



The results of researches of macro - and microstructure, the structure, formed at primary crystallization of abrasion-resistant irons, and peculiarities of their change in process of thermal processing are given.

А. И. ГАРОСТ, БГТУ

УДК 621.74

МЕХАНИЗМ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ В ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННЫХ ИЗНОСОСТОЙКИХ ЧУГУНАХ

Введение

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 сплавов. Следует отметить, что преобладающее влияние на структуру сплавов данного типа оказывают условия первичной кристаллизации, определяемые химическим составом, а термическая обработка оказывается дополнительным фактором.

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 . Замена 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 доходить 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 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 4,0% 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.

Проводили исследования по разработке экономнолегированных составов белых износостойких чугунов 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%.

В работе поставлена задача детального изучения макро- и микросостава, структуры, образующихся при первичной кристаллизации, и особенности изменения в процессе термической обработки.

Влияние микросостава на технологические и служебные свойства сплавов

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, 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-зон-

дового EDX анализа на детекторе IED 2201 определяли состав (см. таблицу) и морфологию 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 проводили на образцах следующего состава: С – 3,06 мас.%; 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 мас.%.
В литом состоянии (см. таблицу, образец 1) белый чугун (HRC 53 – 57) имеет аустенитную матрицу (поз. 4, рис. 1, д) с содержанием хрома на 4% более низким, чем его среднее содержание в сплаве, и высокой концентрацией (1,17%) рас-

творенного никеля (см. таблицу). Удлиненные иглы карбидов (поз.1 рис. 1, д) цементного типа $(Fe, Cr)_3C$ содержат 53,60% хрома, 38,12% железа и 6,89% углерода.

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

Удлиненные иглы карбидов (поз. 1, рис. 1, д) имеют окаймровку (поз. 3, рис. 1, д) из α -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. 1, д) содержат сульфиды титана (0,53 % S, 1,85 % Ti).

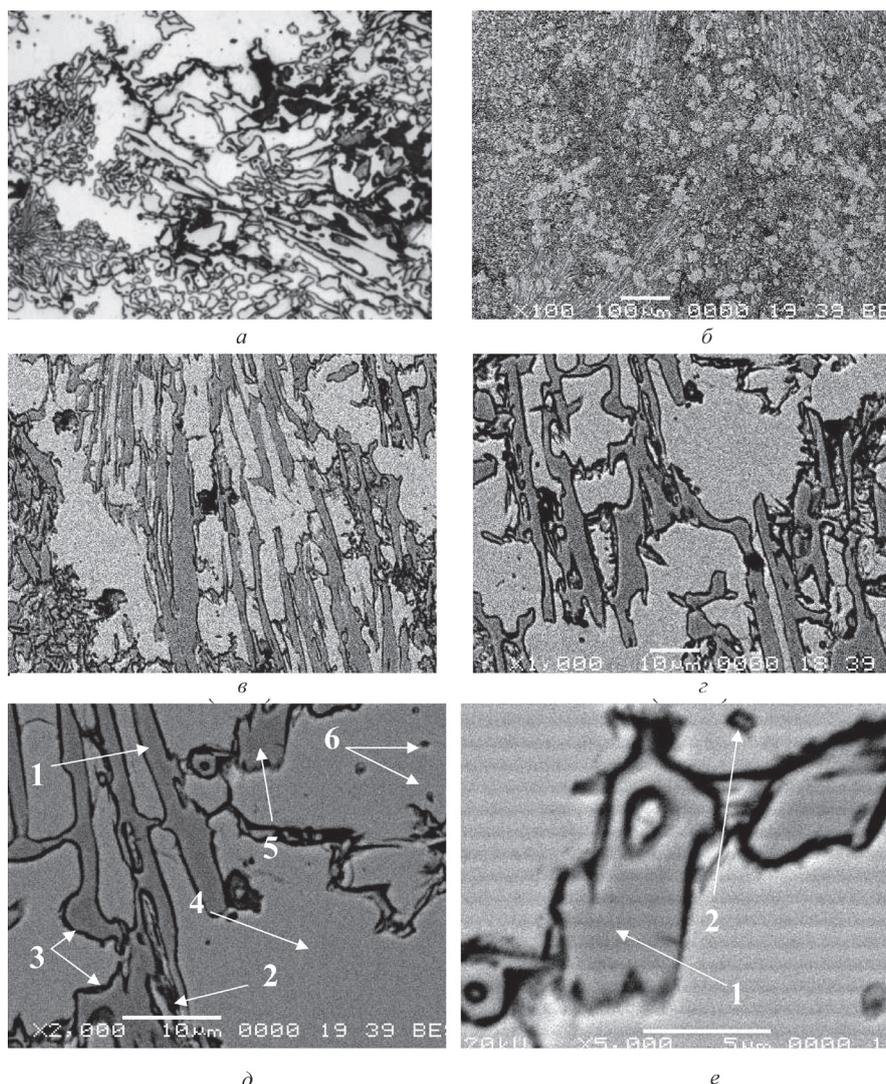


Рис. 1. Структура износостойкого чугуна в литом состоянии: а – металлографические исследования; б–е – исследования методом сканирующей электронной микроскопии. а, в – $\times 500$; б – $\times 100$; в – $\times 1000$; д – $\times 2000$; е – $\times 5000$

Химический состав неметаллических включений опытных плавов аустенитного белого чугуна

Номер образца	Позиция включения	Содержание элементов, мас. %													
		C	Al	Si	P	S	Ti	V	Cr	Mn	Fe	Ni	Cu	Mo	N
1	1 (рис. 1, д)	6,89	-	0,14	-	0,04	0,02	1,03	53,60	-	38,12	0,17	-	-	-
	2 (рис. 1, д)	1,64	-	-	-	0,41	0,27	0,29	12,84	1,82	80,06	0,16	2,49	-	
	3 (рис. 1, д)	-	-	0,33	-	-	-	0,16	23,90	2,01	71,20	0,92	0,79	0,68	
	4 (рис. 1, д)	2,16	0,31	0,66	-	-	0,02	0,43	14,08	2,33	78,62	1,17	0,22	-	
2	5 (рис. 1, д)	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	
	1 (рис. 1, е)	2,73	-	0,60	0,04	0,21	0,04	-	12,90	1,81	78,23	1,39	1,59	0,46	
	6 (рис. 1, д)	-	0,09	0,05	0,17	0,53	1,85	0,79	18,60	1,75	72,71	1,14	2,34	-	
	2 (рис. 1, е)	4,74	-	0,12	0,29	-	-	0,52	27,93	2,06	64,35	-	-	-	
	1 (рис. 2, г)	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	
	1 (рис. 2, д)	3,74	0,03	0,30	-	-	-	1,68	57,40	-	36,79	0,06	-	-	
3	2 (рис. 2, г)	-	0,15	0,83	-	0,03	0,23	0,13	11,93	1,87	83,50	0,78	0,55	-	
	2 (рис. 2, д)	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	
	3 (рис. 2, г)	1,84	2,83	0,55	0,11	5,23	4,10	0,25	5,51	12,53	45,42	0,80	1,81	1,25	
	3 (рис. 2, д)	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	
	4 (рис. 2, д)	1,81	-	0,08	0,17	-	0,14	0,23	32,51	1,30	61,56	1,10	0,53	0,57	
	1 (рис. 2, е)	0,33	-	-	0,41	-	0,02	1,21	53,40	0,37	38,05	-	0,59	-	
	2 (рис. 2, е)	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	
	1 (рис. 3, д)	6,95	-	-	-	-	0,30	0,76	53,69	-	37,42	0,33	0,48	0,07	
4	1 (рис. 3, е)	-	0,02	0,38	-	-	0,36	0,14	35,18	1,16	50,42	0,77	-	0,11	
	2 (рис. 3, д)	7,90	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	
	2 (рис. 3, е)	3,42	0,27	0,93	0,19	-	-	0,31	14,79	0,69	79,39	-	-	-	
	3 (рис. 3, е)	14,61	3,93	0,67	0,38	0,35	3,25	-	11,56	2,44	53,54	-	0,90	1,08	
	3 (рис. 3, е)	10,94	0,10	0,34	-	-	0,02	0,31	24,03	1,66	61,37	0,90	0,31	-	
	6 (рис. 3, е)	9,83	0,26	0,92	0,09	-	-	0,03	14,71	1,35	71,77	0,26	0,39	0,41	
4	1 (рис. 4, д)	-	-	0,84	-	0,33	0,08	0,17	12,36	2,37	81,69	1,85	0,31	-	
	1 (рис. 4, е)	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	
	2 (рис. 4, д)	9,57	-	-	-	0,14	0,20	1,44	52,36	0,50	35,47	-	0,33	-	
	2 (рис. 4, е)	16,08	0,07	0,82	0,09	-	0,16	-	11,09	1,95	66,63	0,53	1,77	0,52	
4	3 (рис. 4, д)	5,30	0,13	1,21	0,05	-	-	0,34	12,02	2,04	76,63	1,08	0,17	0,47	
	4 (рис. 4, е)	6,22	-	0,20	0,32	-	-	0,84	52,57	0,09	39,67	0,07	0,03	-	

5	1 (рис. 5, д)	12,57	0,16	0,89	0,33	–	0,12	0,27	15,76	1,39	63,08	0,79	3,96	0,68	–
	1 (рис. 5, е)														
	2 (рис. 5, д)	8,34	–	0,47	0,23	0,11	–	1,42	48,93	0,28	40,21	–	–	–	–
	2 (рис. 5, е)														
	3 (рис. 5, д)	1,50	15,04	–	0,06	–	40,0	3,13	8,66	0,88	18,35	0,15	1,56	–	10,06
	3 (рис. 5, е)														
6	4 (рис. 5, е)	9,26	0,22	0,81	0,46	–	0,33	–	9,48	2,52	70,59	0,50	2,14	0,40	3,30
	5 (рис. 5, е)	1,58	0,51	0,56	0,16	0,31	0,23	–	11,40	1,78	76,60	1,07	4,44	–	1,38
	6 (рис. 5, е)	6,11	0,43	0,65	0,03	0,36	–	0,08	10,69	1,98	69,39	0,63	5,46	0,26	3,94
	1 (рис. 6, д)	7,12	0,06	–	–	–	0,02	0,81	46,84	–	40,17	0,44	0,56	–	3,98
	2 (рис. 6, д)	1,80	0,24	1,54	0,07	0,24	–	–	9,90	3,19	79,15	0,50	2,67	0,68	–
	1 (рис. 6, е)	7,17	0,16	0,26	–	0,21	0,06	0,62	39,43	0,03	50,65	0,55	0,87	–	–
7	2 (рис. 6, е)	7,20	0,06	0,27	–	0,23	0,19	0,27	31,61	1,57	56,91	0,83	0,87	–	–
	3 (рис. 6, е)	6,97	–	1,28	0,01	0,23	0,16	0,02	14,65	1,42	72,95	1,42	0,90	–	–
	1 (рис. 7, д)	5,39	0,07	0,22	–	–	0,36	0,76	48,71	–	42,00	1,59	–	0,90	–
	2 (рис. 7, д)	0,59	–	1,91	–	–	0,19	0,11	16,19	2,19	72,49	2,33	3,99	–	–
	3 (рис. 7, д)														
	1 (рис. 7, е)	–	0,50	0,24	0,31	0,04	26,82	2,16	13,61	1,26	44,48	0,61	0,09	–	9,88
8	2 (рис. 7, е)	5,47	0,16	1,67	0,23	0,06	0,05	0,35	9,84	1,39	74,78	0,36	4,77	–	0,86
	3 (рис. 7, е)	8,90	0,29	1,84	–	0,04	–	–	10,03	2,12	72,46	0,77	3,54	–	–
	4 (рис. 7, е)	2,92	0,13	1,27	–	–	0,10	0,03	13,25	1,69	75,87	0,63	2,74	1,37	–
	1 (рис. 8, д)	20,34	0,33	0,15	–	–	–	0,54	45,86	0,07	31,84	0,65	0,22	–	–
	2 (рис. 8, д)	6,79	–	1,50	–	–	0,05	–	8,86	2,61	71,94	0,37	4,47	0,22	3,18
	3 (рис. 8, д)	21,59	–	0,23	–	–	–	0,34	42,91	0,71	25,14	–	4,09	0,02	4,96
8	1 (рис. 8, е)	0,05	0,33	1,25	–	–	–	–	12,53	2,90	79,83	1,20	0,10	1,82	–
	2 (рис. 8, е)	6,69	–	0,94	0,13	–	0,13	–	10,51	0,69	74,81	0,55	4,93	0,63	–
	3 (рис. 8, е)	9,85	–	1,16	–	–	–	0,30	9,75	2,17	71,65	1,07	3,97	–	0,08

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

Отмечается присутствие мелких (размерами менее 0,8 мкм) карбидов (Cr, Fe)₂₃C₆ (поз. 2, рис. 1, *е*) 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.

Структура, макро- и микросостав износостойкого чугуна в отожженном состоянии

Отжиг принципиально изменяет макро- и микросостав включений (см. таблицу, образец 2) бе-

лых чугунов (рис. 2). В отожженном от 1080°C состоянии (HRC 30 – 37) матрица (поз. 2, рис. 2, *з* и поз. 2, рис. 2, *д*) представляет собой α-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. 1, *д*) по границам удлиненных игл карбидов (поз. 1, рис. 1, *д*) 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 (поз. 1, рис. 2, *з* и поз. 1 рис. 2, *д*) включения, предпочтительно Cr₄C, имеют более компактную форму, ближе к округлым с высоким содержанием хрома (57,40%). В виде пластинок в карбидах (поз. 1, рис. 2, *з* и поз. 1, рис. 2, *д*)

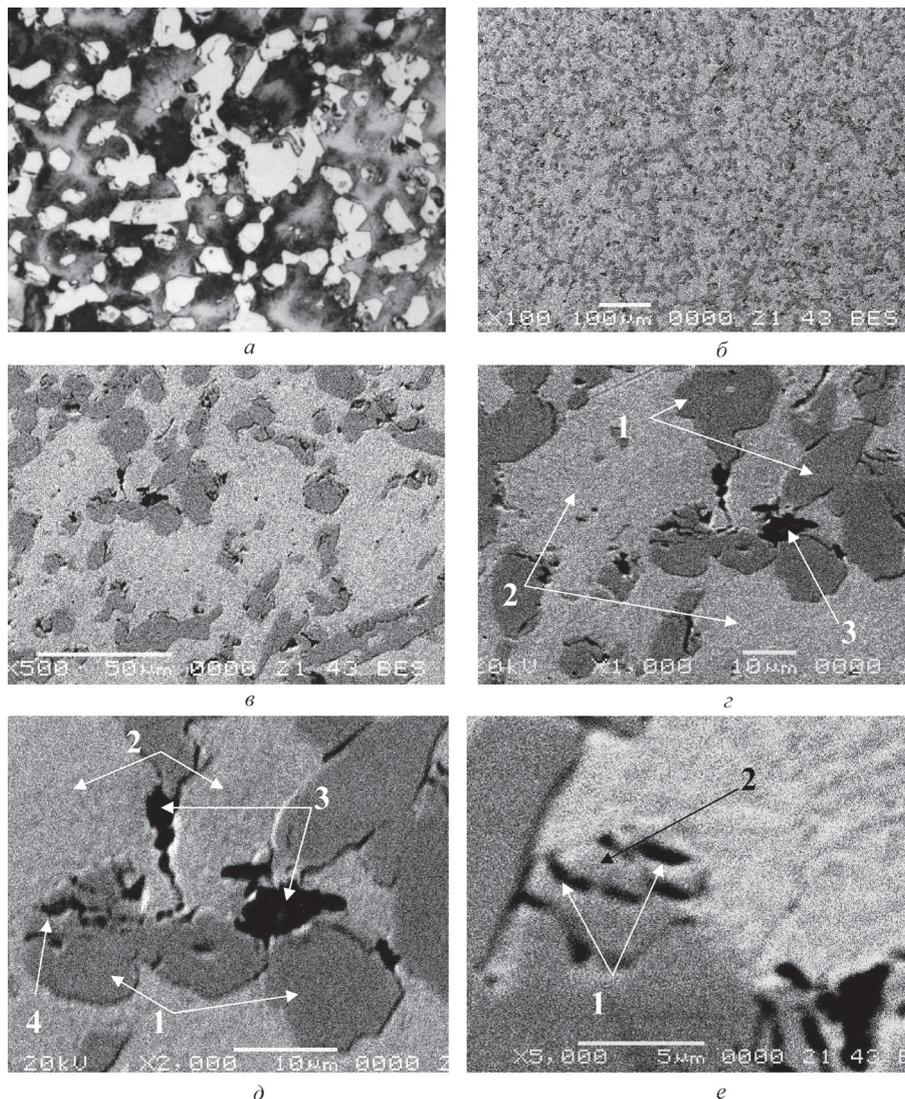


Рис. 2. Структура износостойкого чугуна в отожженном состоянии (отжиг 1080 °C): *а* – металлографические исследования; *б–е* – исследования методом сканирующей электронной микроскопии. *а, в* – ×500; *б* – ×100; *з* – ×1000; *д* – ×2000; *е* – ×5000

присутствуют участки (поз. 4, рис. 2, *д* и поз. 1, рис. 2, *е*), близкие по составу к аустенитной матрице литого чугуна. Прилегающие к таким пластинкам выделения кубического карбида $(Cr, Fe)_{23}C_6$ (поз. 2, рис. 2, *е*) содержат дополнительно Cu, Al и P.

Образуются при отжиге комплексные нитридо-сульфидные выделения (поз. 3, рис. 2, *з* и поз. 3, рис. 2, *д*) 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.

В отожженном от 850 °C (HRC 41–42) состоянии (см. таблицу, образец 3) матрица (рис. 3) перлитная (поз. 3, рис. 3, *д* и поз. 4, рис. 3, *е*) с высоким содержанием хрома (14,79%). Карбиды (поз. 5, рис. 3, *е* и поз. 6, рис. 3, *е*) в феррито-

карбидной смеси близки к тригональным карбидам $(Fe, Cr)_7C_3$.

Карбиды компактной формы (поз. 1, рис. 3, *д* и поз. 1, рис. 3, *е*) цементного типа $(Fe, Cr)_3C$ содержат 53,69% хрома, 37,42% железа и 6,95% углерода.

Образуются при отжиге удлиненные иглы карбонитридов (поз. 2, рис. 3, *д* и поз. 2, рис. 3, *е*) 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.

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

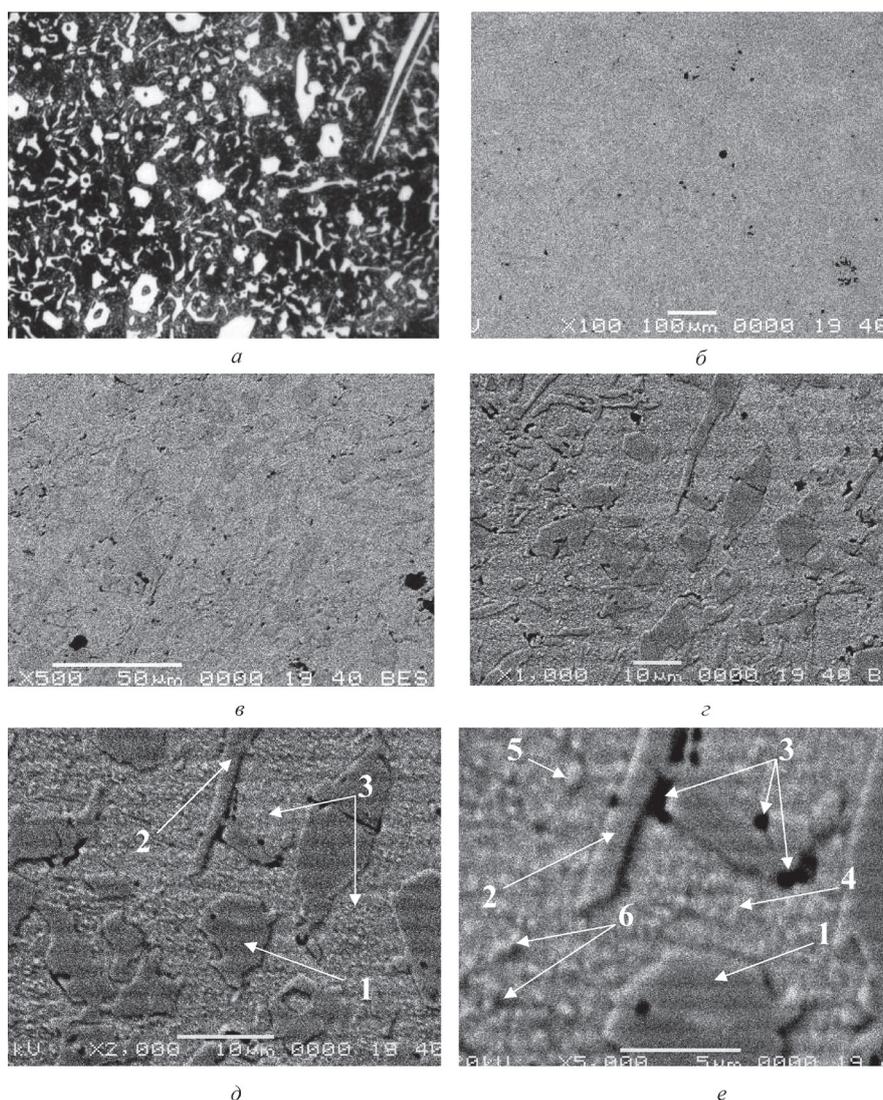


Рис. 3. Структура износостойкого чугуна в отожженном состоянии (отжиг 850 °C): *а* – металлографические исследования; *б–е* – исследования методом сканирующей электронной микроскопии *а, в* – $\times 500$; *б* – $\times 100$; *з* – $\times 1000$; *д* – $\times 2000$; *е* – $\times 5000$

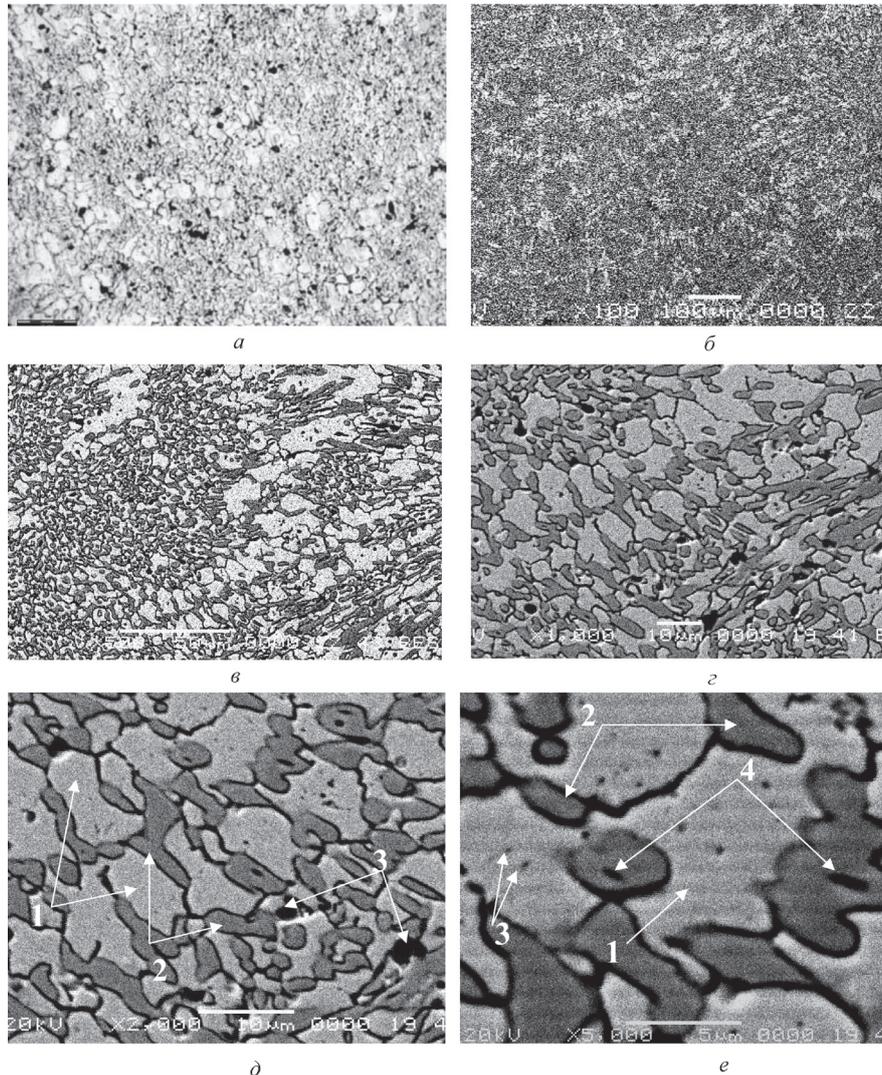


Рис. 4. Структура износостойкого чугуна после отжига при 850 °С и закалка от 980 °С (воздух): *a* – металлографические исследования; *б–е* – исследования методом сканирующей электронной микроскопии. *a, в* – $\times 500$; *б* – $\times 100$; *г* – $\times 1000$; *д* – $\times 2000$; *е* – $\times 5000$

Структура, макро- и микросостав износостойкого чугуна в закаленном состоянии

После закалки (см. таблицу, образец 4) от 980 °С (воздух) отожженного при 850 °С (рис. 4) чугуна (HRC 54 – 57,5) основа (поз. 1, рис. 4, *д* и поз. 1, рис. 4, *е*) представляет собой безуглеродистый твердый раствор хрома (12,36%) и других металлических элементов (Si, Ti, V, Mn, Ni, Cu, в сумме 5,62%) в железе (81,69%).

Карбиды имеют компактную форму с высоким содержанием хрома (52,36%), близки к тригональным карбидам (Cr, Fe)₇C₃ (поз. 2, рис. 4, *д* и поз. 2, рис. 4, *е*).

Образуются при закалке небольшие по площади комплексные карбидные выделения, близкие по составу к (Fe, Cr)₃C₂ размерами до 2 мкм (поз. 3, рис. 4, *д*) с незначительной нитридной составляющей. В составе таких включений содержатся наи-

более активные к нитридо- и карбидообразованию элементы: Ti, Mo, Al, Cr.

Мелкие (размером не более 0,1 мкм) включения (поз. 3, рис. 4, *е*) кубического карбида (Cr, Fe)₂₃C₆ с небольшой долей нитридной (ванадиевоалюминиевой) составляющей, выполняющие роль упрочнителей основы (поз. 1, рис. 4, *д* и поз. 1, рис. 4, *е*), равномерно распределены в ее объеме.

В объеме тригональных карбидов (Cr, Fe)₇C₃ (поз. 2, рис. 4, *д* и поз. 2, рис. 4, *е*) присутствуют (поз. 4, рис. 4, *е*) включения кубического карбида (Cr, Fe)₂₃C₆ размерами до 2 мкм.

После закалки (см. таблицу, образец 5) от 980 °С (масло) отожженного при 940 °С (рис. 5) чугуна (HRC 51,5 – 52) основа представляет собой (поз. 5, рис. 5, *е*) аустенит, причем площадь таких включений не превышает 20%. С матрицей контактируют карбидные включения, близкие по составу

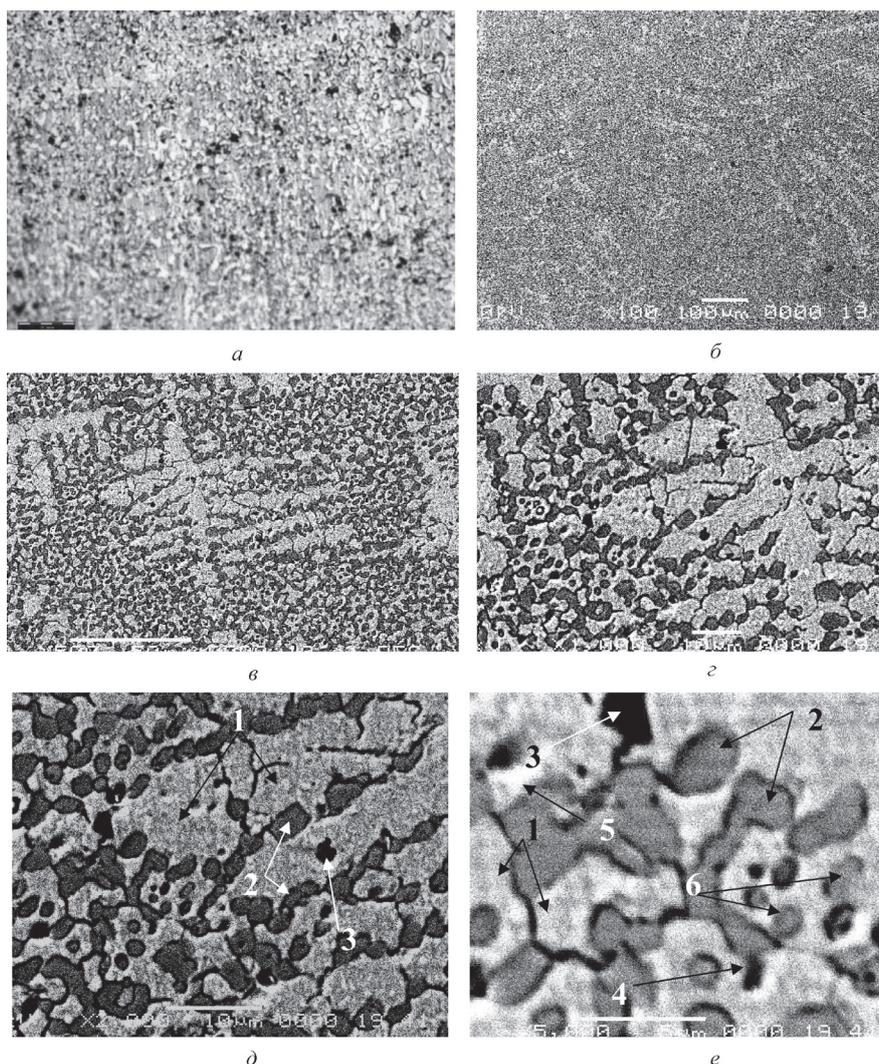


Рис. 5. Структура износостойкого чугуна после отжига при 940 °С и закалка от 980 °С (масло): *a* – металлографические исследования; *б–е* – исследования методом сканирующей электронной микроскопии. *a, в* – $\times 500$; *б* – $\times 100$; *г* – $\times 1000$; *д* – $\times 2000$; *е* – $\times 5000$

к $(Fe, Cr)_3C_2$ (поз. 1, рис. 5, *д* и поз. 1, рис. 5, *е*), содержащие 15,76% хрома и 3,96% растворенной меди.

Присутствуют компактные включения (поз. 2, рис. 5, *д* и поз. 2, рис. 5, *е*) тригональных карбидов $(Cr, Fe)_7C_3$, содержащих 48,93% хрома, 40,21% железа и 8,34% углерода.

К участкам аустенитной основы (поз. 5, рис. 5, *е*) и карбидным выделениям, близким к $(Fe, Cr)_3C_2$ (поз. 1, рис. 5, *д* и поз. 1, рис. 5, *е*) прилегают (поз. 4, рис. 5, *е*) или образуют отдельные включения (поз. 6, рис. 5, *е*) карбонитриды с различной концентрацией растворенной меди.

Присутствуют в закаленном чугуне в качестве упрочняющей фазы преимущественно титаноалюминиевые (включающие относительно невысокую концентрацию ванадия – 3,13%) нитридные выделения (поз. 3, рис. 5, *д* и поз. 3, рис. 5, *е*) темного цвета.

Структура, макро- и микросостав износостойкого чугуна в отпущенном состоянии

Отжиг при 850 °С, закалка и отпуск при 200 °С чугуна (см. таблицу, образец 6) приводят к изменению фазового состава (рис. 6). Чугун (HRC 58,5 – 61) имеет аустенитную основу (поз. 2, рис. 6, *д*) с содержанием хрома на 8% более низким, чем его среднее содержание в сплаве, и высокой концентрацией (2,67%) растворенной меди. Основу содержит отличающиеся по содержанию хрома вторичные дисперсные выделения карбидов: преимущественно орторомбического карбида $(Fe, Cr)_3C$ (поз. 1, рис. 6, *е*, поз. 2, рис. 6, *е*, поз. 3, рис. 6, *е*) с концентрацией хрома в пределах 14,65% (поз. 3, рис. 6, *е*) – 39,43% (поз. 1, рис. 6, *е*).

Образуются удлиненные и компактные карбонитридные выделения (поз. 1, рис. 6, *д*). В составе нитридов содержатся 0,81 % ванадия.

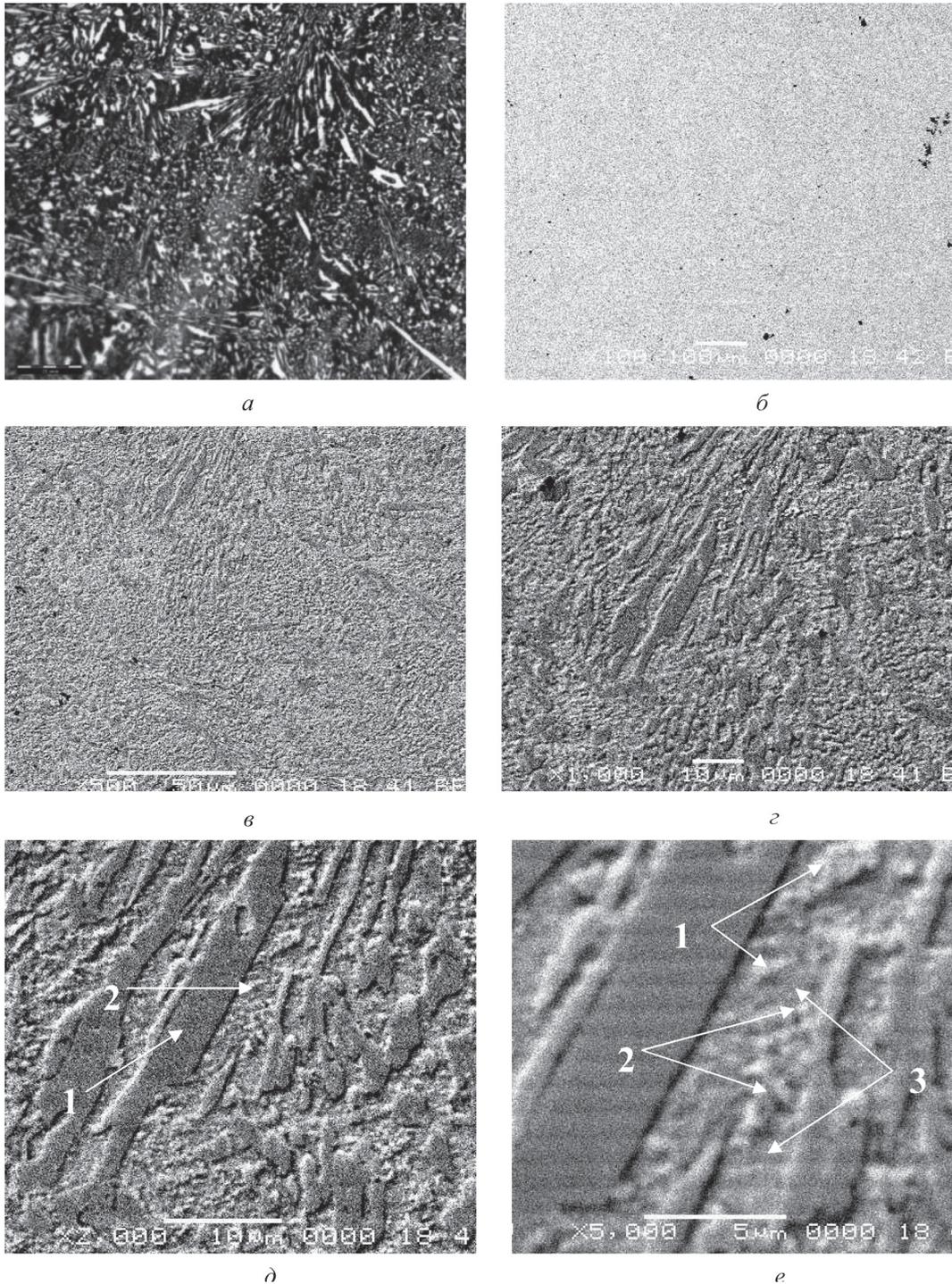


Рис. 6. Структура износостойкого чугуна после отжига при 850 °С, закалки и отпуска при 200 °С: *a* – металлографические исследования; *б–е* – исследования методом сканирующей электронной микроскопии. *a, в* – $\times 500$; *б* – $\times 100$; *г* – $\times 1000$; *д* – $\times 2000$; *е* – $\times 5000$

Отжиг при 940 °С, закалка и отпуск при 200 °С чугуна (см. таблицу, образец 7) приводят к изменению фазового состава (рис. 7).

В отпущенном состоянии чугун (HRC 54,5 – 62) имеет аустенитную основу (поз. 2, рис 7, *д*) с высокой концентрацией растворенных меди и никеля (Ni – 2,33%, Cu – 3,99%). Основу содержит вторичные дисперсные выделения: тригональных карбидов (Cr, Fe)₇C₃ (поз. 3, рис. 7, *е*) и карбони-

тридов, близких к M₂₃C₆ (поз. 3, рис. 7, *е*) с содержанием 0,86% азота.

В аустенитной основе присутствуют (поз. 3, рис. 7, *д* и поз. 1, рис. 7, *е*) в качестве упрочняющей фазы участки нитридов (преимущественно титана и хрома) размером до 2 мкм.

Образуются удлиненные и компактные выделения (поз. 1, рис. 7, *д*) кубического карбида (Cr, Fe)₂₃C₆, на границах которых с металлической

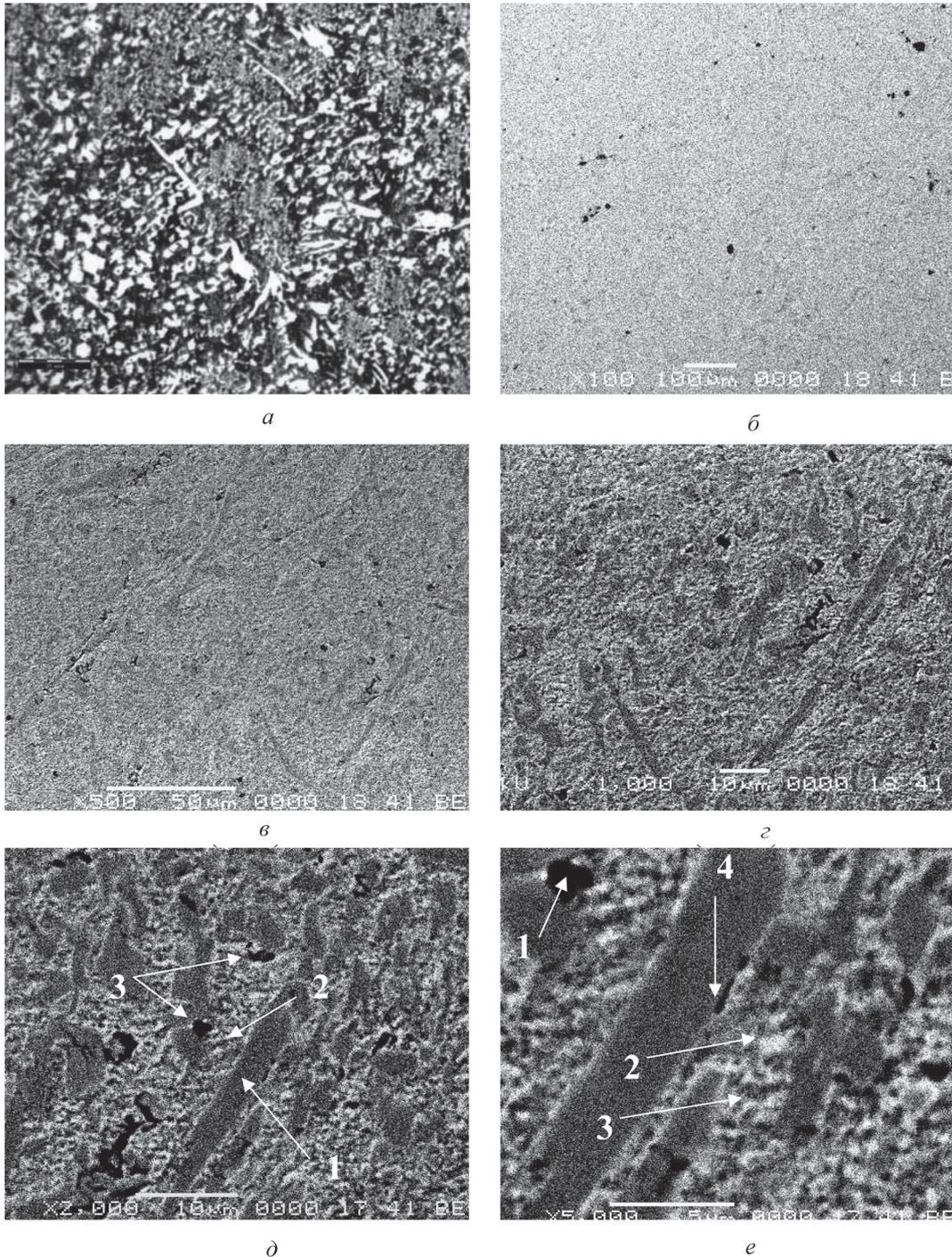


Рис. 7. Структура износостойкого чугуна после отжига при 940 °С, закалки и отпуска при 200 °С: *a* – металлографические исследования; *б–е* – исследования методом сканирующей электронной микроскопии. *a, в* – $\times 500$; *б* – $\times 100$; *г* – $\times 1000$; *д* – $\times 2000$; *е* – $\times 5000$

основой образуются небольшие по площади участки (поз. 4, рис. 7, *е*) перлита.

Отпуск при 200 °С предварительно закаленного (подвергнутого отжигу при 1080 °С) (рис. 8) чугуна (см. таблицу, образец 8) приводит к изменению фазового состава.

В отпущенном состоянии (HRC 59,5 – 62) присутствуют крупные выделения (поз. 1, рис. 8, *д*) карбида $(Fe, Cr)_3C_2$ с высокой концентрацией хрома (45,86), в объеме которых находятся небольших

размеров компактные (поз. 3, рис. 8, *д*) карбонитридные включения.

С включениями карбида $(Fe, Cr)_3C_2$ (поз. 1, рис. 8, *д*) соседствуют карбонитридные участки (поз. 2, рис. 8, *д*), близкие по составу к тригональным карбидам $(Cr, Fe)_7C_3$ с 3,18%N₂, в составе которых растворено 4,47% Cu.

В объеме карбонитридных участков (поз. 2, рис. 8, *д*) дифференцируются светлые выделения кубических карбидов $(Cr, Fe)_{23}C_6$ (поз. 2, рис. 8, *е*)

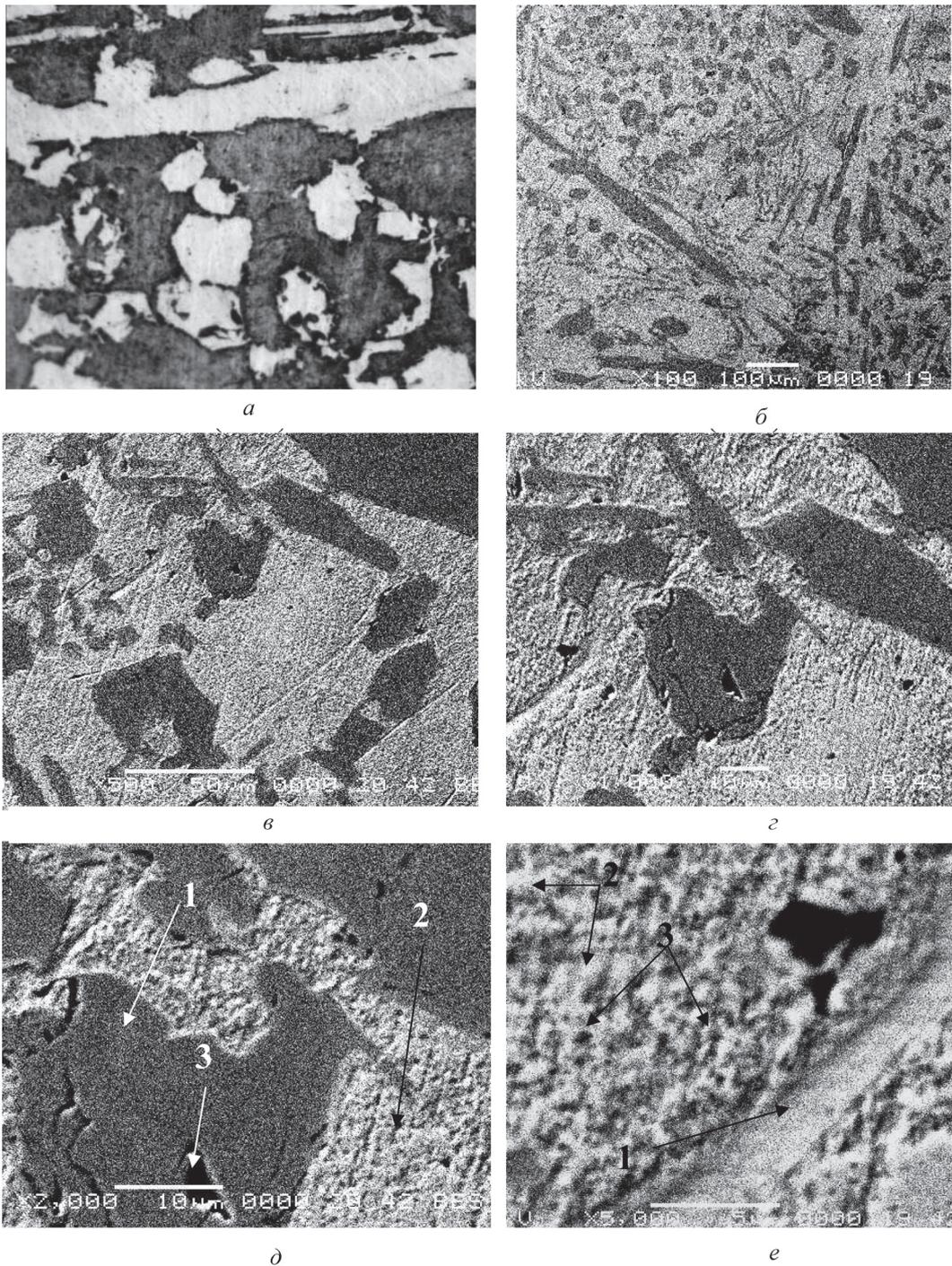


Рис. 8. Структура износостойкого чугуна после отжига при 1080 °С, закалки и отпуска при 200 °С: *a* – металлографические исследования; *б–е* – исследования методом сканирующей электронной микроскопии. *a, в* – $\times 500$; *б* – $\times 100$; *г* – $\times 1000$; *д* – $\times 2000$; *е* – $\times 5000$

и темные выделения тригональных карбидов $(Cr, Fe)_7C_3$ (поз. 3, рис. 8, *e*) с незначительным присутствием в составе включений нитридов ванадия.

В карбонитридных участках (поз. 2, рис. 8, *д*) присутствуют вытянутые включения (поз. 1, рис. 8, *e*), 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%).

Заключение

В результате исследований разработаны составы износостойких чугунов [11–13], прошедшие успешные промышленные испытания.

Отличием разработанных чугунов является оптимальное содержание легирующих элементов, позволяющее получить необходимую структуру чугуна, обеспечивающую его высокую прочность, ударную вязкость и износостойкость.

Литература

1. К о с т е ц к и й, Б. И. Износостойкость металлов / Б. И. Костецкий. М.: Машиностроение, 1980.
2. Ц и п и н, Н. И. Белые износостойкие чугуны. Структура и свойства / Н. И. Ципин. М.: Metallurgy, 1983.
3. Долговечность оборудования огнеупорного производства / В. С. Попов, Н. Н. Брыков, Н. С. Дмитриченко, П. Г. Приступа. М.: Metallurgy, 1978.
4. С а м с о н о в, Г. В. Тугоплавкие соединения / Г. В. Самсонов. 2-е изд. М.: Metallurgy, 1976.
5. К р у т и л и н, 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. Т к а ч е в, 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. Х р у щ е в, М. М. Исследование изнашивания металлов / М. М. Хрущев, М. А. Бабичев. М.: Изд-во АН СССР, 1980.
8. Влияние структуры на износостойкость белых чугунов / М. Е. Гарбер [и др.] // Металловедение и термическая обработка металлов. 1968. № 11. С. 48–52.
9. Г а р б е р, 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. Г а р о с т, 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. / Бел. 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: Беларуская навука, 2010.
13. Отливки из чугуна 300X20ДНФ фасонные без механической обработки: ТУ РБ 0575 0906. 040–95.