

температурах позволяет говорить о неизменности характера напряженно-деформированного состояния моделей.

Таким образом, показано, что высокочастотные механические колебания могут быть успешно использованы для исследования циклической прочности таких весьма ответственных деталей деревообрабатывающего оборудования, как ленточные пилы.

ЛИТЕРАТУРА

1. Красовский А.П. Особенности и перспективы применения ленточнопильных станков// Труды БГТУ. Вып. 7.- Минск, 1999. - С. 84-89.
2. Царук Ф.Ф., Довгялло И.Г., Долбин Н.А., Горновский Д.А. Высокочастотные колебания как метод ускорения усталостных испытаний элементов конструкций: Тез. докл. научн.-техн. конф. "Повышение технического уровня и надежности машин" (Минск, 28-29 октября 1993 г): Минск: ИНДМАШ, 1993. – С. 47-48.
3. Немцов В.Б., Долбин Н.А., Царук Ф.Ф., Довгялло И.Г., Кондеев Ю.Н. К расчету напряженного состояния пластин, колеблющихся на низких ультразвуковых и звуковых частотах. - Теоретическая и прикладная механика. Вып. 16. – Минск: Вышэйшая школа, 1989.-С. 113-117.
4. Довгялло И.Г., Царук Ф.Ф., Новицкий А.В., Рудченко Д.Н. Влияние высокочастотных колебаний на изменение усталостных характеристик сплава АМг2 в условиях повышенных температур// Труды БГТУ. Вып. 7.- Минск, 1999. - С. 145-148.

УДК 669.187.2:620.17

А. И. Гарост, доцент

РАЗРАБОТКА ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННЫХ ИЗНОСОСТОЙКИХ И КОРРОЗИОННОСТОЙКИХ СПЛАВОВ ДЛЯ ДЕТАЛЕЙ МАШИН

Influence of chemical composition and other factors on structure and properties of white cast iron is investigated. Optimal composition of iron-carbon alloys and steels is determined.

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 химического 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 повышается 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 сплавов системы железо-углерод-хром

а) белые износостойкие чугуны

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 горно-рудную 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. 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.

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 [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 заме-

няться 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 растёт 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 [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 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 % C, у которых структура состоит из изолированных тригональных карбидов 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 содержание 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 [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 — это карбиды и металлическая основа.

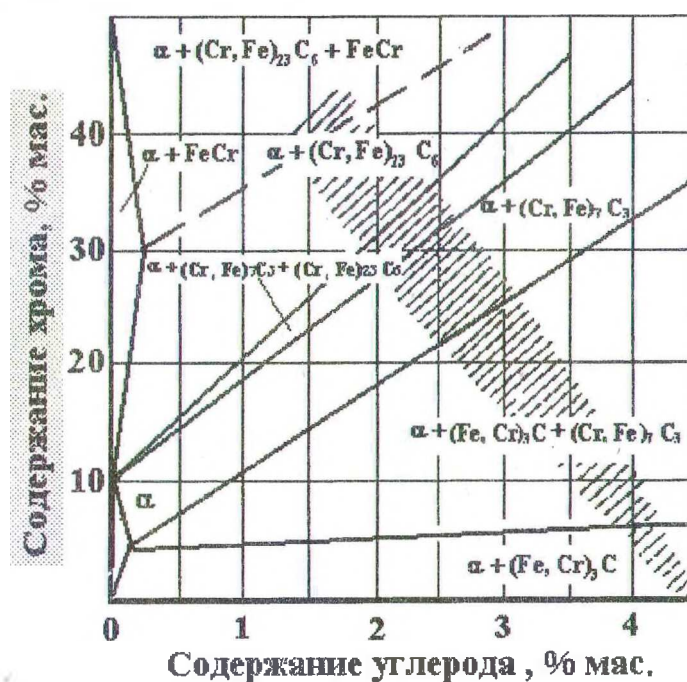


Рис. 1. Сечение диаграммы Fe-Cr-C

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 для сплавов с более высоким содержанием хрома (18-30 %) максимальная износостойкость наблюдается у чугунов с содержанием 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. Следует 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 S-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, чем углерод, степени упрочняет твердый раствор [11].

Требовалось разработать состав износостойкого чугуна для изготовления торцевых 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 короблением 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 том, стабилен он или метастабилен. 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 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 отливались сплавы следующего химического состава (табл.).

Содержание хрома варьировалась 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 исследуемые чугуны вводился 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.

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.

Таблица

**Химический состав, твердость и микротвердость аустенита
исследуемых белых чугунов**

№ плав-ки	Химический состав, % мас.										Твер-дость, HRC	Мик-ро-твер-дость аусте-нита, 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. пл.	3,29	0,90	0,40	23,4	0,28	0,29	0,13	0,07	0,05	0,11	59-64	872

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 развесом 1,5 кг и залиты в сухие песчаные формы. На отливках в виде торцевых 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 (табл.), что можно объяснить частично и визуальной ошибкой. По всей вероятности, определяющим эксплуатационные свойства чугунов является твердость карбидов и их количество.

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

Плавка № 2. В нем сохраняется такая же эвтектическая структура $\gamma + K$, но количество распавшегося аустенита на перлит значительно больше (рис. 2в). 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. 2г). Твердость 56-61 HRC.

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

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 была проведена плавка № 10 в лабораторных условиях и близкого состава в производственных условиях.

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

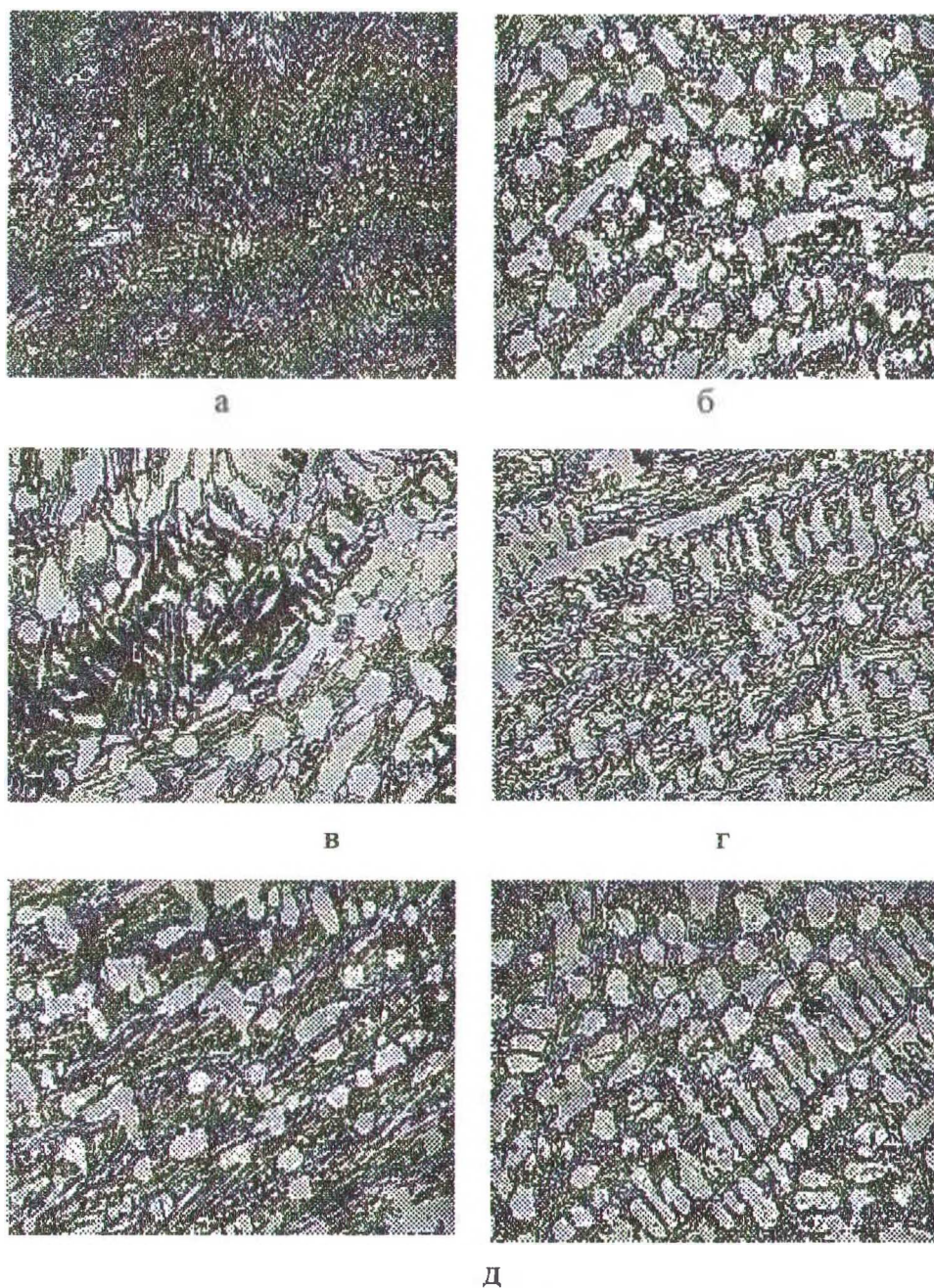


Рис. 2. Микроструктура белых чугунов ($\times 250$):
 а — заводская плавка; б — плавка № 1; в — плавка № 2; г — плавка № 3; д — плавка № 9

Заводская плавка. Проведена в четырехсоткилограммовой плазменно-индукционной печи на кислой футеровке. Сплав имеет дисперсную эвтектическую структуру $\gamma + K$. Из-за высокого со-

держания хрома (23,4 %) получено небольшое количество заэвтектических карбидов (рис. 2а). Твердость сплава составляет — HRC 59-64.

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

Одновременно проводились исследования по разработке экономнолегированных составов белых износостойких чугунов взамен высокохромистого с никелем (типа ИЧХ28Н2), который может подвергаться термической обработке и будет эксплуатироваться в условиях трения. Работа проводилась также по заказу Чебоксарского завода промышленных тракторов.

В результате исследований разработан состав чугуна следующего химического состава (а.с. СССР № 1721113), 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; железо — остальное.

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

При дальнейшем понижении температуры создаются условия к активному взаимодействию несвязанного 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 ледебурит с равномерно распределенными включениями нитридов (карбонитридов) ванадия и хрома, которые наряду с растворенными никелем, медью и другими легирующими

элементами обеспечивают формирование мартенсито-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: σ_B — 778-793 МПа, КСЧ — 86-92 кДж/м², износ — 2,39-2,52 г/м²ч (при испытании на машине Савина-Шкода при нагрузке 150 Н по схеме образец-твердосплавный диск).

Разработан также износостойкий чугун (а.с. СССР № 722982) следующего химического состава: 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; железо — остальное. 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 применялся чугун, в составе которого содержится 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 и внедрен 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; PЗМ — 0,01-0,1. Стоимость чугуна понижена на 20-30 % в сравнении с ранее применяемым.

б) коррозионностойкие стали для литых заготовок.

Из коррозионностойкой стали 90Х28МФТАЛ на Солигорском литейно-механическом заводе «Универсал» отливаются детали центробежных насосов, в том числе корпуса насоса (до 200 кг) и колеса. Состав стали, мас. %: углерод — 0,70-0,75; кремний — 0,8-0,9; марга-

нец — 0,8-0,9; хром — 26-28; молибден — 2,8-2,9; ванадий — 0,6-0,8; титан — 0,2-0,35.

Эти насосы эксплуатируются на Балаковском химическом заводе, Самаркандском и Джамбульском ПО «Титан» для перекачки высокоагрессивных жидкостей (концентрированная ортофосфорная кислота при температуре 70-80°C и др.). Ресурс работы насоса порядка 4000 часов.

Механические характеристики исходной стали: σ_B — 560 МПа, $\sigma_{0,2}$ — 460 МПа, KCU — 0,68 МДж/м², НВ — 2400 МПа, глубинный показатель коррозии — 0,1-0,2 мм/год.

Микроструктура стали 90X28МФТАЛ приведена на рис. 3а (травление в реактиве Марбле: 250 мл HCl, 225 мл H₂O, 50 г CuSO₄, 25 мл HNO₃). Она представляет собой ферритную структуру с выделениями крупных карбидов M₇C₃ по границам зерен и мелких (дисперсных) карбидов M₂₃C₆ по полю.

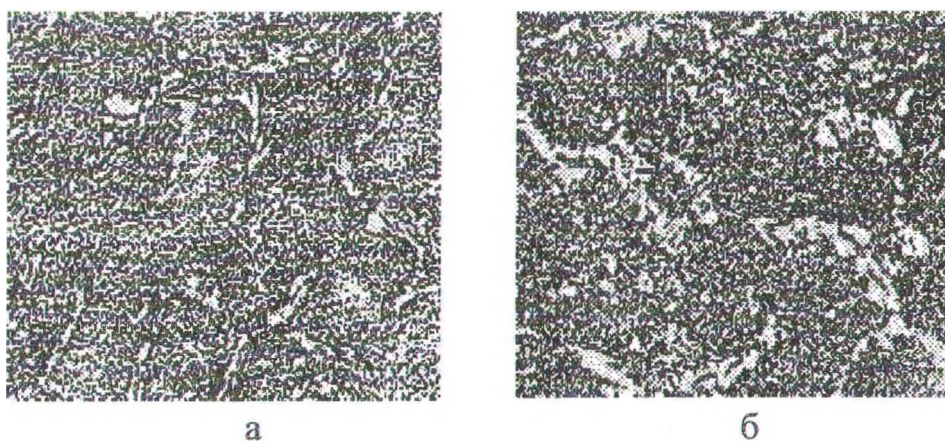


Рис. 3. Микроструктура коррозионнстойкой стали: а — 90X28МФТАЛ; б — разработанный состав

Была поставлена задача повысить механические характеристики и уменьшить расход дорогих легирующих элементов: хрома, молибдена, ванадия, титана. Повысить прочностные характеристики можно путем введения азота в сталь. Легировать азотом можно из газовой фазы, когда азот находится в плазменном состоянии. Для этого на Солигорском литейно-механическом заводе «Универсал» смонтирована плазменно-индукционная печь емкостью 400 кг.

В результате проведенных исследований разработан оптимальный состав коррозионнстойкой стали, мас. %: углерод — 0,5-0,7;

кремний — не более 1,0; марганец — не более 1,0; хром — 22,5-25,5; молибден — 2,4-2,9; титан — 0,05-0,15; азот — 0,04-0,1; железо — остальное.

Структура такой стали показана на рис. 3б. Отмечается увеличение числа мелких карбонитридов по полю ферритного зерна и разрыв сетки крупных карбидов вокруг зерен. Это положительно влияет на механические характеристики стали.

Плазменно-индукционная печь емкостью 0,4 тонны, сталь и технология ее выплавки внедрены на Солигорском литейно-механическом заводе «Универсал».

Сплавы системы железо-углерод-марганец

Предварительно проведенные исследования [14-16] показывают, что введение азота в сплавы системы железо-углерод-марганец повышает их физико-механические свойства. В частности, уменьшается размер аустенитного зерна, повышается твердость, прочность и износостойкость.

В последнее время появились разработки износостойких сталей системы железо-углерод-марганец с пониженным содержанием марганца. Влияние различных концентраций марганца в сочетании с другими легирующими элементами на фазовые равновесия системы не изучено. В этой связи интересно было рассмотреть влияние азота, хрома, титана и различных концентраций марганца на фазовые равновесия в системе сплавов железо-углерод-марганец, что и стало предметом исследований в данной работе.

Для этого было выплавлено пять серий сплавов, в которых при фиксированных содержаниях углерода (1,0 %), марганца (7,5; 9,5; 13 %), хрома (1,0 %) и титана менялось содержание азота до 0,12 % через каждые 0,02 %.

Для построения диаграмм состояния использовался структурно-закалочный метод. Образцы вакуумировались в кварцевых ампулах и выдерживались перед закалкой при температурах 1173, 1073, 973, 873 и 773 К соответственно 30, 65, 100, 150 и 250 часов. Ампулы, образцы в которых закачивались с более низких температур, проходили все стадии нагрева при высоких температурах с сокращенным временем выдержки при этих промежуточных температурах до 3-4 часов.

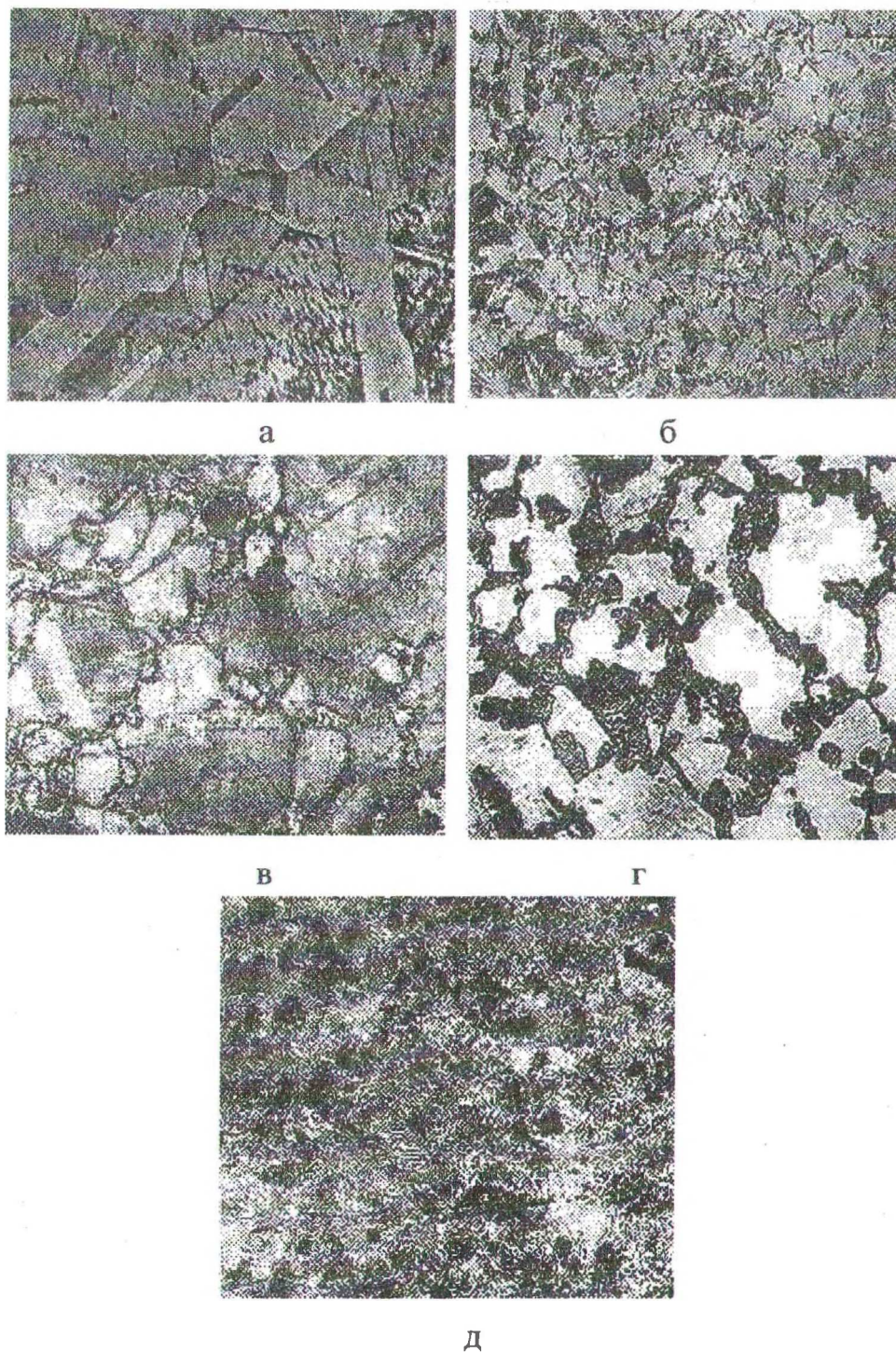


Рис. 4. Микроструктура сплавов разреза:
Fe — 9,5 Mn — 1,0 C — N: а — 0,04 % N, 1173 К, × 250; б — 0,06
% N, 1073 К, × 800; в — 0,06 % N, 973 К, × 250; г — 0,08 % N, 873
К, × 400; д — 0,1 % N, 773 К, × 1000

В разрезе с 9,5 % Mn при 1123 К (850 °С) и выше все сплавы имеют однофазную аустенитную структуру (рис. 4а), а ниже этой температуры начинается выделение карбидов $(\text{Fe, Mn})_3\text{C}$ из γ -твердого раствора и они становятся двухфазными: $\gamma + \text{K}$ (рис. 4б). Такая структура сохраняется до 1023 К (750 °С). Ниже этой температуры начинается эвтектоидный распад аустенита по реакции $\gamma \rightarrow \alpha + \text{K}$ и трехфазная структура $\alpha + \gamma + \text{K}$ сохраняется до 823 К (550 °С) (рис. 4в, г). С опусканием температуры ниже 823 К происходит полный распад аустенита и образуется двухфазная структура $\alpha + \text{K}$ (рис. 4д).

Исследование влияния хрома и титана совместно с азотом на фазовые превращения рассматривались на разрезе с 9,5 % марганца. Влияние указанного содержания азота при 1,0 % Cr в исследуемых разрезах не обнаружено. Предполагалось, что добавки 1,0 % Cr в одном случае и 0,1 % Ti в другом повысят межфазные границы и особенно $\gamma / \gamma + \text{K}$, поэтому рассматривались структурные состояния сплавов при высоких температурах (1273, 1373 К). Оказалось, что они не оказывают заметного влияния на рассматриваемые границы и их положение зависит только от содержания марганца, что аналогично разрезу Fe—9,5 % Mn—1,0 % C—N.

Политермические разрезy Fe—9,5 % Mn—1,0 % C—1,0 % Cr—N и Fe—9,5 % Mn—1,0 % C—0,1 % Ti—N состоят из четырех фазовых областей: γ , $\gamma + \text{K}$, $\alpha + \text{K}$ и $\alpha + \gamma + \text{K}$ (рис. 5).

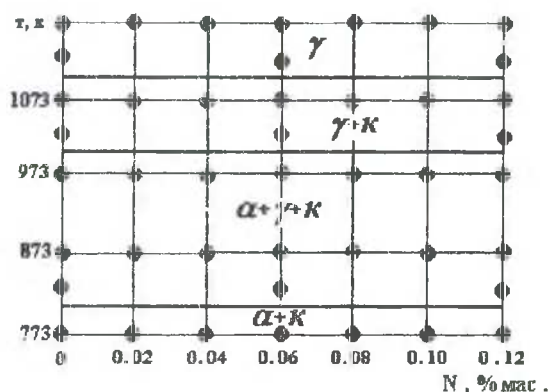


Рис. 5. Политермические разрезy системы Fe-Mn-C-N (Fe — 9,5 % Mn — 1,0 % C — 0,1 % Ti — N)

Проведенные исследования позволили разработать ряд новых составов износостойкой стали с пониженным содержанием марганца (а.с. СССР №№ 850725, 1002394, 1110206, 1289906, 1315512, 1470804, 1477767, 1515758).

Антифрикционный серый чугун

Для работы в паре с термически обработанным (закаленным или нормализованным) валом применяется чугун АЧС-1. Структура данного чугуна приведена на рис. 6а. В металле присутствует повышенное количество грубых неметаллических включений, которые неравномерно распределяются по всему объему.

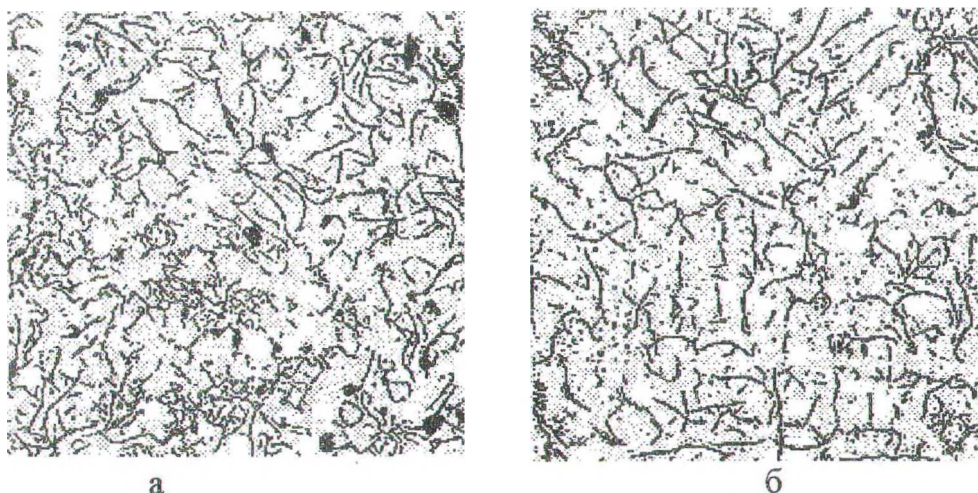


Рис. 6. Микроструктура антифрикционных серых чугунов:
а — АЧС-1; б — разработанного состава

Для улучшения структуры, повышения износостойкости и прочности разработан экономнолегированный антифрикционный чугун (а.с. СССР № 1694680) 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: σ_B — 466-540 МПа, HB — 246-292, износ — 14,955-22,065 г/м²ч (вытирание на плоском чугунном образце лунки дисковым контртелом-роликом из стали 40X). Структура чугуна приведена на рис. 6б. Разработанный чугун внедрен на Чебоксарском заводе промышленных тракторов.

Разработанные экономнолегированные сплавы планируется использовать для изготовления наиболее ответственных износостойких деталей лесных машин, что приведет к повышению их эксплуатационной стойкости, надежности, работоспособности и долговечности.

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. — 110 с.
10. Фрумин И.И. Автоматическая электродуговая наплавка. Харьков: Metallurgizdat, 1961.
11. Пинеринг Ф.Б. Физическое металловедение и разработка сталей. М.: Металлургия, 1982. — 182 с.
12. Sundlach R.V., Paks J.L. // Wear, 1978. V. 46, № 1.-P. 97-108.
13. Александров Н.К., Ключнев Н.И. Технология получения и свойства жаростойких чугунов. М.: Машиностроение, 1964.
14. Свидунович Н.А., Гарост А.И. Легирование стали 110Г13Л азотом // Литейное производство. 1985. — С. 12-13.
15. Гарост А.И., Горецкий Г.П., Свидунович Н.А. Влияние азота на свойства высокомарганцовистой стали // Известия АН БССР. Сер. физ.-техн. наук. 1985. № 3. — С. 42-45.
16. Свидунович Н.А., Гарост А.И., Вашкевич В.В. Выплавка высокомарганцовистой стали методом смешения // Известия АН БССР. Сер. физ.-техн. наук. 1986. № 4. — С. 69-71.