

УДК 669.011/.012:502.174

**А.И. Гарост***УО «Белорусский государственный технологический университет» (БГТУ), г. Минск, Беларусь***МАКРО- И МИКРОСОСТАВ И СТРУКТУРА ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННЫХ ИЗНОСОСТОЙКИХ ЧУГУНОВ И ОСОБЕННОСТИ ИХ ИЗМЕНЕНИЯ В ПРОЦЕССЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ**

*Создан износостойкий экономнолегированный по никелю и хрому аустенитный чугун, полученный с использованием в качестве шихтовых материалов, легирующих и модифицирующих добавок металлодержащих техногенных отходов, а в качестве восстановителей продуктов пиролиза полимерных отходов, предназначенный для фасонных отливок с механической обработкой, изучены закономерности структурообразования. Приведены результаты исследований макро- и микросостава, структуры, образующихся при первичной кристаллизации износостойких чугунов и особенности их изменения в процессе термической обработки. Изучено влияние не только основных элементов, но и ряда других элементов – примесей, случайно или преднамеренно введенных в расплав в процессе его раскисления, модифицирования или микролегирования, а также состав и морфология образованных ими химических ассоциаций (неметаллических включений и других "вторичных" фаз). Созданный чугун прошел промышленные испытания при изготовлении корпусов центробежных насосов. Исследован микросостав матрицы представляющей собой твердый раствор хрома и других металлических элементов (Al, Si, Mn, Ni, Cu, Mo) в железе, и карбонитридных фаз, являющихся выделениями орторомбических  $(Fe, Cr)_3C_2$ , кубических карбидов  $(Cr, Fe)_{23}C_6$ , тригональных  $(Cr, Fe)_7C_3$  карбидов и нитридов ванадия, обеспечивающий высокий уровень служебных свойств.*

*Ключевые слова:* износостойких чугунов, структурообразование, макро- и микросостав.

**О.І. Гарост****МАКРО- І МІКРО СКЛАД ТА СТРУКТУРА ЕКОНОМНОЛЕГОВАНИХ ЗНОСОСТІЙКИХ ЧАВУНІВ ТА ОСОБЛИВОСТІ ЇХ ЗМІНИ В ПРОЦЕСІ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ**

*Створено зносостійкий економнолегований по нікелю і хрому аустенітний чавун, отриманий з використанням в якості шихтових матеріалів легуючих і модифікуючих добавок металовмісних техногенних відходів, а в якості відновників продуктів піролізу полімерних відходів, призначений для фасонних виливків з механічною обробкою, вивчені закономірності структуроутворення. Наведено результати досліджень макро- і мікроскладу структур що утворюються при первинній кристалізації зносостійких чавунів і особливості їх зміни в процесі термічної обробки. Вивчено вплив не тільки основних елементів, а й ряду інших елементів - домішок, випадково або навмисно введених в розплав в процесі його розкислення, модифікування або мікролегування, а також склад і морфологія утворених ними хімічних асоціацій (неметалевих включень та інших "вторинних" фаз). Створений чавун пройшов промислові випробування при виготовленні корпусів відцентрових насосів. Досліджено мікросклад матриці, що являє собою твердий розчин хрому та інших металевих елементів (Al, Si, Mn, Ni, Cu, Mo) в залізі, та карбонітридних фаз, які є виділеннями орторомбічних  $(Fe, Cr)_3C_2$ , кубічних карбідів  $(Cr, Fe)_{23}C_6$ , тригональних  $(Cr, Fe)_7C_3$  карбідів і нітридів ванадію, що забезпечує високий рівень службових властивостей.*

*Ключові слова:* зносостійкий чавун, структуроутворення, макро- і мікросклад.

**A.I. Harast****MACRO- AND MICROCOMPOSITION AND STRUCTURE OF SPARINGLY ALLOYED WEAR-RESISTANT CAST IRON AND ESPECIALLY THEIR CHANGES DURING THERMAL TREATMENT**

*Wear-resistant sparingly alloyed with Nickel and Chromium austenitic cast iron was obtained with used as charge materials, alloying and modifying additives of metal-containing industrial waste, and as reducing products of pyrolysis of polymer waste, designed for mould castings with machining treatment; regularities of structure formation are studied. The results of studies of macro - and microcomposition, structures formed during the primary crystallization of wear-resistant cast iron and especially their changes during thermal treatment are shown. The impact of major elements as well as other elements of impurities, either accidentally or intentionally introduced into the melt in the process of deoxidation, modification or microalloying, and the composition and morphology formed by them of chemical associations (non-metallic inclusions and other "secondary" phases) is investigated. The obtained cast iron passed industrial tests for producing housing of centrifugal pumps. The matrix microcomposition is studied that is a solid solution of chromium and other metallic elements (Al, Si, Mn, Ni, Cu, Mo) in iron, and carbonitride phases, which are released orthorhombic  $(Fe, Cr)_3C_2$ , cubic carbides  $(Cr, Fe)_{23}C_6$ , trigonal  $(Mg, Fe)_7C_3$  carbides and nitrides of vanadium, providing high level of service properties.*

*Key words:* wear-resistant cast iron, structure formation, macro - and microcomposition.

**Постановка проблеми.** Во многих областях техники необходимы материалы, обладающие высокой износостойкостью. Этим требованиям отвечают сплавы системы железо-углерод-хром с повышенным содержанием хрома и углерода (белые чугуны) [1, 2]. Область применения их охватывает горнорудную и нефтеперерабатывающую промышленность, энергетику, металлургию, строительно-дорожную и автотракторную технику.

Технологические трудности при изготовлении деталей сложной конфигурации и условия эксплуатации стимулируют проведение исследований, направленных на оптимизацию структуры и свойств. Следует отметить при этом, что преобладающее влияние на структуру сплавов данного типа оказывают условия первичной кристаллизации, определяемые химическим составом, а термическая обработка оказывается дополнительным фактором.

**Анализ последних исследований и публикаций.** Хром является главным легирующим элементом группы белых износостойких чугунов. Его содержание в них достигает 35%. Он может входить в состав орторомбического карбида железа  $(Fe, Cr)_3C$  или образует карбиды хрома тригональный  $(Cr, Fe)_7C_3$  и кубический  $(Cr, Fe)_{23}C_6$ . Из них наибольшую твердость имеет тригональный карбид: HV 1370–2440, а кубический карбид  $(Cr, Fe)_{23}C_6$ , несмотря на большую концентрацию хрома, несколько меньшую твердость: HV 1225–2280 [3, 4].

Испытания белых чугунов на абразивный износ показали преимущества износостойких чугунов со специальными карбидами хрома перед чугунами с карбидами цементного типа.

Повышение содержания хрома вызывает существенный рост износостойкости лишь после того, как карбиды  $M_3C$  начинают заменяться карбидами  $M_7C_3$ . Замещение атомов железа хромом в карбиде цементного типа не приводит к росту износостойкости чугуна при содержании хрома до 7%. При содержании его в чугуне более 8%, кроме карбидов цементного типа  $(Fe, Cr)_3C$ , образуются карбиды  $(Cr, Fe)_7C_3$ , количество которых растет с увеличением концентрации хрома. Увеличение содержания хрома свыше 12% приводит к полной замене карбидов  $M_3C$  карбидами  $M_7C_3$ . Этому содержанию соответствует максимальная износостойкость чугуна [2, 5].

Не последнюю роль в повышении износостойкости играет разница в морфологии структуры чугунов с карбидами  $M_3C$  и  $M_7C_3$ . Сплошной карбидный каркас чугунов с карбидами ледобуритного типа хуже противостоит изнашиванию, чем разветвленная аустенито-карбидная эвтектика с диспергированной карбидной фазой типа  $M_7C_3$ .

Исследованиями также установлено резкое улучшение обрабатываемости белых чугунов при содержании хрома выше 10%.

Белые чугуны с карбидами типа  $M_3C$  образуют непрерывный каркас карбидов в отличие от чугунов, содержащих более 10% Cr, у которых структура состоит из изолированных тригональных карбидов  $M_7C_3$  в аустенито-хромокарбидной эвтектике.

При содержании хрома более 24% в структуре белых чугунов появляются крупные заэвтектические карбиды и повышается твердость металлической основы. Это, тем не менее, несколько снижает износостойкость сплава и приводит к ухудшению обрабатываемости.

Таким образом, для получения высокой износостойкости белых чугунов оптимальным является 13–20% хрома, а по прочностным свойствам наибольшими показателями обладают сплавы эвтектического состава, содержащие 15–18% хрома.

Одним из главных факторов, определяющих износостойкость и другие свойства белых чугунов, является количество карбидной фазы. В распространенных марках износостойких чугунов количество их обычно составляет 20–30% и может достигать до 40–50% или уменьшаться до 10–15%.

Количество карбидов пропорционально содержанию углерода и хрома, но влияние углерода в 20 раз сильнее, т. е. практически углерод является регулятором количества карбидов, так как металлические атомы в карбидах имеют высокую взаимозаменяемость.

В некоторых работах [6, 7] утверждается, что твердость многих материалов определяет их износостойкость независимо от структурного состояния. Испытания белых чугунов не подтверждают этого. При изменении содержания углерода от 1,5 до 4% износостойкость их возрастает в 3 раза, а HRC — всего на 6%. Таким образом, износостойкость белых чугунов определяется не твердостью, а количеством, размерами и формой структурных составляющих и их микротвердостью [8, 9]. Основные структурные составляющие белых чугунов — это карбиды и металлическая основа.

**Постановка задач.** В работе поставлены задачи создания и внедрения в производство новых составов литейных сплавов системы железо-углерод-хром с пониженным содержанием хрома и никеля (белых чугунов) путем легирования, модифицирования и упрочнения металлосодержащими и полимерными промышленными отходами при плавке, доводке расплавов в печи, поверхностном легировании и термическом упрочнении отливок; детального изучения макро- и микросостава, структуры, образующихся при первичной кристаллизации и особенностей их изменения в процессе термической обработки; изучения особенностей распределения между фазами элементов-примесей, микросостава и природы неметаллических включений, состава и

морфологии образованных ими химических ассоциаций (неметаллических включений и других «вторичных» фаз).

**Влияние микросостава на технологические и служебные свойства сплавов.** Проводились исследования по разработке экономнолегированных составов белых износостойких чугунов [10-12] взамен высокохромистого с никелем (типа ИЧХ28Н2).

Эксплуатационная стойкость литых изделий начинает формироваться на стадии получения жидкого металла, и поэтому для улучшения его свойств необходимы как совершенствование технологии плавки и плавильного оборудования, так и разработка оптимальных составов и технологии термической обработки литейных сплавов.

Анализ исследуемых сплавов показывает, что оптимальные с точки зрения получения высоких эксплуатационных свойств белые чугуны [10] должны иметь концентрацию хрома в пределах 18,0–22,0%, углерода – 2,8–3,3%, кремния – 0,4–0,7%, марганца – 0,3–0,6%, меди – 0,2–0,6%, никеля – 0,2–0,6%, ванадия – не более 0,4%, меди – до 0,5%, титана – до 0,2%, алюминия – до 0,15%.

Современная металлургия, литейное производство и металловедение располагают возможностью оказывать высокоэффективное воздействие на формирование структуры чугуна, стали и различных сплавов.

Отличительной особенностью этих процессов является мощное влияние чрезвычайно малых добавок в большинстве своем недефицитных и широко распространенных в природе элементов и их соединений. Влияние малых добавок реализуется как посредством их рафинирующего воздействия, так и путем воздействия на состав и строение жидкой и твердой фаз, состав и морфологию неметаллических включений, интерметаллидов, боридов, нитридов, условия кристаллизации, размер первичных и вторичных зерен, состояние их границ.

Новые технологические процессы обработки жидких металлов по-разному влияют на микросостав сплавов и в связи с этим на характеристики материала.

При этом под микросоставом сплава (чугуна, стали) понимается не только содержание в нем основных элементов, но и ряда других элементов – примесей, случайно или преднамеренно введенных в расплав в процессе его раскисления, модифицирования или микролегирования, а также состав и морфология образованных ими химических ассоциаций (неметаллических включений и других “вторичных” фаз).

Именно микросостав сплава определяет степень его чистоты, часто существенно влияя на характер кристаллизации, форму графита в чугуне и неметаллических включений в стали, состав и строение границ зерен и приграничных зон, вид излома, прокаливаемость, обрабатываемость резанием, способность к горячей пластической деформации, свариваемость, коррозионную стойкость, склонность к хрупкому разрушению, т. е. на целую гамму технологических и служебных свойств.

Таким образом, принципиальное отличие микросостава от макросостава состоит в том, что микросостав определяется и зависит не от марки сплава, а от особенностей его производства, от условий выплавки, раскисления, модифицирования и микролегирования.

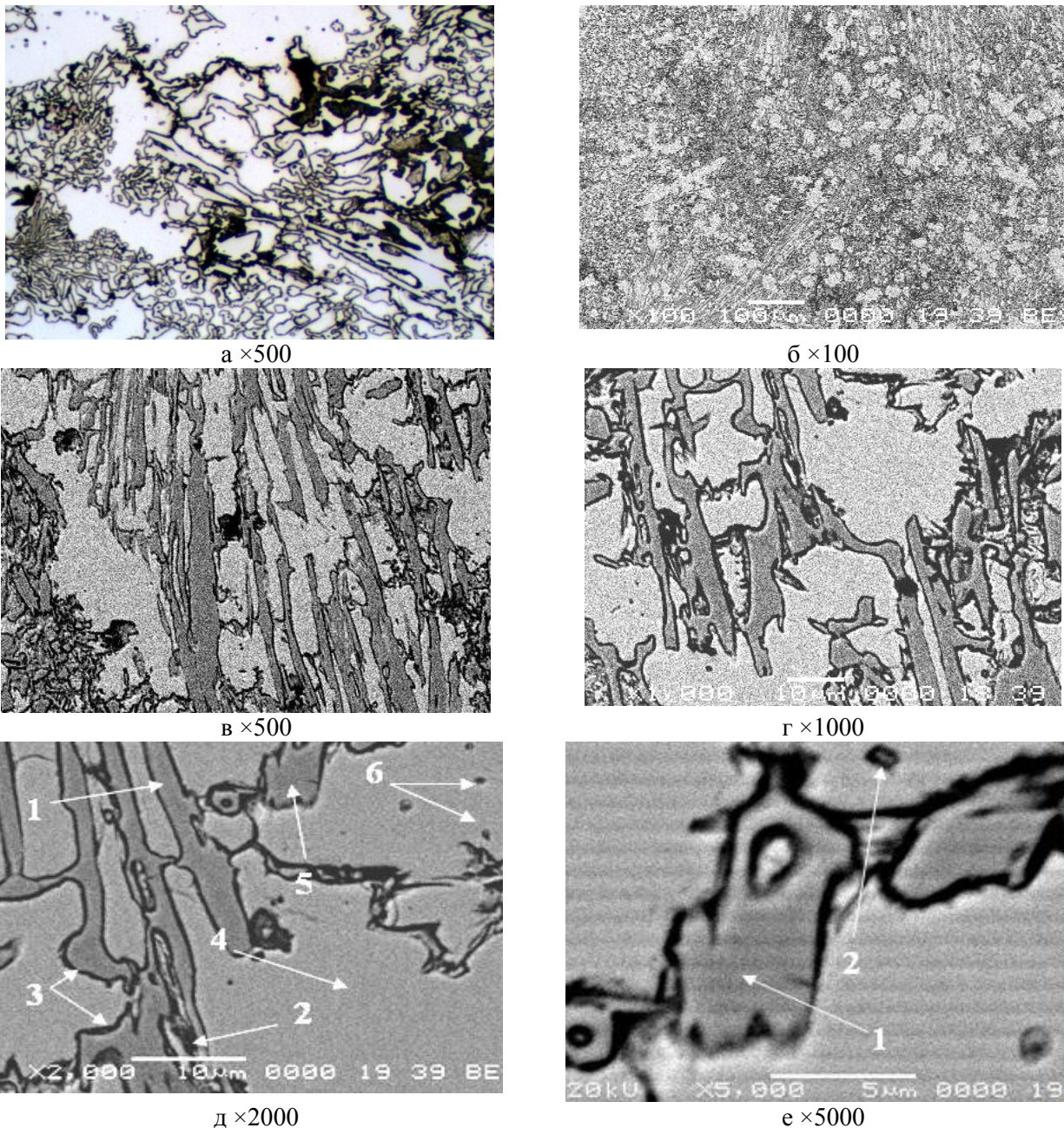
Для изучения микросостава потребовалось проведение исследований методом сканирующей электронной микроскопии на микроскопе JSM-5610LV (фирма JEOL, Япония) с системой электронно-зондового энергодисперсионного рентгеновского анализа. Структуру сплавов фиксировали с использованием детектора вторичных электронов.

При исследовании чугуна на сканирующем электронном микроскопе методом электронно – зондового EDX анализа на детекторе IED 2201 определялись состав и морфология образующихся химических ассоциаций (неметаллических включений и других “вторичных” фаз).

**Структура, макро- и микросостав чугуна при первичной кристаллизации.** Исследования макро-и микросостава и структуры, как литого чугуна так и на всех стадиях и режимах термической обработки, проводились на образцах следующего состава, масс. %: С – 3,06; Mn – 0,43; Si – 1,07; Cr – 19,89; Cu – 0,20; Ni – 0,27; Mo – 0,30; Al – 0,10, Ti – 0,08; В – 0,13.

В литом состоянии (рис. 1-2) белый чугун (HRC 53 – 57) имеет аустенитную матрицу (поз.4 рис 2г) с содержанием хрома на 4% более низким, чем его среднее содержание в сплаве, и высокой концентрацией (1,17%) растворенного никеля (табл. 1). Удлиненные иглы карбидов (поз.1 рис 1д, поз.1 рис 2а) цементного типа (Fe, Cr)<sub>3</sub>C содержат 53,60 % хрома, 38,12 % железа и 6,89 % углерода.

По границам таких карбидов присутствуют участки (поз.2 рис 1д, поз.2 рис 2а), близкие по составу к аустенитной матрице, с повышенным содержанием растворенной меди (2,49 %) и незначительной концентрации никеля.



а – металлографические исследования; б, в, г, д, е – исследования методом сканирующей электронной микроскопии

**Рис. 1. - Структура износостойкого чугуна в литом состоянии**

Удлиненные иглы карбидов (поз.1 рис 1д, поз.1 рис 2а) имеют окаймровку (поз.3 рис 1д, поз.3 рис 2а) из  $\alpha$ -твердого раствора хрома (23,90 %) и других металлических элементов (Si, V, Mn, Ni, Cu, Mo, в сумме 4,89 %) в железе (71,20 %). Близкие по составу но с повышенной концентрацией 2,34 % Cu (вместо 0,79 %), расположенные по полю аустенитной матрицы, обособленные мелкозернистые (размерами менее 0,3 мкм) включения (поз.6 рис 1д, поз.6 рис 2а) содержат сульфиды титана (053 % S, 1,85 % Ti).

По границам аустенитной матрицы (поз.4 рис 1д) встречаются небольшие по площади участки (поз.5 рис 1д, поз.5 рис 2а, поз.1 рис. 1е, поз.1 рис. 2г) перлита.

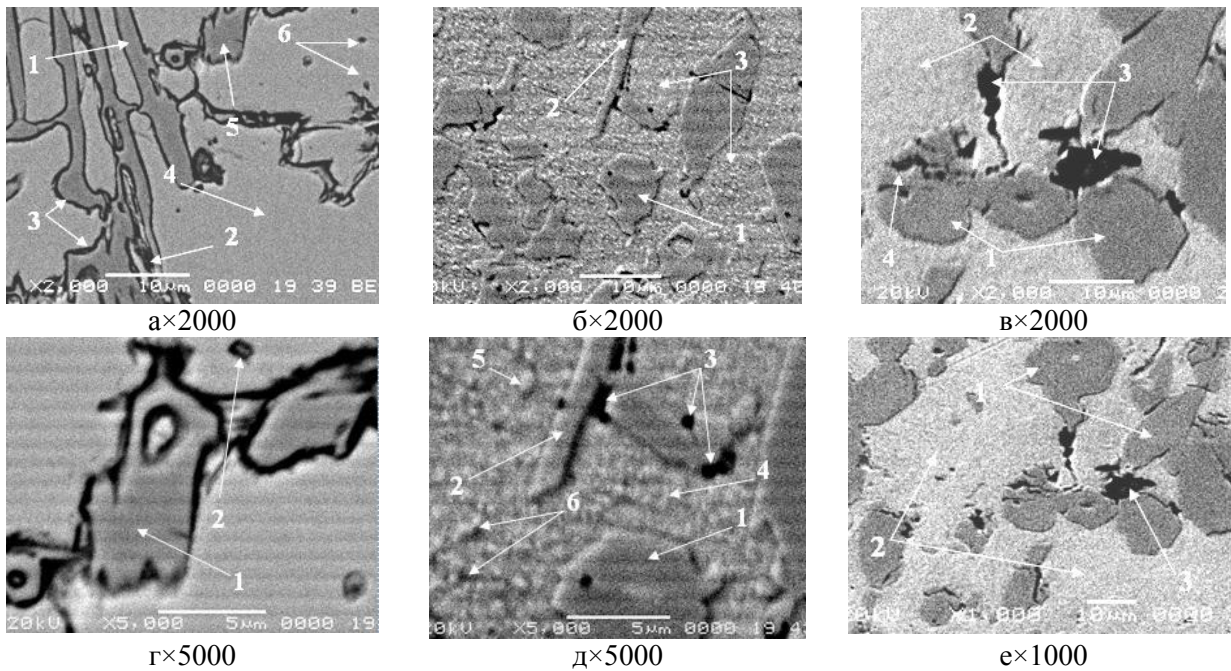
Отмечается присутствие мелких (размерами менее 0,8 мкм) карбидов  $(Cr, Fe)_{23}C_6$  (поз.2 рис. 1е, поз.2 рис. 2г) с наличием в составе фосфора (0,29 %).

Необходимо отметить, что наличие в структуре основы даже небольшого количества мягких продуктов распада аустенита резко снижает износостойкость белых чугунов. Именно этим определяется необходимость наличия в определенных концентрациях легирующих элементов в белых чугунах.

**Изменение химического состава и морфологии металлической основы в процессе отжига экономнолегированного износостойкого чугуна.**

Отжиг принципиально изменяет макро- и микросостав включений белых чугунов. В отожженном от 850°C (HRC 41 – 42) состоянии матрица (рис. 2) перлитная (поз.3 рис. 2б и поз.4 рис. 2д) с высоким (табл. 2) содержанием хрома (14,79 %). Карбиды (поз.5 рис. 2д и поз.6 рис. 2д) в ферритокарбидной смеси близки к тригональным карбидам  $(Fe, Cr)_7C_3$ .

Карбиды компактной формы (поз.1 рис. 2б и поз.1 рис. 2д) цементного типа  $(Fe, Cr)_3C$  содержат 53,69 % хрома, 37,42 % железа и 6,95 % углерода (табл. 2).



а, г – литое состояние (HRC 53 – 57), б, д – в отожженном (850°C) состоянии (HRC 41–42), в, е – в отожженном (1080°C) состоянии (HRC 30–37)

**Рис. 2. - Структура износостойкого чугуна в отожженном состоянии**

Образуются при отжиге удлиненные иглы карбонитридов (поз.2 рис.2б и поз.2 рис. 2д) из-за высокой диффузионной активности растворенных в чугуне элементов (в первую очередь азота). В составе нитридов содержатся наиболее активные к нитридообразованию элементы: Ti, V, Mo, Al, Cr (табл. 2).

Дифференцируются также комплексные нитридокарбидные выделения (поз.3 рис. 2е) размерами не более 2 мкм. В составе нитридов содержатся наиболее активные к нитридообразованию элементы: Ti, Mo, Al, Cr (табл. 2).

В отожженном от 1080°C состоянии (HRC 30 – 37) матрица представляет собой  $\alpha$ -твердый раствор хрома (11,93 %) и других металлических элементов (Al, Si, V, Mn, Ni, Cu, в сумме 4,54 %) в железе (83,50 %). В литом состоянии подобные участки присутствовали только в виде окаймовки (поз.3 рис. 1д) по границам удлиненных игл карбидов (поз.1 рис. 1д) цементного типа  $(Fe, Cr)_3C$ . В отличие от литого в отожженном от 1080°C состоянии в подобных включениях наблюдается пониженное содержание хрома (11,93 % вместо 23,90 %) и отсутствует в составе молибден.

Карбидные включения, предпочтительно  $Cr_4C$ , имеют более компактную форму, ближе к округлым с высоким содержанием хрома (57,40 %). В виде пластинок в карбидах присутствуют участки, близкие по составу к аустенитной матрице литого чугуна. Прилегающие к таким пластинкам выделения кубического карбида  $(Cr, Fe)_{23}C_6$  содержат дополнительно Cu, Al и P.

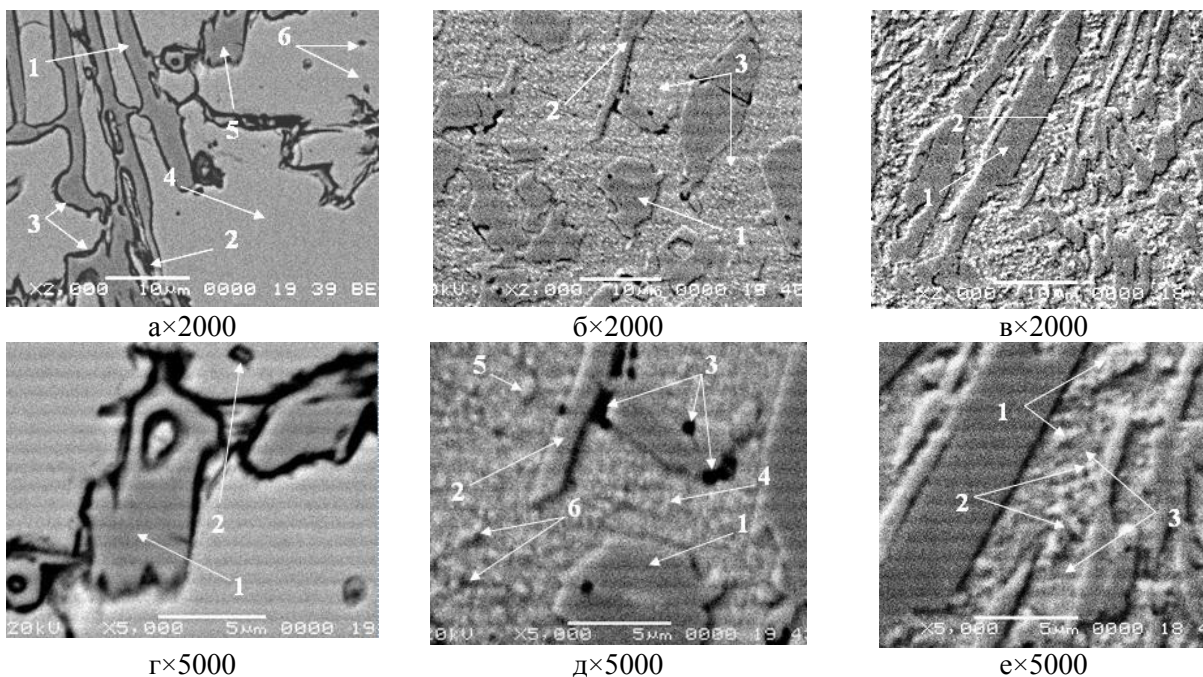
Микросостав металлической основы износостойкого чугуна

литое состояние (HRC 53 – 57)	в отожженном (850°C) состоянии HRC 41–42	в отожженном (1080°C) состоянии (HRC 30–37)
поз.4 рис 2а–аустенитная матрица	поз.3 рис. 2б и поз.4 рис. 2д–перлитная матрица	матрица ( $\alpha$ -твердый раствор хрома (11,93 %) и других металлических элементов (Al, Si, V, Mn, Ni, Cu, в сумме 4,54 %) в железе (83,50 %))
C – 2,16; Al – 0,31; Si – 0,66 P – нет; S – нет; Ti – 0,02; V – 0,43; Cr – 14,08; Mn – 2,33; Fe – 78,62; Ni – 1,17; Cu – 0,22 ; Mo – нет; N – нет	C – 3,42; Al – 0,27; Si – 0,93; P – 0,19; S – нет; Ti – нет; V – 0,31; Cr – 14,79; Mn – 0,69; Fe – 79,39; Ni – нет; Cu – нет; Mo – нет; N – нет	C – нет; Al – 0,15; Si – 0,83; P – нет; S – 0,03; Ti – 0,23; V – 0,13; Cr – 11,93; Mn – 1,87; Fe – 83,50; Ni – 0,78; Cu – 0,55; Mo – нет; N – нет

Образуются при отжиге комплексные нитридосульфидные выделения из-за высокой диффузионной активности растворенных в чугуне элементов (в первую очередь азота). В составе нитридов содержатся наиболее активные к нитридообразованию элементы: Ti, V, Mo, Al, Cr

**Поведение карбидообразующих элементов при структурных превращениях в процессе термического упрочнения экономнолегированных износостойких чугунов.**

Отжиг при 850°C, закалка и отпуск при 200°C чугуна (табл. 2) приводит к изменению фазового состава (рис. 3). Чугун (HRC 58,5 – 61) имеет аустенитную основу (поз.2 рис 3в) с содержанием хрома на 8% более низким, чем его среднее содержание в сплаве, и высокой концентрацией (2,67%) растворенной меди (табл. 2). Основа содержит отличающиеся по содержанию хрома вторичные дисперсные выделения карбидов: преимущественно орторомбического карбида (Fe, Cr)<sub>3</sub>C (поз.1 рис 3е, поз.2 рис 3е, поз.3 рис 3е) с концентрацией хрома в пределах 14,65 % (поз.3 рис 3е) – 39,43 % (поз.1 рис 3е).



а, г – литое состояние (HRC 53 – 57), б, д – в отожженном (850°C) состоянии (HRC 41–42), в, е – после отжига при 850°C, закалки от 980°C (воздух) и отпуска при 200°C (HRC 58,5 – 61)

Рис. 3.- Структура износостойкого чугуна в термически обработанном состоянии

Образуются удлиненные и компактные карбонитридные выделения (поз.1 рис. 3в). В составе нитридов содержатся 0,81 % ванадия (табл. 2).

Отжиг при 940°C, закалка и отпуск при 200°C чугуна приводит к изменению фазового состава.

В отпущенном состоянии чугун (HRC 54,5 – 62) имеет аустенитную основу с высокой концентрацией растворенных меди и никеля (Ni – 2,33%, Cu – 3,99%). Основа содержит вторичные дисперсные выделения: тригональных карбидов (Cr, Fe)<sub>7</sub>C<sub>3</sub> и карбонитридов близких к M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> с содержанием 0,86 % азота.

В аустенитной основе присутствуют в качестве упрочняющей фазы участки нитридов (преимущественно титана и хрома) размером до 2 мкм.

Образуются удлиненные и компактные выделения кубического карбида (Cr, Fe)<sub>23</sub>C<sub>6</sub>, на границах которых с металлической основой образуются небольшие по площади участки перлита.

Отпуск при 200°C предварительно закаленного (подвергнутого отжигу при 1080 °C) чугуна приводит к изменению фазового состава.

В отпущенном состоянии (HRC 59,5 – 62) присутствуют крупные выделения карбида (Fe, Cr)<sub>3</sub>C<sub>2</sub> с высокой концентрацией хрома (45,86), в объеме которых находятся небольших размеров компактные карбонитридные включения.

С включениями карбида (Fe, Cr)<sub>3</sub>C<sub>2</sub> соседствуют карбонитридные участки близкие по составу к тригональным карбидам (Cr, Fe)<sub>7</sub>C<sub>3</sub> с 3,18 %N<sub>2</sub>, в составе которых растворено 4,47 % Cu.

Таблица 2.

**Микросостав карбидных включений износостойкого чугуна**

литое состоянии (HRC 53 – 57)	в отожженном (850°C) состоянии (HRC 41–42)	после отжига(850°C), закалки от 980°C (воздух) и отпуска при 200°C (HRC 58,5 – 61)
<p><b>поз.1 рис 3г</b>–орторомбические карбиды (Fe, Cr)<sub>3</sub>C: C – 6,89; Cr – 53,60; Mo – нет, Al – нет, Ti – 0,02;</p> <p><b>поз.2 рис 3а</b>–включения, близкие по составу к аустенитной матрице, но с повышенным содержанием меди (2,49 %): C – 1,64; Cr– 12,84; Mo – нет, Al – нет, Ti – 0,27;</p> <p><b>поз.3, 6 рис 3а</b>– α-твердый раствор: C – нет; Cr – 18,60-23,90; Mo 0-0,68; Al – 0,09-0,31; Ti – 0-1,85;</p> <p><b>поз.5 рис 3а и поз.1 рис. 3г</b> – перлитные участки: C – 2,73; Cr – 12,90; Mo – 0,46, Al – нет, Ti – 0,04;</p> <p><b>поз.2 рис 3г</b>– кубические карбиды (Cr, Fe)<sub>23</sub>C<sub>6</sub>: C – 4,74; Cr – 27,93; Mo – нет, Al – нет, Ti – нет.</p>	<p><b>поз.3 рис. 3б и поз.4 рис. 3д</b> – перлитная матрица: C – 3,42; Cr– 14,79; Mo – нет, Al – 0,27; Ti – нет;</p> <p><b>поз.5, 6 рис. 3д</b>– карбиды тригонального типа (Fe, Cr)<sub>7</sub>C<sub>3</sub>: C – 9,83-10,94; Cr–14,71-24,03; Mo – 0-0,41; Al – 0,10-0,26; Ti – 0-0,02;</p> <p><b>поз.1 рис 3б и поз.3д рис. е</b>– орторомбические карбиды (Fe, Cr)<sub>3</sub>C: C – 6,95; Cr – 53,69 % ;Mo – 0,07; Al – нет; Ti – 0,30;</p> <p><b>поз.2 рис.3б и поз.2 рис. 3д</b>– карбонитриды(содержат Ti, V, Mo, Al, Cr): C – 7,90; N – 3,57; Cr – 35,18; Mo – 0,11; Al – 0,02; Ti – 0,36;</p> <p><b>поз.3 рис. 3д</b>– нитридокарбидные включения : C – 14,61; N – 7,29; Cr – 11,56; Mo – 1,08, Al – 3,93; Ti – 1,08.</p>	<p><b>поз.2 рис 3в</b>– аустенитная основа: C – 1,80; Cr – 9,9; Mo – 0,68, Al – 0,24; Ti – нет;</p> <p><b>поз.1, 2, 3 рис 3е</b>– орторомбические карбиды (Fe, Cr)<sub>3</sub>C: C – 6,97-7,20; Cr – 14,65-39,43; Mo – 0-0,90, Al – 0-0,16; Ti – 0,06-0,19;</p> <p><b>поз.1 рис. 3в</b> – карбонитридные включения: C – 7,12; N – 3,98; Cr – 46,84; Mo – нет, Al – 0,06; Ti – 0,02;.</p>

В объеме карбонитридных участков дифференцируются светлые выделения кубических карбидов  $(Cr, Fe)_{23}C_6$  и темные выделения тригональных карбидов  $(Cr, Fe)_7C_3$  с незначительным присутствием в составе включений нитридов ванадия.

В карбонитридных участка присутствуют вытянутые включения, представляющие собой твердый раствор хрома (12,53 %) и других металлических элементов (Al, Si, Mn, Ni, Cu, Mo, в сумме 7,60 %) в железе (79,83 %).

**Выводы.** Установлены закономерности формирования структуры и свойств сплавов системы железо-углерод-хром с пониженным содержанием хрома и никеля (белых чугунов), зависящих от условий первичной кристаллизации, определяемой химическим составом, и режимов термической обработки, выплавленных с использованием в качестве шихтовых материалов легирующих и модифицирующих добавок металлосодержащих техногенных отходов; для деталей, эксплуатируемых в литом состоянии с твердостью не менее HRC 61, не подвергаемых термической обработке, разработан чугун с аустенитной матрицей с включениями кубического карбида  $(Cr, Fe)_{23}C_6$  и в качестве упрочняющей фазы присутствием кристаллических включений карбидов и нитридов титана; для деталей, подвергаемых термической обработке и эксплуатируемых в абразивной среде при наличии ударных нагрузок – износостойкий чугун с выделениями (после отпуска при 200°C предварительно закаленного и подвергнутого отжигу при 1080 °C) карбида  $(Fe, Cr)_3C_2$  с высокой концентрацией хрома (45,86%), в котором находятся небольших размеров компактные карбонитридные включения, когда с включениями карбида  $(Fe, Cr)_3C_2$  соседствуют карбонитридные участки, близкие по составу к тригональным карбидам  $(Cr, Fe)_7C_3$  с 3,18 %N<sub>2</sub>, в составе которых растворено 4,47 % Cu, в объеме карбонитридных участков дифференцируются выделения кубических  $(Cr, Fe)_{23}C_6$  и тригональных карбидов  $(Cr, Fe)_7C_3$  с незначительным присутствием в составе включений нитридов ванадия, а также вытянутые включения, представляющие собой твердый раствор хрома (12,53 %) и других металлических элементов (Al, Si, Mn, Ni, Cu, Mo, в сумме 7,60 %) в железе (79,83 %).

#### Список использованных источников

1. Костецкий, Б. И. Износостойкость металлов / Б. И. Костецкий. – М. : Машиностроение, 1980. – 52 с.
2. Ципин, Н. И. Белые износостойкие чугуны. Структура и свойства / Н. И. Ципин. – М. : Металлургия, 1983. – 176 с.
3. Долговечность оборудования огнеупорного производства / В. С. Попов, Н. Н. Брыков, Н. С. Дмитриченко, П. Г. Приступа. – М. : Металлургия, 1978. – 232 с.
4. Самсонов, Г. В. Тугоплавкие соединения / Г. В. Самсонов. – 2-е изд. – М. : Металлургия, 1976. – 558 с.
5. Крутилин, А. Н. Первичные карбиды в хромистых сталях / А. Н. Крутилин, Н. И. Бестужев, А. Н. Бестужев // Литье и металлургия. – 2006. – № 1. – С. 41–44.
6. Ткачев, В.Н. Исследование механизма абразивного изнашивания металлов и сплавов / В.Н. Ткачев // Индукционная наплавка износостойких сплавов : сб. ст. / под общ. ред. В.Н. Ткачева ; Науч.-исслед. ин-т технологии машиностроения. – Ростов н/Д, 1963. – С. 57–103.
7. Хрущев, М. М. Исследование изнашивания металлов / М. М. Хрущев, М. А. Бабичев. – М. : АН СССР, 1980. – 171 с.
8. Влияние структуры на износостойкость белых чугунов / М.Е. Гарбер [и др.] // Металловедение и терм.обработка металлов. – 1968. – № 11. – С. 48–52.
9. Гарбер, М. Е. Основы подбора составов и структуры износостойких отливок из белого чугуна / М. Е. Гарбер, И. И. Цыпин // Литейное производство. – 1970. – № 2. – С. 2-6.
10. Гарост, А. И. Оптимизация составов и технологии выплавки износостойких чугунов / А. И. Гарост // Литье и металлургия. – 2004. – № 2. – С. 25–32.
11. А. с. 1721113 СССР : МКИ С 22 С 37/06. Чугун / Гарост А. И., Дурандин В. Ф., Урбанек Ж. М. / Белор. технол. ин-т. – № 4823180/02; заявл. 07.05.90; опубл. 23.03.92, Бюл. № 11.
12. Гарост, А. И. Железоуглеродистые сплавы: структурообразование и свойства / А. И. Гарост. – Минск: Беларус. навука, 2010. – 252 с.

Стаття надійшла до редакції 24.04.2017