплав при различных температурах на распределение углерода и хрома по высоте тигля индукционной печи ИСТ-006 вместимостью 50 кг с основной футеровкой.

Шихта, вводимая на дно тигля, состояла из передельного чугуна, стального лома и Н-1. Феррохром марки ФХ 850А вводили в расплав на дно тигля при температурах 1400, 1450, 1500 и 1550 °С.

Для определения содержания углерода и хрома в исследуемом чугуне его расплав массой 25 кг отбирали в верхней и донной зонах тигля печи. Результаты химического анализа (табл. 1) показали, что по высоте тигля печи существует значительная ликвация этих элементов.

Таблица 1. Распределение углерода и хрома по высоте тигля индукционной печи ИСТ-006

Способ ввода ФХ 850А	Массовая доля элементов, %					
	углерод			хром		
	зона тигля		$\Delta K_c$	зона тигля		$\Delta K_{Cr}$
	верхняя	донная		верхняя	донная	
На дно тигля	2,65	2,30	0,35	21,46	23,48	2,02
В расплав при 1400 °С	2,70	2,38	0,32	22,14	24,10	1,96
В расплав при 1450 °С	2,73	2,47	0,26	23,08	24,94	1,86
В расплав при 1500 °С	2,75	2,55	0,20	25,00	26,62	1,62
В расплав при 1550 °С	2,82	2,70	0,12	26,34	27,57	1,23

Ввод феррохрома ФХ 850А в жидкий чугун при 1500–1550 °С является наиболее оптимальным с точки зрения усвоения углерода и хрома и уменьшения их ликвации по высоте тигля печи. Максимальная ликвация углерода (0,35%) и хрома (2,02%) достигается при вводе феррохрома ФХ 850А на дно тигля печи вместе с шихтой, а при 1550 °С она минимальная и составляет для углерода и хрома 0,12 и 1,23% соответственно. Углерод, имеющий небольшую плотность (2,25 г/см<sup>3</sup>), обогащает расплав верхней зоны в большей степени, чем расплав донной зоны тигля печи. Хром плотностью 7,25 г/см<sup>3</sup> содержится больше в расплаве донной зоны тигля, чем в расплаве верхней зоны.

В условиях сталелитейного цеха Бобруйского машиностроительного завода были проведены три экспериментальные плавки. Для выплавки чугуна ИЧХ28Н2 использовали шихту, рассчитанную на основе феррохрома ФХ 850А.

Первую плавку 1156 проводили по заводской технологии следующим образом: феррохром марки ФХ 850А и никель марки Н-1 вместе с шихтой вводили на дно ванны дуговой печи ДСП-3,0 с кислой футеровкой. После перегрева чугуна до температуры 1400 °С на зеркало расплава в печи, предварительно очищенного от шлака, вводили ферросилиций марки ФС45 и ферромарганец марки ФМ78. Затем расплав перегревали до 1450 °С и выдерживали в течение 5 мин. Предварительно перед сливом расплава из печи на дно разливочного ковша закладывали алюминий марки АВ91, содержащий 3% магния, и кальций в виде плавикового шпата СаF<sub>2</sub>.

Вторую плавку 1169 осуществляли по измененной заводской технологии. В частности, феррохром марки ФХ 850А, ферромolibден марки ФМ1, ферровольфрам марки ФВ80 и никель марки Н-1 вместе с шихтой вводили на дно ванны. После перегрева чугуна до температуры 1400 °С на зеркало расплава в печи, предварительно очищенного от шлака, вводили ферросилиций марки ФС45 и ферромарганец марки ФМ78 и перегревали до 1500 °С и выдерживали в течение 5 мин. Затем счищали шлак и на зеркало расплава вводили ферротитан марки ФТи70, ферробор марки ФБ-6 и феррованадий марки ФВд50. Модифицирующую обработку цериевой присадкой ФЦМ-5, вводимой под струю жидкого чугуна, проводили в разливочном ковше, объем которого предварительно заполняли на 1/3 расплавом. Алюминий и кальций закладывали на дно разливочного ковша перед сливом расплава.

Разработанная ЦНИИТМАШ технология (третья плавка 1051) отличалась от технологии второй плавки 1169 тем, что ферросплавы вводили в расплав при других условиях. В частности, ферросплавы и никель вводили не на дно ванны дуговой печи, а в жидкий чугун при температуре 1400 °С. Ферросплавы вводили во второй плавке при 1400 °С, в третьей плавке – при 1500 °С, а последние ферросплавы вводили в жидкий чугун при 1550 °С после его выдержки в течение 5 мин.

Результаты химического анализа экспериментальных плавок высокохромистого чугуна, проведенные в условиях сталелитейного цеха Бобруйского машиностроительного завода, приведены в табл. 2.

Рентгеноструктурный анализ металлической основы чугуна ИЧХ28Н2, отлитого по заводской технологии (плавка 1156), показал, что в ней присутствуют конгломераты аустенитно-карбидной эвтектики (рис. 1, *а, б*), способствующие появлению в отливках при их механической и термической обработках микротрещин (рис. 2, *а*), и крупные заэвтектические карбиды тригонального типа  $(Cr, Fe)_7C_3$ . Подобная морфология структуры будет отрицательно сказываться на работоспособности насосных агрегатов, так как в процессе работы такие карбиды будут выкрашиваться.

Таблица 2. Химический состав экспериментальных плавок высокохромистого чугуна

Плавка	Массовая доля элементов, %											HRC
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	W	V	Ti	B	Al	
1156	3,50	1,35	0,52	29,85	1,95	-	-	-	-	-	1,25	46
1169	3,43	0,52	0,61	28,23	2,07	0,11	0,08	0,18	0,03	0,012	0,16	56
1051	2,92	0,53	0,68	27,27	1,19	0,13	0,14	0,15	0,01	0,011	0,68	59

Основными структурными составляющими металлической основы этого чугуна являются сорбитообразный перлит, имеющий микротвердость 389–429 HV, аустенит и феррит (189–214 HV). Микротвердость первичных (тригональных) карбидов находится в пределах 1150–1340 HV, а их размер достигает 150 мкм. Общая твердость чугуна плавки 1156 составляет 46 HRC.

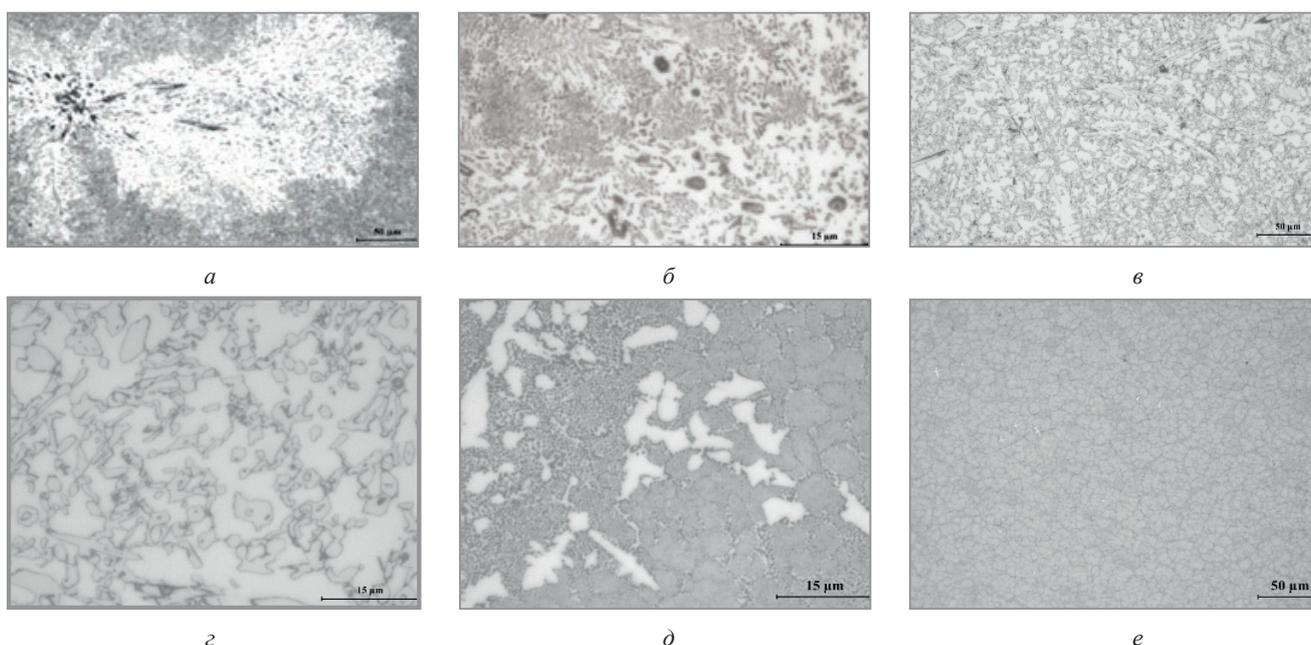


Рис. 1. Микроструктура высокохромистого чугуна плавок: *а, б* – 1156; *в, г* – 1169; *д, е* – 1051. *а, в, е* – х 200; *б, г, д* – х 1000

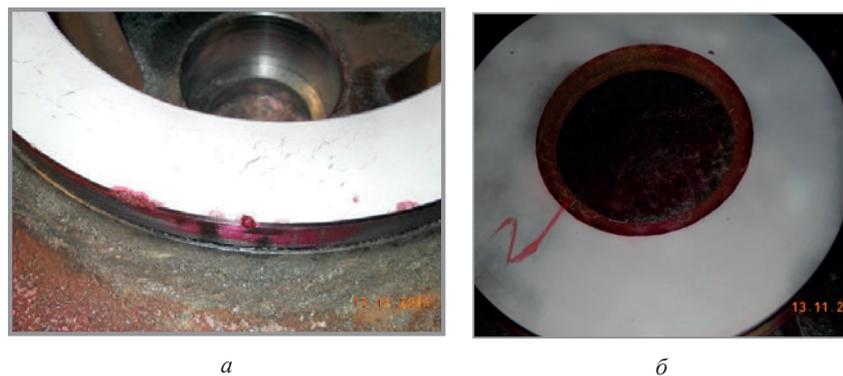


Рис. 2. Диск (Гра 1800/67 массой 400 кг):

*а* – пораженный микротрещинами (плавка 1156); *б* – без микротрещин (плавка 1051)

Благодаря легированию и модифицированию чугуна плавки 1169 конгломераты аустенитно-карбидной эвтектики в его металлической основе отсутствуют, хотя крупные карбиды тригонального типа размером от 10 до 80 мкм присутствуют. Основными структурными составляющими являются сорбитообразный перлит и аустенитно-ферритная смесь (рис. 1, *в*, *з*), имеющая микротвердость в пределах 389 HV. Твердость чугуна плавки 1169 составляет 56 HRC.

Наиболее благоприятным с точки зрения износостойкости является высокохромистый чугун, отлитый по технологии АО НПО «ЦНИИТМАШ», так как его структурные составляющие и карбидная фаза имеют мелкозернистую основу (см. рис. 1, *д*, *е*), достигаемую за счет выбора оптимального режима плавки чугуна и его легирования и модифицирования.

Рентгеноструктурный анализ показал, что основой металлической основы чугуна является сорбитообразный перлит и очень малое количество легированного аустенита. Карбидная фаза состоит из маленьких карбидов тригонального типа размером 2–6 мкм (см. рис. 1, *д*, *е*). Микротвердость структурных составляющих металлической основы находится в пределах 420–557 HV, а твердость чугуна – 59 HRC. В отливках из этого чугуна после их механической обработки микротрещины отсутствуют (рис. 2, *б*).

В условиях сталелитейного цеха Бобруйского машиностроительного завода по разработанной ЦНИИТМАШ технологии было проведено 14 опытно-промышленных плавки, при этом изготовлено 112 гидроабразивных отливок общей массой 33,5 т.

На основе созданного ЦНИИТМАШ чугуна ИЧ300Х28НМВФТР [3] разработана технология изготовления гидроабразивных отливок с высоким уровнем специальных свойств в литом состоянии. Определены особенности получения гидроабразивных отливок из нового чугуна в условиях сталелитейного участка Бобруйского машиностроительного завода в частности:

- молибден, вольфрам и ванадий должны концентрироваться, главным образом, в металлической основе и частично в карбидах хрома;
- соединения титана и бора должны выделяться по границам зерен;
- для повышения эффективности усвоения расплавом ферросплавов размер их фракции должен находиться в пределах 5–25 мм;
- для улучшения структуры и свойств отливок необходимо проводить гомогенизирующую выдержку расплава при 1500–1550 °С в течение 5 мин.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. **Томашов Н.Ф., Чернов Г.Л.** Коррозия и коррозионностойкие сплавы. М.: Металлургия, 1973. 232 с.
2. Энциклопедия. Стали. Чугуны. Т. 11–2 / Г.Г. Мухин, А.И. Беляков, Н.Н. Александров и др. / Под общ. ред. О.А. Банных и Н.Н. Александрова. М.: Машиностроение, 2001. 784 с.
3. Пат. 2640367 RU. Белый износостойкий чугун. Опубл. 28.12.2017.

#### REFERENCES

1. **Tomashov N.F., Chernov G.L.** *Korrozija i korrozionnostojkie splavy* [Corrosion and corrosion-resistant alloys]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1973, 232 p.
2. **Muhin G.G., Beljakov A.I., Aleksandrov N.N.** *Jenciklopedija. Stali. Chuguny* [Encyclopedia. Become. Cast iron]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 2001, vol. 11–2, 784 p.
3. *Belyj iznosostojkij chugun* [White wear resistant cast iron]. Patent RU, no. 2640367, 2017.