

The methods of the service durability increase of wear resistant cast irons are analyzed. There are developed the compositions of economically-alloyed cast irons with low content of nickel and other deficient elements, being exploited both in cast and in thermotreated state. The composition of antifriction gray cast iron with increased exploitation characteristics is offered.

А. И. ГАРОСТ, Белорусский государственный технологический университет

УДК 669.187.2:620.17

ОПТИМИЗАЦИЯ СОСТАВОВ И ТЕХНОЛОГИИ ВЫПЛАВКИ ИЗНОСОСТОЙКИХ ЧУГУНОВ

Одной из проблем всех отраслей машиностроения является повышение надежности выпускаемой продукции. Так как в конструкциях современных машин значительную часть (40–50 % от общей массы) составляют отливки, большинство (около 90%) которых из черных металлов и сплавов, то понятно, насколько актуальна задача улучшения эксплуатационных свойств сплавов, применяемых для изготовления литых изделий.

Для обеспечения высокой эксплуатационной стойкости (надежности, работоспособности и долговечности) любой детали материал для ее изготовления должен иметь высокую конструкционную прочность — комплекс механических свойств, гарантирующих надежную и длительную работу в условиях эксплуатации. Следовательно, конструкционная прочность определяется не только свойствами материала, но и характером конструкции, уровнем технологии и условиями эксплуатации. На конструкционную прочность большое влияние оказывают размеры и сложность формы детали, наличие остаточных технологических напряжений, состояние ее поверхностей, а также среда, в которой работает конструкция. Поэтому конструкционная прочность может быть существенно повышена только совокупностью металлургических, технологических и конструкторских мероприятий, но наиболее эффективными из них являются металлургические и технологические, цель которых — повышение механических свойств и качества металла.

Из механических свойств важнейшее — прочность материала, зависящая от его химического состава и структуры, а именно, от легкости перемещения дислокаций. Поэтому большинство современных способов повышения прочности основано на создании структурного состояния, сочетающего эффективное торможение (блокировку) передвижения дислокаций с их равномерным распределением в объеме материала или, что особенно благоприятно, допускающего определенную подвижность скапливающихся у барьеров дислокаций. В литых изделиях формирование такой структуры прежде всего зависит от химичес-

кого состава материала и его рационального легирования, которое должно предусматривать введение одновременно нескольких элементов при определенной концентрации каждого, чтобы наряду с упрочнением не слишком понизить пластичность и вязкость, так как увеличение прочности практически всегда сопровождается снижением этих характеристик. Исключением является упрочнение за счет измельчения зерна, в результате которого одновременно повышаются прочность, пластичность и вязкость, а при упрочнении легированием твердого раствора только добавка никеля не вызывает снижения вязкости и пластичности с повышением прочности.

При оценке вклада того или иного фактора, влияющего на упрочнение литейных сплавов, следует учитывать их связь между собой и воздействие одного фактора на другой. Так, например, образование дисперсных частиц приводит не только к измельчению зерен и изменению плотности дислокаций, но и к снижению степени легированности твердого раствора элементами, входящими в состав дисперсных частиц, что не может не отразиться на конструкционной прочности.

Таким образом, 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 литейных сплавов.

Оптимизация составов белых износостойких чугунов

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). Область применения их охватывает горнорудную и нефтеперерабатывающую промышленность, энергетику, металлургию, строительную-дорожную и автотракторную технику.

Технологические трудности при изготовлении деталей сложной конфигурации и условия эксплуатации стимулируют проведение исследований, направленных на оптимизацию структуры и свойств сплавов. При этом следует отметить, что преобладающее влияние на структуру сплавов данного типа оказывают условия первичной кристаллизации, определяемые химическим составом, а термическая обработка служит 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 $(\text{Fe,Cr})_3\text{C}$ или образует карбиды хрома: тригональный $(\text{Cr,Fe})_7\text{C}_3$ и кубический $(\text{Cr,Fe})_{23}\text{C}_6$. Из них наибольшую твердость имеет тригональный карбид (HV 1370–2440), а кубический карбид, несмотря на большую концентрацию хрома, обладает несколько меньшей твердостью (HV 1225–2280) [1, 2].

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 $(\text{Fe,Cr})_3\text{C}$, образуются карбиды $(\text{Cr,Fe})_7\text{C}_3$, количество которых растет с увеличением концентрации хрома. Повышение содержания хрома более 12% приводит к полной замене карбидов M_3C карбидами M_7C_3 . Этому содержанию соответствует максимальная износостойкость чугуна [3].

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 ледебуритного типа хуже противостоит изнашиванию, чем разветвленная аустенит-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% С, у которых структура состоит из изолированных тригональных карбидов в аустенит-хромкарбидной 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 некоторых работах [4, 5] 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 [6, 7]. Основные структурные составляющие белых чугунов – карбиды и металлическая основа.

Рост износостойкости чугунов с увеличением карбидной составляющей происходит только до эвтектического состава сплава, так как крупные заэвтектические карбиды выкрашиваются при износе, уменьшая износостойкость сплава [6, 8]. Поэтому для определения оптимального количества углерода необходимо использовать сечение диаграммы Fe – Cr – C (рис. 1). Следует только отметить, что у чугунов с более высоким содержанием хрома (18–30%) максимальная износостойкость наблюдается при содержании углерода, немного превышающим эвтектическую концентрацию, что, по-видимому, объясняется отсутствием цементита [9].

При исследовании влияния концентрации хрома и углерода на износостойкость белых чугунов главным образом рассматривалось воздействие их на образование карбидной фазы – ее химического состава, размеров и объема. Необходимо уделить также внимание металлической основе, в значительной степени определяющей износостойкость сплавов.

Основная роль матрицы в износостойкости белых чугунов заключается в том, чтобы предотвращать деформацию, срез и раскалывание карбидов.

Оптимальный тип матрицы зависит от удельного давления при эксплуатации. При низких удельных давлениях, когда характер износа подобен эрозии, необходима мартенситная матрица, а при высоких давлениях и наличии ударов целесообразнее аустенитная матрица [10].

Роль мартенсита в белых чугунах заключается в том, что он является прочным основанием для твердых карбидов, предотвращающим их микроскопическое выкрашивание и растрескивание при абразивном изнашивании; метастабильный аустенит, упрочняющийся под действием абразива (претерпевающий мартенситное превращение), играет ту же роль и позволяет получать одинаковую с ним износостойкость.

Стабильный аустенит (HV 400) будет снижать износостойкость сплавов, так как установлено, что при прочих равных условиях износостойкость линейно связана с микротвердостью основы. Микротвердость мартенсита определяется в основном содержанием в нем углерода и достигает HV 880.

Необходимо отметить, что наличие в структуре основы даже небольшого количества мягких продуктов распада аустенита резко снижает износостойкость белых чугунов. Именно этим определяется наличие и содержание многих легирующих элементов в белых чугунах, т.е. влиянием их на прокаливаемость (положение С-кривой), а также положением мартенситной точки.

По влиянию азота на свойства износостойких чугунов сведения вообще отсутствуют. Полагаем, что он дает дополнительные центры кристаллизации, измельчая структуру, и в большей степени, чем углерод, упрочняет твердый раствор [11].

Требовалось разработать состав износостойкого чугуна для изготовления торцовых уплотнительных колец гусеничных тракторов Чебоксарского завода промышленных тракторов. Почти бесспорным является то, что термообработка белых чугунов для получения мартенситной структуры матрицы повышает износостойкость колец, но она сопряжена с технологическими проблемами, вызывающими образование трещин и коробление их. Поэтому термообработка колец не проводится. Чугун в литом состоянии должен иметь твердость не менее HRC 61.

В литом состоянии при содержании хрома до 30 % матрица белых чугунов в основном состоит из аустенита и проблема высокой износостойкости заключается в его стабильности или метастабильности. Метастабильный аустенит, превращаясь в мартенсит деформации в тонком поверхностном слое, повышает сопротивление этого слоя абразивному изнашиванию.

Вообще износостойкость чугунов с аустенитной основой может быть выше или ниже, чем у чугунов с мартенситной основой. Это зависит от многих факторов. В частности, когда абразив имеет такую же как карбиды или более высокую твердость, более высокую износостойкость имеют

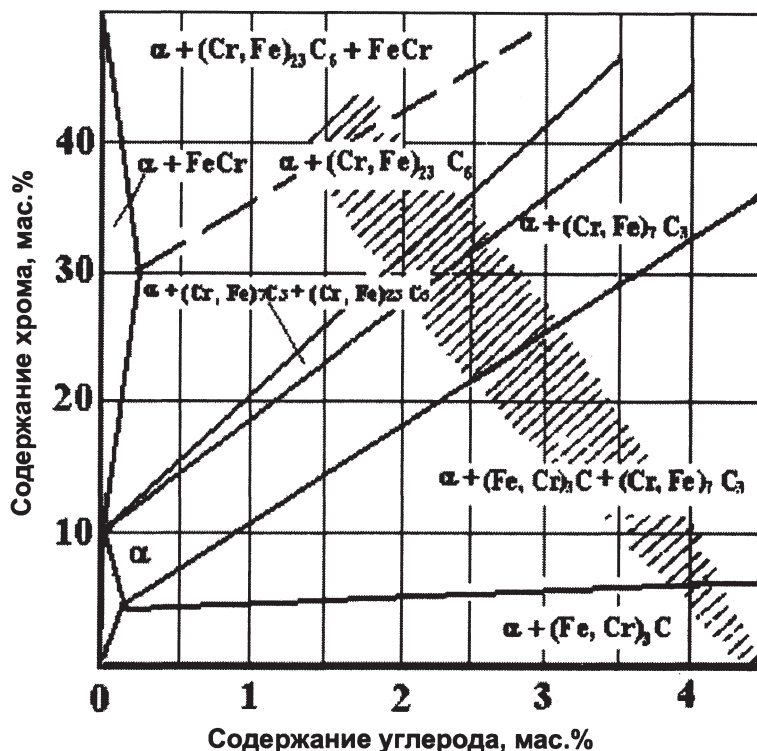


Рис. 1. Сечение диаграммы Fe—Cr—C

аустенитные чугуны [12]. Поэтому неправомерно говорить вообще о преимуществах мартенситной или аустенитной матрицы. Это имеет смысл только применительно к определенным условиям изнашивания.

В нашем случае оценить возможности использования сплавов с аустенитной основой можно только на основании проведения износных испытаний, так как вопрос о способности аустенита разного состава к наклепу и фазовым превращениям изучен недостаточно. Высокие давления при эксплуатации дают основания на образование задиров и схватывания трущихся поверхностей с мягкой аустенитной основой.

Исходя из результатов исследований, отливали сплавы следующего химического состава (см. таблицу).

Содержание хрома варьировали в пределах 15–22%. Данное содержание хрома обеспечивает получение в структуре чугуна в основном более твердых карбидов типа M_7C_3 , и в то же время в работе [13] приводятся данные Кинделя Френка о том, что увеличение содержания хрома до 5% снижает прочность чугуна, при 12–15% прочность достигает максимума и затем остается постоянной до содержания 27%.

Углерод в исследуемых чугунах вводили таким образом, чтобы получить максимальное количество карбидов и при этом сохранить эвтектическую концентрацию (заштрихованная область на рис. 1) или несколько превысить ее. Содержание углерода должно соответствовать 2,9–3,5% при 15–22% Cr.

Химический состав, твердость и микротвердость аустенита исследуемых белых чугунов

Номер плавки	Химический состав, мас. %										Твердость HRC	Микротвердость аустенита, Н
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	V	N	PЗМ	Ti		
1	2,88	0,61	0,36	16,5	0,50	0,27	0,17	0,05	0,05	—	50–53	548
2	2,92	0,43	0,32	14,3	0,41	0,23	0,09	0,08	0,05	—	49–52	691
3	3,12	0,63	0,41	17,4	0,51	0,28	0,14	0,03	0,05	—	56–61	878
4	3,08	0,85	0,54	19,5	0,65	0,32	0,22	0,05	0,05	—	53	614
5	2,86	0,53	0,40	15,3	0,55	0,30	0,135	0,03	0,05	—	45	548
6	3,12	0,58	0,54	15,3	0,57	0,32	0,43	0,05	0,05	—	38	593
7	3,42	0,78	0,46	16,3	0,97	0,30	0,11	0,08	0,05	—	44	642
8	3,65	0,91	0,57	20,0	1,30	0,32	0,25	0,08	0,05	—	53	531
9	2,85	1,01	0,40	21,0	0,82	0,40	0,16	0,03	0,05	—	45–48	523
10	3,01	0,78	0,48	17,1	0,42	0,40	0,10	0,03	0,05	0,10	55–59	547
Зав. плавка	3,29	0,90	0,40	23,4	0,28	0,29	0,13	0,07	0,05	0,11	59–64	872

Содержание кремния в данных чугунах пытались получить на минимально возможном уровне, какой позволяют исходные шихтовые материалы и условия ведения плавки (0,6–1,0%). При большом содержании кремния значительно ускоряется перлитный распад аустенита и резко падает общая твердость.

Аустенитообразующие элементы Ni, Mn, Cu, так же как и Mo, сдвигают область перлитного и бейнитного распада в сторону большего времени. Большинство из этих элементов имеют высокую стоимость и обычно содержание их в исследуемых чугунах приблизительно 0,5%.

Влияние небольших добавок карбидообразующих элементов (Ti, V) неоднозначно. С одной стороны, они измельчают структуру чугуна и, входя в состав карбидной фазы, повышают ее твердость. С другой стороны, они способствуют перлитному распаду аустенита.

В связи с тем что титан резко снижает жидкотекучесть расплава, его содержание в исследуемых чугунах ограничивается до 0,2%, а ванадия вводили до 0,2–0,6%. Во все сплавы вводили до 0,07% азота, который измельчает литую структуру чугуна.

Были выплавлены сплавы массой 1,5 кг и залиты в сухие песчаные формы. На отливках в виде торцовых уплотнительных колец тракторов были исследованы микроструктура, твердость и износостойкость сплавов. Была также измерена микротвердость аустенитной матрицы исследуемых сплавов. Карбиды имеют малые размеры и измерить их микротвердость практически невозможно. Микротвердость аустенита исследуемых белых чугунов имеет небольшой разброс (см. таблицу), что можно объяснить частично и визуальной ошибкой. По всей вероятности определяющими эксплуатационные свойства чугунов являются твердость карбидов и их количество.

Плавка № 1. Сплав имеет эвтектическую аустенитно-карбидную структуру с небольшим количеством перлита — продуктом распада аустенита (рис. 2, б).

Плавка № 2. В нем сохраняется такая же эвтектическая структура $\gamma + K$, но количество распавшегося аустенита на перлит значительно больше (рис. 2, в). Твердость сплава незначительно уступает предыдущему (49–52 HRC).

Плавка № 3. Этот сплав с 17,4% Cr и 3,12% C более близок к эвтектическому составу. Он имеет дисперсную эвтектическую структуру $\gamma + K$ с отдельными, очень мелкими, перлитными включениями (рис. 2, г). Твердость 56–61 HRC.

Плавка № 9. Этот сплав имеет невысокое содержание углерода и высокое содержание хрома, что способствует образованию эвтектической структуры $\epsilon + K$ с большим объемом аустенита (рис. 2, д).

Анализ исследуемых сплавов показывает, что оптимальными с точки зрения получения высоких эксплуатационных свойств (твердости) белые чугуны должны иметь концентрацию хрома в пределах 17–21%, углерода — 3,0–3,4, кремния — 0,9, марганца — 0,4–0,6, никеля — 0,2–0,6, ванадия — не более 0,4, меди — до 0,5, титана — до 0,2%. Для измельчения структуры необходимо вводить до 0,05% N.

Исходя из изложенных положений, были проведены плавка № 10 в лабораторных условиях и плавка близкого состава в производственных условиях.

Плавка № 10. Этот сплав имеет эвтектическую структуру $\gamma + K$, подобную плавке № 3. В ней несколько больше перлита из-за недостаточно высокого содержания углерода. Твердость 55–59 HRC.

Заводская плавка. Проведена в 400-килограммовой плазменно-индукционной печи на кислой футеровке. Структура сплава имеет дисперсную эвтектическую структуру $\gamma + K$. Из-за высокого содержания хрома (23,4%) получено небольшое количество заэвтектических карбидов (рис. 2, а). Твердость сплава составляет 59–64 HRC.

Предложенный состав белого чугуна и технология его выплавки внедрены на Чебоксарском заводе промышленных тракторов.

Одновременно проводили исследования по разработке экономнолегированных составов белых

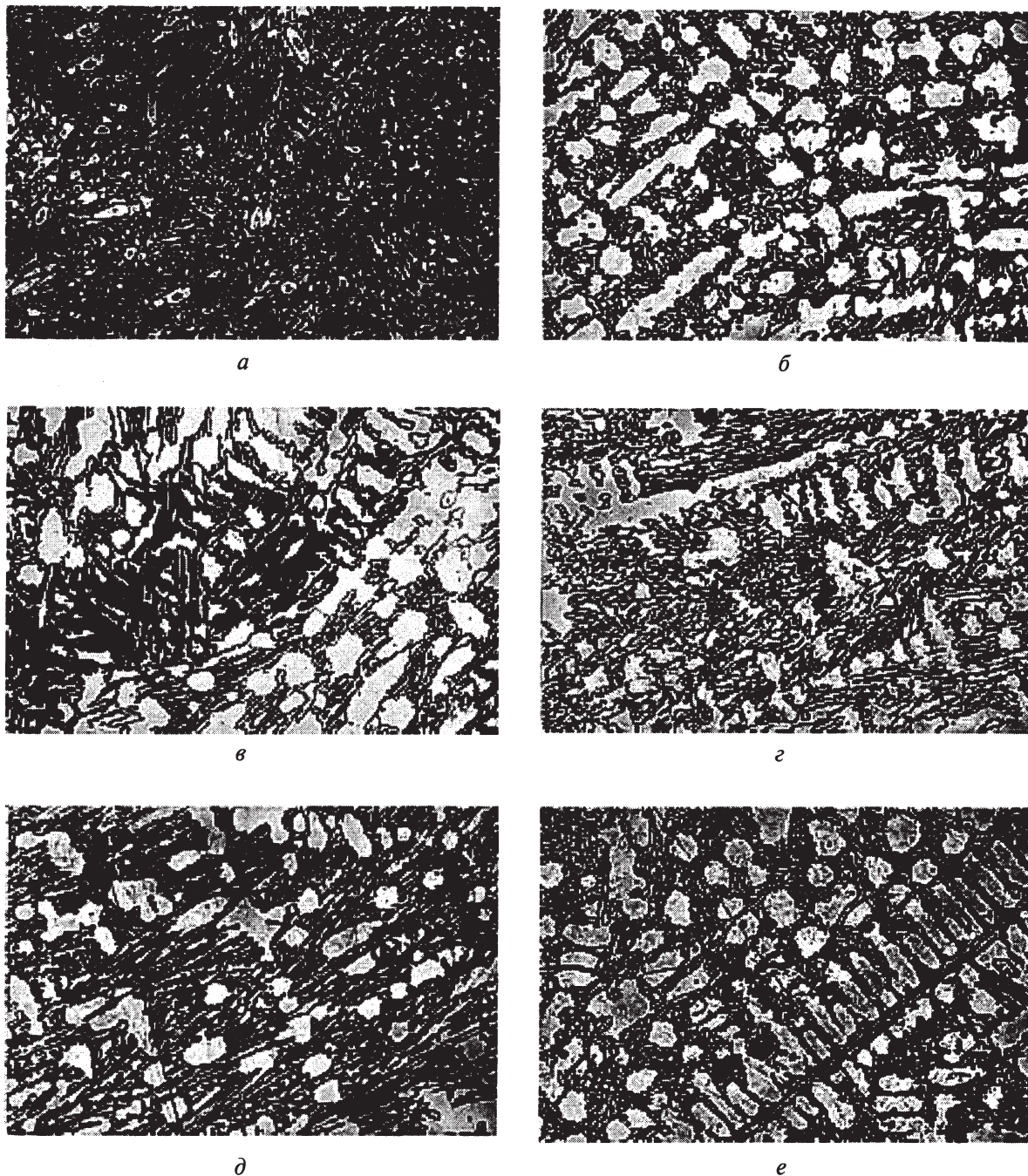


Рис. 2. Микроструктура белых чугунов: а – заводская плавка; б – плавка № 1; в – плавка № 2; г – плавка № 3; д, е – плавка № 9. $\times 250$

износостойких чугунов взамен высокохромистого с никелем (типа ИЧХ28Н2), который может подвергаться термической обработке и будет эксплуатироваться в условиях трения. Работу проводили также по заказу Чебоксарского завода промышленных тракторов.

В результате исследований разработан состав чугуна следующего химического состава (а.с. 17211130 СССР), мас. %: углерод – 2,85–3,40; марганец – 0,25–0,59; кремний – 0,57–1,0; хром – 14,1–17,9; медь – 0,25–0,49; никель – 0,05–0,19; азот – 0,005–0,05; ванадий – 0,05–0,18; редкоземельные металлы – 0,01–0,10; остальное – железо.

Отличием разработанного состава является оптимальное содержание легирующих элементов, позволяющее получить необходимую структуру чугуна, обеспечивающую его высокую прочность, ударную вязкость и износостойкость. Азот и редкоземельные металлы, являясь поверхностно-активными элементами, увеличивают степень переохлаждения расплава. Однако по мере понижения температуры создаются термодинамические условия к активному взаимодействию определенной части азота с легирующими элементами, в первую очередь ванадием с образованием тугоплавких нитридов. Мелкодисперсные нитриды ванадия являются дополнительными центрами кри-

сталлизации и наряду с поверхностно-активными элементами (азотом и редкоземельными металлами) уже на первом этапе кристаллизации дают модифицирующий эффект, обеспечивая получение ледобурита оптимального строения.

При дальнейшем понижении температуры создаются условия к активному взаимодействию не связанного азота с хромом, который находится в растворенном состоянии, с образованием нитридов хрома. При этом имеет место диффузия атомов азота из приграничных зон к растворенному хрому. Нитриды хрома равномерно распределяются в основе аустенитного зерна.

Таким образом, в результате первичной кристаллизации образуется мелкозернистый ледобурит с равномерно распределенными включениями нитридов (карбонитридов) ванадия и хрома, которые наряду с растворенными никелем, медью и другими легирующими элементами обеспечивает формирование мартенситно-карбонитридной структуры с небольшим количеством остаточного аустенита. Кроме того, в результате термической обработки определенная часть азота, находящегося в виде сегрегационных включений, дополнительно реагирует с нитридообразующими элементами. Нитриды (карбонитриды) прочно закреплены в металлической матрице и имеют высокую прочность и стойкость. Указанные факторы обеспечивают высокую прочность, ударную вязкость и износостойкость чугуна.

Разработанный чугун имеет следующие характеристики: $\sigma_B = 778-793$ МПа, $KCU = 86-92$ кДж/м², износ — 2,39–2,52 г/(м²·ч) (при испытании на машине "Савина-Шкода" при нагрузке 150 Н по схеме образец — твердосплавный диск).

Разработан также износостойкий чугун (а.с. 722982 СССР) следующего химического состава, мас. %: углерод — 2,6–3,2; кремний — 1,0–1,5; марганец — 0,7–0,9; хром — 8,0–9,5; никель — 1,5–2,5; азот — 0,06–0,08; остальное — железо. Данный чугун имеет высокие эксплуатационные характеристики в абразивной среде с ударными нагрузками. После заливки деталей в землю получается твердость HRC 59–62 и структура: карбиды + мартенсит + аустенит, коэффициент износостойкости в сравнении со сталью 20 после нормализации при испытании на стенде ЛП-3М составляет 5,5–5,8. Данный состав чугуна внедрен на Запорожском автомобильном заводе «Коммунар».

На Солигорском литейно-механическом заводе «Универсал» для отливки износостойких деталей применяли чугун, в который входит около 2% никеля и 28% хрома. В связи с дефицитностью этих элементов были проведены исследования по разработке экономнолегированного чугуна с механическими и эксплуатационными характеристиками, не уступающими известному.

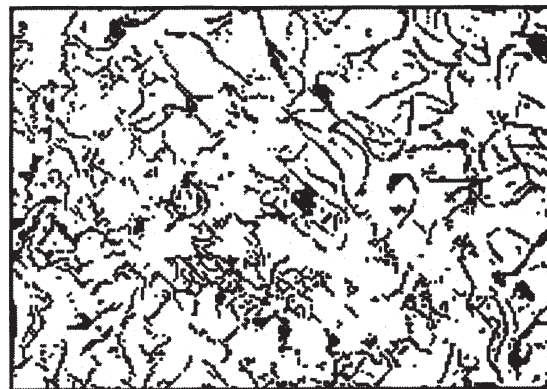
В результате разработан чугун следующего химического состава, мас. %: углерод — 2,8–3,3;

марганец — 0,3–0,6; кремний — 0,4–0,7; хром — 18–22; медь — 0,2–0,6; никель — 0,2–0,6; ванадий — 0,1–0,3; РЗМ — 0,01–0,1. Стоимость чугуна понижена на 20–30 % в сравнении с ранее применяемым.

Оптимизация составов антифрикционных серых чугунов

Для работы в паре с термически обработанным (закаленным или нормализованным) валом применяется чугун АЧС-1. Структура данного чугуна приведена рис. 3, а. В металле присутствует повышенное количество грубых неметаллических включений, которые неравномерно распределяются по всему объему.

Для улучшения структуры, повышения износостойкости и прочности разработан экономнолегированный антифрикционный чугун (а.с. 1694680 СССР) следующего химического состава, мас. %: углерод — 3,10–3,72; кремний — 1,3–2,0; марганец — 0,5–1,2; хром — 0,1–0,5; медь — 0,8–1,9; фосфор — 0,15–0,4; азот — 0,003–0,019; железо — остальное. Характеристики данного чугуна: $\sigma_B = 466-540$ МПа, HB — 246–292, износ — 14,955–22,065 г/(м²·ч) (вытирание на плоском чугунном образце лунки дисковым контртелом-роликом из стали 40Х). Структура чугуна приведена на рис. 3, б. Разработанный чугун внедрен на Чебоксарском заводе промышленных тракторов.



а



б

Рис. 3. Микроструктура антифрикционных серых чугунов: а — АЧС-1; б — разработанного состава

Литература

1. Попов В.С., Брыков Н.Н., Дмитриченко Н.С., Приступа П.Г. Долговечность оборудования огнеупорного производства. М.: Металлургия, 1978.
2. Самсонов Г.В. Тугоплавкие соединения. 2-е изд. М.: Металлургия, 1976.
3. Цыпин Н.И. Белые износостойкие чугуны. Структура и свойства. М.: Металлургия, 1983.
4. Ткачев В.Н. Исследование механизма абразивного изнашивания металлов // Индукционная наплавка износостойких сплавов. Ростов-на-Дону: ОНТИ, 1983.
5. Хрущев М.М., Бабичев М.А. Исследование изнашивания металлов. М.: АН СССР, 1980.
6. Гарбер М.Е., Леви Л.И. и др. Влияние структуры на износостойкость белых чугунов // МиТОМ. 1968. № 11.
7. Гарбер М.Е., Цыпин И.И. Основы подбора составов и структуры износостойких отливок из белого чугуна // Литейное производство. 1970. № 2.
8. Попов В.С., Брыков Н.П. Сопротивление чугунных отливок абразивному износу // Литейное производство. 1965. № 8.
9. Гарбер М.Е. Отливки из белых износостойких чугунов. М.: Машиностроение, 1972.
10. Фрумин И.И. Автоматическая электродуговая наплавка. Харьков: Metallurgizdat, 1961.
11. Пинеринг Ф.Б. Физическое металловедение и обработка сталей. М.: Металлургия, 1982.
12. Cundlach R.B., Paks J.L. // Wear. 1978. Vol. 46, N1. P. 97–108.
13. Александров Н.К., Клочнев Н.И. Технология получения и свойства жаростойких чугунов. М.: Машиностроение, 1964.