

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ УКРАИНЫ
ВОСТОЧНОУКРАИНСКИЙ НАЦИОНАЛЬНЫЙ УНИВЕРСИТЕТ
имени ВЛАДИМИРА ДАЛЯ
ФИЗИКОТЕХНОЛОГИЧЕСКИЙ ИНСТИТУТ МЕТАЛЛОВ И
СПЛАВОВ НАН УКРАИНЫ

Гаврилук В.П., Тихонович В.И.,
Шалевская И.А., Гутько Ю.И.

АБРАЗИВОСТОЙКИЕ ВЫСОКОХРОМИСТЫЕ ЧУГУНЫ

Луганск
«Ноулидж»
2010

УДК 621.74.002.6
ББК 669.131.2
Г 12

Рекомендовано к печати Ученым советом
Восточноукраинского национального университета
имени Владимира Даля
(протокол №9 от 28.05.2010 г.)

Р е ц е н з е н т ы :

- Рябичева Л.А.** – доктор технических наук, профессор, заведующая кафедрой прикладного материаловедения ВНУ им. В. Даля
- Марковский Е.А.** – доктор технических наук, профессор ОНМЛ ФТИМС НАН Украины

Гаврилюк В.П.
Г12 **Абразивостойкие высокохромистые чугуны:** монография / В.П. Гаврилюк, В.И. Тихонович, И.А. Шалевская, Ю.И. Гутько. – Луганск: «Ноулидж», 2010. – 141 с.

ISBN 978-617-579-016-8

Рассмотрены основные представления об износостойкости оборудования в связи со спецификой эксплуатации в абразивных средах. Показано влияние основных химических элементов (углерода, хрома), легирующих и модифицирующих элементов на структуру и свойства высокохромистых чугунов. Приведен пример разработки износостойкого высокохромистого чугуна для насосного оборудования, перекачивающего абразивную пульпу. Рассмотрено влияние различных режимов термической обработки на структуру, твердость и износостойкость высокохромистых чугунов. Даны рекомендации по подбору оптимального состава и технологии изготовления отливок колес грунтовых насосов.

Книга рассчитана на инженерно-технических работников машиностроительных заводов, горно-обогатительных предприятий. Может быть полезна для специалистов литейного производства.

УДК 621.74.002.6
ББК 669.131.2

© В.П. Гаврилюк, В.И. Тихонович,
И.А. Шалевская, Ю.И. Гутько, 2010
© Издательство «Ноулидж», 2010

ISBN 978-617-579-016-8

СОДЕРЖАНИЕ

Предисловие.....	5
Основные условные обозначения и принятые сокращения.....	7
Глава 1. ХАРАКТЕРИСТИКА МАТЕРИАЛОВ, ПРЕНАЗНАЧЕННЫХ ДЛ РАБОТЫ В АБРАЗИВНЫХ СРЕДАХ.....	8
1.1. Основные представления об износостойкости оборудования в связи со спецификой эксплуатации в абразивных средах.....	8
1.2. Влияние твердости изнашиваемого материала на абразивную износостойкость.....	13
1.3. Энергоемкость процессов в металле при взаимодействии с абразивом.....	15
1.4. Влияние упрочняющих фаз на износостойкость гетерогенных сплавов.....	19
1.5. Теоретические предпосылки создания исходного структурного состояния высокохромистого чугуна, обеспечивающего формирование в конкретных условиях эксплуатации высокого сопротивления разрушению.....	25
Глава 2. КОМПЛЕКСНО ЛЕГИРОВАННЫЕ ИЗНОСОСТОЙКИЕ ВЫСОКОХРОМИСТЫЕ ЧУГУНЫ.....	27
2.1. Технологические особенности литых износостойких сталей и чугунов.....	27
2.2. Влияние содержания углерода и хрома на формирование карбидной фазы.....	32
2.3. Влияние легирующих элементов на параметры кристаллизации, структуру и свойства высокохромистых чугунов.....	34
2.4. Влияние модифицирования на физико-механические и специальные свойства высокохромистых чугунов.....	58
2.5. Формирование структуры чугуна при термической обработке.....	70
2.6. Роль принципа метастабильности аустенита при разработке износостойких высокохромистых чугунов.....	80
2.7. Механизм упрочнения поверхностных слоев деталей из высокохромистых чугунов при воздействии абразива, управление деформационной метастабильностью матрицы.....	83

Глава 3. РАЗРАБОТКА ИЗНОСОСТОЙКОГО ВЫСОКОХРОМИСТОГО ЧУГУНА ДЛЯ НАСОСНОГО ОБОРУДОВАНИЯ, ПЕРЕКАЧИВАЮЩЕГО АБРАЗИВНУЮ ПУЛЬПУ	88
3.1. Исследуемые материалы и методы исследования	88
3.2. Характеристика микроструктуры опытных чугунов в литом состоянии	93
3.3. Влияние нагрева в диапазоне 450-900 ⁰ С на структуру, твердость и износостойкость чугунов	95
3.4. Влияние нормализации и отпуска на формирование структуры чугунов, твердость и износостойкость.....	103
Глава 4. ОТЛИВКА И ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ОПЫТНЫХ КОЛЕС ГРУНТОВЫХ НАСОСОВ	110
4.1. Литейные свойства опытных сплавов.....	110
4.2. Технологический процесс изготовления отливок из опытных сплавов	112
4.2.1. Применение системы ProCAST при разработке технологического процесса изготовления отливок рабочих колес углесоса	113
4.2.2. Изготовление отливок рабочих колес с применением песчано-глинистых форм	116
4.2.3. Изготовление отливок рабочих колес по газифицируемым моделям	119
4.3. Термическая обработка отливок рабочих колес насосов	124
ВЫВОДЫ	126
Литература	128

Предисловие

Одним из основных направлений современного научно-технического прогресса является развитие машиностроения, создание новых машин, механизмов и агрегатов, способных работать с более высокими эксплуатационными параметрами. Технический прогресс в этой области в значительной мере определяется уровнем свойств металлических материалов, работающих в экстремальных условиях эксплуатации. Проблема обеспечения надежности и долговечности приобретает особое значение при создании объектов новой техники для таких важных отраслей народного хозяйства как энергетика, угледобывающая, нефтедобывающая промышленность.

Одним из самых распространенных видов разрушения поверхности материалов в условиях гидродобычи, гидротранспортирования и обогащения угля, работы оборудования горнорудной, цементной, энергетической промышленности является абразивное изнашивание. Существует мнение, что к абразивному износу можно отнести ~ 50% всех проблем, связанных с износом [109, 110]. Затраты, связанные с последствиями абразивного износа достаточно высоки – в пределах от 1 до 4% национального продукта в развитых странах [111]. Абразивностойкий материал должен обладать определенными механическими и технологическими свойствами, а в ряде случаев еще и эрозионной и коррозионной стойкостью. Способность материала сопротивляться изнашиванию является структурно-чувствительной характеристикой, то есть зависит от структуры, которая определяется химическим составом и термической обработкой. К структурным особенностям материалов стойких в абразивных средах следует отнести, в первую очередь, необходимость получения гетерогенной структуры, состоящей из твердых включений, расположенных в пластичной основе (матрице), обладающей достаточными демпфирующими и прочностными характеристиками. Создать материалы, эффективно работающие в абразивной среде, в конкретных условиях эксплуатации, можно на основании систематических исследований влияния химического состава и структурного состояния на возникающие напряжения в приповерхностных слоях, образование диссипативных структур с учетом энергоемкости процессов в металле при взаимодействии с абразивами. Достижение максимальной износостойкости должно основываться на использовании всех внутренних резервов, которыми располагает износостойкий материал данного химического состава.

Ведущую роль в качестве износостойких сплавов занимают литые материалы. Широкий диапазон их использования определяется многообразием свойств, получаемых путем выбора необходимого химического состава и термической обработки, введением в металл легирующих и модифицирующих элементов. Литые износостойкие сплавы позволяют синтезировать необходимые свойства, отличаются технологичностью процесса получения из них заготовок деталей и возможностью широкого варьирования их свойств. Износостойкие чугуны, применяемые в промышленности, отличаются многообразием как по легирующему комплексу, так и по структуре и свойствам.

Одно из первых мест среди чугунов со специальными свойствами занимают высокохромистые чугуны.

В основу существующих классификаций износостойких чугунов положены различные параметры. Распространенными являются классификации по химическому составу (хромистые, хромоникелевые, хромованадиевые и др.), по структуре металлической основы (ферритные, мартенситные, аустенитные и др.) и по назначению (ГОСТ 7769-82).

Многочисленные исследования износостойких чугунов дают основание считать, что наиболее точной является их классификация, в основу которой положена микроструктура, то есть тип карбидов и металлической основы.

В основу данного обзора положен ряд следствий, вытекающих из перспективных технологий синтеза специальных литейных сплавов.

Приняты три основных направления в решении проблемы повышения абразивной износостойкости указанной группы сплавов:

1. оптимизация дополнительного легирования сплавов,
2. оптимизация модифицирования сплавов,
3. разработка рациональных технологических процессов термической обработки.

Основные условные обозначения и принятые сокращения

H_{μ}	– микротвердость;
E_M	– количество энергии, поглощаемой рабочей поверхностью металла;
F	– сила трения;
L	– путь трения;
$\rho_{\alpha\gamma}$	– плотность дислокаций в α - и γ - фазах;
$A_{ост}$	– остаточный аустенит;
δ	– толщина стенки отливки;
$T_{л}$	– температура ликвидус;
$T_{э}$	– температура эвтектического превращения;
T_c	– температура солидус;
РЗМ	– редкоземельные металлы;
M_H	– мартенситная точка;
γ - α ; α - γ	– фазовые превращения;
$\Delta M\%$	– количество метастабильного аустенита, превратившегося в мартенсит;
K	– коэффициент относительной износостойкости;
$\Delta M_{э}$	– потеря массы эталона;
$\Delta M_{обр}$	– потеря массы образца

Глава 1

ХАРАКТЕРИСТИКА МАТЕРИАЛОВ, ПРЕДНАЗНАЧЕННЫХ ДЛЯ РАБОТЫ В АБРАЗИВНЫХ СРЕДАХ

1.1. Основные представления об износостойкости оборудования в связи со спецификой эксплуатации в абразивных средах

Практика эксплуатации оборудования показывает, что большая его часть (до 80%) [1, 2] теряет работоспособность не вследствие поломок, а в результате износа отдельных деталей. В связи с этим повышение надежности и срока службы деталей является не только конструкторской, но и материаловедческой задачей. Происходящие изменения состава, структуры и свойств поверхностных слоев деталей в процессе работы оказывают большое, а иногда определяющее влияние на работоспособность и надежность металлических сплавов в эксплуатации. Локализация поверхностного разрушения материала в малых объемах при изнашивании привела вследствие специфичности нагружения к рассмотрению поверхностной прочности в качестве самостоятельной научно-технической проблемы [3,4], которая находится на стыке ряда фундаментальных отраслей знаний. Разработка высокоизносостойких материалов требует детального исследования и понимания взаимосвязи микроструктуры сплавов, их субструктурного состояния с сопротивлением изнашиванию [5]. Специфическая роль поверхностного слоя проявляется практически на всех стадиях деформационного упрочнения. Пластическая деформация увеличивает физико-химическую активность и химической адсорбции. Представления о роли физического состояния поверхности, ее дефектности и способности к упрочнению получили развитие в результате исследований именно в области изнашивания металлов. В одних случаях материал приповерхностного слоя подвергается лишь упругой и пластической деформации, в других – осуществляются более глубокие структурные и фазовые превращения. Наличие динамических нагружений значительно расширяет возможность получения новых структурных состояний, не наблюдавшихся при обычных статических нагружениях. В связи с тем, что процесс изнашивания чрезвычайно сложен и зависит от большого числа факторов, существует много гипотез и теорий изнашивания. Механизм разрушения материалов анализируется с различных позиций металловедения и физики твердого тела [5-7], термодинамики [8-9], механики [10] и др. Рассматривая физическую сторону процесса изнашивания с позиции тер-

модинамики, авторы основной упор делают на анализ энергетического баланса [11, 12].

Одним из самых распространенных видов разрушения поверхности материалов в условиях гидродобычи, гидротранспортирования и обогащения угля, горнорудной, цементной, энергетической промышленности является абразивное изнашивание. Абразивному изнашиванию подвергаются детали всего комплекса обогатительных машин и оборудования – отсадочных машин, тяжелосредних сепараторов, гидроциклонов, грохотов, центрифуг, транспортирующих машин. В связи с ограниченностью запасов богатых железных руд, доля обогащаемых руд составляет более 90%. Получить высокосортные концентраты из тонко вкрапленных руд возможно только при достаточном раскрытии рудных минералов, которое зависит от тонкости помола руды. Операции измельчения являются наиболее затратными и достигают 55-65% от общих расходов по переделу [13]. Абразивностойкий материал должен обладать определенными механическими и технологическими характеристиками, и в ряде случаев еще эрозийной и коррозионной стойкостью [14].

Процессы абразивного изнашивания чрезвычайно разнообразны, по характеру разрушения поверхности [15] их условно можно разделить на следующие группы:

1. *Абразивно-эрозионный износ.* Ему подвержены работающие в абразивной среде колена пульпопроводов, детали шламовых насосов, футеровки размольных мельниц. Наблюдается полидеформация и микрорезание материала рабочей поверхности.

2. *Ударно-абразивный износ.* Он наблюдается у зубьев ковшей экскаваторов, бил и молотков мельниц ударного действия, брони конусных дробилок, лопаток дробебетных аппаратов и др. Поверхностный слой материала хрупко разрушается под действием циклических напряжений.

3. *Коррозионно-абразивный износ.* Характерен для деталей шахтных и др. насосов.

Механизм процесса разрушения приповерхностного слоя деталей зависит от условий взаимодействия материала и абразивных частиц. Преобладающим при абразивном изнашивании является процесс механического разрушения. При износе в гидроабразивной среде проявляется действие воды, которая является не только носителем абразива, но и выступает как активная изнашивающая среда, оказывая эрозийное, коррозионное и адсорбционное воздействие. Козырев С.П. [16] и Карелин В.Я. [17] считают, что наличие твердых частиц в воде способствует появлению кавитации, так как частицы ослабляют прочность воды и являются зародышами кавитации. Наличие в потоке взвешенных частиц

приводит к изменению физико-химических свойств жидкости. Насыщенный такими частицами поток представляет собой однородную жидкость, обладающую определенными плотностью и вязкостью, превышающей вязкость чистой воды.

Исследованиями, проводившимися в различных научно-исследовательских организациях, установлено, что на величину вязкости гидросмеси влияет не только концентрация взвешенных частиц, но и их размер, структура и минералогический состав. Однако, более существенным является изменение плотности взвешенного потока. Увеличение плотности способствует более раннему возникновению кавитации и может быть причиной увеличения интенсивности кавитационной эрозии. Достаточно небольшого содержания в воде взвешенных частиц (порядка 0,1-0,5% по объему) [16], как абразивный износ начинает опережать кавитационную эрозию. Поэтому детали насосов, подверженные совместному кавитационно-абразивному воздействию, имеют главным образом гладкие изношенные участки. Однако на рабочих органах гидромашин можно встретить участки поверхности с губчатой структурой, являющейся результатом кавитационной эрозии.

Для грунтовых насосов характерны большие концентрации абразива в воде (до 80% по объему) и относительно невысокие скорости движения гидросмеси (до 30м/с), поэтому кавитационный износ не оказывает существенного влияния на износ грунтовых насосов.

В момент соударения абразивной частицы с поверхностью детали происходит преобразование кинетической энергии движущейся частицы в работу упругой и пластической деформации, реализуются локальные фазовые превращения. Это приводит к однократному упрочнению материала. При циклическом нагружении линии скольжения расширяются в резко выраженные полосы скольжения. В дальнейшем активные полосы скольжения пересекаются с поверхностью, появляются надрезы или выступы. Надрезы проникают вглубь, развиваются микротрещины, которые, объединяясь, превращаются в макроскопические трещины, по которым происходит разрушение [18]. При большой тангенциальной составляющей силы удара абразивной частицы о поверхность материала доминирующим является царапание (резание) материала. Царапины наблюдаются на стальных рабочих органах грунтовых насосов при транспортировке высокоабразивных пульп и на лопастях рабочих колес крупных центробежных насосов при перекачивании пульпы, содержащей остроугольные абразивные частицы. Царапание приводит к интенсивному износу.

Материалы деталей насоса можно условно разделить на пластичные и хрупкие. В пластичных материалах разрушению предшествует пластическая деформация, последующее упрочнение и трещинообразо-

вание. В хрупких материалах разрушению предшествует образование и пересечение трещин вдоль и поперек направления движения частиц. Разрушение возникает в пластичных материалах – на глубине под поверхностью касания, а у хрупких – на контуре касания [19]. Износ участков упрочненного поверхностного слоя происходит путем усталостного разрушения. Этот механизм износа характерен для высоколегированных термообработанных чугунов. Существенную роль при гидроабразивном изнашивании играют химические и адсорбционные процессы.

По характеру перемещения гидросмеси детали насоса можно разделить на два типа. К первым относятся рабочие колеса и отводы, разрушение которых происходит частицами, движущимися в потоке жидкости из области всасывания в область нагнетания; ко вторым – относятся детали (бронедиски, уплотняющие защитные кольца, втулки и др.), изнашивание которых происходит при движении гидросмеси из напорной области в область с меньшим давлением. Рабочее колесо подвергается износу больше, чем другие детали насоса. Износ каналов рабочего колеса распределяется следующим образом: у входной кромки лопасти, в зависимости от крупности частиц, износ нарастает либо к середине, либо в направлении заднего диска (небольшой износ). Износ поверхности лопастей нарастает по длине к периферии. Внутренняя поверхность заднего диска колеса имеет неравномерный ступенчатый износ с наличием каверн, внутренняя поверхность переднего диска изнашивается более равномерно и меньше [20]. При работе на гравийных пульпах характер износа деталей отличается от характера износа при работе на песчаных пульпах. В этих условиях задний диск изнашивается больше переднего, однако лопасти колеса подвергаются наиболее интенсивному изнашиванию со стороны входных кромок лопаток, а выходные их элементы работают в зоне потока свободного от абразивных частиц. Малый износ лопаток на выходе из колеса объясняется кинетикой движения сравнительно крупных абразивных частиц в межлопаточном пространстве колеса. Абразивные частицы выходят из колеса под большим углом, чем угол выхода лопастей. Поэтому они не могут воздействовать на выходные элементы лопаток. На уменьшение износа деталей насоса важную роль оказывает форма входных элементов лопастей, более развитые косые кромки лопаток предпочтительны, так как в этом случае они имеют меньшую окружную скорость, благоприятно сказывающуюся на снижении интенсивности воздействия абразивных частиц на изнашиваемые элементы.

Грунтовые насосы перекачивают гидросмеси с различной крупностью абразивных частиц 0-16мм. По литературным данным скорость изнашивания деталей существенно зависит от размера твердых частиц. В работе [21] показано, что удельный износ рабочих колес грунтовых

насосов при перекачивании грунтов с размером частиц от 1 до 20мм пропорционален $2 + 3\sqrt{\sigma}$, где σ – размер частиц в мм. Супрун В.К. [20] отмечает, что при изменении размера частиц от 0 до 4мм кривая износа имеет вид экспоненты, а от 4 до 16мм наблюдается линейная зависимость. Уменьшение размера частиц перерабатываемого грунта существенным образом увеличивает срок службы насосов.

В ряде работ [17, 22] теоретически показано, что износ деталей пропорционален скорости соударения абразивных частиц и детали в третьей степени. Причем, нужно отметить, что для скорости гидроабразивной смеси 25-32м/с, наблюдается резкое увеличение износа уже при незначительной концентрации пульпы, порядка 10-20кг/м³. Следует ожидать, что частицы с более высокой плотностью способствуют более интенсивному износу, так как они обладают высокой твердостью. Так, микротвердость кварцита составляет 1100кг/мм², пирита – 800-1400кг/мм².

Кольченко А.В. [23] и Золотарь А.И. [24] показали, что гидроабразивный износ зависит от твердости частиц, а также формы абразивных частиц. Наибольший эффект вносят частицы с твердостью по Моосу выше 5, наличие которых превалирует для заданных условий. Важное влияние на износ оказывает величина угла атаки, при котором происходит столкновение твердых частиц с поверхностью детали. Закаленная сталь при угле атаки, равном 90⁰, изнашивается быстрее, чем отожженная, которая обладает достаточным запасом пластичности. Для условий, когда различные части колеса атакуются частицами под различными углами, материал должен обладать достаточной твердостью и запасом пластичности, что обеспечивается за счет подбора характеристик матрицы и упрочняющей фазы.

Таким образом, анализируя условия работы оборудования, перекачивающего гидроабразивную смесь, можно сказать следующее – при наличии 80% твердых частиц в смеси, кавитационный износ не будет оказывать существенного влияния, хотя стоит подчеркнуть, что на выходной части колеса, где пониженная плотность среды, кавитация может усилить износ. Изнашивание грунтовых насосов протекает в виде гидроабразивного износа. Химическое и адсорбционное действие несущей среды способствует интенсификации износа. С ростом размеров абразивных частиц увеличивается скорость износа деталей насоса, наблюдается перераспределение соотношения скоростей изнашивания входных и выходных кромок лопаток колеса.

1.2. Влияние твердости изнашиваемого материала на абразивную износостойкость

Сопротивление поверхностей деталей абразивному изнашиванию в значительной мере определяется их твердостью. Чем выше твердость, тем меньше глубина внедрения абразивной частицы в поверхность, тем меньше локальный объем материала, вовлекаемый в пластическую деформацию. Поэтому для таких деталей применяют материалы, в структуре которых содержится достаточное количество твердых, термодинамически устойчивых составляющих. Продолжительное время твердость считалась основным критерием абразивной износостойкости, так как была установлена линейная связь с твердостью ряда чистых металлов и отожженных углеродистых сталей [25]. При изнашивании легированных сплавов эта закономерность не соблюдается. Многочисленные экспериментальные работы убедительно показали неоднозначность влияния твердости на абразивное и ударно-абразивное изнашивание.

Наибольшей износостойкостью обладают сплавы с ниобиевой карбидной фазой (NbC), меньшую способность сопротивляться изнашиванию проявляют сплавы ванадиевой (VC), а также с комплексными вольфрамовой и хромистой карбидными фазами [26]. Вместе с тем карбиды ванадия и ниобия с микротвердостью соответственно 1860-2050 кг/мм² и 1830-1950 кг/мм² могут разрушаться при воздействии менее твердых частиц – магнезита ($H_{\mu} = 1130 \text{ кг/мм}^2$) и шамота ($H_{\mu} = 1250-1300 \text{ кг/мм}^2$).

Белые чугуны с одинаковой твердостью могут отличаться по износостойкости вдвое, а чугуны с одинаковой износостойкостью могут иметь большое различие по твердости. Вместе с тем приводимые различными авторами зависимости по определению износа в абразивных средах, как правило, учитывают твердость изнашиваемого материала. Арчард [27] предлагает зависимость:

$$W = k \frac{Ld}{H},$$

где W – объем удаленного материала; k – константа, учитывающая условия изнашивания; L – нагрузка; d – путь трения; H – твердость.

Rabinowice E. [28] предлагает зависимость:

$$W_v = \frac{2 \operatorname{tg} \alpha}{\pi} \frac{SF_N}{H},$$

где W_v – объем удаленного материала; S – путь трения; F_N – нормальная нагрузка; H – твердость изнашиваемой поверхности; α – угол атаки абразивной частицы.

Zum Gahr K.H. [29] предлагает формулу оценки интенсивности изнашивания:

$$W_{i/s} = \Phi f_{ab} \frac{P}{H_{def}},$$

где Φ – геометрический фактор, зависящий от формы абразивных частиц; P – поверхностное давление; f_{ab} – фактор, учитывающий соотношение выдавленного (смещенного) и удаленного материала; H_{def} – твердость по Викерсу высокодеформированного металла (продуктов износа).

Ряд исследователей концентрируют внимание на изучении природы упрочненного слоя [30].

Таким образом, твердость не может быть универсальным индикатором износостойкости, она может иметь значение коэффициента величины износа. Твердость связывают с другими параметрами, такими как модуль упругости и вязкость разрушения. Выдавливание и резание включают пластическое течение изнашиваемого материала либо впереди, либо по сторонам внедряющихся абразивных частиц. Пластическое течение характеризуется отношением E/σ_g , где E – модуль упругости, а σ_g – напряжение пластического течения исходного материала. Уменьшение данного отношения свидетельствует о преобладании механизма резания, при котором материал удаляется в виде стружки. Увеличение твердости имеет сходный эффект [31]. Вязкость разрушения используется в качестве меры сопротивления распространению трещины в хрупких материалах.

Существенное значение играет отношение твердости изнашиваемого материала и твердости абразива. Интенсивность изнашивания уменьшается, как только твердость изнашиваемой поверхности достигнет твердости абразива. Если она превысит твердость абразива, то интенсивность изнашивания быстро уменьшается [32].

Существует мнение, что определяющим фактором износостойкости является фазовая твердость структурных составляющих, а не макротвердость, и что и по твердости белого чугуна нельзя непосредственно судить о его износостойкости. В качестве доказательства приводится твердость карбидов [32]. Максимальной износостойкостью обладают чугуны, содержащие 12-24% Cr с карбидами Me_7C_3 . Твердость этих карбидов в чугуне (3% C, 1,5% Mo, 1,26-31,1% Cr) составляла 1200-1500 HV, тогда как твердость карбидов $(Fe,Cr)_3C$ составляет 800-900 HV.

В пользу высокой твердости карбидов Me_7C_3 говорит также двойное превосходство по износостойкости чугунов ИЧХ12ГЗМ, ИЧХ16МТ и др. с этими карбидами над чугунами типа Нихард с карбидами Fe_3C с HV 850-1100 [32]. Максимальной износостойкостью обладает чугун с наиболее твердой (мартенситной) металлической осно-

вой. Износостойкость чугуна при одинаковых характеристиках карбидной составляющей является линейной функцией микротвердости матрицы.

1.3. Энергоемкость процессов в металле при взаимодействии с абразивом

Выбор матрицы и упрочняющей фазы износостойкого сплава обычно производят, исходя из возможности достижения наиболее высоких механических характеристик: твердости, модуля упругости, прочности, ударной вязкости и др. Анализ характеристик ряда соединений, встречающихся в сплавах и рассматриваемых в качестве упрочняющих фаз – карбидов, нитридов, боридов, σ -фаз и др. свидетельствует о невозможности выбора упрочняющей фазы, которая обладала бы наилучшим сочетанием всех механических характеристик. Это привело к поиску критериев, по которому можно интегрально оценивать целесообразность применения той или иной упрочняющей фазы с учетом условий нагружения сплава в процессе эксплуатации. Таким параметром может быть величина энергии, затрачиваемая на разрушение единицы объема материала [33]. Энергетический подход к сопротивляемости сплавов разрушению при абразивном изнашивании основан на балансе энергии [12,33-35] и отвечает на основные вопросы о механизмах преобразования механической энергии в тепловую, аккумуляции энергии деформации в виде скрытой энергии различного рода дефектов кристаллического строения. Исходя из общих положений механики разрушения, можно предположить, что для каждого реального материала существуют такие константы как энергоемкость и энергоспособность, соотношение между которыми имеет оптимальное значение для наиболее износостойких материалов [36]. Количество энергии E_m , поглощаемой рабочей поверхностью металла и определяющей его способность к сопротивлению изнашиванию абразивными телами, зависит от энергоемкости процессов, осуществляющихся в металле при взаимодействии с абразивами. Анализ роли отдельных процессов диссипации энергии проведен В.С.Поповым [35]. Это энергия, затрачиваемая на вдавливание абразива в металл (E_v), разрушение матрицы (E_o) и карбидов (E_k), содержащихся в структуре сплава, то есть на зарождение и развитие трещины (E_z и E_p), на образование новых поверхностей ($2E_n$), мартенситные превращения ($E_{м.н}$), выделение новых фаз (E_ϕ), энергии внутренних напряжений ($E_{в.н}$), дислокаций (E_d), взаимодействия дислокаций ($E_{в.д}$), образования точечных дефектов и дефектов упаковки ($E_{т.д}$):

$$E_m = \Delta h E_b + E_3 + E_p + c \cdot 2E_H + V_1 \cdot E_{M.H.} + V_2 \cdot E_\Phi + V_3 \cdot E_{B.H.} + V_4(E_d + E_{B.d.} + E_{T.d.}), \quad (1)$$

где c – поверхность, образующаяся при изнашивании; V_1, V_2, V_3, V_4 – объемы металлов, в которых при изнашивании происходят соответственно мартенситные превращения, выделения новых фаз, создаются внутренние напряжения, дислокации и точечные дефекты; Δh – средняя глубина износа за один цикл.

Величины V_1, V_2, V_3, V_4 определяются с помощью рентгеноструктурного анализа при послойном стравливании рабочей поверхности.

Затраты энергии на вдавливание абразивного зерна в металл пропорциональны его твердости H :

$$E_b = H \pi \Delta h^2 (2\gamma - \Delta h), \quad (2)$$

где γ – радиус отпечатка; Δh – износ.

Из выражения (1) следует, что при изнашивании сплавов со стабильной структурой ($E_{M.H.}$ и E_Φ) равны нулю и износостойкость сплавов существенно зависит от их твердости. В случае же нестабильной матрицы значительная часть вносимой энергии будет расходоваться на фазовые превращения и, как следствие, упрочнение сплавов.

Поглощаемую материалом энергию деформаций можно разделить на две составляющие. Сравнительно небольшая часть этой энергии обусловлена накоплением в деформируемых объемах материала скрытой энергии, которая связана с зарождением и задержкой различного рода дефектов и повреждений (субмикроскопических нарушений сплошности) и их развитием в микро- и макротрещины критического размера. Скрытая энергия влияет, в основном, на физическое разупрочнение материала и является интегральной и количественной характеристикой его повреждаемости в процессе деформирования.

Другая – значительная часть поглощаемой энергии деформации (до 70-90%) за счет колебательности движения дефектов и процессов возврата (уничтожение дефектов и повреждений) трансформируется в тепловую энергию, которая накапливается в деформируемых объемах материала в виде теплосодержания и рассеивается в окружающей среде за счет теплообмена. Эта часть поглощаемой энергии обуславливает ослабление сил межатомных связей и, следовательно, также приводит к физическому разупрочнению материала в процессе его деформирования. Термодинамическое описание процесса хорошо согласуется с современными молекулярно-кинетическими и дислокационными представлениями о процессах деформирования и разрушения сплавов при изнашивании [11].

Расчеты, выполненные с использованием термодинамических характеристик, дали возможность установить предельную величину энергии, которая необходима для преодоления сил межатомной связи ряда соединений, которые являются упрочняющей фазой [26]. Наиболее энергоемкой является карбидная группа. Способность поглощать энергию при механическом нагружении в большей мере обладают карбиды и бориды с ГЦК - и ГП - решеткой – типа TaC, TiC, WC, NbB₂ и TiB₂. Им уступают карбиды кремния и бора и все нитриды. Меньшей энергоемкостью обладают карбиды цементитного типа. Наименее энергоемкими являются карбиды хрома. У карбидов типа Cr₇C₃ энергоемкость составляет 70% от энергоемкости Fe₃C, а для карбидов Cr₂₃C₆ - только 12%. В то же время микротвердость карбидов хрома (1620 – 2200кг/мм²) превышает в два раза микротвердость цементита (800кг/мм²). Сравнительные испытания нелегированных белых чугунов и чугунов, содержащих до 15% хрома по мере увеличения количества карбидной фазы, показали, что износостойкость чугунов с карбидами железа выше. Следовательно, между износостойкостью и энергией разрушения наблюдается большая корреляция, чем между износостойкостью и микротвердостью [26].

Учитывая особенности микроударного характера воздействия абразивных частиц и незначительную глубину изнашиваемых слоев (при гидropесчаной смеси и средних скоростях потока не превышающую 8-12 мкм), структура должна быть однородной с равномерным распределением дисперсной упрочняющей фазы. Износостойкость не повышается, когда частицы упрочняющей фазы соизмеримы с толщиной отделяющихся продуктов износа [56]. Увеличение сопротивляемости изнашиванию сплавов по мере увеличения содержания хрома с 7 до 15%, очевидно, происходит не столько из-за повышения микротвердости карбидов, сколько вследствие изменения свойств матрицы [50]. Хром, находясь в твердом растворе, увеличивает чувствительность металла к превращениям при деформации и, тем самым, его энергоемкость. Замена более энергоемких карбидов железа на карбиды хрома компенсируется влиянием хрома на матрицу.

У разных металлов слоями различной толщины поглощается примерно одно и то же количество внешней энергии. Опыт показывает, что значительно упрочняющиеся материалы распределяют внешнюю энергию в более тонком слое и являются более износостойкими [37]. При этом приповерхностные слои упрочняются до высоких значений микротвердости и служат барьером для внедрения абразивных частиц. Такие слои обладают повышенной энергоемкостью.

Разрушение металла при абразивном воздействии наступает, когда в локальных объемах основы или во включениях упрочняющей фа-

зы накопленная энергия достигает предельного значения. При этом происходит разрыв межатомных связей и образование новых поверхностных. Уровень энергии накопленной в кристаллической решетке матрицы определяется количеством и характером распределения дислокаций. Поэтому роль упрочняющей фазы во влиянии на напряженное состояние и, соответственно, на равномерное распределение плотности дислокаций в матрице сплава весьма существенно. Упрочняющая фаза должна способствовать более равномерному распределению плотности дислокаций и увеличивать, таким образом, энергоемкость металла.

Медедяев И.А. и др. [38], рассматривая локализацию пластической деформации в поверхностных слоях при абразивном воздействии, считают, что поверхностная энергия, в отличие от характеристик прочности, в большей мере отражает сопротивление частице при ее движении по изнашиваемой поверхности. Поверхностная энергия является интегрально-структурной характеристикой поверхности и определяет энергию связи поверхностных атомов друг с другом и нижележащими слоями атомов.

Ранее Кузнецов В.Д. [39] обосновал взаимосвязь трения и износа с величиной поверхностной энергии. На основании закона сохранения и превращения энергии им предложена формула:

$$M = FL\rho/\gamma A,$$

где M – масса продуктов износа; F – сила трения; L – путь трения; ρ – плотность материала; γ – поверхностная энергия; A – константа опыта.

Полученные теоретические выводы подтверждены экспериментальными исследованиями.

Применительно к абразивному изнашиванию поверхностная энергия исследовалась недостаточно из-за сложности методического обеспечения. Получить объективную информацию об энергетическом состоянии поверхности можно лишь, учитывая целый ряд факторов, таких как: изменение напряжений в поверхностных слоях, изменение структуры, геометрии зоны контакта, наличие адсорбированных пленок. Известные расчетные методы оценки поверхностной энергии основаны на эмпирических и полуэмпирических зависимостях, а экспериментальные методы недостаточно совершенны и применимы для чистых металлов. Замечена тенденция линейного увеличения поверхностной энергии технически чистых металлов с повышением энергии связи атомов, модуля упругости и температуры плавления [38]. Повышение концентрации углерода увеличивает поверхностную энергию вследствие создания в объеме решетки искажений, затрудняющих пластическую деформацию. Установлено, что закалка повышает поверхностную энергию и характеристики прочности (пределы прочности, текучести,

твердости) сталей всех структурных классов. С ростом температуры отпуска поверхностная энергия и соответствующие характеристики прочности сталей перлитного класса снижаются, карбидного класса – повышаются, а аустенитного класса – практически не изменяются. Поскольку одному уровню поверхностной энергии могут соответствовать несколько значений износостойкости, то это следует связывать с различием структуры и энергоёмкости, а также указывает на существенную роль энергетического фактора в процессах изнашивания.

1.4. Влияние упрочняющих фаз на износостойкость гетерогенных сплавов

Характер упрочняющей фазы (кристаллографическое строение, количество, форма и расположение) в значительной степени определяют свойства материала, в том числе и его износостойкость. Поэтому одним из основных вопросов рационального легирования износостойких материалов является исследование влияния характера образующейся упрочняющей фазы на свойства сплава.

Упрочнение за счет второй фазы, некогерентно связанной с матрицей, можно оценить с помощью выражения Орована [40], предполагая, что частицы твердой фазы не деформируются:

$$\sigma_y = \sigma_s + \alpha \cdot G \cdot \epsilon \cdot \ln\left(\frac{d-2r}{2b}\right) \left(\frac{1}{\frac{d-2r}{2}}\right),$$

где G – модуль сдвига; α – константа; d – среднее расстояния между частицами; r – радиус частицы; σ_s – предел текучести матрицы; σ_y – предел текучести сплава; ϵ – вектор Бюргерса.

И. Фишер с сотрудниками [41] развили теорию Орована, выделив особую роль дислокационных петель, которые последовательно накапливаются вокруг частиц при огибании последних. Такие дислокационные кольца вызывают появление напряжений, действующих на частицы, оказывающие сопротивление срезу. Напряжение от петель препятствует также дальнейшему скольжению по плоскости сдвига, воздействуя на дислокационные источники. В итоге сплавы, у которых действует подобный механизм, упрочняются довольно быстро, особенно на ранних стадиях. Объемная доля f твердой фазы может быть определена через r и d

$$f = \frac{r^2}{\left(\frac{d}{2}\right)^2}$$

При данной объемной доле частиц предел текучести будет возрастать при уменьшении расстояния между частицами, а также при увеличении дисперсности частиц. В случае, когда $r \approx d$, напряжения течения имеют

максимальное значение, критическая дисперсность частиц в этом случае порядка 10-15 нм [42], для сплавов с более крупными включениями и когда $r \ll d$, дислокации легче огибаются вокруг частиц, и напряжение течения меньше. Упрощенное выражение для начального напряжения течения по этой модели имеет вид:

$$\sigma_y = \sigma_s + \frac{T}{b \cdot \frac{d}{2}},$$

где T – линейное напряжение дислокации.

Указанный выше механизм Орована действует в сплавах, где соблюдается второе условие $r \ll d$, при этом $d \approx (3-5) \cdot 10^{-7}$ м. Упрочнение происходит с большой скоростью. Вблизи крупных прочных частиц происходит скольжение по вторичным системам, поскольку искажения, связанные с крупными частицами, активизируют дислокации по другим плоскостям скольжения (множественное скольжение). В. Робертсон и Д. Дью-Хьюз [43] при экспериментальной проверке соотношения Орована установили, что зависимость напряжения сдвига от величины, обратной среднему расстоянию между частицами (α^{-1}), представляет собой прямую линию. Такая зависимость предсказывается упрощенным соотношением Орована:

$$\sigma_y = \frac{2 \cdot \alpha \cdot G \cdot b}{d}$$

Так как твердая карбидная фаза в Fe-Cr-C сплавах представляет собой некогерентное выделение и имеет кристаллическую решетку, отличную от решетки матрицы, то эти частицы не перерезаются дислокациями, т.е. такие матрицы должны упрочняться в процессе деформирования довольно быстро.

Упрочнение гетерогенной структуры сплавов осуществляется тремя основными способами:

1) старением – когда упрочняющая фаза выделяется из пересыщенного твердого раствора при соответствующей термической обработке;

2) дисперсным упрочнением - предусматривающим введение дисперсных упрочняющих частиц в материал и их равномерное распределение в объеме материала;

3) получением твердой фазы в виде эвтектической составляющей. При этом в структуре сплава проходит реакция $ж \leftrightarrow \alpha + \beta$, где α и β одна из упрочняющих фаз.

Анализ показывает, что полученные первым способом сплавы могут работать в интервале температур, не превышающих температуру старения вследствие разупрочнения.

Вторым способом получают различные композиционные сплавы, обладающие высокими физико-механическими свойствами, в том числе достаточно высокими фрикционными и антифрикционными свойствами. Однако, этот способ технологически сложен и в ряде случаев изготовление деталей нужной конфигурации затруднено.

Упрочнение путем создания эвтектической структуры, где упрочняющей фазой служат фазы внедрения (окисел, борид, нитрид, карбид), позволяет получить сплав, эквивалентный по своим свойствам дисперсно-упрочненному, но в отличие от него чрезвычайно устойчивый к действию высоких температур. Установлено, что эвтектические структуры остаются устойчивыми при температурах, близких к точке плавления сплава.

Наиболее распространенными упрочняющими фазами в износостойких сплавах являются карбидные фазы. Кристаллографическое строение, количество, форма и расположение карбидной фазы зависит от химического состава сплава. Один и тот же карбидообразующий элемент может образовывать карбиды нескольких типов с различным кристаллографическим строением и свойствами. Высокую твердость карбидов объясняют прочностью межатомной связи. В карбидах наряду с химическими возникают ковалентные связи, что создает большое сопротивление пластической деформации [44].

Стойкость карбида в железоуглеродистых сплавах определяется отношением количества легирующего элемента к содержанию углерода. Так, в сплавах системы Fe-Cr-C с увеличением отношения Cr/C последовательно образуются карбиды $(\text{Fe, Cr})_3\text{C}$, $(\text{Fe, Cr})_7\text{C}_3$, $(\text{Fe, Cr})_{23}\text{C}_6$, а также растет их стойкость.

В низколегированных сталях наблюдаются лишь сложные карбиды железа и хрома, изоморфные цементиту. При наличии в стали 1-2% хрома образуется сложный карбид, содержащий почти все количество хрома. В заэвтектических сталях типа ШХ15 эти карбиды полностью растворяются в аустените при нагреве до 800-900⁰С. При содержании хрома свыше 2% появляются специальные карбиды хрома $(\text{Fe, Cr})_7\text{C}_3$, кристаллизующиеся в тригональной системе. Этот карбид наиболее устойчив и растворяется в аустените лишь при 1040-1070⁰С [45].

При превышении концентрации хрома 10-11% образуются специальные карбиды, кристаллизующиеся в кубической системе. При этом карбидная фаза имеет состав, соответствующий формуле $(\text{Fe, Cr})_{23}\text{C}_6$. Стойкость карбида зависит от растворимости в нем других элементов, обладающих большим сродством к углероду. При небольшом содержании хрома в сплаве образуется легированный хромом цементит с содержанием хрома до 20%. В карбиде $(\text{Fe, Cr})_7\text{C}_3$ может содержаться до 40% хрома, в $(\text{Fe, Cr})_{23}\text{C}_6$ – до 65% хрома [46].

Изучение легированных хромом сплавов показало, что наименьшей износостойкостью обладают сплавы, имеющие карбиды цементитного типа. При переходе же от цементитного к специальному карбиду хрома износостойкость стали возрастает сильнее, чем при переходе от одного специального карбида к другому [47].

Следует отметить, что карбид $(\text{Fe}, \text{Cr})_{23}\text{C}_6$ обладает в отличие от других типов карбидов $(\text{Fe}, \text{Cr})_3\text{C}$ и $(\text{Fe}, \text{Cr})_7\text{C}_3$ более устойчивой связью с аустенитной матрицей, что проявляется в его возможности быстрого выделения, растворения и легирования матрицы [48]. При одинаковом количестве однотипных карбидов в сталях износостойкость их будет близкой, даже если легирование этих сталей отличается. Так увеличение содержания хрома от 13,45 до 24% при наличии 0,7-0,9%С и одинаковом типа карбидов $(\text{Fe}, \text{Cr})_{23}\text{C}_6$ почти не изменило износостойкость [47]. Это свидетельствует о том, что избыток хрома идет на легирование феррита, упрочнение которого невелико и мало влияет на износостойкость.

Образование в сплаве $(\text{Fe}, \text{Cr})_{23}\text{C}_6$ не всегда показано, так как это приводит к понижению коррозионной стойкости сплава вследствие обеднения матрицы хромом [49]. При комплексном легировании, одинаковой матрице и равном количестве карбидов более высокой износостойкостью обладает сплав с более твердыми карбидами [50]. Необходимо обратить внимание на то, что при комплексном легировании стали, дополнительное введение нового карбидообразующего элемента может привести к перераспределению карбидообразующих элементов в карбидах и матрице. Так, введение 2% ванадия в хромовольфрамовый сплав У16Х14В13Ф2 привело к образованию наряду с хромистыми карбидами карбидов вольфрама. При небольшом количестве в сплаве хрома (сплав У16Х4В12) введение ванадия не вызывает изменения строения карбидов и, соответственно, незначительно увеличивается износостойкость [47].

При сложном легировании, также как при легировании одним элементом, сказывается уровень легирования, то есть содержание элемента в сплаве. В связи с этим, если содержание элемента с меньшим сродством к углероду значительно превосходит содержание элемента с большим сродством к углероду, то появляются карбиды элемента с меньшим сродством к углероду [44]. Таким образом, соотношение легирующих элементов и углерода в сплаве должно быть строго определенным.

При комплексном легировании очень важно, чтобы не было в избытке элемента, карбиды которого обладают меньшей износостойкостью. Содержание углерода должно обеспечивать требуемое по свойствам сплава количество карбидов, а содержание легирующего элемента

должно быть таким, чтобы весь углерод был связан в наиболее износостойкий карбид данного элемента. Дальнейшее увеличение содержания легирующего элемента не приводит к заметному повышению износостойкости. Избыток легирующего элемента уходит в твердый раствор, что нежелательно при наличии ударных нагрузок.

Коагуляция карбидов совершается путем диффузионного перемещения углерода в твердом растворе от мелких частиц к крупным. Градиент концентраций углерода в этом направлении создается за счет повышенной растворимости частиц меньшего радиуса [51]. Роль легирующих элементов в процессе коагуляции сводится к влиянию их на скорость диффузии углерода в феррите [52]. Карбидообразующие элементы тормозят коагуляцию карбидов, а некарбидообразующие ускоряют или не оказывают на нее влияния.

Следует отметить важную роль такого фактора, как прочность связи углерода в карбиде [53-55]. Поскольку коагуляция сопровождается растворением мелких частиц, скорость ее должна зависеть от того, с какой скоростью атомы углерода переходят межфазную границу, т.е. от прочности межатомных связей углерода в решетке карбида. Снижение скорости роста карбидов сопровождается снижением скорости диффузии углерода в феррите. Установлено [51], что уменьшение общей концентрации углерода в феррите, контактирующем с карбидной фазой, снижает интенсивность коагуляции карбидов. В легированных сплавах на интенсивность коагуляции карбидной фазы наряду с упрочнением связи углерода в карбиде влияет снижение коэффициента диффузии углерода в легированном феррите, обусловленное упрочнением связи в твердом растворе.

Данные о снижении карбидообразующими элементами растворимости углерода в α и γ - фазах железных сплавов приведены в ряде работ. Установлено [179], что при температуре 1150°C в сплаве, содержащем 5% Cr, аустенит растворяет около 1,2%С, в сплаве с 10%Cr – 0,75%С, а в сплаве с 15%Cr – 0,5%С.

Так как диффузия легирующих элементов при выделении и коагуляции карбидов является вторичным процессом, идущим вслед за диффузией углерода, то частицы, выделившиеся не в первую очередь и не успевшие коагулировать, оказываются более легированными [56].

В ряде работ авторы отстаивают точку зрения, что увеличение в сплавах количества карбидной фазы повышает их износостойкость. В связи с этим наблюдается стремление повышать содержание углерода и карбидообразующих элементов в износостойких сплавах [57-59]. Указанное обстоятельство не всегда справедливо, так как при большом количестве карбиды начинают выкрашиваться, а не истираться. При достижении или превышении 30% карбидной фазы по объему резко сни-

жаются прочностные свойства сплавов. Следует отметить, что износостойкость существенно зависит от сил сцепления между матрицей и упрочняющей фазой. Сопротивление сплава пластической деформации наиболее велико, когда между основной и упрочняющей фазой устанавливается связь, а условием ее образования является подобие кристаллических решеток [60]. Количество карбидной фазы обычно связано с содержанием углерода. Необходимое количество упрочняющей фазы зависит от конкретных условий изнашивания и для каждого отдельного случая может колебаться в пределах от 12 до 30% [47]. Большое значение имеет распределение карбидов в матрице. Особенно нежелательна карбидная неоднородность. При кристаллизации литого Fe-Cr-C сплава возможно неравномерное охлаждение отливки, что влияет на неравномерное расположение первичных и вторичных карбидов. Такая карбидная неоднородность характеризуется неодинаковыми размерами и формой карбидной фазы.

Некоторые авторы считают, что крупные скопления карбидов уменьшают износостойкость сплава [61]. Отмечается [59], что пластинчатое строение карбидных частиц более благоприятно, чем сфероидальное. В плоскости, подготовленной к работе поверхности, можно наблюдать не только островки упрочняющей фазы, но и вариант – карбидная сетка-матрица. При этом имеет место объемное армирование металла. Различные варианты расположения карбидной фазы следует рассматривать в связи с известными правилами Шарпи. Считается, что твердые структурные составляющие принимают на себя нагрузку, а мягкая составляющая легко прирабатывается и в результате пластического деформирования принимает необходимую форму для равномерного распределения нагрузки.

В белых чугунах ледебурит с точки зрения правила Шарпи обладает неблагоприятной морфологией его структурных составляющих. Соты эвтектического аустенита (перлита) изолированы друг от друга твердой и хрупкой цементитной матрицей и не оказывают практически положительного влияния на общую пластичность материала. С целью одновременного повышения износостойкости и механических свойств белого чугуна структура его должна быть подвергнута инверсии, т.е. превращена на обратное обычному белому чугуну взаимное расположение карбидной и матричной структурных составляющих.

В Fe-Cr-C сплавах инверсия микроструктуры может быть получена при достаточно высоком легировании хромом. В этом случае происходит кристаллизация аустенитно-хромистокарбидной эвтектики $(Cr, Fe)_7C_3 - \gamma$, морфология которой отлична от сотовых колоний $(Fe, Cr)_3 - \gamma$ (ледебурита).

1.5. Теоретические предпосылки создания исходного структурного состояния высокохромистого чугуна, обеспечивающего формирование в конкретных условиях эксплуатации высокого сопротивления разрушению

Основным вопросом триботехники является механизм разрушения приповерхностных слоев в процессе фрикционного взаимодействия. Сложность проблемы состоит в том, что ее эффективное решение требует понимания с одной стороны сути процессов, происходящих в приповерхностном слое металла при воздействии абразива. С другой стороны, необходима разработка методов управления структурой приповерхностных слоев, позволяющих противостоять разрушению. Независимо от механизма изнашивания поверхностное (или подповерхностное) разрушение, как правило, начинается в местах концентрации напряжений.

Следовательно, факторы, обуславливающие износостойкость должны обеспечивать деконцентрацию контактных напряжений, поверхностную локализацию и однородность деформации. Износостойкость тесно связана с релаксационными свойствами материала, подверженного абразивному воздействию, обеспечивающими повышенную работоспособность микрообъемов. Релаксация напряжений контролируется структурными микро механизмами и связана напрямую с диссипацией энергии передаваемой абразивными частицами.

С физической точки зрения современная концепция системы абразив – металл основывается на представлениях фундаментальной физики неравновесных (открытых) систем [62, 63]. Изнашивание рассматривается с позиции теории самоорганизации и теории необратимых процессов. Основанием для подобного рассмотрения может служить явление структурной приспособляемости [64] заключающееся в том, что при его реализации происходит масштабный скачок и взаимодействия абразив – металл и среда – металл локализуются в тонких слоях вторичных структур (ВС). Эти структуры образуются на исходных поверхностях металла вследствие их структурной перестройки и взаимодействия со средой. Материал переходит в новое структурно-неустойчивое состояние.

С точки зрения термодинамики такой структурный переход вызван невозможностью другим способом диссипировать поступающую энергию. Именно энергетическое воздействие на рабочую поверхность металла определяет структурные изменения и его разрушение. Физический смысл указанных процессов накопления и рассеивания энергии заключается в образовании избыточных дефектов структуры, имеющих различную энергоемкость – дислокации, вакансии, границы раздела.

Процессы поглощения энергии и ее диссипации находятся в тесной взаимосвязи [65]. Одним из следствий образования избыточных дефектов структуры и протекания необратимых процессов при воздействии абразива является разрыхление структуры поверхностного слоя. При достижении некоторой критической плотности дефектов дальнейшая деформация становится невозможной, и поглощение энергии осуществляется за счет формирования новых поверхностей раздела. При этом ресурс пластичности исчерпывается, уровень напряжений начинает превышать предел текучести и в процессы поглощения энергии включаются механизмы однократного разрушения. Прошедшая релаксация напряжений в данном конкретном микрообъеме, естественно, изменяет его дислокационную насыщенность и дальнейший процесс взаимодействия абразив – металл снова будет сопровождаться увеличением напряжений. Управлять описанным процессом можно как за счет изменения свойств и морфологии упрочняющей фазы, так и за счет состояния и стабильности матрицы.

Все указанные вопросы в данной работе решаются путем легирования, модифицирования высокохромистого чугуна и применения рациональных режимов термической обработки. Необходим всесторонний подход к конструированию износостойких чугунов, так как очень важно кроме высокой износостойкости получить материал, обладающий необходимыми технологическими характеристиками (высокой прокаливаемостью, прочностью и т.д.).

Глава 2

КОМПЛЕКСНО ЛЕГИРОВАННЫЕ ИЗНОСОСТОЙКИЕ ВЫСОКОХРОМИСТЫЕ ЧУГУНЫ

2.1. Технологические особенности литых износостойких сталей и чугунов

В создании новых износостойких материалов для различных условий эксплуатации огромную роль играют литые материалы. Варьируя выбором химического состава и термической обработки, введением в металл модифицирующих добавок, применяя специальные технологические методы улучшения структуры, можно синтезировать материалы, обладающие комплексом высоких физико-механических свойств и износостойкостью.

Как известно, во многих машинах и механизмах литые детали составляют около 60%, а в двигателях внутреннего сгорания, насосах, редукторах, металлообрабатывающих станках – 80-85% их массы.

Широкое применение литых деталей по сравнению с другими заготовками объясняется многими специфическими преимуществами эксплуатационных свойств литейных сплавов, универсальностью и экономичностью методов формообразования конструктивно сложных деталей, максимальным приближением заготовок по конфигурации и размерам к готовым деталям, быстротой и экономичностью их изготовления. Применение литейной технологии при производстве сплавов позволяет практически решать любую задачу по созданию материала с заданными свойствами. Благодаря особенностям строения литой структуры сплавов они могут иметь значительно более высокие свойства по износостойкости, чем деформированные. Наибольшую перспективность с точки зрения экономической эффективности и повышения технического уровня машиностроительной продукции имеет применение литых материалов для изготовления деталей рабочих органов машин и корпусных деталей, деталей узлов уплотнений, которые подвержены воздействию высоких контактных нагрузок, температур, агрессивных сред, т.е. работающих в экстремальных условиях эксплуатации.

Отходы металла при получении деталей из литых заготовок в 1,5-2,0 раза меньше, чем при их изготовлении из проката и слитков, а при производстве специальными способами (литье по выплавляемым моделям, под давлением, жидкой штамповкой) отходы металла в стружку практически исключаются. Более 30% общего выпуска отливок по массе применяется в промышленности без механической обработки. Это

траки, коронки зубьев ковшей экскаваторов, бронифутеровочные плиты, рабочие колеса ряда насосов и др.

Непрерывное совершенствование методов плавки, особенно плазменной в сочетании с индукционной, модифицирование сплавов совместно с суспензионным литьем, легирование и термообработка позволяет получать необходимую прочность и износостойкость материалов в процессе эксплуатации.

Из факторов, определяющих качество литого металла, наиболее существенными являются структура и химическая неоднородность. Степень развития химической неоднородности, морфология и топография фаз связаны с химическим составом сплавов, условиями их кристаллизации. Возможность управления процессом развития химической и структурной неоднородностями с помощью теплофизического воздействия на процесс кристаллизации путем изменения теплоотвода через стенки кристаллизатора ограничена поверхностью отливки и необходимостью направленного затвердевания, а способ суспензионного литья, при котором создаются стоки теплоты перегрева расплава на частицы введенной твердой фазы, не получил еще широкого распространения из-за сложности равномерного распределения частиц в объеме расплава [66]. В результате, модифицирование остается сегодня наиболее универсальным способом уменьшения химической и структурной неоднородности, а также управления кристаллическим строением литого металла. Перспективным является ввод в расплав небольшого количества добавок вызывающих гетерогенное образование зародышей кристаллов, т.е. суспензионное модифицирование. К модифицирующей обработке можно отнести и другие методы специального воздействия на расплав, в частности – термовременную обработку расплава.

С целью повышения качества литых изделий за последнее время наметился определенный отход от обычного гравитационного литья в сторону применения влияния внешних воздействия на кристаллизующийся металл. Это использование вибрации, импульсной обработки, электромагнитного, силового и других видов воздействия на жидкие и кристаллизующиеся сплавы [67].

В связи с дефицитностью ряда легирующих элементов повышение износостойкости может быть достигнуто с помощью новых эффективных способов внепечной обработки сплавов за счет рафинирования, модифицирования, электроннолучевого, плазменного и других способов физико-химического и теплофизического воздействия на металл, а также за счет широкого использования биметаллического литья и поверхностного легирования отливок [68,69]. Существенное повышение износостойкости отдельных поверхностей литых деталей, особенно при работе в коррозионно-активных средах, может быть достигнуто также за

счет организации местной высокой скорости тепловода и получения высокодисперсной структуры в приповерхностном слое. При формировании абразивостойких поверхностей перспективным является получение рабочих слоев деталей за счет активного химического и механического взаимодействия заливаемого металла с поверхностью литейной формы [70,71]. Применение всех названных вариантов литейной технологии должно проводиться с учетом специфики дальнейшей эксплуатации детали.

Следует отметить, что значительная часть применяемых износостойких сталей и чугунов предложена в результате единичных экспериментов, а не вследствие систематических исследований. Поэтому часто различно легированные сплавы, обладающие разными свойствами, используются для однотипных деталей и подобных условий изнашивания, либо один сплав совершенно необоснованно получает широкое распространение для деталей, к которым предъявляются самые разнообразные эксплуатационные требования (например, сталь 110Г13, сталь 20Х13 и др.).

Анализ литературных данных и данных эксплуатации указывает на два основных пути синтеза износостойких сплавов [72]:

1) создание материалов со структурой, способной поглощать энергию, вносимую извне, и рассеивать ее путем обратимых фазовых и структурных превращений;

2) создание материалов с относительно термостабильной структурой, рассеивающей поступающую энергию тепловыми полями.

В первом случае в различных условиях изнашивания в поверхностных слоях происходят фазовые и структурные превращения, в связи с чем износостойкость определяется кинетикой обратимых структурных превращений, происходящих в приповерхностных слоях.

При создании износостойких сплавов с термостабильной структурой (сплавы эвтектического класса) долговечность определяется температурным порогом устойчивости структур, малой избыточной энергией межфазных границ, связанной со спецификой кристаллизации сплавов. Такие сплавы могут рассматриваться в первом приближении как естественно – композиционные материалы.

Решающим фактором, определяющим возможность применения любого сплава, является его технологичность, то есть комплекс соответствующих литейных свойств при плавке и заливке, необходимое сочетание требующихся механических и специальных свойств с технологическими [73,74]. Жидкотекучесть металла определяется интервалом кристаллизации [75,76]. При содержании углерода свыше 0,2% жидкотекучесть хромистой стали существенно увеличивается при значительном понижении температуры плавления [77]. Поэтому ледебуритные

хромистые стали и высокохромистые чугуны имеют удовлетворительную жидкотекучесть.

На формирование первичной структуры сплавов оказывает большое влияние скорость затвердевания, а, следовательно, температура металла и формы, скорость и метод заполнения формы. Особое влияние оказывает состав сплава и его природа, особенности жидкого состояния [78]. Все это может приводить к тому, что стали и чугуны одного и того же состава могут иметь отличающуюся литую структуру, и, соответственно, свойства. Индивидуальные свойства плавок [79] определяются, главным образом, сопровождающимися процессами кристаллизации поверхностными явлениями: при кристаллизации из расплава – влияющими на размер, форму кристаллитов и степень дендритной ликвации; при вторичной кристаллизации – влияющими на величину зерна, прокаливаемость и другие свойства. Равномерность механических свойств в различных частях отливки и по сечению достигается наиболее полно только при квазиизотропном произвольно ориентированном строении первичной кристаллизации. Такие отливки, обладающие однородной структурой и высокой плотностью, приближаются по свойствам к деформированным изделиям [80,81]. Неоднородность состава проявляется в виде развитого в той или иной степени дендритного строения. Зональная и дендритная неоднородность приводит к неравномерному распаду переохлажденного аустенита [81]. Значительное влияние на ликвацию легирующих элементов оказывает углерод [82]. Карбидообразующие элементы обычно ликвируют к пограничным зонам дендрита, что должно сказываться на выделении специальных карбидов при несколько пониженном отношении Me/C по сравнению с деформированным состоянием стали. А.А. Жуков [83] указывает на целесообразность комплексного легирования одновременно элементами как повышающими, так и понижающими коэффициент активности углерода в соотношении, при котором достигается “нейтрализация” влияния одних элементов на перераспределение углерода другими. Образование первичных карбидов в литой стали уменьшает количество углерода и карбидообразующих элементов в матрице. В связи с этим эффект дисперсионного твердения в этих сталях выражен в меньшей степени, чем в деформированных.

Минимальный износ легированных чугунов наблюдается у сплавов с регулярно тонко дифференцированной эвтектической структурой [84]. В области эвтектических концентраций состояние легированных чугунов характеризуется максимальной для данной системы степенью локализации электронов или максимальной долей направленных связей в сплаве [85].

Испытания ряда сплавов эвтектических систем [86] позволили установить такие закономерности:

1) интенсивность абразивного изнашивания описывается кривой с минимумом соответствующим эвтектической концентрации (рис.2.1);

2) значение эффективной объемной доли упрочняющей фазы обратно пропорционально значению удельной энергии разрушения упрочняющей фазы;

3) интенсивность изнашивания при воздействии абразива пропорциональна значению удельной энергии разрушения упрочняющей фазы.

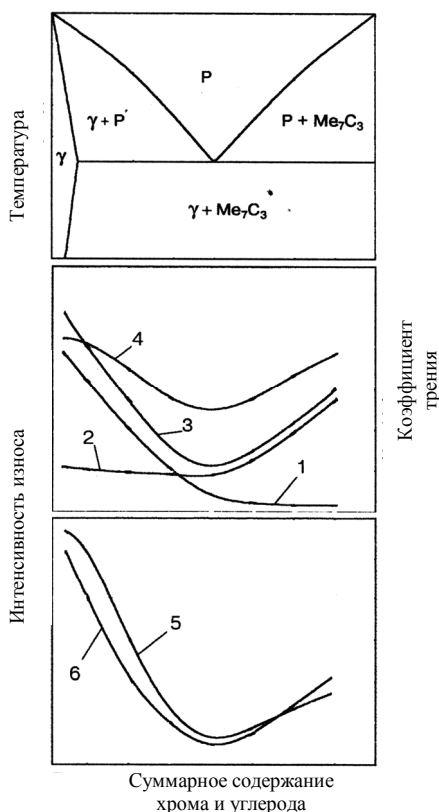


Рис. 2.1. Схема зависимости интенсивности изнашивания и коэффициента трения сплавов системы Fe-Cr-C в квазибинарном разрезе Fe-Me₇C₃(Cr/C=10) от концентрации (Cr+C). Интенсивность изнашивания тела (1) и контртела (2), суммарная интенсивность изнашивания (3), коэффициент трения (4), интенсивность абразивного изнашивания сплава в литом состоянии (5) и после отжига (6) [84]

Структура и, соответственно, системы легирования определяются требованиями, которые предъявляют сплавам условия их эксплуатации.

2.2. Влияние содержания углерода и хрома на формирование карбидной фазы

В работах отдельных авторов указывается, что увеличение в чугунах количества карбидной фазы однозначно увеличивает их износостойкость. Однако, это обстоятельство не всегда справедливо. Увеличение количества карбидной фазы с точки зрения износостойкости целесообразно лишь в определенных пределах. Чрезмерное количество карбидов меняет механизм изнашивания чугуна, так как карбиды начинают выкрашиваться, а не истираться. В результате износостойкость может уменьшиться.

В высокохромистых чугунах основным легирующим элементом является хром. Причем в промышленных высокохромистых марках чугунов содержание хрома наблюдается в диапазоне от 12 до 22% и выше. Поэтому одной из наиболее важных задач являлось изучение влияния содержания хрома на фазовые превращения при термической обработке и, соответственно, на твердость и износостойкость. Хром значительно повышает энергию связи в аустените и существенно замедляет диффузию углерода [130]. Поэтому при увеличении содержания хрома в сплавах выделение дисперсных карбидов $(Cr,Fe)_{23}C_6$ и последующая перекристаллизация части аустенита в феррито-карбидную смесь замедляется.

Влияние хрома исследовалось в области белых чугунов. Выплавлялись сплавы, содержащие углерод от 2% до 3,0% и хром от 12 до 24%. При этом содержание углерода увеличивалось через каждые 0,5%, а хрома – через каждые 3%. Отливка образцов производилась в земляные формы. Скорость охлаждения отливок в период кристаллизации превышала $50^{\circ}C/мин$, что обеспечивало получение в структуре наименьшей величины первичных карбидов с целью повышения положительного влияния на износостойкость [131]. Структура литых сплавов состоит из переохлажденного аустенита, продуктов его распада и первичной карбидной фазы. С увеличением содержания углерода первичные выделения укрупняются. При повышении содержания хрома наблюдалось дробление карбидной сетки, карбиды обособливаются и увеличиваются их размеры. Количество эвтектики уменьшается.

В дальнейшем была проведена термическая обработка по следующим режимам:

1. Отжиг – загрузка в печь при температуре $200^{\circ}C \rightarrow$ нагрев со скоростью $30-50^{\circ}C/час$ до $650-680^{\circ}C \rightarrow$ нагрев со скоростью $100^{\circ}C/час$

до 920-950⁰С → выдержка в течение 3-4 час → охлаждение с печью со скоростью 30⁰С/мин до 300⁰С. Такой режим отжига был принят в соответствии с рекомендациями работы [132]. Это вызвано плохой теплопроводностью сплавов и обеспечением полного α-γ превращения. При этом заданная скорость охлаждения позволяла получить перлитную матрицу и легкую обрабатываемость.

2. Закалка → нагрев со скоростью 50-70⁰С/мин до температуры 650-680⁰С → нагрев со скоростью 100⁰С/час до 950-970⁰С → выдержка 30 мин и охлаждение в масле → отпуск в течение 1,5 час при 180-200⁰С для снятия напряжений. В результате структура представляла мартенсит с включениями карбидов и была обеспечена максимальная твердость: в литом состоянии при 2,5%С и 20%Сг – 416-420 НВ, в закаленном и отпущенном состоянии 54-56HRC. Мартенситно-карбидная структура позволяла исключить влияние деформационного упрочнения матрицы и позволяла более четко определить роль карбидной фазы в формировании износостойкости сплавов.

Увеличение содержания углерода приводит к увеличению количества карбидной фазы, которой принадлежит наибольшая роль в увеличении энергии затрачиваемой на разрушение. Возрастает твердость чугуна и, соответственно, повышаются затраты энергии на вдавливание абразива. Карбидный анализ показал, что увеличение в чугуне содержания углерода от 2 до 2,5% при 15% хрома приводит к росту количества карбидной фазы на 5,4%. Увеличение количества карбидов, особенно, если они высокодисперсны, сопровождается ростом степени равномерности распределения дислокаций в изнашиваемом объеме. Повышается способность противостоять разрушению. Так как в данном исследовании исключено влияние структурного состояния матрицы, то рост износостойкости следует отнести именно за счет увеличения количества карбидов. Высокая износостойкость наблюдается при содержании углерода близком к эвтектическому составу. Что же касается содержания хрома, то наиболее высокой износостойкости соответствует 18-20% (рис. 2.2).

Большое влияние на свойства чугунов оказывает распределение карбидов в структуре. При высокой температуре нагрева и неравномерном охлаждении первичные и вторичные карбиды могут неравномерно располагаться в структуре и иметь неодинаковые размеры и форму. В этих случаях наблюдается значительная карбидная неоднородность. Влияние карбидной фазы на сопротивление изнашиванию не ограничивается влиянием количества карбидов, их расположения и формы. Существенное значение для износостойкости имеет кристаллографическое строение карбидов, их свойства и состав.

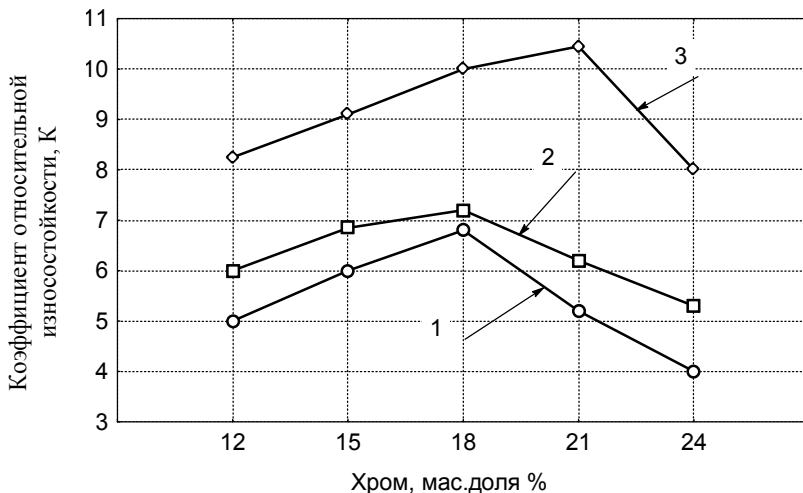


Рис.2.2. Относительная износостойкость высокохромистых чугунов:
1 – 2,0%С; 2 – 2,5%С; 3 – 3,0%С

Карбид Me_7C_3 обладает резко выраженной анизотропией свойств по осям «А» и «С» (вдоль оси «С» микротвердость хромистого чугуна с 15%Cr и 3%Mo – 1500HV, тогда как вдоль оси «А» – 950HV) [133]. Этот фактор используется путем применения направленной кристаллизации при необходимости ориентирования эвтектических колоний относительно изнашиваемой поверхности [134, 135].

2.3. Влияние легирующих элементов на параметры кристаллизации, структуру и свойства высокохромистых чугунов

Легирующие элементы, изменяя структурное состояние сплавов, вводятся для повышения сопротивления деформированию и разрушению при различных уровнях нагружения с учетом среды. Кроме служебных важное значение имеют технологические свойства, к которым, в частности, относятся: хорошие литейные свойства, малая склонность к обезуглероживанию, к деформации и трещинообразованию при закалке. Также важна малая чувствительность к перегреву, допускающая, в свою очередь, более широкий интервал температур нагрева для закалки, глубокая прокаливаемость.

Легирующие элементы, наиболее сильно повышающие сопротивление деформированию, оказывают значительное влияние на износостойкость. Причиной упрочнения твердых растворов чаще всего является

ся искажение решетки, создаваемое растворенным элементом. Наиболее сильное влияние оказывают малые концентрации легирующих элементов, они вызывают наибольшие относительные искажения решетки [87]. Большую роль в упрочнении должен играть тип межатомной связи в твердом растворе. Возникновение даже незначительного количества ковалентной связи может заметно повысить сопротивление сплава к пластической деформации. Важную роль в упрочнении твердого раствора играет взаимодействие структурных несовершенств (дислокаций) с группами атомов [88]. Упрочнение может вызываться тем, что для отрыва дислокаций от атмосфер растворенных атомов [87], требуется более высокое напряжение (механизм Котрелла, Сузуки). Так как для образования атмосферы вокруг дислокации достаточно очень малого количества растворенного элемента, то вполне понятно влияние малых концентраций.

Упрочнение может быть связано также с составом и строением границ, которые у сплава, как правило, иные, чем у чистого металла. Особенно сильное влияние малых количеств легирующего элемента можно объяснить в частности тем, что в этом случае он в большей степени изменяет состав и строение границ, нежели самих зерен [87].

М.П. Браун придерживается мнения, согласно которому оптимальное соотношение легирующих элементов в стали позволяет за счет упрочняющего их влияния на кристаллическую решетку железа, плотность и распределение дислокаций, тонкую структуру (размер и ориентировку блоков), форму и строение карбидной фазы, получать более высокие механические свойства металла [88], что, в свою очередь, может повлиять на износостойкость.

Важно, чтобы при изнашивании поверхности контактирующих деталей образовывались слои защитных (вторичных) структур, предохраняющие материал от интенсивного изнашивания. Вторичные структуры имеют ультрадисперсное ориентированное строение, метастабильны и, как правило, представляют собой твердые растворы и нестехиометрические соединения металлов и активных компонентов среды. В процесс образования вторичных структур вовлечены все структурные составляющие, но степень их участия различна.

Выбор легирующих элементов часто проводится эмпирически, с учетом представлений, сформулированных в правилах Шарпи и Боудена, а также результатов лабораторных и промышленных испытаний. Легирующие добавки могут обусловить кинетику образования и весь комплекс свойств вторичных структур, определяющих их прочность и связь с основным металлом. Вследствие резко выраженной реактивной диффузии элементов из глубинных слоев к поверхности участие леги-

рующего элемента в образовании вторичных структур существенно возрастает [88-91].

Износостойкие сплавы являются, как правило, высокоуглеродистыми легированными сплавами. Наиболее распространенными системами легирования являются системы: Fe-Cr, Fe-Cr-Mo, Fe-Cr-Mn, Fe-Cr-Ni, Fe-Cr-W-V и др.

Для насосного оборудования перспективными сплавами являются хромистые стали и чугуны, структура которых состоит из относительно прочной и пластичной основы (матрицы), упрочненной карбидами.

Применяемые в промышленности высокохромистые чугуны представляют собой в основном доэвтектические сплавы. После завершения кристаллизации в чугунах формируется структура, состоящая из избыточных кристаллов аустенита и аустенитохромистокарбидной эвтектики, в составе которой тригональный карбид $(Cr, Fe)_7C_3$ (рис. 2.3).

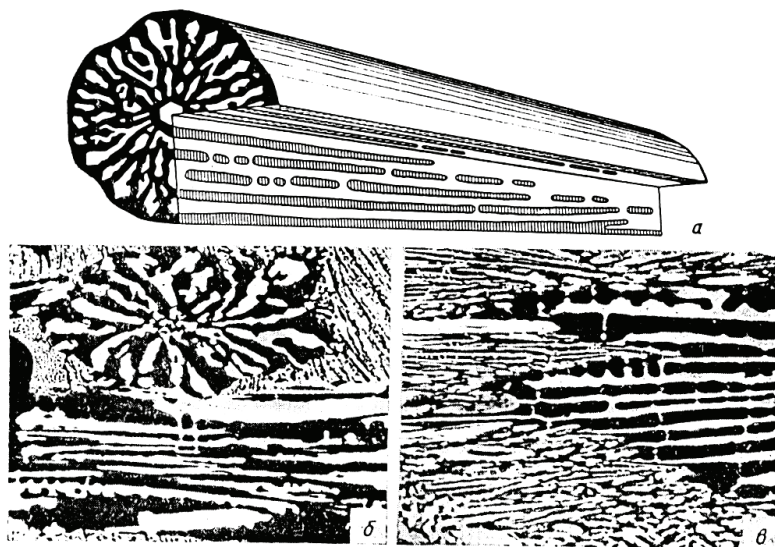


Рис. 2.3. Модель (а) и разрезы эвтектической колонии $Fe + (Cr, Fe)_7C_3$ (б, в) x 500 [93].

От базового кристалла отходят ответвления, окруженные эвтектическим аустенитом. В поперечных сечениях колония имеет вид карбидной розетки, заключенной в аустенитную обойму [93]. Наличие легирующих элементов в небольших количествах не изменяет морфологической картины первичной кристаллизации. При повышении содержа-

ния хрома (20%Cr) и замене 50% карбидов Me_7C_3 на $Me_{23}C_6$ эвтектика видоизменяется. Оставаясь инвертированной, она теряет розеточную скелетообразную форму. Карбиды при этом становятся более равноосными [136].

При выборе состава сплава, в первую очередь, следует учитывать величину соотношений карбидообразующих элементов и углерода. Это соотношение должно быть таким, чтобы обеспечить получение в сплаве требуемых карбидов и их количества. Для получения наиболее легированных карбидов отношение содержания карбидообразующего элемента к содержанию углерода должно достигать определенных (критических) значений. Это отношение для хрома составляет (ат. %): $Cr/C \geq 4,5$ [92]. Совершенно очевидно, что не всякое повышение содержания углерода или карбидообразующего элемента однозначно увеличивает износостойкость. В комплексно легированных чугунах тип карбидов зависит от сродства карбидообразующих элементов к углероду и их количественного содержания. При близком атомном содержании ведущим в образовании карбидов является элемент, имеющий наибольшее сродство к углероду [92]. Наиболее распространенным легирующим элементом износостойких чугунов является хром.

Хром оказывает двойственное влияние на структуру Fe-Cr-C сплавов: растворяясь в железе, он ограничивает γ - область и образует карбиды. В зависимости от концентрации хрома и термодинамических условий возможно образование двух типов хромистых карбидов: тригонального карбида $(Cr,Fe)_7C_3$, в котором растворяется до 50%Cr и кубического $(Cr,Fe)_{23}C_6$ с 65%Cr [58]. При растворении хромистых карбидов повышается содержание углерода и хрома в аустените, что приводит к увеличению прокаливаемости и закаливаемости. Хром менее дефицитен по сравнению с другими карбидообразующими элементами. Как видно из таблицы 2.1 [94], карбиды хрома несколько уступают карбидам ванадия, вольфрама и титана по твердости. Однако износостойкие высокохромистые чугуны широко используются для ответственных деталей машин, добывающих и перерабатывающих минеральное сырье с микротвердостью не выше H_{50} 1000. С увеличением твердости карбидов износостойкость чугунов растет, и максимальное ее значение соответствует содержанию 12-24%Cr при 3%C. При этом чугун содержит карбиды $(Cr,Fe)_7C_3$ с 1200-1500 HV. При увеличении количества карбидов по мере роста содержания углерода износостойкость возрастает линейно до появления в структуре хрупких заэвтектических карбидов [32].

Таблица 2.1

Сравнительные свойства карбидов

Карбид	Тип кристаллической решетки	Температура плавления, °С	Микротвердость Н ₅₀	Плотность, г/см ³
Fe ₃ C	Орторомбическая	1650	800-1000	7,67
Cr ₇ C ₃	Гексагональная	1665	1370-2440	6,92
Cr ₂₃ C ₆	Кубическая	1550	1225-2280	6,97
VC	Кубическая	2810	3000	5,36
TiC	Кубическая	3147	3000-3200	4,93
WC	гексагональная	2720	1780-2200	15,6

Хром сложно влияет на характер матрицы чугуна. Термодинамически он стабилизирует феррит и способствует полиморфному превращению Fe_γ → Fe_α. Однако, замедляя диффузионные процессы, хром кинетически затрудняет распад аустенита, поэтому в структуре высокохромистых чугунов при комнатной температуре может сохраняться значительное количество остаточного аустенита. Хром замедляет перлитное и бейнитное превращение аустенита. Последнее вообще устраняется при соотношении Cr/C ≥ 5 [95].

Количество остаточного аустенита зависит от температуры аустенизации, температуры M_n начала мартенситного превращения, температуры охлаждающей среды и скорости охлаждения при температурах ниже M_n. Хром повышает температуры M_n, но при этом снижает твердость мартенсита [96]. Выдержка закаленного чугуна при 500⁰С может обеспечить устранение остаточного аустенита (A_{ост}), при этом превращение A_{ост} начинается с выпадения карбида и образования смеси Ф – К (где Ф- феррит). В процессе превращения аустенит дестабилизируется выпавшим карбидом и, если прервать выдержку, превращается в мартенсит. Аустенит в литой структуре чугуна может быть дестабилизирован субкритической обработкой (выдержка при температурах ниже A₃): аустенит сначала частично превращается в перлит, а оставшийся аустенит претерпевает те же превращения, что и остаточный аустенит в закаленном чугуне [96].

Таким образом, в связи с уменьшением растворимости углерода в аустените под влиянием легирования хромом линия предельной растворимости карбидов в аустените, а вместе с ней эвтектоидная точка, сдвигается влево, в сторону меньших концентраций углерода (рис. 2.4), γ – область под влиянием хрома сужается, но поскольку углерод, образуя карбиды, уменьшает концентрацию хрома в твердом растворе, для полного исключения аустенита в структуре сплава системы Fe-Cr-C требуется тем больше хрома, чем больше углерода в сплаве.

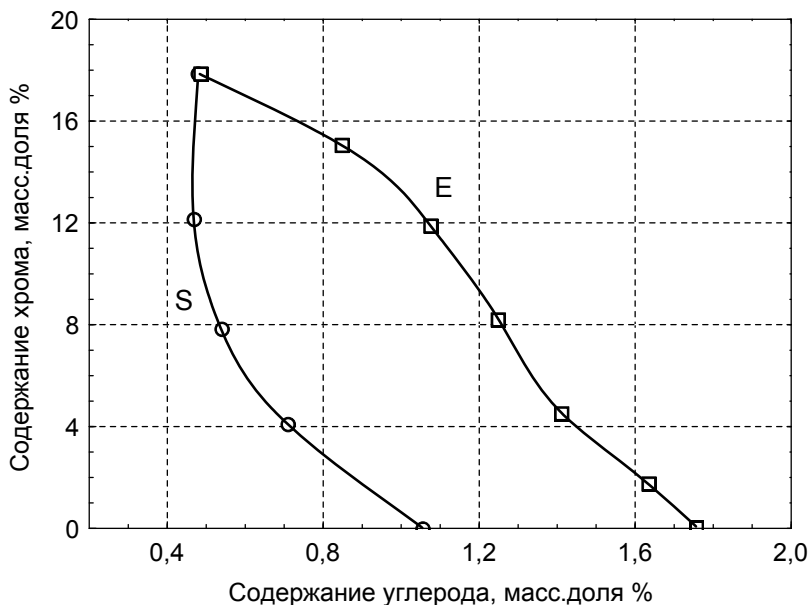


Рис. 2.4. Изменение положения точек S и E под влиянием хрома

С увеличением содержания хрома эвтектическая точка также сдвигается влево. Хром значительно увеличивает инкубационный период и время полного распада аустенита при изотермическом превращении. Сплавы легированные 4-10% Cr, в результате устойчивости переохлажденного аустенита, обладают хорошей закаливаемостью и глубокой прокаливаемостью.

В углеродистых сталях в случае полного растворения карбидов мартенситная точка будет смещаться под влиянием хрома к более низким температурам [97, 98]. В соответствии с этим, закаленная из гомогенной области хромистая сталь содержит большее количество остаточного аустенита по сравнению с нелегированной сталью с тем же содержанием углерода. Сталь с содержанием углерода 1%С и 12%Cr после закалки от 1100-1150⁰С может иметь даже чисто аустенитную структуру.

При аустенизации растворение хромосодержащих карбидов в аустените требует более высокой температуры и более длительного времени. При нагреве до достаточно высокой температуры, необходимой для полного растворения карбидов, повышение содержания углерода и хрома в аустените приводит к увеличению прокаливаемости и закалки-

ваемости. Поэтому в хромистых железоуглеродистых сплавах прокаливаемость сильно зависит от температуры закалки. В стали с содержанием 10-12%Cr и 0,5-1,0%С при температурах аустенизации 950-1000⁰С (и не слишком большом поперечном сечении изделия) мартенситное превращение происходит уже при охлаждении на воздухе.

Ввод дополнительных легирующих элементов в хромистые стали и чугуны приводит к изменению интенсивности изнашивания в различных условиях эксплуатации за счет дополнительного легирования матрицы и упрочняющей фазы. В связи с этим рассмотрение влияния дополнительного легирования на износостойкость хромистых сталей и чугунов является одной из весьма актуальных задач отечественного машиностроения.

Обычно при выборе легирующего комплекса исходят из особенностей влияния отдельных элементов на свойства чугунов в твердом состоянии и не учитывают при этом происходящие изменения параметров кристаллизации сплавов. Вместе с тем от особенностей протекания кристаллизации существенно зависят технологические и служебные свойства отливок. Романовым Л.М. и др. [99] методом дифференциально-термического анализа исследовано влияние ряда легирующих элементов на кристаллизацию до- и заэвтектических хромистых чугунов, содержащих 2,4-3,4% углерода и 16-30% хрома. При этом использовались элементы аустенитообразующие – Ni, Co, Cu и карбидообразующие – Nb, V, Mo, Mn.

Влияние легирующих элементов на параметры кристаллизации чугуна приведено на рис.2.5.

Определялись температуры ликвидус (Тл), эвтектического превращения (Тэ) и солидус (Тс). Установлено, что аустенитообразующие элементы – медь, никель, кобальт слабо влияют на кристаллизацию чугуна и особенности эвтектического превращения. Можно выделить кобальт, который в количестве более 1% масс несколько сужает интервалы кристаллизации и выделения эвтектики. Ниобий до 1% масс понижает Тл и особенно – Тс. Наблюдаемые изменения можно объяснить затруднением образования при этом карбидов хрома. При введении его в больших количествах температура образования NbC повышается, что вызывает увеличение Тл, Тэ и Тс. В результате образования первичных карбидов NbC в оставшейся части расплава концентрация углерода уменьшается, что и приводит в соответствие с диаграммой Fe-Cr-C к повышению Тэ и Тс.

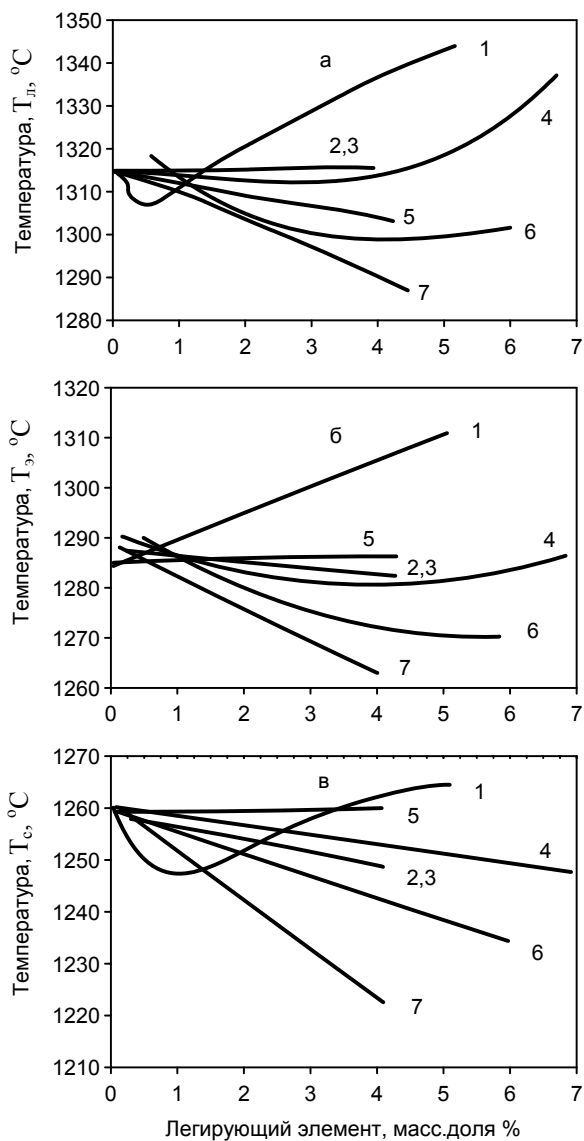


Рис. 2.5. Влияние легирующих элементов на температуры ликвидус - $T_{л}$, эвтектического превращения - $T_{э}$, солидус - $T_{с}$ чугуна ИЧ250Х28 [99]
 1 – ниобий, 2 – ванадий, 3 – медь, 4 – никель, 5 – кобальт, 6 – марганец,
 7 – молибден

В отличие от ниобия ванадий образует незначительную часть первичных карбидов VC и эвтектики на его основе. Основная же его масса находится в сложных эвтектических и заэвтектических карбидах $(Cr, V)_7C_3$. При определенном количестве в сплаве хрома и ванадия сочетание этих фаз с аустенитом дает при кристаллизации две двойные эвтектики A+VC и A+Me₇C₃ и одну тройную A+ Me₇C₃+VC. По морфологии тройная эвтектика аналогична двойной эвтектике A+ Me₇C₃, поэтому металлографически эти эвтектики почти неразличимы. Структура эвтектики A+VC полностью соответствует правилу Шарпи, тогда как структура тройной эвтектики, также как и эвтектики A+Me₇C₃ частично инвертирована. Иглы карбидов и прослойки аустенита в плоскости шлифа чередуются, но и в этом случае преобладающей по объему фазой является аустенит. Сочетание в структуре чугуна двух видов эвтектик с полной и частичной инверсией микроструктуры обеспечивает повышенные износостойкость и механические свойства чугуна, в том числе пластичность и вязкость. Чугуны системы Fe-Cr-V-C имеют в своей структуре большое количество карбидов, что проявляется в повышении твердости и абразивной износостойкости. С помощью фазового анализа [100] установлен химический состав карбидов Me₇C₃. Их химический состав зависит от многих факторов: химического состава чугуна, кинетических условий кристаллизации, вида и режима термической обработки и др. Химический состав карбида ванадия довольно стабилен. В количестве до 10% в нем может растворяться хром, замещая атомы ванадия. Добавки ванадия более 4% масс увеличивают Tл.

Марганец до 4% масс одновременно понижает Tл, Tэ и Tс, однако без изменения температурных интервалов выделения эвтектики и аустенита. Дополнительный ввод Mn сказывается в основном на характере металлической основы чугуна. Уменьшается критическая скорость заковки на мартенсит, а при значительном содержании Mn стабилизирует аустенит. Эта особенность начинает проявляться в расширении интервала выделения аустенита при концентрациях марганца более 4% масс, где наблюдается существенное расширение интервала выделения первичных кристаллов аустенита [49]. Наблюдается уменьшение количества карбидной фазы. Зависимость Tл от концентрации марганца носит экстремальный характер. До концентрации 2,2% масс происходит замещение железа в заэвтектических карбидах хрома марганцем, в результате чего увеличивается их термодинамическая устойчивость и, соответственно, температура начала выделения их из расплава. Вместе с тем марганец заметно снижает активность углерода. Это особенно проявляется при концентрациях марганца более 2,2% масс в снижении Tл.

В работе [100] рассмотрено влияние марганца на кинетику изотермического (в перлитной и промежуточной областях) и мартенситно-

го превращений в хромистых чугунах. Исследования проводили магнитным методом на анизометре Акулова. Показано, что марганец оказывает очень сильное влияние в перлитной и промежуточной областях (рис.2.6).

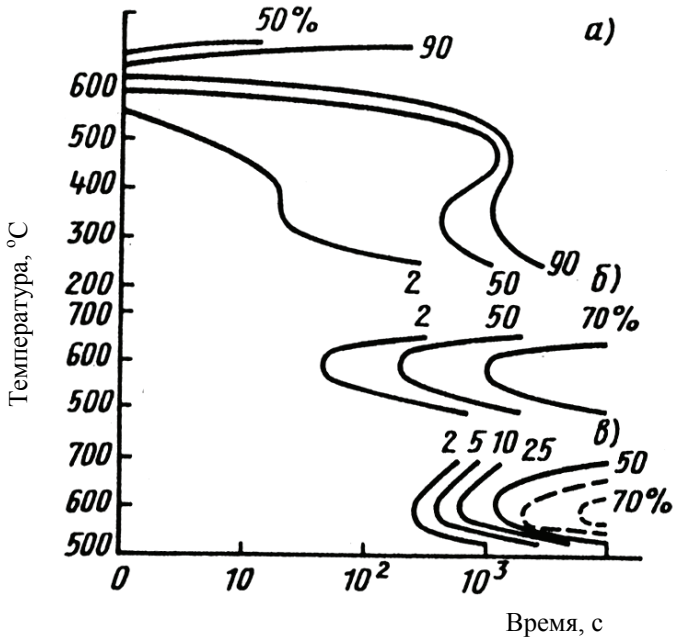


Рис. 2.6. Кривые изотермического превращения аустенита хромистых чугунов с различным содержанием марганца, (%) [100]
a – 0,22; *б* – 3,64; *в* – 5,19

В чугунах с низким содержанием марганца (рис. 2.6*a*) имеются два максимума скорости превращения: в перлитной области при 660-680⁰С и в промежуточной при 340⁰С. При повышении содержания марганца (рис.2.6 *б,в*) промежуточного превращения не наблюдается. В этих случаях заметно сужается интервал изотермического превращения, а максимум скорости смещается к 600⁰С. Характерно также, что это превращение не идет до конца, т.е. в структуре остается непревращенный аустенит. Твердость продуктов распада зависит от температуры превращения. По данным [100] определена микротвердость аустенита и продуктов его распада при $t_{из} = 500-650^0С$:

Температура изотермической выдержки, °С	500	550	600	650
Микротвердость остаточного аустенита	549-607	455-549	455-501	455-501
То же, продуктов распада $A_{ост}$, %	455-525	308-387	286-332	332-419
$A_{ост}$, %	75	35	28	52

При 600⁰С обеспечивается максимальная степень превращения при минимальной твердости продуктов распада аустенита. Кинетика распада аустенита зависит от степени его легирования. Поскольку хром и марганец преимущественно распределяются в карбидах, снижение содержания углерода в чугуне приводит к увеличению содержания этих элементов в аустените, что усиливает описанные выше изменения.

Подтверждено сильное влияние марганца на снижение точки M_n . Для чугуна, содержащего 2,8-3,1% С и 12-14% Cr, эта температура при 0,22% Mn составляет 190; 2% - 180; 3,6% - 120; 4,5% - 110; 6,2% - 30 и 8,7% - 40⁰С. Влияние марганца на кинетику мартенситного превращения в хромистых чугунах показано на рис.2.7.

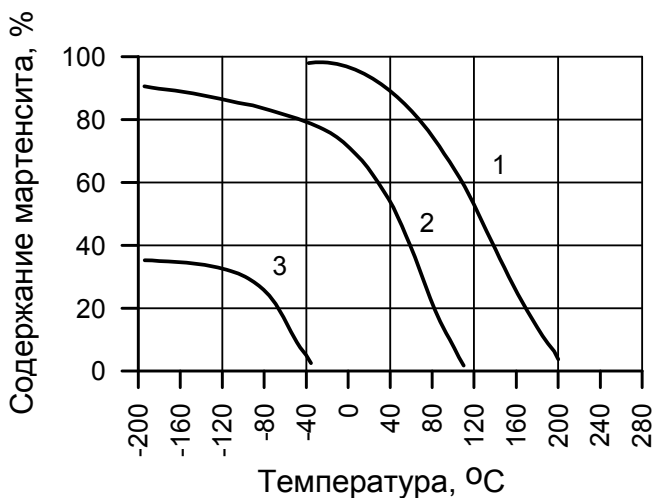


Рис. 2.7. Влияние содержания марганца, (%) на мартенситное превращение хромистых чугунов [100]
1 – 0,22; 2 – 4,5; 3 – 8,7

Если в чугуне с низким содержанием марганца (0,22%) при комнатной температуре количество остаточного аустенита $A_{ост}$ незначительно, то в чугуне с 4,5% Mn оно составляет около 40%, а при 8,7%Mn

мартенситное превращение протекает только в условиях низких температур. Поэтому для получения мартенситных и мартенситно-аустенитных чугунов с небольшим количеством остаточного аустенита содержание марганца следует ограничивать (~ 4%). Для получения чисто аустенитных чугунов содержание марганца должно превышать 5,5%. Так как марганец является наиболее дешевым и доступным компонентом, его широко применяют для легирования хромистых и хромованадиевых чугунов с целью повышения их твердости и износостойкости [95, 100]. Особенно целесообразно вводить марганец и никель в чугуны, предназначенные для деталей, работающих в условиях ударно-абразивного изнашивания.

В хромованадиевых белых чугунах основное влияние марганца также связано с изменением структуры металлической основы. Однако марганец влияет и на фазовый состав эвтектик и количество каждой эвтектики в структуре чугуна. Хорошо растворяясь в карбиде Me_7C_3 , расплаве и аустените, но практически не растворяясь в карбидах ванадия, марганец должен увеличивать растворимость последних в расплаве и аустените, уменьшая тем самым количество эвтектики A+VC и увеличивая количество тройной эвтектики и избыточного аустенита. Марганец способствует также получению более разреженной эвтектики A+VC.

Никель при содержании его 4-5% обеспечивает максимальную твердость чугуна (в литом состоянии или после нормализации) и мартенситно-аустенитную структуру с наибольшим количеством мартенсита. Более высокое легирование чугуна никелем приводит к стабилизации аустенита и сохранению значительного его количества в структуре, что вызывает снижение твердости чугуна. При содержании до 7% Ni образуется неустойчивый наклепывающийся аустенит, а при повышении его концентрации свыше 7% аустенит стабилизируется и теряет склонность к наклепу [101]. Аналогично влияет марганец, причем максимуму твердости соответствует его содержание в чугуне 3,0-3,5% (для литых образцов и после закалки на воздухе). С увеличением скорости охлаждения для обеспечения максимальной твердости требуется меньшее количество марганца.

Элементы-аустенизаторы (Ni и Mn) улучшают прокаливаемость чугунов, но сильно снижают точку M_{II} : 1% Mn или Ni снижает M_{II} ~ на 40° . Для мартенситного превращения аустенита в хромистых чугунах, содержащих повышенное количество марганца или никеля, необходима длительная выдержка. В связи с этим обработка на мартенсит таких чугунов требует дополнительного отпуска как после закалки (в том числе и воздушной), так и без нее, т.е. отливки для повышения их твердости следует подвергать отпуску. Можно использовать также самоотпуск,

медленно охлаждая отливки в интервале температур мартенситного превращения или прерывая закалку, но при этом твердость снижается (по сравнению с обычным отпуском) до HV 25-75 [96].

Целесообразно использование марганца в чугунах с аустенитной основой. Для получения сильно наклепывающегося аустенита в высокохромистых чугунах обычно вводят марганец в количестве до 4%. При большем содержании марганца увеличивается устойчивость аустенита и снижается его склонность к наклепу. В работе [101] аустенизирующая способность марганца и никеля проиллюстрирована следующими примерами:

- в отливках из чугуна, содержащего 14% Cr и 1,6% C, при 0,5% Mn и толщине стенки отливки $\delta = 12$ мм металлическая основа – перлит; при 1,9% Mn и δ до 20 мм – аустенит; при 3% Mn и δ до 80 мм – аустенит;

- в отливках с 14% Cr; 2,7% C и 0,76% Mn без никеля при $\delta = 20$ мм – перлитная основа; при 2,3% Ni и δ до 60 мм – аустенит.

Эти примеры показывают, что марганец и никель сильно подавляют перлитное превращение, увеличивая устойчивость переохлажденного аустенита в этой области.

Молибден снижает T_л, T_э и T_с, заметно расширяя интервал кристаллизации. Основная роль молибдена в хромистых чугунах заключается в увеличении их прокаливаемости [102]. Даже легирование сравнительно небольшим количеством молибдена (0,4-0,7%) заметно увеличивает прокаливаемость, так как молибден в отличие от других легирующих компонентов расширяет область переохлажденного аустенита и в верхнем, и в нижнем температурном интервале превращения. Критический диаметр прокаливаемости после аустенизации при 900^oC и охлаждения на воздухе составляет 100 мм для чугуна без молибдена (1,65% C и 16% Cr) и 200 мм для сплава с 2,8% Mo. Твердость HV₅₀ для обоих случаев составляет, соответственно 500 и 600. Еще более значительная разница по прокаливаемости достигается при повышенных температурах аустенизации: при 1020^oC – 350 мм без молибдена и 700 мм с молибденом [96]. Особенно сильно проявляется влияние молибдена в присутствии хрома и марганца. Можно принять, что 1% Mo улучшает прокаливаемость в такой же степени, как 2% Cr [61]. Эффективность действия молибдена зависит от его содержания в металлической основе хромистого чугуна. При концентрации в чугуне 3-4% молибдена может образоваться эвтектика A+Me₂C, причем в карбидах Me₂C содержание молибдена достигает 50%, что значительно снижает его содержание в матрице чугуна. Более благоприятным является образование карбида Me₆C, в котором содержится 15% Mo. Образованию таких карбидов соответствует концентрация молибдена в чугуне более 4% [96]. Добавка молибдена в количествах 0,5-2,0% повышает жаропрочность хромистых сталей и улучшает коррозионную стойкость в растворах. Молибден об-

ладает пассивирующей способностью, устойчив по отношению к иону хлора [103]. Добавка в сталь 1-3% Мо достаточна для улучшения коррозионной стойкости этих сталей в окислительных средах, содержащих ион хлора [104]. В работе [105] отмечено положительное влияние молибдена на повышение эрозийной стойкости хромистых сталей. Исследование Г.Вагнера и др. [106] свидетельствует, что молибден оказывает положительное влияние, в основном, при наличии хрома. При введении молибдена большее количество хрома остается в основе, тем самым, повышая коррозионную устойчивость сплава. Наличие молибдена в стали определяет высокий предел ползучести, улучшение прокаливаемости, повышение прочности, улучшение обрабатываемости резанием [107]. Добавки 0,5-2% молибдена к хромистым сталям улучшает их свариваемость. При использовании высокоуглеродистых сталей, содержащих 13-19% Cr, использование молибдена особенно желательно. Молибден уменьшает отпускную хрупкость стали.

В хромистых сплавах при повышенном содержании хрома и углерода эвтектические карбиды имеют пластинчатую форму. При легировании молибденом эвтектика образуется в виде цилиндрических ячеек, в которых разветвленные пластинки тригонального карбида окружены аустенитом. При увеличении содержания молибдена изменяется не только форма, но и тип карбида (табл. 2.2) [84].

Таблица 2.2

Химический состав карбидных и интерметаллидных фаз в чугунах 130X15 при дополнительном легировании молибденом

Фаза	Элемент	Количество молибдена, % ат.							
		0,0	0,2	0,4	0,6	1,0	1,2	1,7	2,5
Me ₇ C ₃	C	30,1	29,7	30,3	29,9	-	-	-	-
	Cr	44,5	44,0	41,9	41,1	-	-	-	-
	Fe	25,4	25,4	26,5	27,5	-	-	-	-
	Mo	0,0	0,9	1,3	1,5	-	-	-	-
Me ₂₃ C ₆	C	-	-	20,5	20,3	20,6	20,5	19,9	20,1
	Cr	-	-	40,1	40,4	40,2	40,5	44,5	45,3
	Fe	-	-	36,3	35,6	35,4	35,1	30,0	3,0
	Mo	-	-	3,1	3,7	3,8	3,9	4,5	4,6
Me ₆ C	C	-	-	-	-	-	14,1	14,4	13,7
	Cr	-	-	-	-	-	40,3	40,5	40,4
	Fe	-	-	-	-	-	38,7	38,3	38,6
	Mo	-	-	-	-	-	6,9	6,8	7,3
χ-фаза	C	-	-	-	-	-	1,1	1,4	1,3
	Cr	-	-	-	-	-	17,1	16,9	16,8
	Fe	-	-	-	-	-	61,0	31,1	31,3
	Mo	-	-	-	-	-	20,8	20,6	20,6

Молибден оказывает сильный кинетический эффект, задерживая перлитный распад аустенита. При этом молибден слабо влияет на положение точки M_n начала мартенситного превращения: 1% Мо снижает M_n на 7°C . Следует отметить повышение твердости мартенсита при наличии в хромистом чугуна молибдена.

Особенно эффективно совместное легирование Мо+Mn, так как при отсутствии марганца практически весь молибден связан в карбидах и лишь небольшая часть растворяется в аустените, препятствуя перлитному распаду. Так, при содержании в чугуне 1,5% Мо из этого количества 1,3% Мо связано в карбидах и лишь 0,2% Мо растворено в матрице [108]. Задача состоит в установлении оптимального соотношения Мо+Mn, которое определяется необходимой износостойкостью, прокаливаемостью и обрабатываемостью. Резкое возрастание прокаливаемости при совместном легировании Мо и Mn объясняется более активной ролью молибдена в присутствии марганца. При равном содержании Мо его концентрация в твердом растворе в Cr-Mn-Mo чугуне значительно выше, чем в Cr-Mo-чугуне. При содержании в сплаве 3,21%Mn и 1,06%Мо в карбидном осадке содержание молибдена в % к весу растворенного металла составило 0,36, а в матрице 0,80 [108].

Кремний в высокохромистом чугуне распределяется при кристаллизации между аустенитом и эвтектическим расплавом. Кремний повышает температуру эвтектической кристаллизации, расширяет интервал эвтектического превращения, препятствуя переохлаждению, и снижает влияние скорости охлаждения. Увеличение содержания кремния в доэвтектических чугунах от 0,05 до 0,78 приводит к повышению твердости и сопротивления изнашиванию. Увеличение содержания углерода и кремния снижает прокаливаемость высокохромистых чугунов. Поэтому содержание кремния в чугунах, закаливаемых на воздухе, не должно превышать 0,7% [102].

При применении безникелевых чугунов для улучшения технологичности материала (увеличения жидкотекучести, прокаливаемости и др.) рекомендуют использовать медь.

Медь также вводят при необходимости повысить температуру мартенситного превращения. Однако следует учитывать, что медь относится к элементам, повышающим энергию дефектов упаковки аустенита, который обладает очень низкой способностью к упрочнению под действием пластической деформации и, следовательно, содержание меди не должно превышать 2% масс.

Перспективным элементом для легирования деталей из высокохромистых чугунов, особенно при работе в условиях размоленного обораживания при температуре превышающей 65°C является алюминий. Так абразивная износостойкость чугуна 150X221Ю20 в указанных усло-

виях эксплуатации значительно превышает износостойкость применяемых чугунов Х19ГД и 250Х19ДМ [112].

Наличие требуемых свойств в большей мере возможно при использовании многокомпонентного легирования (МЛ). Интенсивное понижение уровня граничной энергии при многокомпонентном легировании способствует уменьшению склонности к росту зерна. Поэтому, используя упрочнение за счет измельчения зерна, МЛ не препятствует дальнейшему проведению термической обработки. МЛ сильнее снижает уровень граничной энергии, чем легирование большим количеством одного элемента. Известно, что при дополнительном легировании хромомарганцевой стали молибденом, ванадием, РЗМ отношение $\sigma_{тр}/\sigma_{п}$ (отношение свободной энергии границ и свободной энергии поверхности) уменьшается [129]

Свойства высокохромистых чугунов в значительной мере зависят от соотношения Сг/С. Так, трещиностойчивость достигается при содержании 2,6% углерода и соотношении 10:1. Уменьшение содержания углерода менее 2,0% способствует повышению легированности матрицы и уменьшению количества эвтектических карбидов. Повышение содержания углерода выше эвтектического (>3,0%) приводит к потере прочностных свойств, вследствие образования крупных карбидов. Для обеспечения наиболее оптимального сочетания прочности и пластичности, а также высокой износостойкости содержание углерода должно находиться в пределах 1,8-2,6%. Анализ ряда работ [113, 95] показал, что высокую износостойкость хромистых чугунов обеспечивает сочетание твердых карбидов Me_7C_3 с матрицей из мартенсита или метастабильного аустенита. Хромистые чугуны с карбидами Me_7C_3 после термической обработки обладают пределом прочности при изгибе до 1000 МПа и ударной вязкостью до 80 кДж/м². Для чугунов с цементитной эвтектикой эти величины составляют 380 МПа и 20 кДж/м², соответственно микротвердость карбидов Me_7C_3 находится в пределах 12000-15000МПа, что значительно превышает микротвердость цементита (800-1100МПа) и также играет существенную роль в обеспечении высокой износостойкости чугунов. При содержании в чугуне 20%Сг и более в его структуре появляется эвтектика на базе кубического карбида $Me_{23}C_6$, микротвердость которого примерно на 2000МПа ниже, чем у карбида Me_7C_3 [114]. Следует отметить, что при переходе от цементитного к специальному карбиду хрома износостойкость чугуна возрастает сильнее, чем при переходе от одного специального карбида к другому [47]. Карбид $Me_{23}C_6$ обладает более устойчивой связью с аустенитной матрицей, что проявляется в его возможности быстрого выделения, растворения и легирования матрицы [115]. Благодаря этому при аустенитно-карбидной структуре износостойкость при абразивном изнаши-

вании может в отдельных конкретных случаях повышаться при изменении карбидной фазы Me_7C_3 на $Me_{23}C_6$ [116]. Однако образование в сплаве карбида $Me_{23}C_6$ не всегда целесообразно, так как это приводит к понижению коррозионной стойкости сплава вследствие обеднения матрицы хромом [115].

При комплексном легировании, одинаковой матрице и равном количестве карбидов более высокой износостойкостью обладает чугуны с более твердыми карбидами [32]. Дополнительное введение в чугун более сильных карбидообразующих элементов приводит к перераспределению хрома между матрицей и карбидной фазой, а при определенном их содержании – к образованию специальных карбидов. Указанные добавки могут в результате растворения упрочнить металлическую матрицу, оказывать влияние на размер зерна. Дополнительное легирование ванадием, ниобием, молибденом и вольфрамом было проведено на хромистых чугунах типа 130X15. Основной карбидной фазой в литом состоянии являлся карбид Me_7C_3 . Установлен его состав (ат. %) от содержания дополнительного легирующего элемента [117]:

при легировании молибденом

$$C_{Cr} = 43,9-2,3X$$

$$C_{Fe} = 25,3-0,4X$$

$$C_{Mo} = 0,4-13,0X$$

при легировании вольфрамом

$$C_{Cr} = 42,8+0,5X$$

$$C_{Fe} = 27,1-3,9X$$

$$C_W = 0,02+3,9X$$

при легировании ванадием

$$C_{Cr} = 42,5-4,7X$$

$$C_{Fe} = 27,2-1,8X$$

$$C_V = 0,6+7,1X$$

где X – содержание дополнительного легирующего элемента в матрице сплава (ат. %).

Наибольшей растворимостью в карбиде Me_7C_3 обладает ванадий. Соотношение атомных концентраций $C_{Cr}/C_{Fe} = 3:2$ до значения $X=1,55$ свидетельствует о равной степени замещения атомов хрома и железа в карбиде Me_7C_3 атомами ванадия. Молибден замещает в карбиде Me_7C_3 главным образом атомы хрома, вольфрам – атомы железа. Превышение содержания молибдена свыше 1,2ат.% (2% мас.) приводит к нежелательному выделению по границам зерен хрупкой χ - фазы. При легировании вольфрамом χ - фаза образуется при содержании 0,9ат.% (3,2% мас.). При термической обработке количество в чугуне карбидов Me_7C_3 уменьшается в результате происходящего при нагреве под закалку перехода $Me_7C_3 \rightarrow Me_{23}C_6 \rightarrow Me_6C$ вследствие взаимодействия химиче-

ских элементов входящих в состав карбидов с матрицей сплава. В результате термической обработки процесс перехода $Me_7C_3 \rightarrow Me_{23}C_6$ в хромистых чугунах с молибденом происходит быстрее, чем в сплавах с вольфрамом. При содержании молибдена более 0,6ат.% карбид Me_7C_3 полностью трансформируется в $Me_{23}C_6$, который в диапазоне 0,6-1,2ат.% является единственной карбидной фазой (табл.2.2). Для повышения физико-механических свойств, особенно ударной вязкости, желательно, чтобы эвтектические карбиды были раздроблены. Этому способствуют такие технологические приемы, как модифицирование РЗМ, Са, Ti и введение небольших количеств более сильных карбидообразующих элементов -V, Nb. Добавка в хромистые чугуны ниобия в количестве 0,2-0,3% мас. (0,1-0,17ат.%) [118] кроме модифицирующего эффекта оказала упрочняющее влияние. Это достигнуто за счет того, что при нагреве до температуры 680-700⁰С на дефектах упаковки происходит выделение мелкодисперсной карбидной фазы, приводящее к уменьшению размеров субзерен и блоков когерентного рассеивания. В результате образуются дополнительные поверхности раздела, создающие препятствия движению дислокаций. Самостоятельные карбиды ниобия и ванадия образуются соответственно при (0,05ат.% и 2ат.%) [117]. При этом состав карбидов Me_7C_3 остается практически постоянным.

Наиболее высокие значения механических свойств и износостойкости чугунов определяются оптимальным соотношением в них содержания хрома, других карбидообразующих элементов и углерода. Вместе с тем следует отметить, что максимум прочности и износостойкости хромистых чугунов не совпадают. По-видимому, это объясняется тем, что эвтектика $A+Me_7C_3$ имеет переменный химический состав (поскольку она кристаллизуется в интервале температур) и различное содержание карбидов в зависимости от состава чугуна. Максимуму прочности соответствует квазиэвтектический сплав Fe - $A+Me_7C_3$ с разреженной структурой эвтектики (при соотношении Cr/C ~10), что находится в полном соответствии с зависимостями, приведенными на рис. 2.8.

Углерод по-разному влияет на свойства чугуна в литом и закаленном состояниях (рис.2.9).

Максимальные значения свойств (временного сопротивления и стрелы прогиба) у литого чугуна (~30%Cr) достигаются при 2,2-2,3%С. При большем содержании углерода эти свойства чугуна резко снижаются. После закалки содержание углерода мало влияет на механические свойства чугуна.

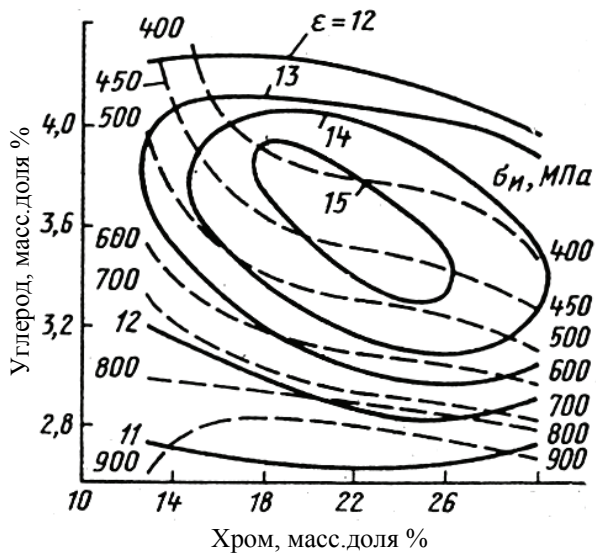


Рис. 2.8. Диаграмма прочности (штриховые линии) и износостойкости (сплошные линии) хромистых белых чугунов [95].

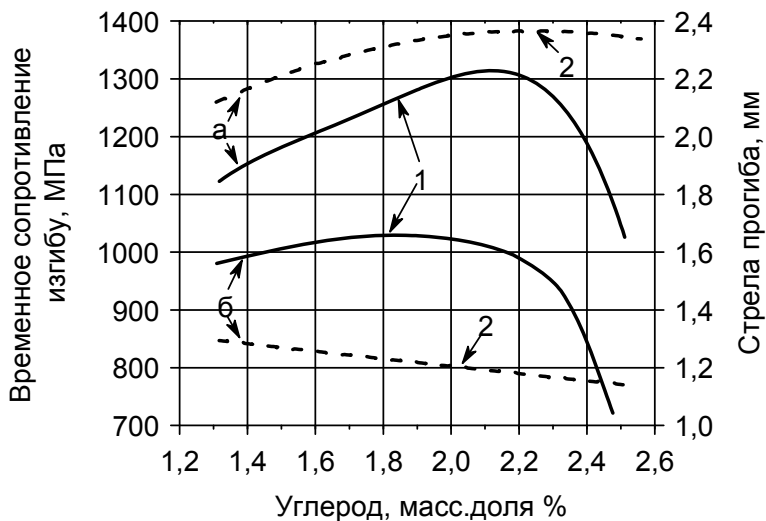


Рис. 2.9. Влияние содержания углерода на свойства высокохромистых чугунов при изгибе [121]: 1 – литое состояние; 2 – закалка от 1100°C

Подобное влияние углерода отмечено также в работе [119]. В сплавах с 12-13% Cr, термически обработанных на мартенсит, повышенные содержания углерода с 1,65 до 2,90% ухудшает механические свойства. На рис.2.10 показано влияние углерода на предел прочности при изгибе белого чугуна, содержащего 14-18%Cr, в литом состоянии (I) и после нормализации (II) [120].

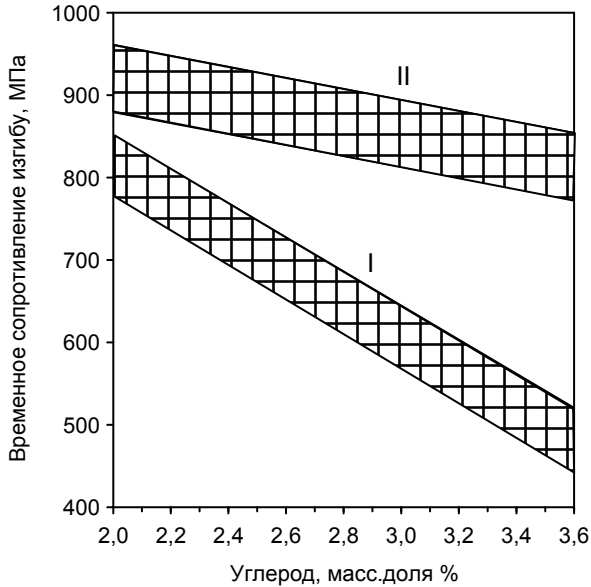


Рис. 2.10. Влияние содержания углерода на прочность белого чугуна с 14-18% Cr [120] в литом состоянии (I) и после нормализации (II)

Углерод сильно снижает прочностные свойства чугуна, особенно в литом состоянии. Вместе с тем максимуму износостойкости должна соответствовать наиболее плотная эвтектическая структура с максимальным количеством карбидов. Поэтому факторами, ограничивающими содержание хрома и углерода в последнем случае, являются образование заэвтектических карбидов и переход к эвтектике $A+Me_{23}C_6$.

Сопоставление содержания углерода и хрома, соответствующего положению максимума износостойкости, с диаграммой состояния системы Fe-C-Cr показало, что оно примерно совпадает с эвтектической концентрацией. Наибольшая величина максимума износостойкости для чугунов с 17-26%Cr объясняется тем, что эти чугуны содержат максимальное количество карбидов Me_7C_3 при отсутствии заэвтектических карбидов и карбидов цементитного типа.

Размер карбидов в износостойких белых чугунах зависит от степени эвтектичности чугуна. При этом отмечено наличие критической величины среднего размера карбидов при испытании чугунов на абразивную износостойкость (рис. 2.11) [121].

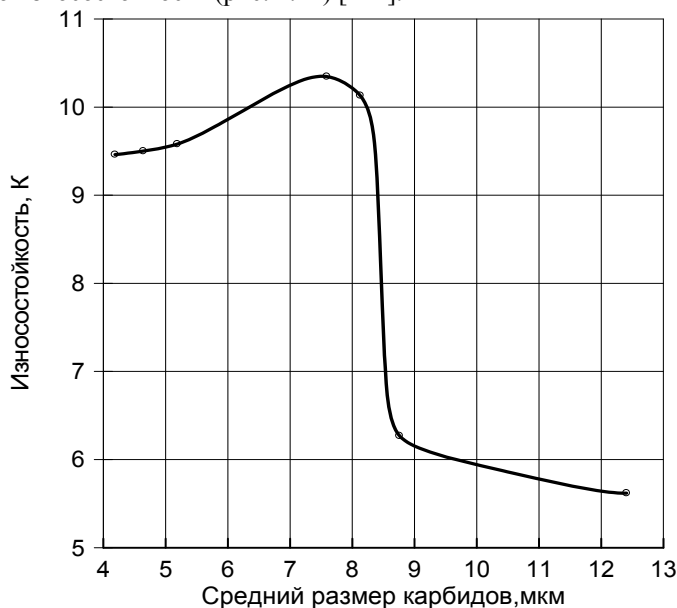


Рис. 2.11. Влияние среднего размера карбидов в белом Cr-Mo чугуне (~3,0% С, 13%Cr, 1,5% Mo) на износостойкость

Оптимальная величина среднего размера карбидов непостоянна и зависит как от свойств самого карбида, так и от условий испытаний. В свою очередь, рост напряжений определяется параметрами абразива (твердостью, остроугольностью, размером) и углом атаки абразива.

Немаловажная роль в износостойкости высокохромистых чугунов принадлежит ориентировке карбидов. Наличие структурной анизотропии у высокохромистых чугунов значительно влияет на формирование свойств в отливках. Это связано с тем, что при затвердевании чугуна с определенным соотношением Cr/C образуется аустенитно-хромисто-карбидная эвтектика $A + (Cr,Fe)_7C_3$, обладающая осевой симметрией, а избыточный карбид $(Cr,Fe)_7C_3$ имеет карандашную форму. Износостойкость такого материала зависит от условий приложения нагрузки [122]. В опытах использовали чугуны разной степени эвтектичности. С целью снижения вероятности влияния фазовых превращений структуры в процессе изнашивания в чугуны дополнительно вводился никель (табл. 2.3).

Таблица 2.3

Химический состав чугунов

№№	Содержание элементов			
	С	Cr	Ni	Fe
1	1.84	19.16	1.88	Остальное
2	2.02	24.14	1.75	“-“
3	3.06	26.78	1.70	“-“

Структурная анизотропия создавалась методом литья с направленной кристаллизацией. Образцы вырезали из слитков в зонах изотропной и направленной структуры. Испытания на износостойкость проводили по методике изнашивания о закрепленный абразив на машине ЛКИ-3, в качестве истирающей поверхности использовали кремниевую абразивную шкурку средней зернистости (81Кр25НМ455). Результаты испытаний приведены на рис.2.12.

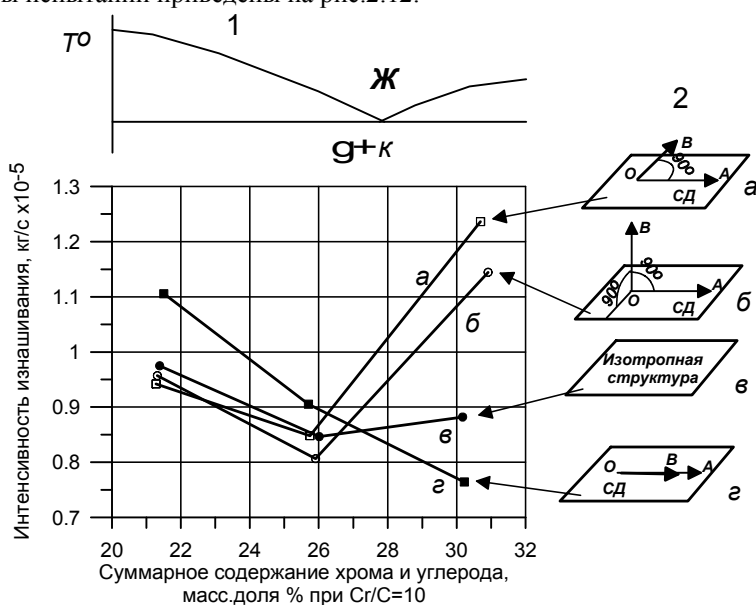


Рис. 2.12. Концентрационная зависимость интенсивности абразивного изнашивания хромистых чугунов

1- схема политермического сечения диаграммы фазовых равновесий;

2 – схема ориентации структуры и направления движения абразива

ОА – вектор движения абразива,

ОВ – направление ориентации структуры,

СД – плоскость изнашиваемой поверхности [122]

В случае изнашивания сплавов с изотропной структурой наблюдается экстремальный характер концентрационной зависимости, характерный для систем эвтектического класса [123]. Износостойкость чугунов доэвтектического и эвтектического составов, обладающих слабо выраженной структурной анизотропией, незначительно зависит от ориентации структуры и направления изнашивающего воздействия абразивных частиц. Наилучшую износостойкость проявил заэвтектический чугун, испытанный в направлении движения абразива, совпавшим с направлением преимущественной ориентации структуры (рис. 2.12, з).

Обычно применяют доэвтектические и эвтектические чугуны. Так как хром уменьшает содержание углерода в эвтектике $A + Me_7C_3$, то содержание углерода принимают до 3,7% при содержании хрома 20%.

Из рис. 2.13 видно, что минимальная интенсивность изнашивания обеспечивается квазиэвтектическим составом чугуна, а максимальная износостойкость как раз и соответствует содержанию 20-24%Cr и 3,5-3,7%С. Абразивную износостойкость определяли на машина ЛКИ-3 по закрепленному абразиву при удельной нагрузке 0,5МПа и скорости трения 0,6м/с.

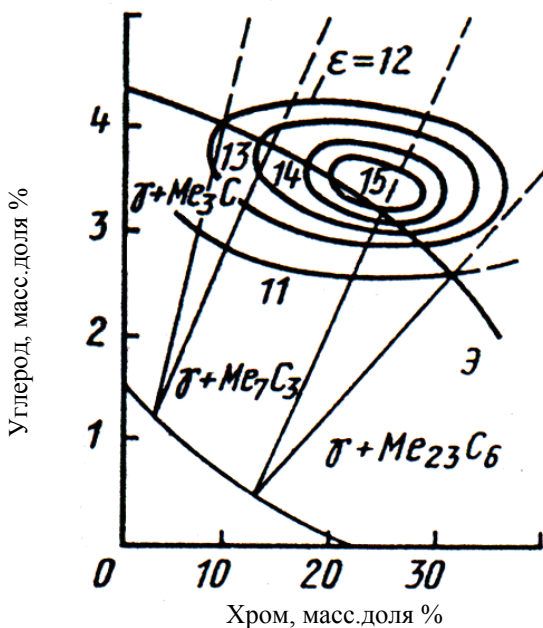


Рис. 2.13. Связь между износостойкостью (ϵ) хромистых чугунов и диаграммой Fe-Cr-C [86]

Исследовали сплавы квазибинарной системы Fe-Me₇C₃ (Cr/C =10). Чугуны такого состава имеют сравнительно невысокую прочность ($\sigma_{н} = 400-450$ Мпа), и склонны к образованию трещин. Для изготовления деталей, работающих в условиях повышенных нагрузок, следует применять чугуны с большим соотношением Cr/C (например, 16-20%Cr при 2,3-2,6%С) [95].

Влияние углерода и хрома на ударноабразивную стойкость чугуна существенно зависит от угла атаки абразивных частиц. Проведенные О.М.Романовым [124] исследования на центробежном ускорителе ЦУК-3 с использованием чугунной дроби (0,8-1,10мм) в качестве рабочей смеси показали, что при угле атаки $\alpha=30^{\circ}$ высокой стойкостью обладают чугуны с содержанием углерода в интервале 2,3-3,5%. Минимум изнашивания соответствует доэвтектическим чугунам, максимум – образованию заэвтектических карбидов. Указанному содержанию углерода при 12,5-13,7% хрома отвечают эвтектические структуры с различной плотностью.

При углах атаки 60 и 90⁰ наиболее износостойкой оказалась структура с разреженной эвтектикой и избыточным аустенитом, обеспечивающие более высокую вязкость и ударостойкость. Оптимальное содержание углерода смещено в область концентрации менее 2%. Снижение ударно-абразивной стойкости чугунов при высоком содержании хрома связано с образованием в структуре крупных заэвтектических карбидов и их выкрашиванием под действием ударных нагрузок.

Повышение износостойкости хромистых чугунов может быть получено благодаря регулированию объемом, размерами, формой карбидной фазы, в том числе и вторичных карбидов. Существенное влияние на свойства сплавов оказывает распределение карбидов в структуре. При высокой температуре нагрева и неравномерном охлаждении образуется значительная карбидная неоднородность, отрицательно сказывающаяся на обрабатываемости и износостойкости чугунов.

Приведенные данные свидетельствуют о больших возможностях в управлении карбидообразованием в износостойких чугунах и, соответственно, формировании необходимых свойств. Наличие значительного количества твердых карбидов еще не гарантирует высокого сопротивления материала изнашиванию, если металлическая основа, в которой закреплены карбиды, имеет низкую прочность (микротвердость). В этом случае они легко удаляются с рабочей поверхности. Установлено, что износостойкость чугунов, имеющих одинаковые характеристики карбидной составляющей, линейно связана с микротвердостью матрицы [50].

При перлитной основе ($H_{50} 400$) износостойкость практически не зависит от количества и типа карбидов. Это объясняется тем, что проч-

ность перлита недостаточна и карбиды выкрашиваются в процессе изнашивания. При аустенитной основе (H_{50} 500-600), которая является более прочной, влияние карбидной фазы более существенно. Тем не менее, стабильный аустенит, получающийся в литье менее износостоек, чем структуры, обладающие большей микротвердостью (мартенсит H_{50} 800). Получение мартенситно-аустенитных структур в литье и соответственно подавление перлитного превращения в металле связано с необходимостью легирования чугунов значительными количествами никеля и молибдена [32]. В чугунах “Нихард” вводят с этой целью до 50%Ni. По данным ряда исследований [125] мартенситная основа более предпочтительна, так как сама обладает высокой износостойкостью и прочно закрепляет карбиды.

Опыт отечественной и зарубежной промышленности и специальные исследования подтверждают, что наиболее перспективным конструкционным материалом для работы в абразивных средах являются высокохромистые чугуны с содержанием хрома 12-30% [15,126]. Нижний предел содержания хрома регламентируется, с одной стороны, исключением перитектико-эвтектической реакции $Z + (\gamma + Me_7C_3) \rightarrow (\gamma + Me_3C)$ [127], а с другой – обеспечением коррозионной стойкости [128]. Вместе с тем количество рекомендуемых составов исчисляется десятками, что связано как со спецификой эксплуатации, так и с невозможностью повсеместного использования дефицитных легирующих элементов. В качестве дополнительных легирующих элементов применяются никель, марганец, медь, молибден, ванадий, ниобий, азот, цирконий, бор (ИЧХ12М, ИЧХ28Н2, ИЧХ17Н3ГВ, Х19ГД, 100Х19Г2Д2СТ и др.).

2.4. Влияние модифицирования на физико-механические и специальные свойства высокохромистых чугунов

Под термином “модифицирование” понимают способность добавок оказывать влияние на измельчение элементов дендритной структуры и первичного аустенитного зерна, изменение химической и структурной неоднородности. Действие модификаторов должно также сохраняться и при перекристаллизации в твердом состоянии. Процесс модифицирования описывается несколькими механизмами. Первый из них предполагает увеличение количества центров кристаллизации при образовании тугоплавких частиц или при их введении. Эти частицы должны находиться в определенном физическом, химическом, структурном и размерном соответствии с основным металлом [137]. Согласно второму механизму происходит адсорбция поверхностно активных модифицирующих добавок на поверхности растущих кристаллов, вследствие чего уменьшается скорость их роста [138]. Имеются также данные, основан-

ные на физической модели гетерогенного состояния жидких металлов, которые объясняют механизм модифицирования тем, что в разупорядоченных областях расплава скапливаются элементы, ограниченно растворимые в твердом металле. Это приводит к стабилизации и росту этих областей, превращению их в центры кристаллизации при температурах, близких к температурам плавления [139]. Существует мнение о том, что эффект модифицирования зависит только от растворимости модификатора в жидком и твердом металле и заключается в развитии концентрационного уплотнения и переохлаждения перед фронтом кристаллизации [140].

Указанные теории трудно проверить практически, поскольку при воздействии на расплав добавок термодинамически активных элементов могут реализовываться все три механизма модифицирования. Отсутствие термодинамических основ модифицирования жидких сплавов малыми добавками не позволяет надежно предсказывать эффективность добавок и требует проведения экспериментальных исследований их действия на сталях и чугунах различного состава.

Известен положительный опыт модифицирования высокохромистого чугуна редкоземельными элементами, титаном, алюминием, кальцием, стронцием (табл.2.4), в результате чего происходит изменение размеров эвтектических карбидов и неметаллических включений в чугуне, снижение содержания серы, устранение зоны столбчатых кристаллов и измельчение литого зерна.

Таблица 2.4

Модифицирующие добавки и их действие

№№ п/п	Чугун	Модификатор	Характер действия	Источник
1	2	3	4	5
1	ИЧХ28Н2	Иттрий в виде сплава ИТМ4 или иттрий в комплексе с бедными полиметаллическими рудами (рудный концентрат)	Измельчение карбидной фазы и более равномерное ее распределение + уменьшение остаточного аустенита. Эвтектика становится дисперснее.	[141]
2	ИЧХ28Н2	Лигатура Al-70%, Sr-30%. Максимальные значения свойств достигнуты при 0,08-0,1% модификатора	В 2-3 раза удлиняется время эффекта модифицирования стронцием по сравнению с кальцием или церием. Измельчение карбидов, частичный распад аустенита.	[142]

Продолжение табл. 2.4

1	2	3	4	5
3	Высокохромистый БЧ с низким содержанием углерода	Силикоцирконий (0,15%) или титан	Устраняет зону столбчатых кристаллов	[121]
4	Чугуны легированные Cr, Mo, V	Лигатура, содержащая Ni, Mg, Nb, В	Измельчение структуры, увеличение количества эвтектических карбидов, повышение абразивной износостойкости мелющих тел	[143]
5	Хромованадиевый чугун	Ферроцерий (0,2-0,3%)	Снижает содержание кислорода, способствует дроблению и утонению осей дендритов, измельчению карбидной фазы, повышению абразивной износостойкости мелющих тел.	[144]
6	БЧ (C \geq 2,8; Cr 1,5-2,5%)	Лигатура, содержащая В, V, Ti, PЗМ и щелочные металлы	Существенно меняется морфология карбидов, в 2 раза повышается ударная вязкость.	[145]
7	Высокохромистый БЧ	Al (\leq 0,1%), Ti(\leq 0,15%), Zr (0,3%), В(\leq 0,1%), Ве (\leq 0,3%), Те (\leq 0,63%), Nb + Та (\leq 0,2%)	Повышается комплекс служебных свойств.	[121]
8	ИЧХ (1,8-2,5%С; 12-20%Cr, 1,5-5,0% Mo)	Са, Ti, V и PЗМ в количестве 0,15-0,4	Измельчение первичных кристаллов аустенита и карбидов типа (Cr, Fe) $_7$ C $_3$.	[126]
9	ИЧХ15Г5	PЗМ и молибдат кальция (0,5%)	Улучшение физико-механических и литейных характеристик, абразивной износостойкости.	[146]
10	Чугуны типа 130X15	Al (0,25%), V(0,05%), Се (0,08%); Al (0,25%), Се (0,20%) Использовался ферроцерий, % (Се- 40-55, La 18-25, Nd 10-12, Pp 5-7, Fe до 15)	Измельчение структуры, дробится карбидная сетка, эвтектика становится дисперснее, снижается диффузия хрома из зерна в карбиды, повышается износостойкость.	[155]

1	2	3	4	5
11	Высокохромистый чугун (3,0%С; 20,1%Cr; 1,0%Si; 0,5%Mn)	Нанопорошок оксида алюминия Al_2O_3	Твердость возрастает до 62,5ед. с 33,6ед (на 86,6%), износ снижается на 31,6%	[159]
12	ИЧХ270Х18	0,05%B; 0,03%Al; 0,005%Bi вводятся вместе, 0,3%SiCa вводится отдельно	Устраняет транскристаллизацию в 2 раза ($10Дж/см^2$), повышает ударную вязкость	[149]

Как правило, влияние количества вводимого модификатора и времени его воздействия на свойства чугуна имеет экстремальную зависимость. Максимальный эффект модифицирования, который можно определить по изменению числа n эвтектических ячеек, образующихся при кристаллизации, достигается обычно через 2-5 мин после введения модификатора, а через 10мин снижается вдвое (рис.2.14).

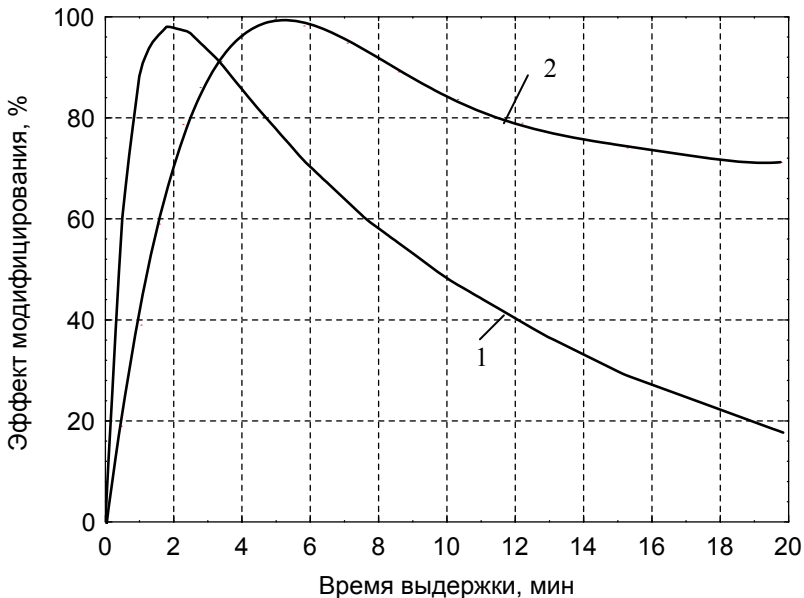


Рис. 2.14. Влияние продолжительности (τ) выдержки жидкого металла в ковше на эффект модифицирования: 1 – силикокальцием; 2 – Al-Sr – лигатурой [142]

В качестве модифицирующих добавок в промышленности в большей мере нашли применение РЗМ, а также комплексные модификаторы с использованием РЗМ. Физико-механические свойства, а также особенности атомного строения РЗМ обуславливают перспективность использования их в износостойких сталях и чугунах в качестве рафинирующих, модифицирующих и легирующих элементов. Взаимодействие РЗМ с газами, серой и другими примесями определяет их положительное влияние на дисперсность, форму и распределение неметаллических включений в сплавах. Неметаллические включения измельчаются, сфероидизируются и располагаются внутри зерен, а иногда и уменьшается их количество [150]. Близость химических свойств всех РЗМ обусловила их подобное влияние как технологических добавок.

При содержании РЗМ в стали или чугуне в количестве, меньшем величины предельной растворимости в железе, они, как и некарбидобразующие элементы, вытесняют углерод к границам зерен аустенита, повышая их устойчивость.

Содержание РЗМ свыше предела растворимости в железе приводит к концентрации их избыточного количества по границам зерен, оттеснению углерода в глубинные зоны зерен и снижению тем самым устойчивости аустенита.

При обработке РЗМ с образованием тугоплавких соединений, являющихся дополнительными центрами кристаллизации, измельчаются зерна [151]. Установлено, что если первичное аустенитное зерно стали без РЗМ оценивается баллом 3 - 5, то введение 0,5-2,5 кг/т мишметалла способствует получению зерна 6-8 балла. Весьма существенным является замедление роста зерна при нагреве.

Рост аустенитного зерна при нагреве обуславливается стремлением системы к уменьшению свободной энергии и переходу в более стабильное состояние. Влияние углерода и легирующих элементов при этом обычно связывают как с их воздействием на процессы самодиффузии железа, так и с образованием дисперсных фаз, являющихся барьером на пути роста зерен при нагреве. Причина повышения термической устойчивости структурного состояния сталей и чугунов при введении поверхностноактивных элементов заключается в понижении диффузионной подвижности атомов легирующих элементов в объеме и, особенно, по границам зерен. В работе [151] торможение роста аустенитных зерен при нагреве объясняется созданием зоны концентрационной неоднородности вблизи границ зерен за счет соединений РЗМ с кислородом, водородом, азотом и др. примесями. Установлено, что РЗМ задерживают процессы образования карбидов при отпуске закаленной стали, сдвигая их в сторону высоких температур [152]. Отмечается, что РЗМ способствует получению более равновесных включений карбидов,

скруглению граней [153], исчезновению преимущественного распределения карбидных частиц по границам зерен. В присутствии РЗМ карбиды располагаются равномерно по телу зерна.

Введение в стали РЗМ приводит к повышению механических свойств (рис. 2.15), уменьшению склонности к охрупчиванию при отпуске, повышению коррозионной стойкости.

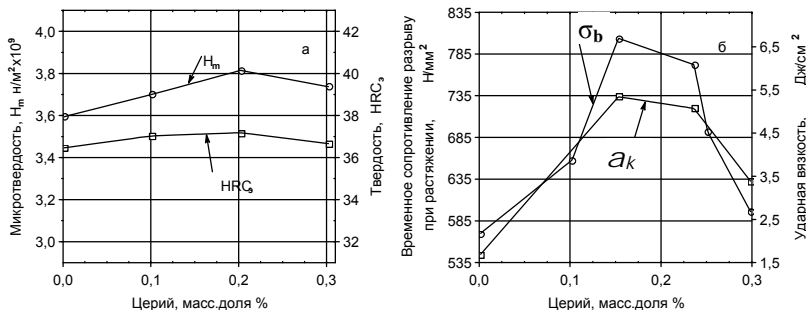


Рис. 2.15. Влияние содержания церия на механические свойства чугуна

Отмечен факт большего увеличения пластичности и ударной вязкости с повышением содержания углерода в стали при вводе РЗМ [154]. Влияние РЗМ на свойства стали зависит от температурных режимов плавки. РЗМ смещают интервал температур, при которых развивается отпускная хрупкость, в сторону более высоких значений [151]. Весьма ценным действием РЗМ на свойства стали и чугуна является обеспечение равномерности механических свойств по сечению заготовки. Следует отметить, что наиболее широкое применение в промышленности нашли сплавы церия и лантана с небольшим количеством других РЗМ. Существенное улучшение физико-механических и специальных свойств сплавов может быть достигнуто модифицированием и последующей термической обработкой. Одновременное введение редкоземельных и щелочноземельных элементов позволяет совместить модифицирование с рафинированием. Это связано с тем, что образующиеся оксиды, гидриды и нитриды редкоземельных металлов обладают плотностью, мало отличающейся от плотности жидкого металла, что препятствует всплыванию включений. В присутствии щелочноземельных металлов происходит ошлаковывание включений, содержащих РЗМ. Так как плотность соединений, содержащих РЗМ, намного меньше плотности жидкого металла, обеспечивается всплывание комплексных включений.

Детальные исследования влияния модифицирования проведены на хромистых чугунах следующих составов: 1,2-1,6% С; 15-17% Cr; 1,5-

2,0%Si; < 0,5%Mn; < 0,04%S и P. Модификаторы вводили в металлическом колокольчике в тигель печи при 1580⁰С. После ввода модификатора металл выдерживали в течение 1,5-2 мин и разливали в жидкостекольные формы. Образцы из исследуемых чугунов подвергали закалке от температуры 1050⁰С в масло и отпускали при 600-620⁰С.

Установлено, что обработка чугуна всеми исследованными модификаторами существенно влияет на изменение структуры и свойств сплавов [155]. Однако это влияние неоднозначно и зависит от состава и количества введенного модификатора. Наиболее эффективное воздействие на структуру, механические и специальные свойства сплавов оказывает церий. Модифицирование церием приводит к получению однородной (по размеру дендритных ячеек) литой структуры. Ячейки относительно равноосные. На стыке дендритных ячеек в межосных пространствах располагаются мелкие включения дендритной эвтектики. После закалки и отпуска наблюдаются равномерные выделения карбидной фазы. При модифицировании лантаном разнородность микроструктуры более выражена. Размеры дендритных ячеек различаются почти в 2 раза (рис. 2.16).

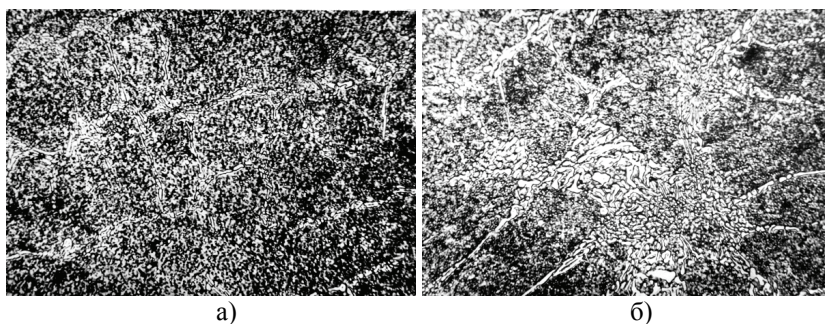


Рис. 2.16. Микроструктура чугуна 130X15 после закалки от 1050⁰С и отпуска 600⁰С
а – модифицированного церием (x500)
б – модифицированного лантаном (x500)

При совместном модифицировании РЗМ и силикокальцием структура несколько крупнее (рис.2.17). Предварительное раскисление алюминием не вызвало структурных изменений. Рентгенофазовый анализ сплавов показал, что при модифицировании церием и лантаном наблюдаются подобные рентгенодифракционные спектры. Сплавы, модифицированные лантаном, содержат несколько большее количество отражений кубического карбида $Me_2_3C_6$.

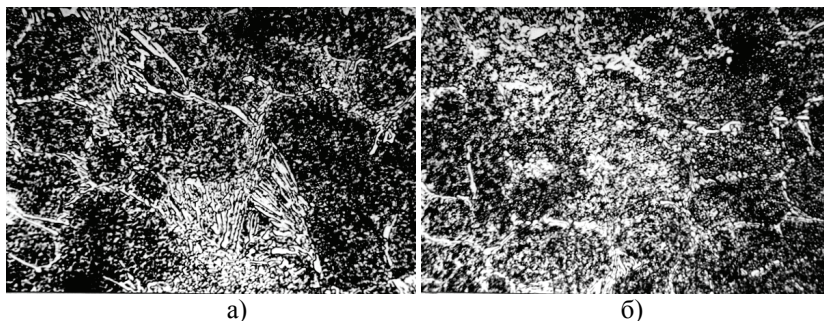


Рис. 2.17. Микроструктура чугуна 130X15 после закалки от 1050⁰С и отпуска 600⁰С
 а – модифицированного церием и кальцием (x500)
 б – модифицированного лантаном и кальцием (x500)

При модифицировании комплексными модификаторами с присутствием силикокальция карбидные фазы выделяются в большем количестве и их отражения наблюдаются во всем интервале спектра. При этом появляются и отражения хромистого цементита Me_3C (рис. 2.18).

Модифицирование приводит к уменьшению среднего размера блоков мозаики α – фазы с $18 \cdot 10^{-6}$ до $6-8 \cdot 10^{-6}$ см. Меньшие значения характерны для комплексных модификаторов с присутствием кальция. Очевидно, что это связано с образованием большого количества дисперсных карбидов $Me_{23}C_6$. Увеличение периода решетки у сплавов, модифицированных совместно РЗМ и ЦЗМ, также связано с перераспределением хрома между карбидами и матрицей. Имеет место зависимость величины микроискажений от содержания введенных РЗМ (рис. 2.19).

Изменение количественного и качественного состава карбидной фазы при модифицировании можно объяснить затруднением диффузии в жидком и твердом состояниях при блокировке микроучастков, имеющих химический состав, отличающийся от среднего состава сплавов [156].

Вводимые в количестве 0,2-0,3% добавки РЗМ повышают дисперсность металлической матрицы, способствуют прерывности сетки эвтектических карбидов, которые в модифицированном Fe-Cr-C сплаве утончаются и становятся менее разветвленными. РЗМ способствуют сфероидизации и коагуляции карбидной фазы (рис.2.20).

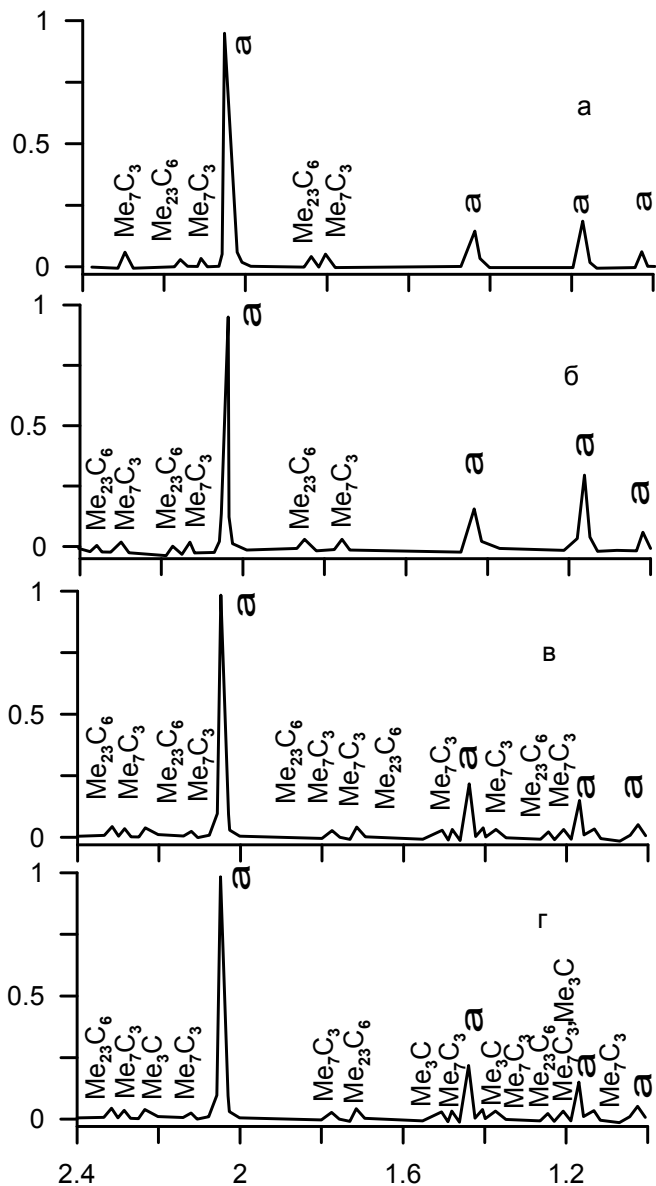


Рис.2.18. Рентгенодифракционные спектры чугунов 130X15 модифицированных различными модификаторами: а) 0,15% церия; б) 0,15% лантана; в) 0,15% кальция + 0,15% лантана; г) 0,15% кальция + 0,15% церия

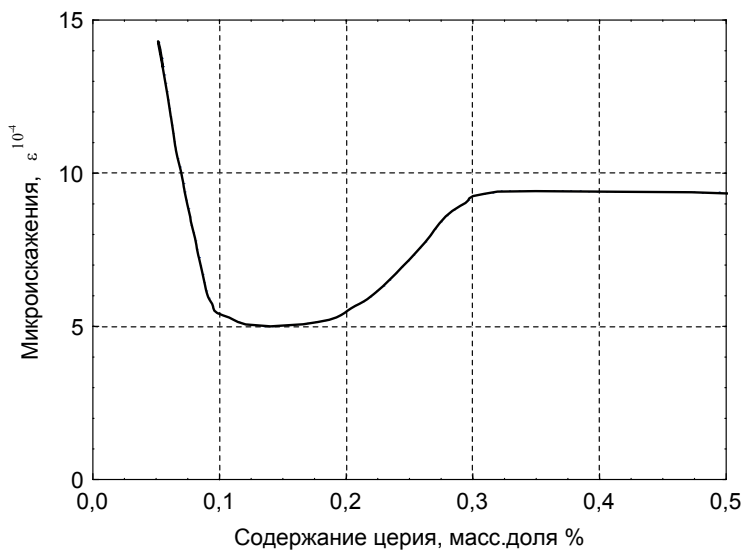


Рис. 2.19. Зависимость величины микроискажений от содержания церия в чугуне 130X15

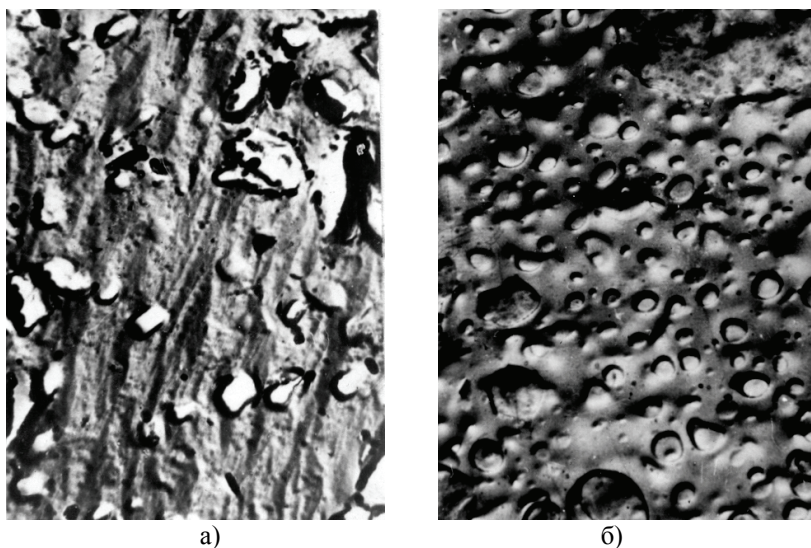


Рис. 2.20. Форма вторичных карбидных включений
 а – в немодифицированном чугуне (x12000)
 б – в модифицированном чугуне (x12000)

Локализуясь на границах зерен (рис. 2.21), горофильные элементы понижают уровень пограничной свободной энергии за счет снятия упругих напряжений решетки. Локализация РЗМ в структуре сплавов исследовалась с помощью методов контактной и электронно-микроскопической автордиографии [51, 157].

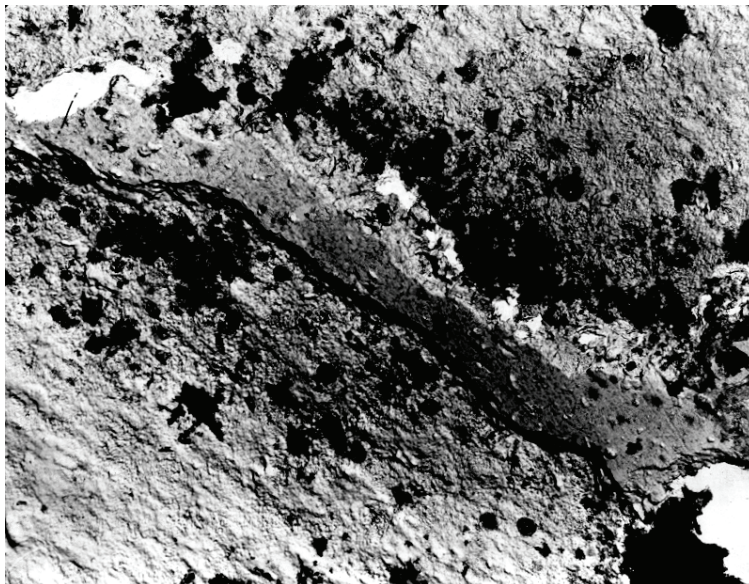


Рис. 2.21. Локализация РЗМ на границах зерен.
Радиоактивный изотоп церия Ce^{141} (x6000)

Модификаторы рафинируют и дегазируют сплавы. Обладая высоким сродством по отношению к сере и кислороду, церий способствует уменьшению содержания этих элементов в металле. Так, содержание кислорода в сплаве с 1,2%С и 15%Сг снижается почти вдвое (табл. 2.5).

Таблица 2.5

Влияние модифицирования на содержание кислорода и азота в чугунах 130X15

Немодифицированный сплав	Модифицированный сплав
Кислород 0,0264	Кислород 0,0124
Азот 0,0587	Азот 0,0283

Вводимые добавки РЗМ существенно изменяют форму и распределение неметаллических включений. Неметаллические включения после модифицирования преимущественно распределяются в объеме зерна и не концентрируются по его границам. Причем, появляются, в основном, окисульфидные включения. При увеличении содержания РЗМ до 0,3% количество включений уменьшается, хотя размеры отдельных из них возрастают. При содержаниях 0,5-0,6% резко увеличивается количество неметаллических включений, которые хаотично размещены и состоят из ярко красной прямоугольной сердцевинки и темной окантовки (в темном поле).

С увеличением количества модификатора до оптимальной величины наблюдается рост прочности и пластичности сплавов. Твердость и микротвердость изменяется менее значительно. Такое влияние РЗМ связано с наблюдаемыми изменениями в структуре и, прежде всего, с повышением монолитности матрицы и снижением концентрации напряжений около карбидов. Повышению износостойкости способствует образование в матрице зерна большого количества равномерно распределенных вторичных карбидов. При пластическом деформировании эти карбиды играют роль своеобразных барьеров, препятствующих движению дислокаций, т.е. увеличивается эффект торможения дислокаций. Все это положительно сказывается на износостойкости материала.

Локальный рентгеноспектральный анализ показал, что введенные модификаторы замедляют диффузию хрома из зерна в карбиды. Количество хрома, вводимого при плавке в чугуны, содержащие 1,15 и 1,58%С, были одинаковы. Однако, содержание хрома в матрице чугунов, закаленных от 1050⁰С в масле и отпущенных при 620⁰С на воздухе, различное. В матрице немодифицированного чугуна с 1,15%С содержится около 5,5% хрома, в матрице модифицированного чугуна с 1,58%С – около 9%, в то время, как в матрице модифицированных чугунов содержание хрома составляет 6,8-7,4 и 11,2% соответственно. Расчеты показали, что в немодифицированных чугунах углерод связывает 16-ти кратное количество хрома, а в модифицированных – только 10-ти кратное. Введенные добавки церия приводят к увеличению межатомных сил связи и торможению диффузионных процессов.

Для упрочнения матрицы перспективным направлением является применение ультрадисперсных порошков (нанопорошков) химических соединений (нитридов, карбидов, боридов, оксидов, карбонитридов и др.) [158]. Универсальность воздействия нанопорошков на различные сплавы связана с их свойствами: все они имеют высокую температуру плавления и, не обладая высокой реакционной способностью, имеют высокую седиментационную устойчивость в жидкостях из-за малых размеров и высокой удельной поверхности. Это исключает их оседание

под действием силы тяжести. Можно предположить, что частицы нанопорошков обладают двойным модифицирующим воздействием: они служат центрами кристаллизации и, будучи многочисленными и находясь длительное время во взвешенном состоянии, блокируют диффузию соответствующих атомов к зарождающимся и растущим кристаллам, что способствует формированию мелкокристаллической структуры. Размер частиц таких порошков не превышает 200 нм, вследствие чего они обладают уникальными физико-химическими и механическими свойствами. Модифицирование высокохромистых чугунов такими нанопорошками в определенной мере влияет на свойства чугунов и позволяет повысить износостойкость на 20-30%. Так, модифицирование высокохромистого чугуна (3,0%С; 20,1%Cr; 1,3%Si; 0,75%Mn) нанопорошком Al_2O_3 по сравнению с немодифицированным состоянием позволило снизить износ на 31,6% [159].

2.5. Формирование структуры чугуна при термической обработке

Термическая обработка является важнейшей технологической операцией при изготовлении деталей из высокохромистых чугунов. В сочетании с легированием термическая обработка обеспечивает высокие физико-механические свойства за счет формирования оптимальной микроструктуры чугуна. Задача заключается в изыскании дополнительных резервов повышения работоспособности путем управления условиями формирования структуры.

В частности, абразивная стойкость чугунов зависит от сопротивления матрицы пластическому деформированию при внедрении абразива, от формы и распределения карбидных включений, а также от сил сцепления между этими составляющими.

Для увеличения износостойкости необходимо установление когерентной связи между основной и упрочняющей фазой, что зависит от типа выделяющегося карбида и металлической основы и может регулироваться режимами термической обработки.

Термическая обработка включает следующие операции: отжиг, нормализацию (закалку) и отпуск. При использовании деталей без механической обработки, отжиг не производится. Наряду с необходимостью исследования структурных и фазовых превращений при термической обработке, важное значение имеет установление процессов, происходящих в микрообъемах поверхностных слоев. Исходя из теоретических предпосылок, необходимо иметь такое исходное состояние рабочего слоя детали, при котором в конкретных условиях эксплуатации обеспечивалось бы формирование диссипативных структур с большим сопротивлением разрушению. Предлагаемые рекомендации зачастую

противоречивы, а, следовательно, нет стабильных результатов по срокам эксплуатации деталей.

Наиболее распространенным вариантом термической обработки высокохромистого чугуна является нормализация. Следует отметить, что рекомендуемые температуры нагрева для нормализации далеко неоднозначны: от сравнительно невысоких $800-920^{\circ}\text{C}$ [50,119,113] до повышенных $1100-1150^{\circ}\text{C}$ [146,169]. При этом наблюдается максимальная твердость и высокая износостойкость. Очевидно, и те и другие авторы правы, так как исследовали чугуны, значительно отличающиеся по химическому составу. Следовательно, выбор оптимальной температуры нормализации должен происходить с учетом химического состава чугуна и способности аустенита к распаду в процессе эксплуатации. Износостойкость отливок должна обеспечиваться благоприятным сочетанием структурных составляющих (γ и α - фаз и карбидов). Легирующие элементы обычно неравномерно распределяются между карбидом и матрицей [191]. Концентрация элементов в металлической основе зависит не только от содержания их в чугуне, но и от количества карбидов и распределения этих элементов между карбидами и основой. Исследование поведения высокохромистых чугунов в условиях непрерывного нагрева показало, что в температурном интервале $700-900^{\circ}\text{C}$ происходит интенсивное выделение карбидной фазы $(\text{Fe,Cr})_{23}\text{C}_6$. В результате этого аустенит существенно обедняется углеродом и легирующими элементами, его точка M_n повышается и образуется смесь α - фазы (бесструктурного мартенсита) и карбидов $(\text{Fe,Cr})_{23}\text{C}_6$ в бывших дендритах первичного аустенита. С увеличением температуры нагрева наряду с выделением указанных карбидов при нагреве начинается частичное их растворение. Процессы же растворения этой фазы, происходящие при $950-1200^{\circ}\text{C}$, чрезвычайно затруднены и требуют длительного времени [161]. Параллельно происходит частичное растворение эвтектических и первичных карбидов. В результате этого увеличивается насыщение аустенита углеродом и легирующими элементами (хромом и др.), точка M_n его понижается, что приводит к повышению содержания $A_{\text{ост}}$. Поэтому области $A_{\text{ост}}$ располагаются преимущественно вокруг частиц карбидов, в центре бывших зерен первичного аустенита и вторичных карбидов. Нормализация с нагревом свыше 800°C увеличивает твердость чугуна. На рис. 2.22 приведены данные Чейляха А.П. и др. [113] по влиянию температуры нагрева под закалку (охлаждение на воздухе) на твердость, ударную вязкость и ударно-абразивную износостойкость чугуна ЧХ15Г4ТЮ.

В интервале температур $800-900^{\circ}\text{C}$ твердость по сравнению с литым состоянием увеличивается на 10 единиц и составляет 60-62 HRC. Это объясняется распадом первичного аустенита и образованием из не-

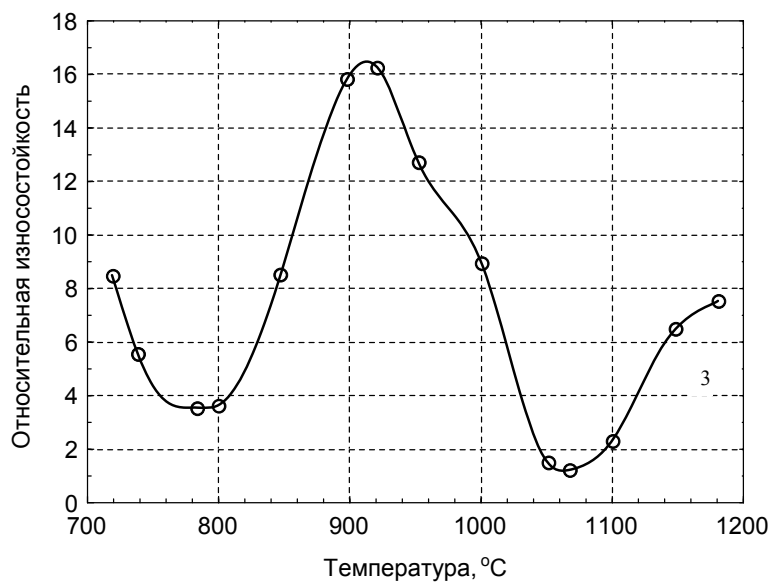
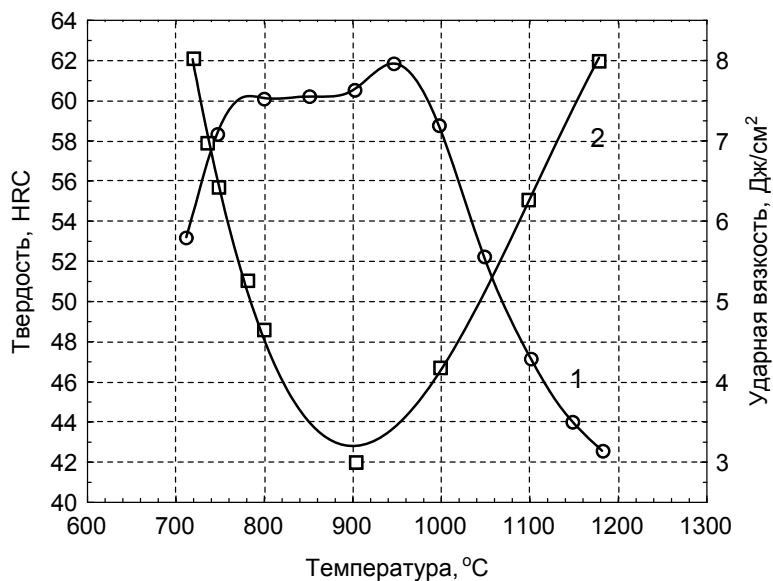


Рис. 2.22. Влияние температуры нагрева под закалку (охлаждение на воздухе) на твердость (1), ударную вязкость (2), ударно-абразивную износостойкость (3) чугуна ЧХ15Г4ТЮ [113]

го мартенситно-карбидной смеси. Дальнейшее увеличение температуры под закалку обуславливает увеличение количества аустенита и, соответственно, снижение твердости. Это является следствием увеличения растворимости углерода и хрома в аустените, что повышает его устойчивость к превращению при последующем охлаждении.

Можно привести и другой пример, когда максимум твердости ряда чугунов соответствует закалке в веретенном масле от температуры 1070⁰С. Это чугуны содержащие 1,1%С и 15%Cr (табл.2.6).

Таблица 2.6

Химический состав легированных молибденом и модифицированных церием чугунов

№ чугуна	Содержание элементов в %				
	С	Si	Mn	Cr	Mo
1	1,1	1,58	0,37	14,87	–
2	1,1	1,58	0,37	14,87	–
3	1,05	1,45	0,38	14,65	0,8
4	1,05	1,45	0,48	14,65	0,8
5	1,00	1,43	0,34	14,27	1,65
6	1,00	1,43	0,34	14,27	1,65
7	1,04	1,61	0,37	15,42	3,31
8	1,04	1,61	0,37	15,42	3,31

Примечание. Чугуны 2,4,6,8 модифицированы церием. Во всех чугунах содержалось 0,03% S и 0,028% P.

Диапазон максимальной твердости составлял 550-650HV и зависит от дополнительного легирования молибденом и модифицирования церием [160]. Максимальная износостойкость в условиях трения по абразивному диску Э516СТВ50 при нагрузке 12,9кгс/см² (рис. 2.23) также соответствовала максимальной твердости чугуна.

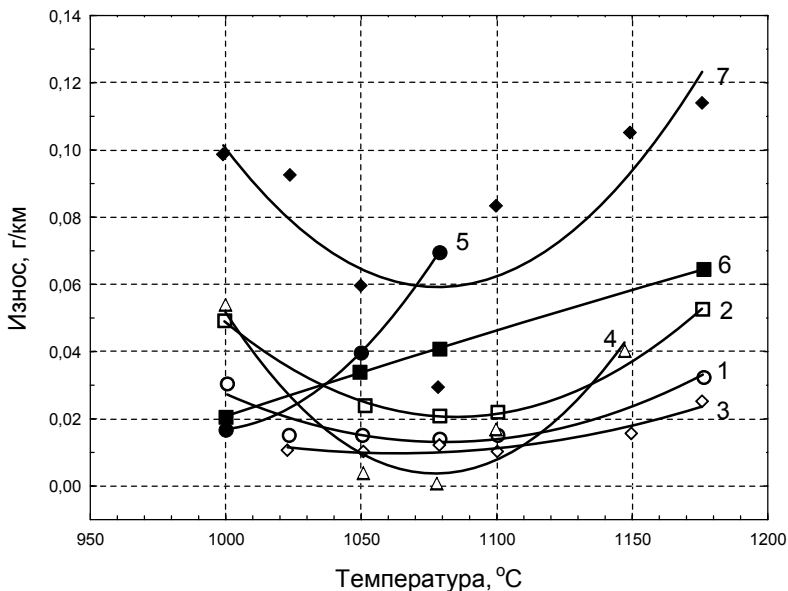


Рис. 2.23. Износостойкость хромистых чугунов в зависимости от температуры закалки. Цифры у кривых означают номера чугунов (см. табл. 2.6)

С повышением температуры закалки от 1000 до 1080⁰С износ хромистых и хромомолибденовых чугунов 2, 4, 8 уменьшается. В структуре этих чугунов с повышением температуры аустенизации от 1000 до 1080⁰С уменьшается количество карбидной фазы и повышается легированность мартенситной основы. Церий распределяется по матрице с некоторым обогащением границ зерен. Это несколько замедляет процесс насыщения матрицы легирующими элементами. В результате с увеличением температуры закалки до 1080⁰С в модифицированных чугунах повышение легированности матрицы способствует росту износостойкости сплава, однако этого еще недостаточно для стабилизации аустенита. Дальнейшее повышение температуры закалки приводит к увеличению количества остаточного аустенита в структуре. После закалки от 1180⁰С структура чугуна состоит из аустенита и нерастворившихся остатков карбидов. Появление аустенита в структуре хромистых чугунов не способствует увеличению их абразивной стойкости.

Несколько иначе изменяется абразивная стойкость немодифицированных чугунов с повышением температуры закалки. Максимальной стойкостью обладают сплавы, закаленные от 1000-1020⁰С (рис. 2.23). Структура этих сплавов состоит из мартенситной матрицы и карбидной сетки. Повышение температуры аустенизации для немодифицирован-

ных чугунов приводит к насыщению матрицы легирующими элементами более интенсивно, чем в модифицированных, поэтому уже при температуре закалки $\geq 1050^{\circ}\text{C}$ в структуре появляется аустенит, что повышает износ чугуна. Приведенные данные указывают на значительное влияние добавок молибдена на абразивную стойкость хромистых чугунов. С увеличением содержания молибдена до 2% износостойкость в результате повышения легированности матрицы и карбидов и измельчения структуры увеличивается; дальнейшее введение молибдена снижает абразивную стойкость чугунов (рис. 2.24).

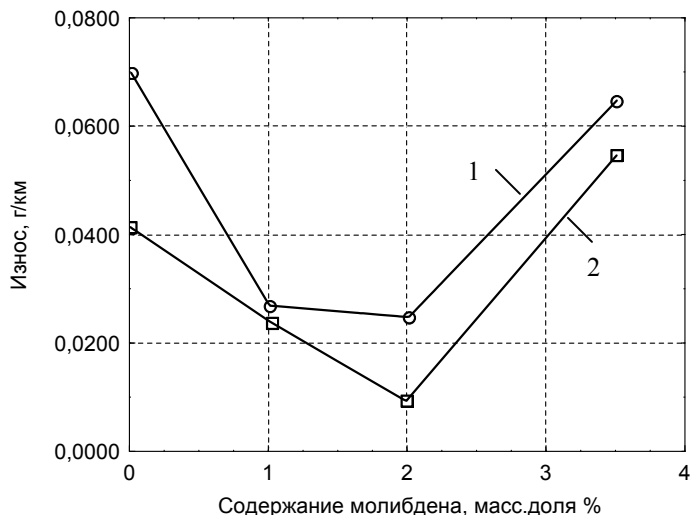


Рис. 2.24. Зависимость абразивной стойкости хромистых чугунов от содержания молибдена: 1- немодифицированный чугун; 2 – модифицированный церием

Это связано с изменением типа карбидов и соответственно легированности матрицы. Рассмотренные зависимости характерны только для данной марки чугуна и указанной специфики абразивного воздействия.

Выделившаяся при нагреве карбидная фаза, естественно, влияет на процессы формирования структуры в условиях непрерывного охлаждения. Процессы формирования структуры при непрерывном охлаждении существенно зависят от температуры нагрева, которая влияет на склонность аустенита к распаду вообще и на выделение избыточного карбида в частности. Для чугунов (C- 2,0%, Cr – 20%) установлены два температурных интервала, нормализация из области которых приводит к формированию различных структур: $1200-1150^{\circ}\text{C}$ и $1100-1000^{\circ}\text{C}$. При первом интервале структура состоит из аустенита и пер-

вичных карбидов $(Cr,Fe)_7C_3$, при втором – наряду с аустенитом и первичными карбидами появляется мартенсит и вторичные карбиды $(Cr,Fe)_{23}C_6$. Причем, по мере понижения температуры в нижнем интервале количество аустенита в структуре сплава уменьшается, а количество мартенсита и вторичной карбидной фазы $(Cr,Fe)_{23}C_6$ увеличивается. По-видимому, в решетке γ - твердого раствора, нагретого до $1100^{\circ}C$, возникают зоны, отличающиеся по своему составу от исходного твердого раствора. Высказано мнение [161], что именно в эти зоны, обогащенные карбидообразующим элементом, может диффундировать углерод, и происходит быстрое формирование карбидной фазы. Речь может идти о различном структурном состоянии аустенита при нагревах до $1200^{\circ}C$ и $1100^{\circ}C$. Процессы же перераспределения углерода и хрома происходят только в переохлажденном аустените.

Таким образом, при различных режимах нормализации в чугунах (С-2,0%; Cr-20%) могут быть карбиды, возникающие при нагреве и при распаде переохлажденного аустенита (нормализация от $1100-1000^{\circ}C$), карбиды, возникшие при нагреве и выбранных выдержках (нормализация от $1000-1050^{\circ}C$). В чугунах же нормализованном от $1100^{\circ}C$ преобладают карбиды, возникшие при охлаждении. При формировании структуры в условиях непрерывного охлаждения и изотермических выдержках кинетика распада переохлажденного аустенита в значительной степени зависит от температуры нагрева. Аустенит чугуна, нагретого до $1200-1150^{\circ}C$, обладает высокой устойчивостью к распаду, тогда как аустенит сплава, нагретого до $1100-1000^{\circ}C$, мало устойчив, так что даже в условиях ускоренного охлаждения в районе температур $600-500^{\circ}C$ испытывает частичный распад с выделением карбидной фазы.

Чугун (С-2,0%; Cr-20%) обладает максимальной твердостью при нормализации от $1000-1050^{\circ}C$, максимальной вязкостью при нормализации от $1200-1150^{\circ}C$. Это позволяет максимально приблизить свойства чугуна к требованиям условий эксплуатации.

При применении закалки чугунов в масле в интервале $800-1100^{\circ}C$ [162] взаимное расположение первичных или эвтектических карбидов $(Cr,Fe)_7C_3$ практически не изменяется по сравнению с аналогичными параметрами у нормализованного от $900^{\circ}C$ чугуна, а их объемная доля составляет в зависимости от состава чугуна 30-33%.

При отпуске поведение чугунов с различным исходным структурным состоянием весьма различно. Изучение процессов, происходящих при отпуске, показало, что аустенит чугуна, нормализованного от $1200^{\circ}C$, проявляет большую устойчивость и при кратковременных выдержках в процессе отпуска распад испытывают только объемы эвтектического аустенита, а в чугунах, нормализованном от $1100^{\circ}C$, в тех же условиях отпуска распад происходит во всем объеме аустенита.

При одинаковых условиях отпуска различия в скорости снижения температур чугунов приводит к существенному различию в структуре, что особенно заметно на незавершенных стадиях распада. Отпуск не распавшегося в процессе нормализации аустенита проходит также, как и первичного при переохлаждении – с выделением карбидной фазы. Затем аустенит, обедненный углеродом, за счет выделения карбидной фазы может распадаться двояко:

1. превращаться в мартенсит при охлаждении от температуры отпуска;
2. распадаться на феррито-карбидную смесь при выдержке при отпуске.

Различная способность аустенита к распаду оказывает влияние в итоге на свойства чугуна и его износостойкость. При выборе температур отпуска следует руководствоваться следующими соображениями. Если структура высокохромистого чугуна в условиях динамического нагружения способна упрочняться, то упругая энергия деформации как раз и рассеивается на процессы, обеспечивающие высокую износостойкость.

Отпуск в интервале температур 300-500⁰С часто ухудшает физико-механические свойства хромистых сплавов, наблюдается падение ударной вязкости, причиной чего может быть выделение избыточных фаз по границам зерен и плоскостям скольжения [59].

Промышленные высокохромистые чугуны являются многокомпонентными сплавами и не всегда ясно, влияние каких элементов является определяющим для механизма и кинетики фазовых превращений. Литая структура не всегда может быть исправлена последующей термической обработкой и существенно влияет на кинетику и закономерности твердо фазных переходов [163]. Установленное взаимное усиление активности карбидообразующих элементов вызывает существенные изменения не только в характере кристаллизации чугунов и морфологии карбидной фазы, но и повышает устойчивость последней при термической обработке [192].

Важным преимуществом комплексно-легированных чугунов является возможность обработки отливок резанием после отжига (твердость 29-34 HRC). Так для чугуна ИЧХ270Х18 рекомендован следующий режим отжига, при котором твердость снижена до HRC 30-32 [149]: нагрев с печью до 1150⁰С – выдержка 3-4 ч – охлаждение с печью – нагрев до 650-700⁰С – выдержка 2 ч – охлаждение со скоростью 20⁰С/ч до 500⁰С – охлаждение на воздухе. Структура металлической основы в виде зернистого перлита обеспечивает удовлетворительную обрабатываемость резанием заготовок.

Результаты исследования отжига чугунов легированных марганцем, содержащих 3% углерода и 18% хрома приведены на рис. 2.25 и рис. 2.26.

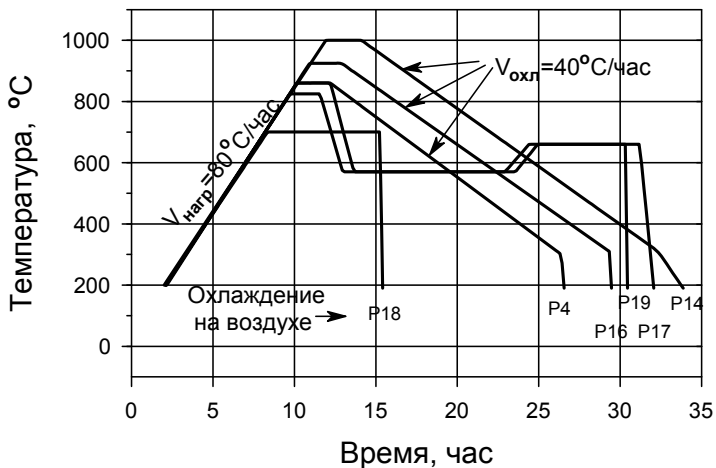


Рис. 2.25. Режимы отжига хромистых чугунов [194]

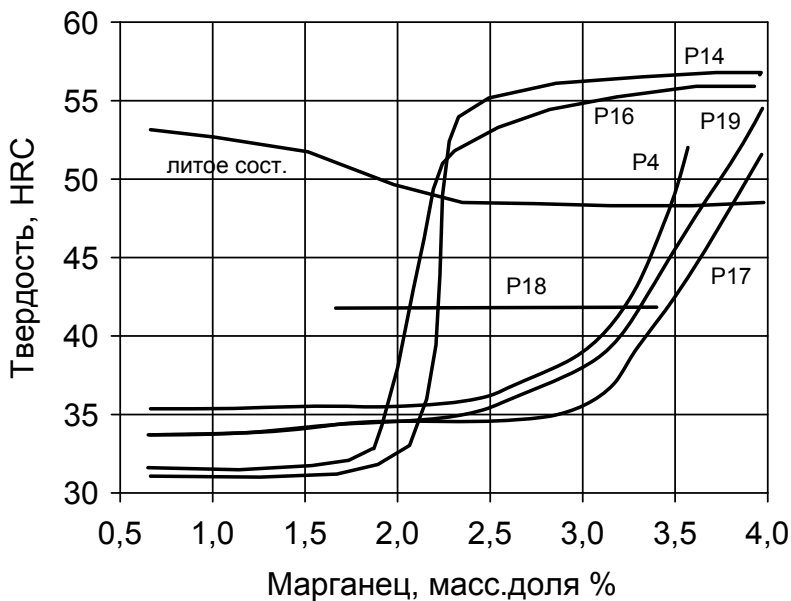


Рис. 2.26. Твердость после отжига отливок из чугуна с 18% хрома и 3% углерода в зависимости от содержания марганца [194]

Были исследованы три типа режимов [194].

Высокий отпуск (P-18) позволяет снизить твердость по сравнению с литым состоянием на 7 HRC. Причем, независимо от содержания марганца твердость остается постоянной.

Отжиг по режиму первого типа (медленное охлаждение от температуры аустенизации) – P4, P14, P16. Эти режимы отличаются температурой аустенизации. 1000 и 920⁰C дают удовлетворительные результаты только при содержании марганца 2%. Так, чугун с 1,65% Mn после отжига по режиму P16 практически не содержит остаточного аустенита, а продукты его распада имеют твердость H₅₀ 279. Общая твердость – HRC 32. Чугун с 2,32% марганца, оттоженный по этому режиму, уже содержит остаточный аустенит с твердостью H₅₀ 583. Общая твердость при этом резко возрастает до HRC 52.

Правильно выбранная температура аустенизации (режим P4) – 860⁰C позволяет отжигать чугуны с содержанием марганца 2,4%. Твердость при этом снижается до HRC 36, что значительно облегчает механическую обработку.

Наиболее технологичным является изотермический отжиг. Во-первых, он менее чувствителен к температуре аустенизации (сравнить P17 и P19), во-вторых, легче контролировать изменение температуры. Охлаждение и нагрев практически не регламентированы. Необходимо выдержать только температуру изотермической выдержки.

Чугун, содержащий 3,19% марганца, после отжига по режимам P17 и P19 практически не содержит остаточного аустенита, а продукты его распада имеют низкую твердость H₅₀ 296-310, общая твердость не превышает HRC 36. Этот чугун свободно можно подвергать механической обработке. Чугун, содержащий 3,57% марганца, оттоженный по режиму P19, имеет твердость HRC 47 и значительное количество остаточного аустенита с твердостью H₅₀ 550. Режим P17 позволяет несколько снизить количество остаточного аустенита и его твердость до H₅₀ 500, а также общую твердость с HRC 48 до HRC 42. Однако эти сплавы, содержащие 3,57% марганца, нельзя рекомендовать для механически обрабатываемых деталей. Предельное содержание марганца в механически обрабатываемых чугунах (3% C, 18% Cr) составляет 3,2%.

Разработанные режимы отжига, в частности, для чугунов типа ИЧ300Х18ГЗ, позволяют обрабатывать его по следующим режимам: скорость резания V до 30 м/с, глубина резания S = 0,2 мм/об, подача t = 2 мм при часовой стойкости реза, тогда как чугун ИЧХ28Н2 можно обрабатывать при тех же параметрах резания со скоростью 8-4 м/с [194].

2.6. Роль принципа метастабильности аустенита при разработке износостойких высокохромистых чугунов

Одной из основных тенденций современного материаловедения является создание материалов с метастабильными структурами, способными под влиянием внешних воздействий к самоорганизации. Это позволяет им адаптироваться к условиям нагружения и приобретать необходимые свойства. При этом реализуется наиболее энергетически выгодное квазистационарное состояние. Применительно к высокохромистым чугунам мы рассматриваем превращения, вызванные деформацией аустенитной матрицы при абразивном воздействии. Показательны примеры, когда сплавы в состоянии после закалки, имея нестабильную, аустенитную структуру при малом количестве карбидов (около 6 %) и относительно низкой твердости (HRC = 46), обладают в 4-5 раз более высокой износостойкостью по сравнению с мартенсито-карбидным состоянием после закалки при высокой твердости (HRC = 62-63) и большом количестве карбидов (до 16 %) [26]. В данном случае энергия, передаваемая от абразива материалу, в значительной мере расходуется на мартенситные превращения, в результате чего сдерживаются процессы накопления в локальных объемах предельной энергии, достаточной для преодоления сил межатомных связей и образования новых поверхностей. Метастабильное состояние матрицы закладывается при выборе химического состава сплава. При этом наличие фазовых превращений должно рассматриваться с точки зрения обеспечения наиболее высокой энергоемкости. Наряду с деформационным мартенситным превращением имеет место динамическое деформационное старение аустенита и мартенсита, связанное с выделением избыточных карбидных, карбидонитридных и интерметаллидных фаз, плюс измельчение зерна, двойникование, увеличение плотности. Но во всем этом наиболее важную роль в формировании свойств играют деформационные $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения. А вот характер превращения, количество мартенсита, образовавшегося к моменту разрушения, определяются стабильностью аустенита, которую нельзя оценить положением мартенситной точки. Факторами, стабилизирующими аустенит, являются обогащение аустенита легирующими элементами, формирование при деформации более 60% мартенсита и ячеистой структуры [165]. При повышенной стабильности аустенита необходимо обеспечить снижение энергии дефектов установки (ЭДУ) до необходимого уровня соответствующим легированием.

Дестабилизация аустенита вызывается выделением карбидов, карбонитридов и других фаз, приводящих к обеднению аустенита углеродом, азотом и легирующими элементами. Степень деформационной

метастабильности аустенита может регулироваться температурой нормализации, продолжительностью выдержки при аустенизации и изменением содержания легирующих элементов. При этом изменяется положение критических точек (M_n , M_k) под влиянием легирования, а также имеет место различная степень растворения карбидов в аустените и его насыщение углеродом и легирующими элементами [166]. В процессе деформационных мартенситных превращений происходит не только упрочнение, но и релаксация напряжений в момент бездиффузионной перестройки кристаллической решетки, что останавливает разрушение микрообъемов металла подвергнутых воздействию абразива [167]. Каждый фазовый переход сопровождается релаксацией напряжений вследствие объемных изменений при образовании новых фаз. Фазовые превращения ($\gamma \rightarrow \alpha$; $\varepsilon \rightarrow \gamma$) идут с увеличением объема, $\gamma \rightarrow \varepsilon$ с уменьшением. Параллельно материал упрочняется, повышается общее сопротивление пластическим сдвигам. Матрица получает ряд “отдыхов” в процессе нагружения и это значительно увеличивает ее стойкость. При этом скорость протекания превращений в чугуна должна быть соизмерима со скоростью приложения нагрузки.

Кроме изменения фазового состава на перераспределение напряжений в микрообъемах оказывает влияние дробление блоков мозаики, измельчение зерен, движение и взаимодействие дислокаций.

На мартенситное превращение расходуется большая часть энергии внешнего воздействия и лишь часть ее идет на разрушение. Можно отметить, что даже при небольшом количестве остаточного аустенита (9~20%) его превращение при деформации в мартенсит обеспечивает повышение энергоемкости разрушения более чем в два раза по сравнению со стабильной мартенситной структурой [168].

В зависимости от выбранной системы легирования хромистого чугуна в матрице сплава может быть хромомарганцевый либо хромоникелевый аустенит. Марганцевый и никелевый аустенит имеют различную склонность к упрочнению, причем эти различия усиливаются с увеличением скорости деформации. При локальном динамическом и импульсном нагружении марганцевый аустенит упрочняется значительно сильнее, чем никелевый [167]. Микрообъемы марганцевого аустенита принимают более активное участие в пластической деформации, чем у никелевого. Происходит волнообразующее перемещение максимальной деформации от одного объема к другому, в результате чего локальность деформации снижается, деформация более равномерно распределяется, чем в никелевом аустените [169]. Различие в упрочнении марганцевого и никелевого аустенита связано с разной энергией дефектов

упаковки и разной подвижностью дислокаций в них. Марганцевый аустенит имеет более низкую энергию дефектов упаковки, меньшую величину блоков и большую величину микроискажений [170]. Подвижность дислокаций в марганцевом аустените меньше, чем в никелевом [171]. Наблюдается различная способность атомов марганца и никеля сегрегировать на разного рода несовершенствах кристаллического строения и, соответственно, влиять на электронную структуру твердого раствора на основе железа [168]. Причем важной оказывается не только сегрегационная способность самих атомов легирующих элементов, но и их влияние на сегрегационную способность углерода [172]. Установлено, что мартенсит деформации отличается от мартенсита термообработки большей дисперсностью. Показано [173], что при значительных внешних напряжениях, сопровождаемых большими степенями деформации, которые имеют место в реальных условиях гидроабразивного изнашивания при наличии в пульпе 50 – 60% абразивных частиц, структура мартенсита становится настолько дисперсной, что теряет характерное игольчатое строение. Дисперсность игл мартенсита деформации обеспечивает его большую пластичность и способствует увеличению износостойкости. Для различных условий нагружения следует иметь разные количество и степень стабильности остаточного аустенита. Высокий уровень прочностных свойств при достаточной пластичности обеспечивает структура нижнего бейнита и небольшое количество остаточного аустенита, постепенно превращающегося при нагружении в мартенсит [174]. Для обеспечения же высокого уровня абразивной износостойкости следует стремиться иметь в структуре повышенное количество метастабильного аустенита ($\geq 50\%$), превращающегося интенсивно в мартенсит ($\Delta M \geq 40\%$) под воздействием абразивных частиц. Сопоставление кривых износа и кинетики мартенситного превращения в процессе изнашивания хромистых чугунов [175] с различным содержанием хрома показало, что между ними существует определенная связь. Чем выше интенсивность мартенситообразования, особенно при установившемся износе (рис.2.27), тем ниже интенсивность износа и выше, в конечном итоге, износостойкость чугунов. Управление кинетикой и степенью деформационной метастабильности позволяет компенсировать необходимость легирования дефицитными легирующими элементами при создании высокоизносостойких чугунов предназначенных для работы в абразивных средах.

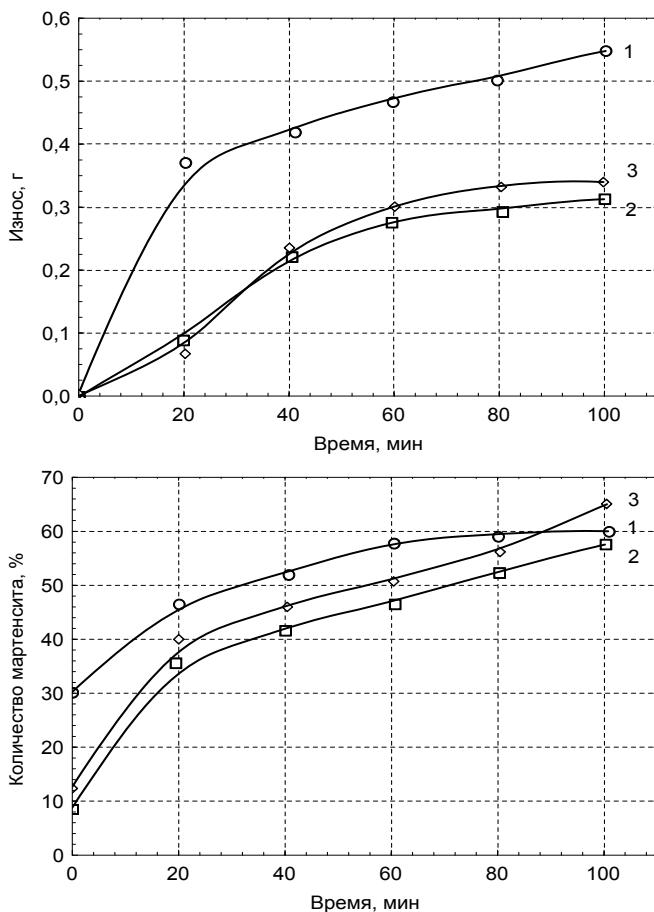


Рис. 2.27. Кривые износа и кинетика мартенситного превращения в процессе изнашивания чугунов 1 - ЧХ5Г4Д2; 2 - ЧХ12ГЗД2; 3 - ЧХ20Г2Д [175]

2.7. Механизм упрочнения поверхностных слоев деталей из высокохромистых чугунов при воздействии абразива, управление деформационной метастабильностью матрицы

Формирование структуры приповерхностного слоя высокохромистых чугунов деформированных абразивом обусловлено силовыми полями, вызывающими в приповерхностных зонах пластическую деформацию, фазовые $\gamma \leftrightarrow \alpha$ и структурные превращения.

Способность чугуна сопротивляться разрушающему действию абразива в определенной мере контролируется твердостью матрицы на начальных стадиях изнашивания при вдавливании абразива в поверхность детали. На следующих стадиях разрушения происходит упруго-пластическое деформирование металла, которое определяется способностью к размножению и движению дислокаций, образованием, ростом и перемещением микротрещин, зародившихся при слиянии дислокаций. В этом случае большую роль приобретают факторы, которые способствуют блокированию дислокаций, образуя барьеры на пути их перемещения. Здесь следует отметить положительную роль карбидной фазы на способность чугуна сопротивляться воздействию абразива.

Процесс взаимодействия абразивных частиц с рабочей поверхностью чугуна сопровождается накоплением напряжений в приповерхностном слое. Напряженное состояние в этом слое является интегральным фактором, суммирующим влияние геометрических параметров абразива, структурного состояния приповерхностного слоя и физико-механических свойств составляющих структуры. Являясь функцией многих переменных, напряженное состояние в любой точке приповерхностного слоя характеризуется динамизмом, концентрацией в определенных зонах. Это способствует неравномерной трансформации структуры данного слоя, созданию условий для развития дефектности структуры, активации диффузионных процессов, процессов фазовых превращений. Наличие упрочняющих частиц в приповерхностном слое, являющихся осколками эвтектических карбидов образовавшихся при дроблении карбидной сетки, несколько снижает уровень напряжений в матрице. Их уровень выше, чем в матрице и зависит от объемной доли [176]. Как только напряжения превысят предел текучести (σ_u), произойдет их разрядка (релаксация) путем фрагментации. В этот момент происходит образование микротрещины и отделение частицы изнашивания. Рассмотренный механизм изнашивания при абразивном воздействии согласуется с данными работ [177, 178]. В этой связи важное значение приобретают прочностные свойства подповерхностного слоя, в первую очередь исходный предел текучести и способность к деформационному упрочнению. Следует подчеркнуть особую роль релаксации напряжений в деформированном абразивным воздействием металле при фазовых $\gamma \leftrightarrow \alpha$ превращениях, что увеличивает ресурс пластичности и задерживает момент образования усталостных трещин. Характер распространения микротрещин в поверхностном слое зависит от интенсивности протекания мартенситного $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения. При малой стабильности к $\gamma \rightarrow \alpha$ превращению тонкий поверхностный слой претерпевает практически полный распад и становится прочным, но хрупким. У чугунов с относительно высокой стабильностью к $\gamma \rightarrow \alpha$ превращению по-

верхностный слой претерпевает лишь частичный распад, и его структура содержит часть непретворенного аустенита, который замедляет рост микротрещин и тем самым повышает сопротивление изнашиванию.

Релаксация напряжений при $\gamma \rightarrow \alpha$ превращении, а также упрочняющее действие мартенситных пластин обеспечивает более длительное сохранение у матрицы запаса пластичности и вязкости.

Прочность мартенсита деформации зависит от содержания в нем углерода и от величины энергии связи между дислокациями и атомами углерода в мартенсите. Таким образом, есть возможность существенно изменять эффективную прочность и износостойкость чугунов. Это, прежде всего легирование хромом, повышающим энергию связи дислокаций с атомами углерода в α -фазе. Кроме того, ряд элементов замещения (Mn, Mo, V и др.) также оказывает сильное влияние на энергию связи дислокаций с атомами углерода [179].

В данной работе релаксационная способность матрицы изменялась за счет различного содержания в чугуне (C-2,7%; Cr-18%) марганца. В табл.2.7 приведены усредненные значения микротвердости по сечению образцов после эксплуатации в песчано-гравийной среде в течение 3-х часов. Последовательное удаление слоев металла от поверхности вглубь образцов осуществляли электролитическим методом.

Таблица 2.7

Распределение микротвердости по сечению образцов высокохромистых чугунов при различных содержаниях марганца

Содержание Mn, %	Микротвердость деформированного абразивом поверхностного слоя по глубине, кг/мм ²				
	10мкм	20мкм	50мкм	100мкм	200мкм
1,97	600	495	396	305	230
4,08	810	650	550	335	360
5,86	1340	830	500	370	350
8,16	570	485	410	340	295

Результаты измерения микротвердости показывают, что у всех образцов наблюдается значительное повышение твердости поверхностного слоя по сравнению с исходной структурой. Наиболее высокого значения микротвердость достигает в приповерхностном слое на глубине приблизительно 10 мкм, затем резко снижается. Общая глубина измененного слоя достигает около 100 мкм и не зависит от содержания марганца. Максимальное увеличение микротвердости наблюдается в интервале 4-6% Mn. С увеличением содержания Mn физическое уширение линий β (110) мартенсита и β (222) аустенита несколько увеличивается и достигает максимального значения при 4,5-6,0% Mn (рис.2.28).

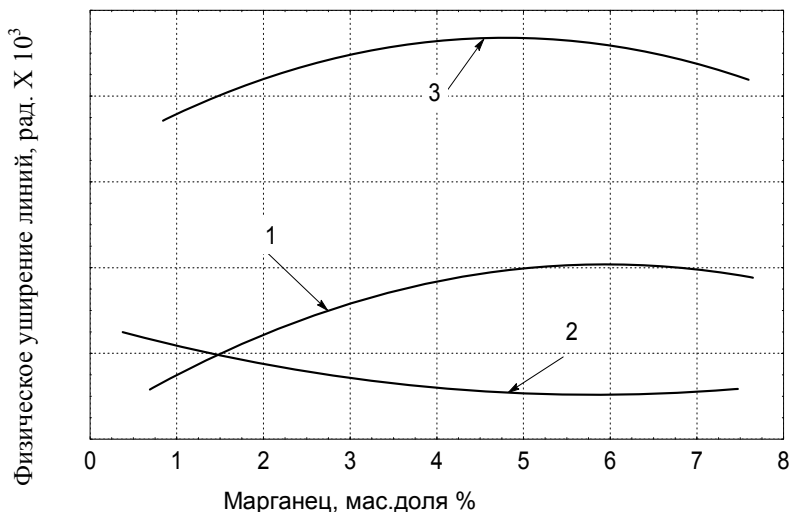


Рис. 2.28. Зависимость физического уширения линий: 1 – $\beta(110)_\alpha$; 2 – $\beta(111)_\gamma$; 3 – $\beta(222)_\gamma$ в деформированном абразивом поверхностном слое высокохромистого чугуна от содержания марганца

Уширение указанных дифракционных линий указывает на значительные искажения кристаллических решеток и образование полей упругих деформаций, которые, как известно, [180] приводят к повышению прочностных свойств материала. Плотность дислокаций мартенсита с увеличением содержания Mn также значительно увеличивается и достигает максимума при наиболее высоких значениях микротвердости. Максимум плотности дислокаций аустенита наблюдается при содержании 1-2% Mn (рис. 2.29).

Величина блоков аустенита с повышением содержания Mn несколько увеличивается, а микроискажения значительно растут. По мере увеличения толщины снятого слоя происходит постепенное приближение структуры чугуна к исходной. Толщина этого слоя, определенного рентгенографически, составляет примерно 60-80 мкм. Для более удаленных от поверхности слоев вид дифракционных линий не изменяется.

Значительное снижение абразивной износостойкости и микротвердости поверхностного слоя чугуна при превышении содержания Mn свыше 6% связано с резким снижением энергии связи дислокаций с атомами примесей (углерода) в α -фазе [181]. Второй причиной, которая вызывает снижение износостойкости, является уменьшение количества карбидов из-за повышения предельной растворимости углерода в аустените.

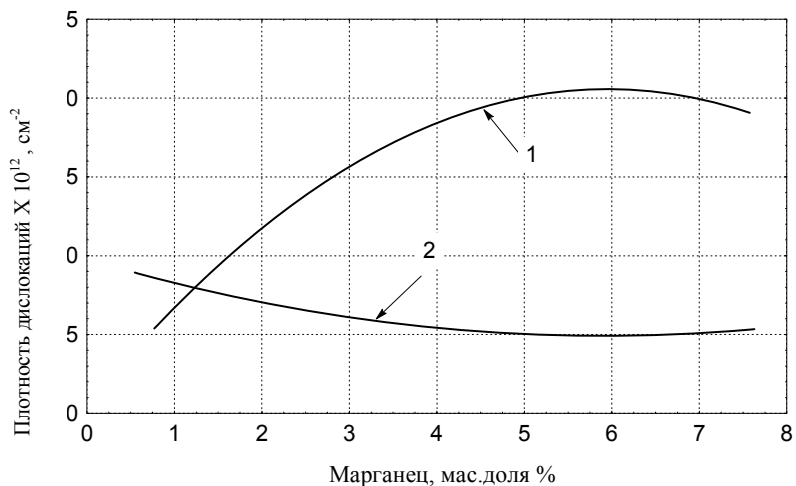


Рис. 2.29. Изменение плотности дислокаций ($1 - \rho_\alpha$; $2 - \rho_\gamma$) в поверхностном слое высокохромистого чугуна в зависимости от содержания марганца

Таким образом, основной причиной повышения износостойкости деталей из высокохромистых чугунов при воздействии абразива является частичное превращение аустенита в мартенсит и деформационное упрочнение фаз. При этом прочность образующегося мартенсита контролируется вводом в чугун соответствующих легирующих элементов.

Глава 3

РАЗРАБОТКА ИЗНОСОСТОЙКОГО ВЫСОКОХРОМИСТОГО ЧУГУНА ДЛЯ НАСОСНОГО ОБОРУДОВАНИЯ, ПЕРЕКАЧИВАЮЩЕГО АБРАЗИВНУЮ ПУЛЬПУ

3.1. Исследуемые материалы и методы исследования

На основании приведенного выше анализа теоретических исследований и практических данных по использованию высокохромистых чугунов для работы в гидроабразивных средах в качестве базовых были выбраны сплавы, содержащие 2,2-2,7% С и 20-22% Cr. Дополнительно вводились следующие легирующие элементы: марганец (2-4%), молибден (0,8-1%), ванадий (0,3-1%), ниобий (0,3%). Содержание кремния ограничивалось 0,6-0,7% ввиду того, что повышение содержания кремния придает хромистым чугунам хрупкость. В качестве модификатора, который устранял склонность высокохромистого чугуна к трансформации и измельчал структуру, был выбран Се. Модифицирование Се преследовало цель очищения границ зерен и влияния на морфологию упрочняющей фазы. Были отлиты 2 серии сплавов для дальнейшего исследования (табл. 3.1).

Выбор системы легирования основывался, исходя из следующих соображений. Структурная модель износостойкого материала должна предусматривать возможность управления количеством, распределением и морфологией упрочняющей фазы. Повышения износостойкости можно достичь, изменяя природу карбидной фазы за счет выделения самостоятельных дисперсных карбидов (NbC), создающих упрочненное состояние металла.

Ввод в шихту 0,8-1,3% Mo предусматривал измельчение карбидной фазы и повышение твердости. Молибден должен повышать износостойкость как вследствие подавления перлитного превращения, так и в значительной мере, именно, за счет измельчения карбидов Me_7C_3 . При этом молибден увеличивает прокаливаемость высокохромистых чугунов. Эффективность действия молибдена зависит также от содержания его в металлической матрице, он повышает твердость мартенсита и при этом почти не влияет на положение мартенситной точки (M_c).

Таблица 3.1

Химический состав исследуемых чугунов

№№ Плавок	Содержание элементов, % (масса)											
	C	Cr	Mn	Ni	Mo	Nb	Al	B	V	Si	Ce	Ti
1	2,77	21,8	4,08	-	1,28	0,3	-	-	-	0,6	-	-
2	2,77	21,8	4,08	-	1,28	0,3	0,1	0,1	-	0,6	-	-
3	2,1	19,65	4,1	-	1,24	-	-	-	0,35	-	-	-
4	2,1	19,65	4,1	-	1,24	-	-	-	1,0	0,6	-	-
5	2,07	17,7	3,55	-	0,82	-	-	0,1	-	0,6	-	-
6	2,07	17,7	3,55	-	0,82	0,3	-	-	-	0,6	-	-
7	2,23	19,2	3,6	-	1,12	-	-	-	-	0,6	-	0,3
9	2,33	19,2	3,8	Cu 1,8	-	-	-	-	-	0,6	-	-
10	2,52	19,54	4,49	-	0,81	-	-	0,1	-	0,34	0,3	-
1*	2,9	29	0,6	2,1	-	-	-	-	-	-	-	-
2*	2,1	21	2,1	-	0,9	-	-	0,2	0,9	-	-	-
3*	2,5	20	3,6	-	0,9	0,4	-	-	-	-	-	-
4*	2,5	20	3,6	-	0,9	0,4	-	-	-	-	0,3	-
5*	2,5	20	3,7	-	0,9	-	-	-	0,45	-	-	-
6*	2,6	20	6,2	-	0,9	0,4	-	-	-	-	-	-
8*	2,6	20	10,3	-	-	-	-	-	-	-	-	-
9*	2,7	20	8,2	-	-	-	-	-	-	-	-	-
11*	2,6	20	6,1	-	0,9	0,4	-	-	-	-	-	-
12*	2,7	20	6,1	-	0,9	-	-	-	-	-	-	-
13*	2,7	20	3,7	-	-	-	-	-	-	-	-	-
14*	2,8	30	-	2,0	-	0,4	-	-	-	-	0,3	-

Учитывалось особенно эффективное совместное легирование Mo + Mn, так как при отсутствии Mn практически весь Mo связан в карбидах и лишь небольшая часть растворяется в аустените, препятствуя перлитному распаду. Задача состоит в установлении оптимального соотношения Mo + Mn, которое определяется необходимой износостойкостью, прокаливаемостью и обрабатываемостью. Марганец необходим в чугуне для управления стабильностью матрицы, количеством остаточного аустенита после термообработки. Влияние Mn на износостойкость определяли в интервале 2-4%. Верхний предел ограничен 4% Mn, так как из-за повышения предельной растворимости углерода уменьшается количество карбидной фазы. Выплавку опытных сплавов производили в индукционной печи с основной футеровкой – магнезитовой (88-97% MgO).

В качестве шихтовых материалов использовались: базовый сплав (2,2%С; 23,4%Cr; 0,2%Mn; 0,75%Si), ферромарганец ФМn0,5, хром ме-

таллический (100%), никель металлический Н-3, ферросилиций ФС75, ферромолибден ФМ1, ферробор ФБО, ниобий металлический (100%), литейный чугун ЛК4, ЛК7.

Порядок загрузки элементов в печь следующий: загружали печь чугуном, феррохромом, ферромолибденом. После раскисления в ванну с металлом вводили ферромарганец (или марганец металлический) и наводили шлак. В качестве шлакообразующих веществ применяли известь, плавиковый шпат и шамот. За 10-15 минут до окончания плавки после скачивания шлака вводили в металл феррованадий и феррониобий. Ферробор и РЗМ вводили в металл непосредственно перед разливкой. Предварительно металл раскисляли алюминием в количестве 2 грамм на 1 кг металла и очищали зеркало металла от шлака. Ферробор перед вводом прокачивали до 800⁰С. Такой порядок загрузки обеспечил минимальный угар легирующих элементов (табл. 3.2).

Таблица 3.2

Угар элементов при расчете шихтовых материалов

Наименование элемента	C	Si	Mn	Cr	Ti	Ni	Mo	V	Nb	W	Cu	B	Al	Ce
Угар, %	5-10	15-20	10-15	3-5	25-35	0	0	20-30	20-30	0	0	40	50	50-81

Температуру металла измеряли вольфрамрениевой термопарой ВР-5/20. Температуру заливки металла выдерживали в пределах 1350-1500⁰С в зависимости от химического состава сплава.

Формовку образцов для испытания на гидроабразивный износ производили на основе песчано-глинистой смеси по металлическим моделям. Формы красили циркониевой краской. Заливку форм осуществляли сверху.

Металлографический анализ образцов исследуемых сплавов проводился с целью установления влияния легирующих элементов и модифицирующих добавок на структурное состояние высокохромистого чугуна и его износостойкость при различных режимах термической обработки. Устанавливалась связь исходной структуры со структурой поверхностных (рабочих) слоев деформированных гидроабразивной смесью. Препарирование образцов для металлографического анализа включало холодную заделку образца эпоксидной смолой в медную трубку и последующее изготовление косоугольного шлифа, что обеспечивало 10-кратную растяжку изучаемой зоны. Изготовление шлифа осуществляли по схеме включающей мокрое шлифование на шкурках зернистостью 5,

M40, M28 по ГОСТ 10054-75; полирование на алмазных пастах зернистостью 5/3, 3/2, 2/1 по ГОСТ 9206-70, финишное полирование на фетровом круге с суспензией окиси хрома.

Выявление микроструктуры осуществляли с использованием метода электролитического травления в 5%-ном растворе щавелевой ($\text{HO}\cdot\text{OCCOON}\cdot\text{H}_2\text{O}$) кислоты и 0,5%-ном растворе гидроксида натрия. Тип и характер распределения карбидов оценивали по времени их выявления под наблюдением на приборе “ЭЛИПОВИСТ”. Режимы электролитического травления представлены в табл. 3.3. Выявление карбидов ванадия осуществляли методом окрашивающего травления в реактиве Гроесбека (1г NaOH; 4г KMnO_4 ; 100мл H_2O) при 60°C . При травлении в течение 1 мин карбид хрома окрашивался в темно-красно-коричневый цвет, в то время как карбид ванадия оставался неокрашенным [182].

Таблица 3.3

**Режимы выявления структурных составляющих
железохромистых сплавов**

Реактив	Напряжение, в	Время, с	Структурная составляющая
Раствор щавелевой кислоты	3,5-3,8	2-15	карбиды
		15-80	аустенит
		15-60	феррит

Исследования проводили методами световой и электронной микроскопии. Основой для проведения структурного анализа служила оптическая металлография. Исследования проводились с помощью микроскопов МИМ-8, МИМ-10.

Методы измерения твердости и микротвердости применялись в настоящей работе для определения влияния легирования на процессы вторичного твердения при термической обработке (твердость) и изучения влияния воздействия абразивной среды на трансформацию структуры поверхностных слоев (микротвердость). Использовали стандартные методики определения твердости при вдавливании конуса с предварительным нагружением по Роквеллу (ГОСТ 9013-59) и микротвердости (ГОСТ 9450-76).

Измерения твердости и микротвердости проводили на приборах ТК-2 “Супер Роквелл” и ПТМ-3. Выполняли 10 замеров, что позволило определить доверительный интервал погрешности измерений при доверительной вероятности $\alpha = 0,95$. Погрешность измерения определяли по формуле:

$$\Delta X = t \frac{S}{\sqrt{n}}, \quad (2.1)$$

где t – коэффициент Стьюдента при данных n и α ; S – оценка среднеквадратичного отклонения результата отдельного наблюдения [183]. Замеры твердости осуществляли по шкале “С” индикатора при суммарной нагрузке 150 кгс. Использовали алмазный конус с углом при вершине 120° С и радиусом закругления 0,2мм.

Определение микротвердости проводили по формуле [193]:

$$H_{\mu} = \frac{1,8544P}{d_2},$$

где P – нагрузка, d – диагональ отпечатка. При выполнении замеров применяли нагрузку 50гс (049 Н).

Гидроабразивный износ существенно зависит от схемы испытаний (угла атаки пульпы). В исследовательской практике используют стенды с углами атаки пульпы $\alpha = 30-70^{\circ}$. Нами проведены испытания образцов на установках с аналогичной схемой испытаний (рис.3.1).

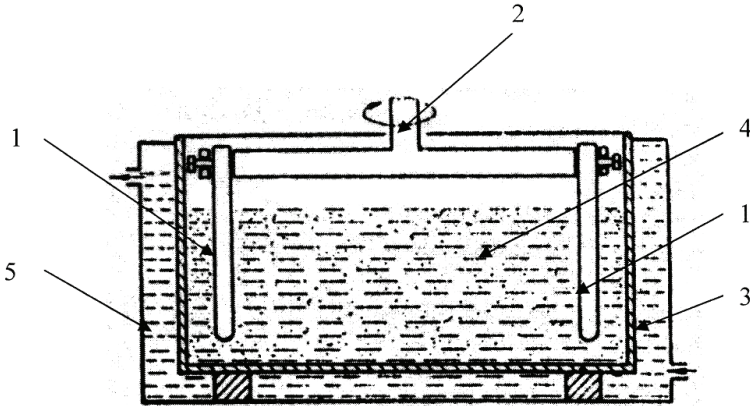


Рис. 3.1. Схема установки для испытания образцов исследуемых материалов на гидроабразивное изнашивание:

- 1 – образцы; 2 – привод; 3 – корпус; 4 – гидроабразивная среда;
5 – термостабилизатор

При испытании первой партии (плавки 1-10) в цилиндрический корпус установки (3) загружалась песчаная пульпа (4) консистенцией 1кг/л воды. Крупность зерна песка составляла 1-1,5мм. Камера закрывалась крышкой, в которой имелось отверстие для приводного вала (2), на конце которого крепился металлический диск с приспособлениями для крепления образцов (1). На установке одновременно испытывались 6

образцов, 2 из которых служили эталонами. Образцы Ø10мм, длиной – 100мм вращались со скоростью 1500 об/мин в течение 4часов. В качестве эталона использовалась нормализованная сталь 20 с НВ = 142-144. За меру износостойкости был принят коэффициент К, определяемый как отношение потери массы эталона и исследуемого образца в соответствии с ГОСТ 27674-88.

Так как в процессе испытаний свойства среды меняются вследствие измельчения абразивных частиц, методикой предусмотрена периодическая замена этой среды путем удаления отработанной взвеси и заполнения резервуара вновь подготовленной.

При испытании образцов плавок 1*-14* в качестве твердых абразивных частиц использовали электрокорунд с твердостью по МООСу-9. Размер частиц в массе распределялся следующим образом: Ø63мм – 84%; Ø1мм - 14%; Ø0,4мм – 2%.

В качестве эталона принят высокохромистый чугун ИЧХ28Н2, который является износостойким, но нетехнологичным материалом. Одновременно в колесе установки монтировали 6 образцов, среди которых один служил эталоном. Скорость вращения рабочего колеса составляла 1050 об/мин. Время испытаний – 1,5 часа выбрано на основании результатов предварительных испытаний. Оценка износостойкости проводилась по абсолютному износу образца. Коэффициент относительной износостойкости определялся по формуле:

$$K = \frac{\Delta M_{\text{э}}}{\Delta M_{\text{обр}}}$$

$\Delta M_{\text{э}}$ и $\Delta M_{\text{обр}}$ - потери массы эталона и испытываемого образца за одинаковое время изнашивания.

Исследования фазового состава и тонкой структуры проводили рентгеноструктурным методом на установке Дрон-05. Количество фаз определяли по изменению интегральной интенсивности линий (110) и (111) [184]. Тонкую кристаллическую структуру изучали по методике Г.В.Курдюмова и Л.И. Лысака [185]. Величину плотности дислокаций вычисляли по методике, приведенной в работе [186]. Расчет параметра кристаллической решетки производили по линиям (222) и (311) γ - фазы и линиям (220) и (110) – α - фазы.

3.2. Характеристика микроструктуры опытных чугунов в литом состоянии

Микроструктура опытных чугунов в литом состоянии состоит из избыточных кристаллов аустенита и аустенито-хромистокарбидной эвтектики (рис.3.2), в составе которой тригональный карбид $(\text{Cr,Fe})_7\text{C}_3$.

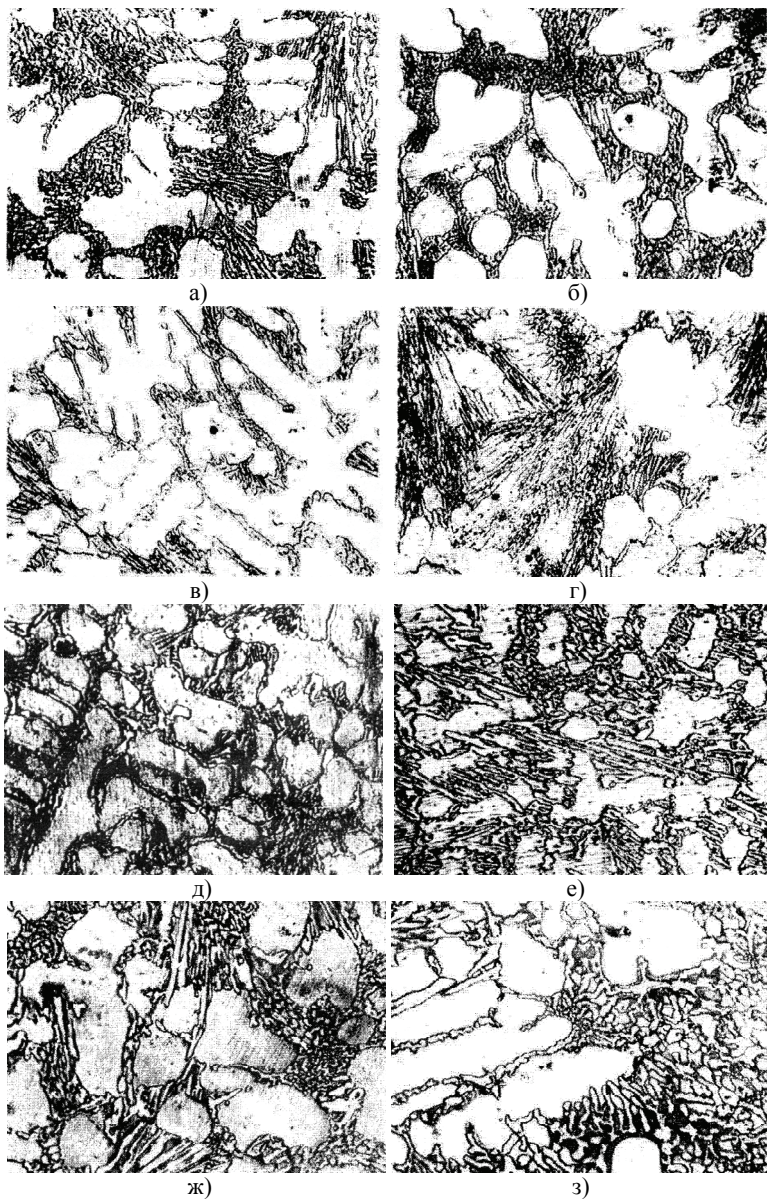


Рис. 3.2. Микроструктура опытных образцов в литом состоянии
а- плавка №1; б- плавка №3; в – плавка №4; г – плавка №5; д – плавка №6;
е – плавка №7; ж – плавка №9; з – плавка №10

Твердость чугунов в литом состоянии 40-42HRC. Микротвердость аустенита 340-420Н_ц. Строение эвтектики, в которой матрицей является аустенит с внедренными в него хромистыми карбидами, обеспечивает структурное слияние периферийных зон дендритов избыточного аустенита с эвтектическим. Эту переходную зону, включающую часть эвтектического и периферийные объемы дендритов избыточного аустенита, называют приэвтектическим аустенитом [132]. В отличие от белых чугунов, имеющих в структуре ледебурит, хромистокарбидная эвтектика не имеет сотового строения и расположение карбидов в аустенитной матрице предпочтительно с точки зрения ее прочности. Разрушение такой эвтектики требует затраты большого количества энергии.

В аустените приэвтектических объемов наблюдаются полосы с пониженной микротвердостью, что можно объяснить следствием химической микронеоднородности, возникающей при кристаллизации. Поскольку содержание хрома в опытных сплавах практически одинаково, количество эвтектической составляющей определяется содержанием углерода и карбидообразующих элементов. Дополнительные легирующие элементы оказывают влияние на размеры и морфологию эвтектических карбидов, что видно на рис.3.2 а-з. Различие морфологии эвтектических карбидов в зависимости от дополнительного легирования было исследовано также с помощью электронной микроскопии. Легирование ниобием и ванадием до 0,3% способствует измельчению эвтектических карбидов. При легировании 1% ванадия карбиды приобретают вытянутую форму. В чугуне с бором карбиды искривляются и дробятся, в результате чего их форма становится округлой.

3.3. Влияние нагрева в диапазоне 450-900⁰С на структуру, твердость и износостойкость чугунов

На процессы формирования структуры значительное влияние оказывает температура нагрева. Ее влияние, в первую очередь, сказывается на склонности аустенита к распаду вообще и к выделению избыточного карбида в частности. В процессе нагрева при температуре 450-500⁰С избыточный аустенит отличается высокой устойчивостью. Так, при 450⁰С только после 20 часов выдержки в сплавах обнаружена некоторая травимость со стороны аустенита на границе аустенит – эвтектический карбид. При нагреве до 500-550⁰С с увеличением содержания хрома в сплавах время до начала превращения возрастает. В сплавах плавов 5 и 6 (табл.3.1), где содержание хрома было минимальным – 17,7% начало превращения замечено через 4 часа, тогда как в сплавах плавов 1 и 2, где содержание хрома было около 22% начало превраще-

ния обнаружено через 9-10 часов выдержки. В начальные периоды превращения около эвтектических карбидов появляется темная каемка с четкой границей (рис.3.3в, 3.4б).

С повышением температуры до 600-650⁰С замечено выделение дисперсных карбидов по границам субзеренной структуры [189]. При вращении превращенной структуры в объемы избыточного аустенита четкость границы уменьшается. Объяснить тот факт, что превращение начинается в аустените, примыкающем к эвтектическим карбидам, можно, очевидно, меньшей степенью их легированности.

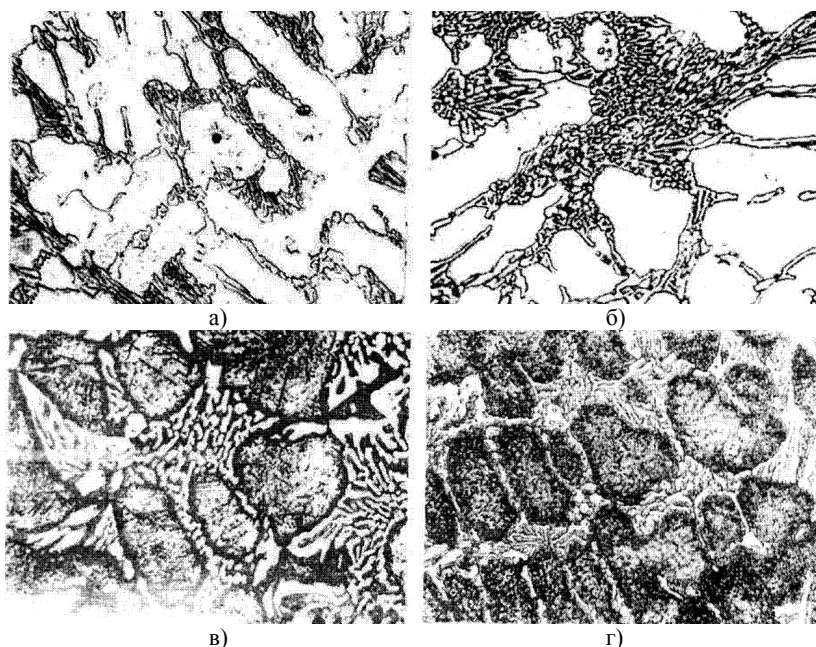


Рис. 3.3. Микроструктура образцов плавки №4
а – литое состояние (x500); б – выдержка при 680⁰С (x800); в – выдержка при 740⁰С (x800); г – выдержка при 780⁰С (x800)

Дальнейший нагрев в температурном интервале 700-900⁰С характеризуется интенсивным выделением карбидной фазы $(Cr,Fe)_{23}C_6$ (рис.3.3 – 3.5). Изотермические выдержки показали полное превращение аустенита в феррито-карбидную смесь.

На рис. 3.6 приведены результаты изменения твердости исследуемых чугунов после выдержки при различных температурах и охлаждении на воздухе.

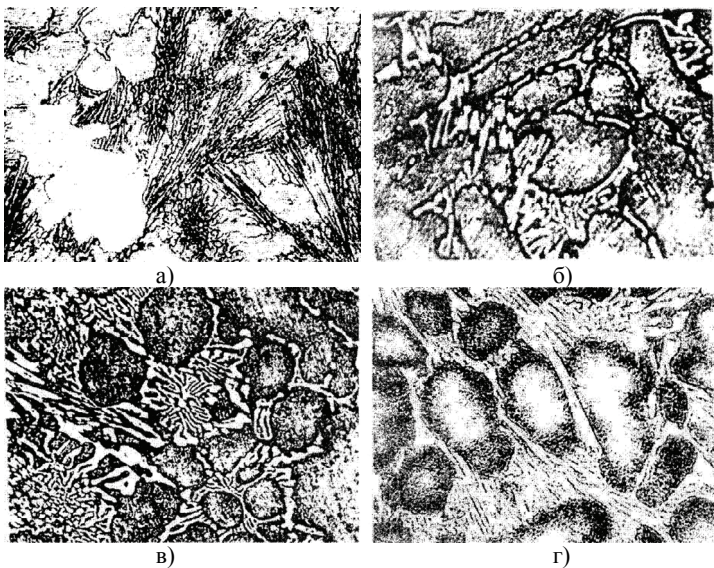


Рис. 3.4. Микроструктура образцов плавки №5
a – литое состояние (x500); *б* – выдержка при 680°C (x800); *в* – выдержка при 740°C (x800); *г* – выдержка при 780°C

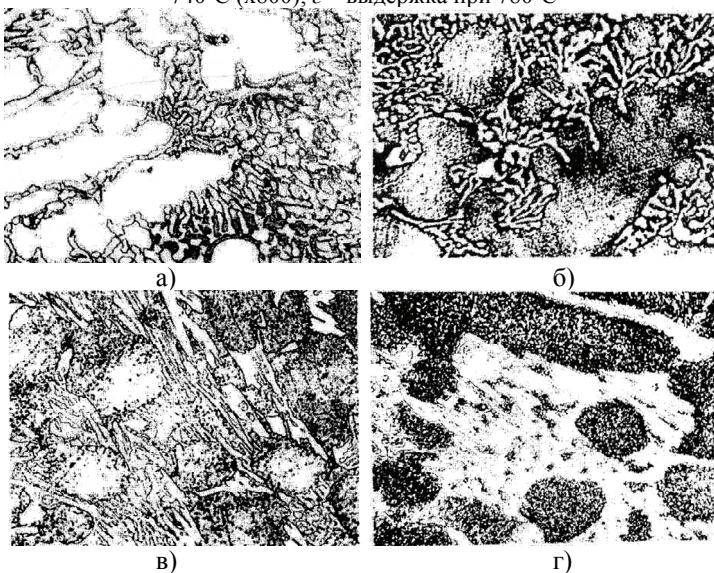


Рис. 3.5. Микроструктура образцов плавки №10
a – литое состояние (x500); *б* – выдержка при 680°C (x800);
в – выдержка при 740°C (x800); *г* – выдержка при 780°C

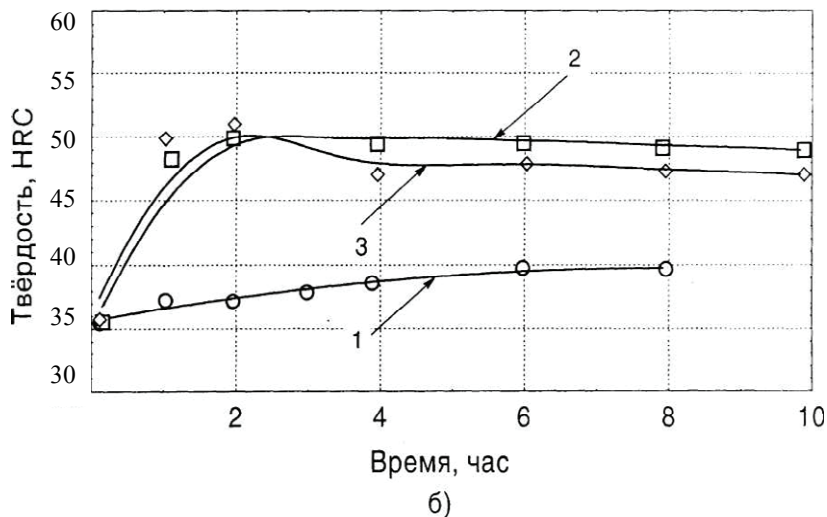
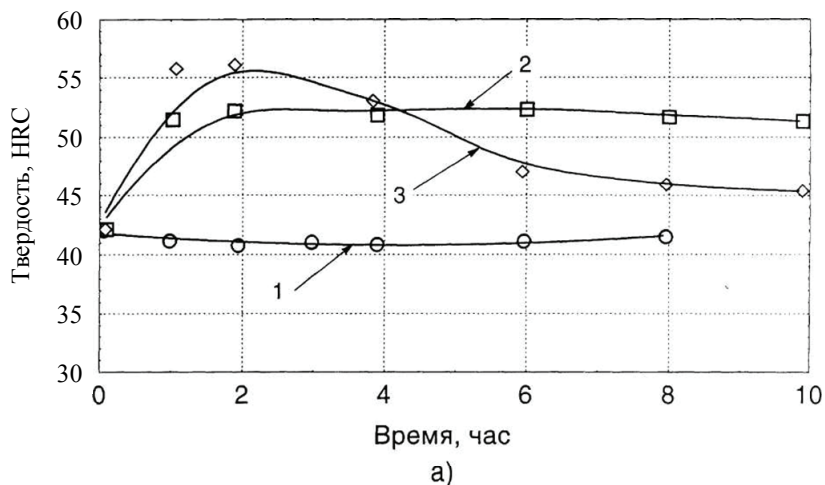


Рис.3.6. Изменение твёрдости исследуемых сплавов после выдержки при различных температурах: 1 - 680°C; 2 - 740°C; 3 - 780°C; а - плавка №1; б - плавка №3

Общее время выдержки 10 часов. Периодически после выдержки в течение 2-х часов образцы охлаждались на воздухе, замерялась их твердость, исследовалась микроструктура.

При этом в течение первых 2-х часов резко повышалась твердость и оставалась высокой в течение максимального времени выдерж-

ки образцов. Это свидетельствует о том, что значения температур растворения выделившихся карбидов $(Cr, Fe)_{23}C_6$ более высоки.

Рассмотрим последовательно изменение микроструктуры с ростом температуры от $680^{\circ}C$ и выше. Выдержка при температуре $680^{\circ}C$ в течение 8-10 часов практически не влияет на изменение твердости образцов всех плавок по сравнению с литым состоянием (рис.3.6). Однако, в микроструктуре матрицы некоторых плавок наблюдается повышенная травимость. Образование подобной структуры наблюдали в работе [187]. С помощью электронномикроскопических исследований на просвет авторы установили, что после 3-часовой выдержки при температуре $700^{\circ}C$ частичные дислокации преобразуются в дефекты упаковки, на которых выделяются очень мелкодисперсные карбиды NbC или TiC. С увеличением времени выдержки или повышением температуры размер дисперсных карбидов увеличивается. Судя по тому, что повышенная травимость микроструктуры в исследованиях наблюдалась именно в чугунах с добавками ниобия и титана, можно полагать, что это обусловлено выделением мелкодисперсных карбидов. Повышение температуры приводит к ускорению диффузионных процессов, что и вызывает интенсификацию выделения карбидов $(Cr, Fe)_{23}C_6$. Так, при температуре $740^{\circ}C$ уже после 1 часа выдержки твердость образцов всех плавок повышается до 45-50 ед. HRC. Выделение карбидов приводит к обеднению твердого раствора углеродом и легирующими элементами, благодаря чему мартенситная точка повышается. При последующем охлаждении аустенит частично превращается в мартенсит или другие продукты распада. Травимость значительно увеличивается. Электронномикроскопическое исследование подтверждает наличие в микроструктуре большого количества дисперсных карбидов. При повышении температуры до $780^{\circ}C$ процесс выделения карбидов интенсифицируется еще в большей степени. После выдержки в течение 1-2 часов твердость повышается до 50-55 ед. HRC. Более интенсивное повышение твердости наблюдается у чугуна с добавками ниобия и бора. Увеличение времени выдержки более 2 часов приводит к снижению твердости. После 6-часовой выдержки твердость снижается до 45-48 ед. HRC. Десяти часовой выдержки оказывается достаточно для практически полного распада аустенита. Наблюдается некоторая коалесценция карбидной фазы.

Таким образом, превращение в аустените начинается с выделения дисперсной карбидной фазы $(Cr, Fe)_{23}C_6$. В начале выдержки выделение карбидной фазы с большей скоростью протекает в эвтектическом и приэвтектическом аустените. Соответственно в этих же местах наблюдается повышенная травимость структуры. С увеличением выдержки повышенная травимость как бы вырастает в центральные объемы дендритов избыточного аустенита.

Следует остановиться также на следующем. Согласно [188] для сплавов системы (1,8 - 2,3% С и 12 – 20% Cr) существует довольно узкий температурный интервал фазового равновесия “аустенит+феррит+Me₃C₃”, нижняя граница которого соответствует 780-790⁰С, а верхняя 800-820⁰С. Измерение же с помощью микроанализатора содержания хрома в аустените показывает, что аустенит в литых сплавах значительно пресыщен хромом даже по отношению к его высокотемпературному равновесному состоянию. При 1150⁰С – на 3,45% при 18,7%Cr и на 4,75% при 22,4% Cr. Существует также вероятность и того, что в объеме аустенита, прилегающем к эвтектическим хромистым карбидам, после кристаллизации и остывания отливок содержание углерода снизится. И первое, и второе способствует расширению температурного интервала существования трехфазного состояния “аустенит+феррит + карбиды” в сторону более высоких значений температуры. Можно предположить, что темнотравящиеся области в структуре исследуемых сплавов после обработки их в интервале температур 800-900⁰С соответствуют указанному трехфазному состоянию. При общей перенасыщенности хромом аустенита пресыщение эвтектического аустенита, очевидно, несколько меньше. Первоочередное интенсивное выделение дисперсных карбидов в межкарбидном и приэвтектическом аустените, по-видимому, связано с несколько меньшим содержанием в них хрома. Отсюда и преимущественные условия для начала фазовой перекристаллизации в этих объемах.

Относительная износостойкость сплавов плавков 1-10 в литом состоянии после термической обработки определялась на образцах Ø=10мм, L = 100мм на установке, где образцы вращались в смеси песка и воды (вода + 50% песка по объему).

Приведенные в табл. 3.4 результаты испытаний показывают, что в литом состоянии относительная износостойкость опытных плавков отличается незначительно и находится на уровне 2,0-2,6. Сравнительно невысокая износостойкость, по-видимому, обусловлена высокой стабильностью аустенита, неспособного к превращению $\gamma \rightarrow \alpha$ (образование мартенсита деформации) в поверхностных слоях в процессе изнашивания. После отпуска при температуре 680⁰С наиболее высокой износостойкостью обладает чугун, содержащий в своем составе, кроме хрома, марганца и молибдена, добавки ниобия или ванадия. Повышение температуры нагрева до 740-780⁰С приводит к распаду аустенита, в результате чего твердость повышается, однако износостойкость снижается, хотя остается более высокой, чем в литом состоянии. После выдержки при температуре 780⁰С, как и в литом состоянии, наиболее высокую износостойкость показал хромомарганцевомедистый чугун.

Таблица 3.4

Твердость и износостойкость образцов плавок 1-10 после выдержки при температурах 680⁰С; 740⁰С; 780⁰С

№ пл.	Литое состояние		Отпуск 680 ⁰ С			Отпуск 740 ⁰ С			Отпуск 780 ⁰ С		
	HRC	К	HRC	К	ΔК	HRC	К	ΔК	HRC	К	ΔК
1	41	2,4	41	3,9	+1,5	52	3,2	+0,8	56	2,7	+0,3
2	38	2,4	38	3,4	+1,0	50	2,0	-0,4	52	3,5	+1,1
3	36	2,3	39	3,4	+1,1	49	2,1	-0,2	51	2,5	+0,2
4	40	2,5	40-41	3,5	+1,0	47	2,3	-0,2	51	2,8	+0,3
5	38	2,6	39	3,5	+0,9	47	2,6	0	58	2,9	+0,3
6	42	2,5	41	3,0	+0,5	48	2,7	-0,1	56	3,0	+0,5
7	43	2,0	43	2,7	+0,7	45	2,2	+0,2	51	3,9	+1,9
9	40	-	38	2,7						3,5	
10	40	2,3	41	2,3						2,5	+0,2

Результаты рентгеноструктурного анализа показывают (табл.3.5), что в поверхностных слоях хромомарганцевомолибденового чугуна, легированного до 0,03% Nb или V, после гидроабразивного изнашивания, ширина линии (220) и (222) уменьшается, что свидетельствует о выделении в процессе пластической деформации из мартенсита и аустенита карбидов. В хромарганцевомедистом чугуне наблюдается уширение линий (220) и (222), что свидетельствует об упрочнении поверхности от воздействия абразива за счет повышения плотности дислокаций и уменьшения размеров блоков.

При гидроабразивном изнашивании поверхностные слои не подвергаются нагреву до температур, приводящих к фазовым переходам ($\gamma \rightarrow \alpha$), в связи с чем механизм упрочнения отличен от такового при трении скольжения. В частности, наряду с образованием мартенсита деформации, повышением плотности дислокаций и измельчением блоков когерентного рассеивания аустенита возможно выделение из аустенита и мартенсита мелкодисперсных карбидов. Особо важную роль здесь играет стабильность твердого раствора. Так, в литом состоянии, когда аустенит исследуемых сталей довольно стабильный, в нем отсутствуют сегрегации атомов карбидообразующих элементов. В поверхностных слоях в результате изнашивания выделение карбидов не происходит. Предварительный отпуск при температуре выше 560⁰С приводит к выделению карбидов, в результате чего стабильность твердого раствора уменьшается, о чем свидетельствует образование мартенсита в поверхностном слое в два раза большем количестве, чем в литом состоянии.

Таблица 3.5

Результаты рентгеновского анализа

№№ пла- вок	γ , %		α , %		β (220) рад 10^{-3}	β (222) рад 10^{-3}		Д γ исх/ Д γ пов		Д α исх/ Д α пов	ρ_{γ} пов/ ρ_{γ} исх		ρ_{α} пов/ ρ_{α} исх	
	Лит. Сост	Отпуск 680 $^{\circ}$ С	Лит. Сост.	Отпуск 680 $^{\circ}$ С	Отпуск 680 $^{\circ}$ С	Лит. сост.	Отпуск 680 $^{\circ}$ С	Лит. сост.	Отпуск 680 $^{\circ}$ С	Отпуск 680 $^{\circ}$ С	Лит. сост.	Отпуск 680 $^{\circ}$ С	Лит. сост	От- пуск 680 $^{\circ}$ С
1 исх. сост. 1 деф. поверхн	84,8	43,74	15,2	52,26	56,67	32,97	35,09	3,0	4,0	2,0	3,61	5,45	3,7	2,0
8 исх. сост. 8 деф. поверхн	92,5	46,62	7,5	53,37	49,68	16,70	33,91	2,1	5,7	1,6	4,1	4,5	5,0	2,0
9 исх. сост. 9 деф. поверхн	93,2	58,23	6,8	41,77	47,73	16,49	29,46	3,2	4,62	1,45	7,0	9,0	7,9	1,6
	80,9	40,26	19,1	59,74	59,71	28,87	34,78							

Выделение дисперсной карбидной фазы приводит к созданию упороченного состояния металла, уменьшению размеров субзерен и блоков когерентного рассеивания, что обеспечивает образование дополнительных поверхностей раздела, создающих препятствия движению дислокаций.

При различном легировании высокохромистого чугуна его твердость и износостойкость при одинаковом характере микростроения могут существенно отличаться, так как при этом различны свойства фаз.

В результате исследования установлено, что хромомарганцево-молибденовый чугун, легированный небольшими количествами ниобия или ванадия (до 0,3%), после отпуска при 680⁰С по износостойкости не уступает хромоникелевому чугуну ИЧХ28Н2.

3.4. Влияние нормализации и отпуска на формирование структуры чугунов, твердость и износостойкость

Как показали результаты исследования, нагрев опытных чугунов до температуры 1000-1200⁰С оказывает существенное влияние на склонность аустенита к распаду в процессе охлаждения и последующего отпуска. Наибольшей устойчивостью обладает аустенит чугунов нагретых до 1200⁰С. Нагрев до различных температур в пределах 1000-1200⁰С приводит аустенит к различному структурному состоянию. В результате аустенит обладает различной способностью к распаду, а это оказывает влияние на фазовый состав чугунов, микроструктуру и его свойства.

При нормализации или закалке от температуры 1200⁰С не видны заметные изменения в структуре по сравнению с литым состоянием. Снижение температуры до 1050-1100⁰С вызывает появление кристаллов карбидной фазы (Сг,Fe)₂₃С₆. Наряду с карбидом (Сг,Fe)₂₃С₆ в результате рентгенографического исследования обнаружена малоуглеродистая α-фаза, образование которой происходит по мартенситной кинетике при температурах ниже 300⁰С. Локализация мартенсита в местах выделения карбидной фазы позволяет предположить, что его формирование происходит в тех же объемах аустенита, из которых предварительно выделилась карбидная фаза, так как в исходном аустените содержится не менее 1% углерода.

Очевидно, что при температурах 1100⁰С и ниже появляются микронеоднородности в распределении хрома (расслоение аустенита), то есть возникают зоны отличающиеся по составу от исходного твердого раствора. Такое предположение возможно, так как именно при этих температурах происходит быстрое выделение карбидной фазы, в отличие от изотермического распада аустенита в чугунах нагретых до

1200⁰С. Как следует, из приведенных на рис.3.7 данных, максимальную твердость исследуемые чугуны приобретают после нормализации от 1000-1050⁰С. При этом в чугуне сохраняется часть аустенита ($\approx 30\%$).

Нами выбрана температура нормализации (1050-1060⁰С), исходя из желания получить достаточную вязкость чугунов и благодаря этому избежать поломок деталей в эксплуатации. С другой стороны этот диапазон температур близок к температуре, обеспечивающей максимальную твердость.

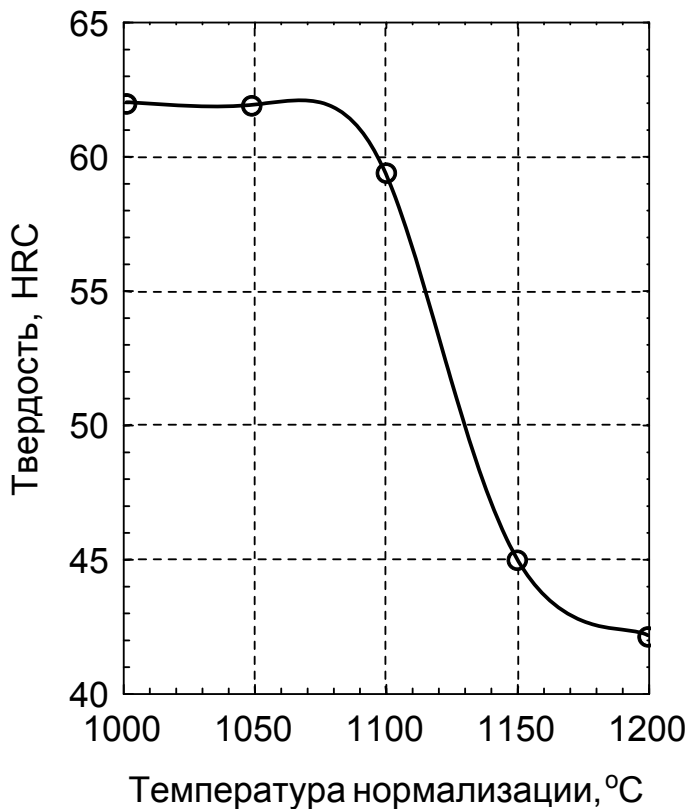


Рис. 3.7. Изменение твердости чугуна (C - 2,1%; Ст – 20%) в зависимости от температуры нормализации

Твердость сплавов нормализованных от 1050-1060⁰С зависит от химического состава и может достигать 59-62 HRC (табл. 3.6).

Таблица 3.6

Режимы термической обработки и твердость чугунов плавков 1* – 14*

№№ плавков	Термообработка	Твердость HRC		Δ HRC
		Литые	Термообработанные	
1*	Нормализация 1 ч при 1100 ⁰ С и отпуск 560 ⁰ С τ = 2,5 ч	27	49	+22
2*	Нормализация 1050 ⁰ С – 1060 ⁰ С τ = 1 ч	41	62	+21
3*	Нормализация 1050 ⁰ С – 1060 ⁰ С τ = 1 ч	41	59	+18
4*	Нормализация 1050 ⁰ С – 1060 ⁰ С τ = 1 ч	39	55	+16
5*	Нормализация 1050 ⁰ С – 1060 ⁰ С τ = 1 ч	44	51	+7
6*	Нормализация 1050 ⁰ С – 1060 ⁰ С τ = 1 ч	41	51	+10
8*	Закалка от 1080 ⁰ С в воду	40	48	+8
9*	Нормализация 1050 ⁰ С – 1060 ⁰ С τ = 1 ч	42	47	+5
11*	Нормализация 1050 ⁰ С – 1060 ⁰ С τ = 1 ч	36	49	+13
12*	Нормализация 1050 ⁰ С – 1060 ⁰ С τ = 1 ч	36	51	+15
13*	Нормализация 1 ч при 1100 ⁰ С и отпуск 560 ⁰ С τ = 2,5 ч	44	57	+13
14*	Нормализация 1 ч при 1100 ⁰ С и отпуск 560 ⁰ С τ = 2,5 ч	43	50	+13

На рис. 3.8 – 3.9 приведены микроструктуры чугунов в литом состоянии и после термической обработки. При проведении процессов отпуска литых и нормализованных чугунов имеет место существенное различие в кинетике фазовых превращений. В процессе отпуска при

температуре 560⁰С продолжалось выделение в объемах нераспавшегося аустенита по мартенситной кинетике карбидов (Cr,Fe)₂₃C₆, которое было начато при нормализации от 1100⁰С. Выдержки при отпуске приводили к образованию феррито-карбидной смеси в местах выделившейся карбидной фазы. При нормализации от 1100⁰С, по-видимому, образуется оптимальное сочетание структурных составляющих, обеспечивающее в процессе эксплуатации высокую износостойкость чугуна.

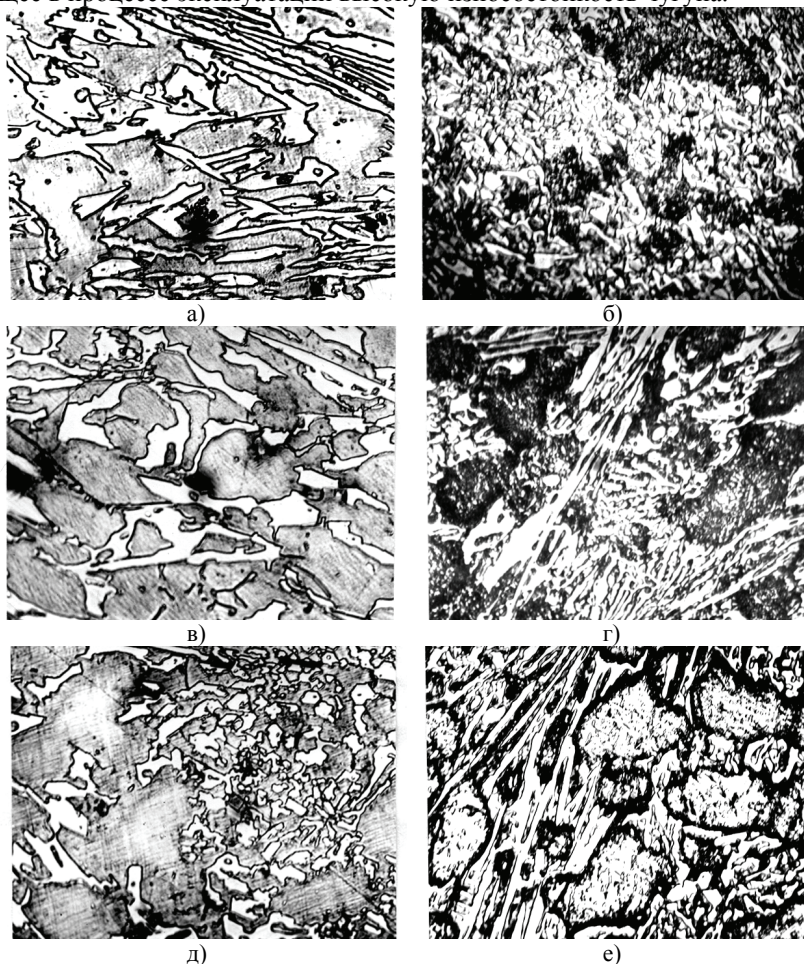


Рис. 3.8. Микроструктура сплава 3*: а – в литом состоянии; б – нормализация.
 Микроструктура сплава 4*: в – в литом состоянии; г – нормализация.
 Микроструктура сплава 5*: д – в литом состоянии; е – нормализация

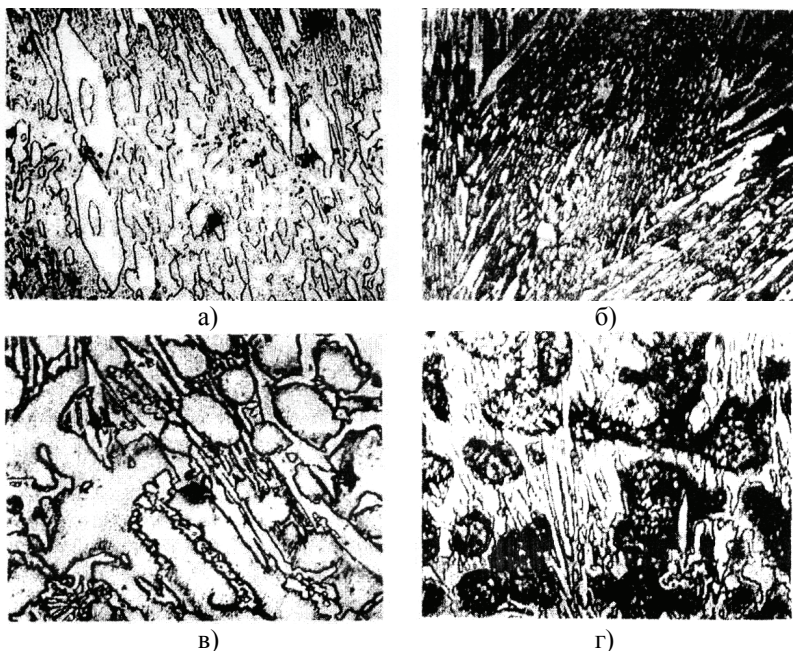


Рис. 3.9. Микроструктура сплава ИЧХ28Н2:
а – в литом состоянии; *б* – нормализация + отпуск.
 Микроструктура сплава 2*: *в* – в литом состоянии; *г* – нормализация

Необходимо отметить, что количество мартенсита зависит как от температуры нагрева, так и от скорости охлаждения. При медленном охлаждении в структуре чугуна аустенита остается больше, чем при ускоренном. Большое количество аустенита после нормализации по сравнению с закалкой говорит о процессе стабилизации аустенита.

На большинстве предприятий детали насосов перекачивающих гидроабразивную массу изготавливают из чугуна ИЧХ28Н2. Причем термическая обработка отливок обычно не производится. Поэтому представляют практический интерес сравнительные данные об износостойкости термообработанных опытных чугунов и чугуна ИЧХ28Н2.

Испытания образцов плавок 1*-14* на износ в среде электрокорунда приведены в табл. 3.7, где:

K_1 – отношение абсолютного износа литого образца-эталона ИЧХ28Н2 к абсолютному износу литого опытного образца;

K_2 – отношение абсолютного износа литого образца-эталона ИЧХ28Н2 к абсолютному износу термообработанного опытного образца;

K_3 – отношение абсолютного износа образца-эталоны ИЧХ28Н2 после термообработки (согласно РТМ 28-61) к абсолютному износу термообработанных образцов.

Таблица 3.7

Относительная износостойкость опытных сплавов

№№ сплава	Состояние чугуна	K_1	Режим термообработки	K_2	K_3
1*	Литое	1	нормализация, отпуск	2,3	1
2*	Литое	1,65	Нормализация	3,0	1,3
3*	Литое	1,05	-"-	3.5	1.5
4*	Литое	1.2	-"-	2.5	1.0
5*	Литое	1,5	-"-	3,0	1,3
6*	Литое	1,27	-"-	2,0	0,8
8*	Литое	1,49	-	-	-
9*	Литое	2,16	-	-	-
11*	Литое	1,49	Нормализация	3,0	1,3
12*	Литое	1,2	-"-	2,5	1,0,
13*	Литое	-	нормализация, отпуск	2,2	0,9
14*	Литое	-	-"-	2,1	0,9

Примечание: Термическая обработка проведена в соответствии с данными таблицы 3.6.

В литом состоянии износостойкость опытных легированных хромомарганцевомолибденовых сплавов в 1,6-2 раза выше литого чугуна ИЧХ28Н2 (по РТМ 28-61). В нормализованном состоянии износостойкость опытных сплавов в 2-3 раза выше, чем литого ИЧХ28Н2 (рис.3.10), а по сравнению с термообработанным (по РТМ 28-61) чугуном ИЧХ28Н2 – в 1,3-1,5 раза выше.

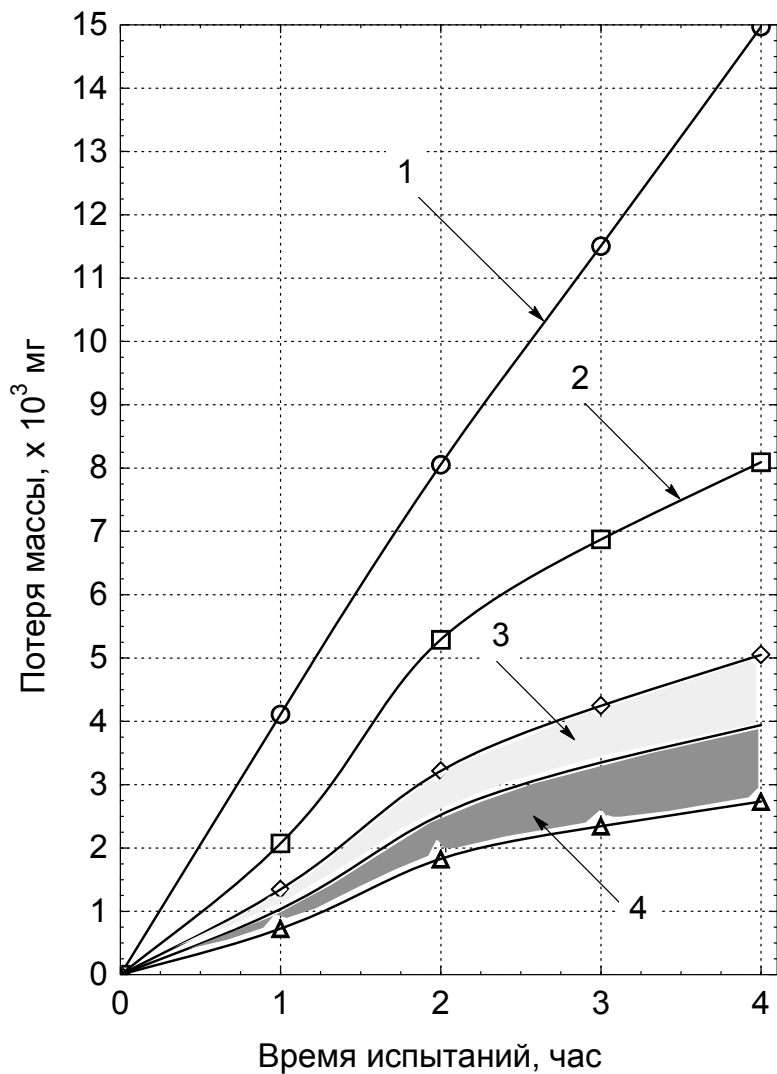


Рис. 3.10. Зависимость потери массы материалов в гидроабразивных средах от времени испытания: 1 – сталь 20; 2 – ИЧХ28Н2; зона 3 - литые опытные чугуны (плавки 2*-9*); зона 4 - термообработанные чугуны (плавки 2*, 4*) – нормализация 1060-1080⁰С , отпуск 200-250⁰С

Глава 4

ОТЛИВКА И ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ОПЫТНЫХ КОЛЕС ГРУНТОВЫХ НАСОСОВ

4.1. Литейные свойства опытных сплавов

Учитывая комплексный характер легирования опытных сплавов и возможные сужения интервалов кристаллизации и выделения эвтектики, были определены основные литейные свойства пяти (из двадцати опытных сплавов), показавших по результатам стендовых испытаний гидроабразивную стойкость в 1,5-2 раза превышающую стойкость эталонного сплава – ИЧХ28Н2. Химический состав сплавов приведен в табл. 4.1.

Таблица 4.1

Химический состав опытных сплавов

№ № спл.	Марки- ровка сплава	Содержание элементов, % (по массе)										
		C	Cr	Ni	Mn	Mo	V	Nb	B	Al	Si	РЗМ
1	1*	2,9	29	2,2	0,8	--	-	-	-	-	0,7- 1,14	-
2	2*	2,1	21	-	2,1	0,9	0,9	-	0,2	0,1	1	-
3	3*	2,6	21	-	3,5	0,9	-	0,3	-	-	1	-
4	4*	2,6	21	-	3,5	0,9	-	0,3	-	-	1	Ce 0,2
5	5*	2,6	21	-	3,5	0,9	0,3	-	-	-	1	Ce 0,2
6	11*	2,6	21	-	6,0	0,9	-	0,3	-	-	1	-

Пр и м е ч а н и е : 1* – Эталонный сплав из ИЧХ28Н2 (химический состав по РТМ 28-61).

Литейные свойства приведенных в таблице шести сплавов (жидко текучесть, линейная объемная усадка, трещиностойкость) определяли с помощью комплексной пробы Ю.А. Нехенджи и И.В. Купцова [190]. Критические точки сплавов (t_{licv} и t_{solid}) предварительно определяли путем снятия кривых охлаждения с помощью одноточечного потенциометра ЭПП-09 и термопары ПП-1. Металл охлаждался в двухкилограммовом алундовом тигле. Малая скорость охлаждения металла в тигле позволила записать на ленте потенциометра ЭПП-09 кривую охлаждения с явно выраженными площадками кристаллизации. Результаты исследований приведены в табл. 4.2.

Таблица 4.2

Литейные свойства опытных сплавов

Маркировка сплава	Температура, в °С			Жидкотекучесть, в мм λж	Линейная усадка, в % 'Ел	Суммарный объем усадочных раковин и пор, в % Σ _{Q.p.n.}	Трещиностойкость, мм ²
	ликвидус t _{licv}	Солидус t _{solid}	Заливки проб				
1*	1295	1275	1400	630	1,7	7,6	-
2*	1300	1270	1400	410	1,7	7,8	-
3*	1275	1265	1376	485	1,7	8,0	1,7/1
4*	1270	1240	1370	580	1,8	7,5	1/1
5*	1270	1250	1370	500	1,9	7,9	1,4/2
11*	1275	1250	1375	523	2,1	8,4	-

Примечание:

1. Σ_{Q.p.n.} - суммарный объем усадочных раковин и пор.
2. Трещиностойкость по методике Нехендзи-Купцова оценивается по суммарной длине трещин (в знаменателе указано количество трещин).

Из данных табл. 4.2 следует, что все сплавы имеют узкий интервал кристаллизации (не более 30⁰С), значительную линейную усадку и сравнительно хорошую жидкотекучесть. Наибольшую линейную усадку имеет сплав с наибольшим содержанием марганца. Жидкотекучесть опытных сплавов несколько ниже жидкотекучести сплава ИЧХ28Н2, что было учтено при разработке технологии отливки колес из опытных сплавов. Наиболее близкие к ИЧХ28Н2 значения жидкотекучести показал сплав плавки 4*.

Таким образом, по комплексу литейных характеристик наиболее технологичными являются сплавы 2* и 4*. В связи с несколько меньшими значениями жидкотекучести у опытных сплавов по сравнению с эталонным при отливке колес необходимо было увеличить площадь сечения питателей в литниковой системе. Сплав 11* имеет наибольшую склонность к образованию усадочных раковин и поэтому при отливке колес из этого сплава следует устанавливать прибыли так, как при отливке из стали.

Сплавы 2* и 4*, обладающие высокими специальными и технологическими свойствами, были предложены для рабочих колес грунтовых насосов. Металл плавил в индукционной печи типа МГП-102 с основной футеровкой. Вес плавки – 150кг. Из каждого сплава отливали по четыре образца-свидетеля. Формы изготавливались из жидкостекляной смеси. Соблюдая все рекомендации, изложенные в предыду-

шем разделе, были получены качественные отливки рабочих колес из сплавов 2*, 4* и 5* без применения прибылей. Отлитые по той же технологии колеса из хромомарганцевого сплава 11* были поражены усадочными раковинами. Отливки опытной партии колес показали, что разработанная технология позволяет получить здоровые, без раковин и других литейных пороков отливки из сплавов, не применяя дополнительных прибылей.

4.2. Технологический процесс изготовления отливок из опытных сплавов

Необходимо отметить, что для отливок из износостойких высокохромистых чугунов литейная форма в значительной мере определяет эксплуатационные свойства деталей за счет целенаправленного влияния на формирование литой структуры. Необходимо учитывать условия формирования карбидной фазы: степень измельчения, направление роста, а также уровень остаточных напряжений [121]. С увеличением толщины отливки замедляется скорость кристаллизации, и создаются благоприятные условия для роста карбидов. Следует учитывать влияние скорости охлаждения на размер карбидов, а, соответственно, и износостойкость чугуна. Для чугуна (2,8-3,0%С; 18-20%Cr; 1,8-2,0%Mn; 0,8-1,0%Si) установлено наиболее значительное влияние на величину карбидов скорости охлаждения ($V_{\text{охл}}$) от 1 до 6⁰С [198]. При этом величина карбидов уменьшается от 12,3 до 6 мкм. Дальнейшее увеличение скорости охлаждения до 35⁰С/мин незначительно уменьшает средний размер карбидов от 6 до 4 мкм.

Эмпирическая зависимость, связывающая средний размер карбидов со скоростью охлаждения в интервале кристаллизации, выражается уравнением регрессии

$$m = 4,77 + \frac{11,74}{V_{\text{охл}}},$$

где $V_{\text{охл}}$ – скорость охлаждения в интервале кристаллизации, ⁰С/мин.

При изготовлении отливок из износостойких чугунов рекомендуется использовать наружные и внутренние холодильники, которые помимо устранения усадочных дефектов обеспечивают измельчение первичной структуры и направленное затвердевание.

В качестве опытных изготавливали отливки колес насосов (шламового и др.) из сплава 260Х20Г3М. Химический состав сплава: С – 2,6%; Cr – 20-21%; Mn – 3,5%; Mo – 0,9%; Nb – 0,3%; Ce – 0,2%; Si до 1%.

Температура: $t_{\text{ликв}}$ – 1270⁰С; $t_{\text{солид}}$ – 1240⁰С; $t_{\text{заливки проб}}$ – 1370⁰С. Жидкотекучесть 580мм; линейная усадка 1,8%. Суммарный объем уса-

дочных раковин и пор – 7.5%; трещиностойкость 1/1мм², узкий интервал кристаллизации - 30°С.

Металл плавил в дуговой печи ДСП-1,5 с кислой футеровкой, в качестве шихтовых материалов использовали: чугун передельный ПЛ1, лом стальной 3А, феррохром ФХ015, ферромарганец ФМн75, ферросилиций ФС75л; ферромolibден ФМо60, феррониобий, церий металлический(100%).

Порядок загрузки элементов в печь следующий: на подину печи укладывали чугун передельный, лом стальной, феррохром, ферромolibден. После раскисления ферросилицием в ванну с металлом вводили ферромарганец и наводили шлак. В качестве шлакообразующих веществ использовали известняк и песок. За 15 минут до окончания плавки после скачивания шлака вводили в металл церий металлический и феррониобий. Металл не перегревали выше 1500⁰С для предотвращения образования сквозной транскристаллизации и крупнозернистой литой структуры.

При разработке технологического процесса изготовления отливок использовали систему компьютерного моделирования литейных процессов ProCAST.

4.2.1. Применение системы ProCAST при разработке технологического процесса изготовления отливок рабочих колес углесоса

ProCAST представляет собой систему компьютерного 3D моделирования литейных процессов методом конечных элементов (МКЭ) [147]. Производитель системы компания ESI Group (Франция). Система работает под ОС UNIX, MS Windows и позволяет моделировать практически все варианты литейных технологий, включая свободное литье в формы, литье под низким и высоким давлением, литье по газифицируемым моделям и т.д.

При проведении численных экспериментов была использована методика автоматизированного проектирования литейной технологии на этапе «заливка-затвердевание» [200], которая представлена на рис. 4.1.

Для проведения численного эксперимента была построена 3D модель отливки в программе SolidWorks [148] с расширением *.step и импортировалась в GeoMesh и MeshCAST программы, в которых была построена оптимальная поверхностная сетка треугольных конечных элементов, а затем объемная сетка конечных элементов.

MeshCAST – полностью автоматический генератор 2D и 3D (тетраэдральный) конечно-элементной сетки для системы ProCAST. Он

позволяет импортировать CAD- модели в форматах IGES, STEP, PARASOLID и STL и, при необходимости, вносить в геометрию исправления.

PreCAST – препроцессор для ProCAST, позволяющий считывать конечно-элементную модель, назначать свойства материалов для различных компонентов модели, задавать контактные, граничные и начальные условия.

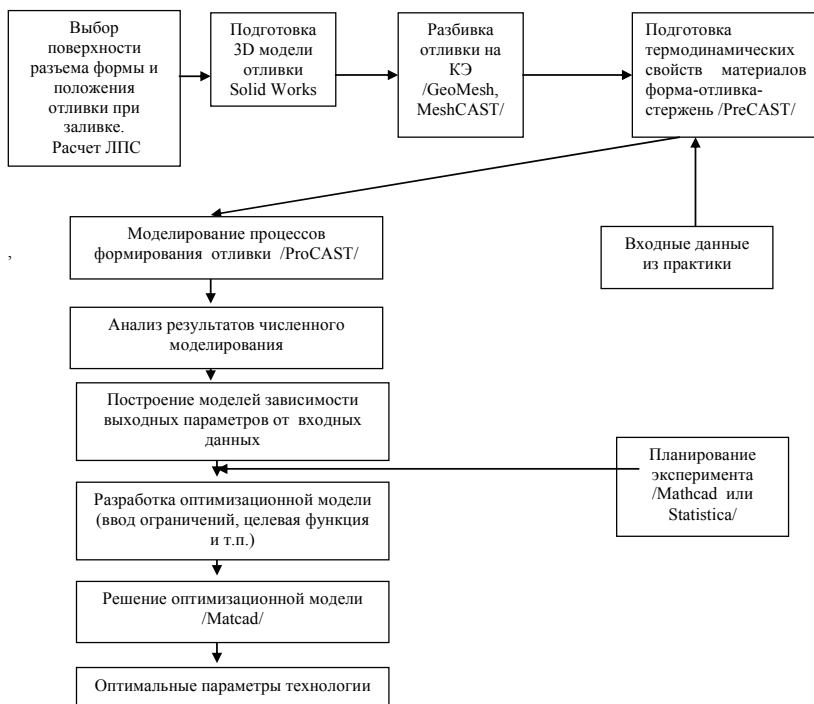


Рис.4.1. Компьютерное проектирование технологии литья

В программе PreCAST были подготовлены исходные данные для решения задачи гидравлики и затвердевания отливки. Литейная форма принималась, как виртуальная для сокращения времени расчетов.

Построение 3D модели отливки, дискретизация отливки и литниковой системы - трудоемкие процессы, на которые затрачивается основное время проведения экспериментов. После PreCAST расчет производится в решателе ProCAST. Полученная расчетная модель представлена на рис. 4.2.

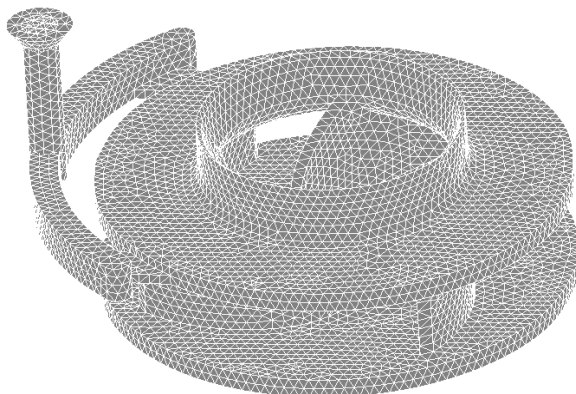


Рис. 4.2. Расчетная модель отливки колеса углесоса

Система ProCAST Flow solver модуль, рассчитывающий течение потока расплава и анализирующий заполнение формы. Система ProCAST Flow solver моделирует течение потока расплава на основе уравнения Навье-Стокса и может проводиться совместно с анализом температуры и напряжений (рис. 4.3).

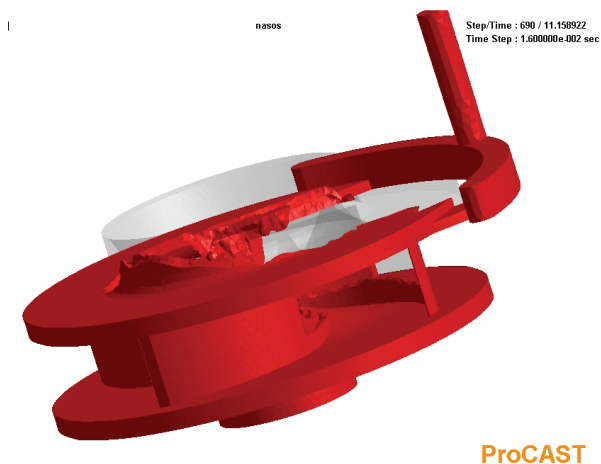
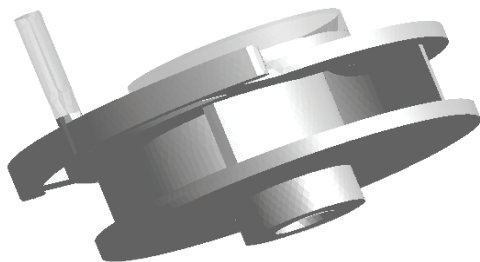


Рис. 4.3. Моделирование течения потока расплава в отливке колеса углесоса

В системе ProCAST по мере выполнения термических расчетов и анализа течения металла получили конечную геометрию отливки (рис.4.4).

nasos

Step/Time : 77640 / 76799.593750
Time Step : 1.000000e+000 sec



ProCAST

Рис. 4.4. Геометрия отливки колеса углесоса после затвердевания

4.2.2. Изготовление отливок рабочих колес с применением песчано-глинистых форм

В качестве опытных отливок изготавливали рабочее колесо углесоса УЦ-900/85 и рабочее колесо насоса 5ГР-8. При разработке технологического процесса использовали рекомендации по изготовлению отливок из белых чугунов [50]

При изготовлении отливки рабочего колеса углесоса УЦ-900/85 применяли вставку из Ст.3 для получения шпоночного паза и выполнения отверстия с резьбой. Вставка также выполняла функцию центрального стержня, для предотвращения трещин вставку выполняли минимальной толщины 15мм, внутреннюю часть вставки при сборке наполняли стержневой смесью. Вставка была очищена от ржавчины и грязи, по наружному диаметру были выполнены проточки для обеспечения закрепления вставки в отливке.

В таблице 4.3 приведены состав и свойства формовочных и стержневых смесей, которые применяли при изготовлении отливок рабочих колес.

Таблица 4.3

Состав и свойства формовочных и стержневых смесей

№ смеси	Смесь	Состав в % по объёму								Физико-механические свойства			
		Кварцевый песок 1К020А	Глина огнеупорная	Отраб. формовочная смесь	Древесные опилки	Жидкое стекло	Едкий натр	Мазут	Лигносульфат	Газопроницаемость	Предел прочности при сжатии в кгс/см ² во влажном сост.	Предел проч-ти при раст-нии в кгс/см ² в сухом состоянии	Влажность в %
1	Наполнительная Формовочная	-	-	100	-	-	-	-	-	50	-	-	5-6
2	Облицовочная жидкостекольная	98	2	-	-	7	-	-	-	-	-	-	-
3	Стержневая жидкостекольная	86	-	-	14	4,5	0,45	0,45	-	100	0,10-0,17	10	3-8
4	Стержневая для центровых стерж- ней	78	4	-	18	-	-	-	4	100	0,20	8-10	4-5

Отливки рабочих колес углесоса УЦ 900/85 изготавливали в песчаных формах, наружный слой из облицовочной смеси №2. Стержень №1 изготавливали из жидкостекольной (с опилками) смеси №3, покрывали краской ЦЛС-2 и подсушивали в печи газовой камерной, стержень №2 – вставка, заполненная стержневой смесью №4. Для получения минимальных термических напряжений металл подвели к нижнему диску через четыре питателя высотой 12мм и шириной 20мм каждый.

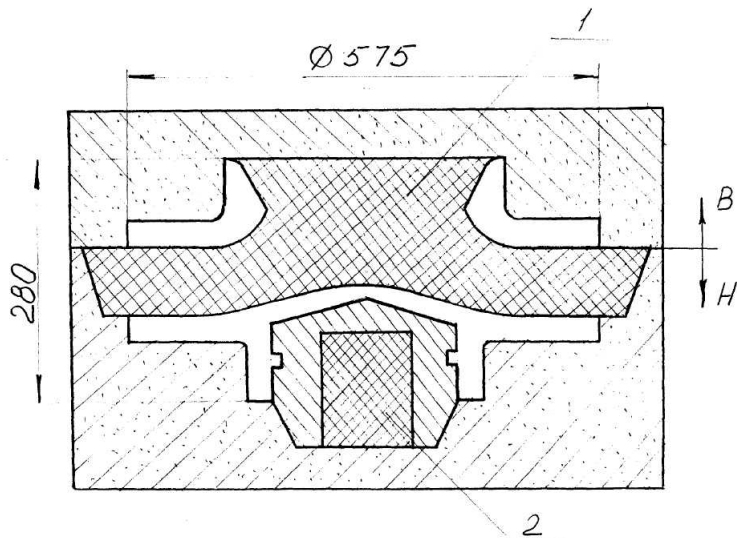


Рис. 4.5. Схема формовки отливки рабочего колеса углесоса УЦ 900/85 массой около 130кг; 1- стержень, 2 – вставка (Ст3), заполненная стержневой смесью

В местах соединения питателя с отливкой выполнены пережимы для облегчения удаления литниковой системы.

Формы (рис. 4.5) заливали при температуре 1350-1410⁰ С. Для устранения опасности возникновения горячих трещин и внутренних напряжений в процессе охлаждения отливок последние выдерживались в форме в течение 12 – 14 ч, из расчета 1ч на 10кг металла [50]. Затем после выбивки из формы и очистки от стержней отливки очищали в дробемётной камере, питатели и заливки отбивали, а их остатки зачищали абразивными кругами. Отливка рабочих колёс производилась без прибылей, а усадочная раковина в термическом узле ступицы колеса устранялась путём применения холодильников.

Рабочие колёса насоса 5ГР8 отливали в песчаные формы (рис.4.6), с наружным слоем из облицовочной смеси №2.

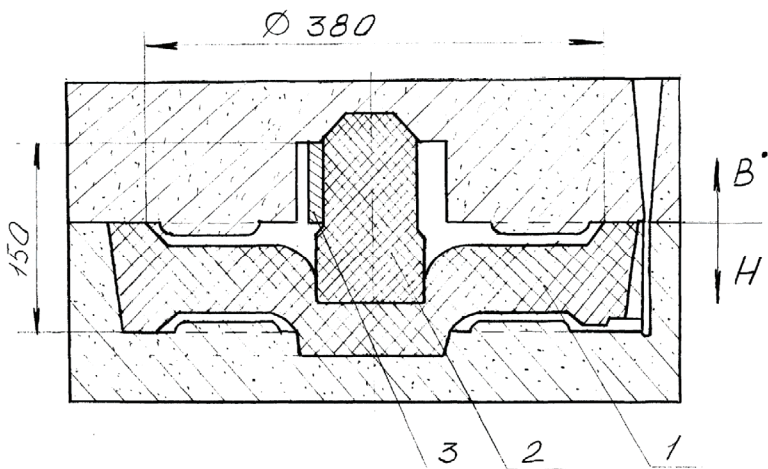


Рис. 4.6. Схема формовки рабочих колес насоса 5ГР-8 массой около 80кг; 1- стержень №1, 2 – стержень №2, 3 - вставка (Ст3)

Стержень №1 изготавливали из жидкостекольной (с опилками) смеси №3, покрыт краской ЦЛС-2 и подсушен в печи газовой камерной, стержень №2 изготовлен из стержневой смеси №4. Перед установкой в форму центрального стержня №2 к нему крепится (устанавливается в паз стержня и привязывается проволокой) вставка №3 из стали Ст.3. Вставка и проволока были тщательно очищены от ржавчины. Форму заливали при температуре 1370-1420⁰С. Металл подвели к нижнему диску через четыре питателя высотой 8мм и шириной 15мм каждый. Отливка остывала в форме 8-10 часов.

4.2.3. Изготовление отливок рабочих колес по газифицируемым моделям

Для обеспечения высокой точности получаемых отливок и уменьшения затрат на механическую обработку отливки разработан технологический процесс изготовления рабочих колес шламового насоса ШН-270 методом литья по газифицируемым моделям из пенополистирола гравитационной заливкой в вакуумируемые формы.

Для изготовления газифицируемых моделей автоклавным способом использовали полистирол суспензионный вспенивающийся Stiropor (BASF) [195]. С целью обеспечения плотности получаемой модели провели предварительное вспенивание полистирола в паровой ванне при тем-

пературе 98-100°C. Время предварительного вспенивания составляет 6 минут. Гранулы полистирола в исходном состоянии представляют двухфазную систему, состоящую из твёрдой основы – полистирола, и жидкой – парообразователя (изопентана), температура кипения которого 27,9 °С. При нагреве гранул выше 80 °С в процессе предварительного вспенивания изопентан переходит из жидкого состояния в пар, создавая давление внутри гранул и вызывая их рост при размягчении полистирола.

При охлаждении гранул до комнатной температуры происходит сначала стеклование полистирола, а затем конденсация паров изопентана. В результате в порах гранул образуется разрежение, куда диффундирует воздух. Так как диффузия воздуха внутрь гранул протекает во времени, после подвспенивания гранулы пенополистирола помещают в ёмкость для вылёживания (короб объёмом 0,5м³). Проникновение воздуха в гранулы в процессе вылёживания увеличивает способность гранул к росту при последующем нагревании, то есть активизирует гранулы и обеспечивает активность пенополистирола при формировании конфигурации модели. Для восстановления выравнивания активности пенополистирола должно произойти выравнивание давления внутри гранул с атмосферным давлением путём проникновения воздуха внутрь гранул. Операция вылёживания гранул продолжается 20 часов. Контроль качества предварительного вспенивания гранул полистирола производили путем определения их насыпной плотности. Для этого гранулы после вспенивания помещали в предварительно взвешенный с погрешностью не более 0,1 грамма цилиндр, заполняя объём 100мл. При этом гранулы в цилиндре уплотняли легким постукиванием до прекращения заметного изменения объёма (следили визуально). Затем цилиндр с пенополистиролом взвешивали с той же погрешностью.

Насыпную массу подвспененного полистирола α в г/см³ определяли по формуле:

$$\alpha = \frac{m_2 - m_1}{100}, \quad (4.1)$$

где m_1 – масса пустого цилиндра, г;

m_2 – масса цилиндра с пенополистиролом, г.

Насыпная плотность вспененного полистирола составила 0,018 г/см³.

Изготовление моделей отливок колес насосов, состоящих из двух частей, производили в специальных пресс-формах. С целью устранения сцепления поверхности модели с поверхностью пресс-формы распылением на поверхность пресс-формы наносили разделительное покрытие. В качестве разделительного покрытия использовали смазку силиконовую в аэрозольной упаковке марки СИ-15, ТУ 6-15-542-84. Для устранения слипаемости (комкования) гранул полистирола на их поверхность

распылением наносили антистатик, выпускаемый по ТУ 6-15-1416-84, в аэрозольной упаковке. Подготовленные к работе гранулы пенополистирола из емкости для вылёживания эжекцией с помощью специального задувного устройства подавали в полость собранных пресс-форм. Пресс-формы помещались в рабочую камеру автоклава (стерилизатора парового), где происходит окончательное спекание гранул полистирола в модель требуемой конфигурации. Спекание моделей в автоклаве происходило при давлении 0,20МПа, температуре 115°С. После операции спекания для стабилизации размеров модели пресс-формы с моделью помещали вручную в ванну для охлаждения с температурой воды 15°С. Время охлаждения составляло 10 минут.

После охлаждения пресс-форм их извлекали из ванны, разбирали и извлекали готовую модель. Для удаления влаги и стабилизации размеров (усадка 0,1%) производили вылёживание моделей на стеллаже, время вылёживания составило 24 часа. Сборку моделей производили по принципу “шип-паз” с использованием клея БФ-6.

После визуального осмотра моделей наносили противопопригарное покрытие с последующей сушкой в сушильном шкафу при температуре 50 ± 5 °С. После этого подготовленные модели собирали в модельный куст отливок (рис. 4.7).

Формовку производили в специальных вакуумируемых контейнерах [196]. В качестве формовочного материала использовали сухой кварцевый песок без связующего марки 1К02А, ГОСТ 2138-75, для изготовления заливочных чаш использовали кварцевый песок марки 1К02А и жидкое стекло. Состав смеси для заливочных чаш:

- кварцевый песок – 94%;
- жидкое стекло – 6%;
- вода – 5% (сверх 100%).

Контейнеры после выбивки, очистки и контроля подавали на участок формовки и устанавливали на вибростол. Из расходного бункера по гибкому шлангу с регулирующим затвором заполняли контейнер песком на высоту 100мм, включали вибростол и производили уплотнение песка при следующих параметрах виброуплотнения: частота колебаний – 50Гц, амплитуда колебаний – 0,75-0,85мм, время виброуплотнения 15секунд. На уплотненный слой песка вручную устанавливали модельный блок, состоящий из 2х моделей, засыпали песок в контейнер до верха моделей и уплотняли песок при вышеописанных параметрах. Удаление излишков формовочного песка, простановку и закрепление пленки на контейнере производили вручную с помощью шаблона. Для вакуумирования использовали полиэтиленовую пленку толщиной 150мкм. Собранные литейные контейнеры устанавливали на стенд гравитационной заливки с помощью грузоподъемного устройства и под-

ключали к системе вакуумирования за 2,0 минуты до заливки металла. Вакуумирование литейной формы перед заливкой, в период заливки и кристаллизации металла обеспечивает прочность формы и эвакуацию образовавшихся при газификации продуктов разложения модели через вакуумпровод в систему их очистки от вредных веществ[197]. Разрежение в вакуумсистеме составляло 0,4-0,5 атм.

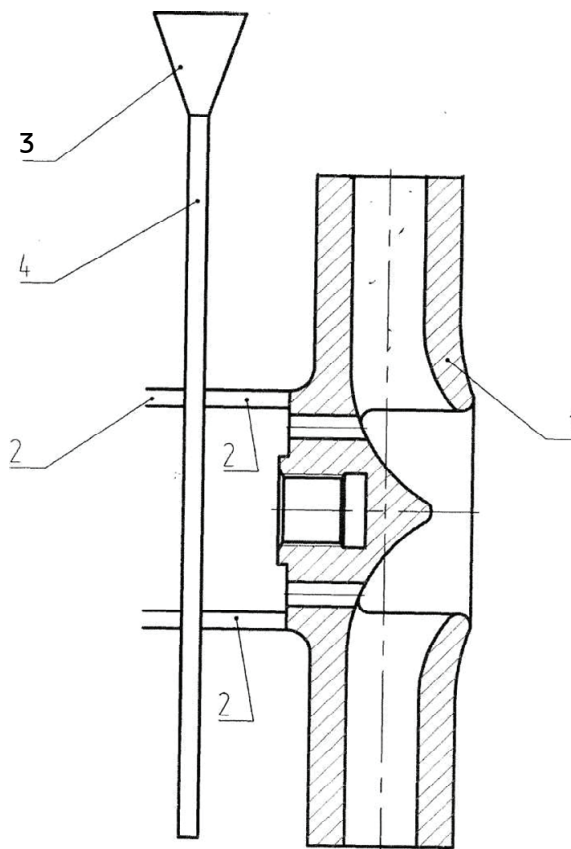


Рис. 4.7. Схема сборки модельного куста отливок колес шламового насоса
1 – модель отливки; 2 – питатели; 3 – литниковая чаша; 4 – стояк

Формы заливали при температуре 1350-1410⁰ С, плавно, не прерывая струи до конца заливки, поддерживая постоянный уровень металла в заливочной чаше. Для получения минимальных термических напряжений металл подводили к ступице через два питателя высотой 18мм и шири-

ной 30мм каждый. В местах соединения питателя с отливкой выполнены пережимы для облегчения удаления литниковой системы.

В процессе заливки литейного контейнера за счет вакуумирования в нём создаётся разрежение, что позволяет отвести из формы паро- и газообразные продукты разложения моделей с помощью водокольцевого вакуумного насоса и подать их на установку термокаталитического дожигания. Состав продуктов, выделяющихся при деструкции модели, приведён в таблице 4.4.

Таблица 4.4

Состав продуктов, выделяющихся при деструкции моделей

Место отбора пробы	Содержание веществ, г/кг											
	H ₂	CH ₄	C ₂ H ₆	C ₃ H ₆	C ₃ H ₁₂	C ₇ H ₈	CO	C ₂ H ₄	C ₂ H ₂	C ₃ H ₈	C ₆ H ₆	C ₈ H ₈
На выходе из ВВН	3,87	7,9	9,0	1,42	16,32	4,68	11,5	7,96	0,4	1,07	9,36	45,7

Общее количество газов 0,22 м³/кг полистирола. Коэффициент обезвреживания веществ на установке термокаталитического дожигания составляет 98-99%, в результате термокаталитического дожигания выделяется: бензол – следы, толуол – следы, стирол – следы. Через 7 минут после окончания заливки производили отключение литейного контейнера от системы вакуумирования. Снятие разряжения в контейнере после кристаллизации металла обеспечивает разупрочнение формовочного материала, что способствует свободной усадке металла и исключает образование в отливках дефектов, связанных с напряжением в них вследствие затрудненной усадки сплава. После отключения от вакуумируемой системы литейный контейнер для кристаллизации и охлаждения отливок следует выдерживать в течение 12 ч, из расчета 1ч на 10кг металла [50] для устранения опасности возникновения горячих трещин и внутренних напряжений в процессе охлаждения отливок.

После выдержки литейный контейнер подавали на выбивку, удаление песка из контейнера производили путем донной разгрузки, песок просыпался на решетку и по элеватору подавался в холодильник и после охлаждения до температуры не выше 35⁰ С – в бункер стенда снаряжения контейнеров, при этом отливки оставались на решётке.

После извлечения из контейнера на отливках отбивали ручную питатели и заливки, их остатки зачищали абразивными кругами, производили очистку поверхности отливок от остатков противопопригарного покрытия в дробемётной камере.

Через десять циклов использованный огнеупорный наполнитель проходит обезвреживание от сконденсировавшихся в нём продуктов деструкции пенополистироловых моделей на установке термокаталитического обезвреживания по маршруту: выбивное устройство, приёмный бункер, магнитный сепаратор, сито барабанное, холодильник, блок бункеров, питатель, установка термокаталитического обезвреживания РКС-0,2, блок бункеров, бункер расходный блока снаряжения контейнеров. В остальные циклы формовочный песок проходит те же операции, минуя установку термокаталитического обезвреживания. При проведении процесса регенерации песка в оптимальном технологическом режиме при температуре $T=700^{\circ}\text{C}$ количество отходящих газов составляет $400\text{ м}^3/\text{час}$ при температуре 300°C и запылённости двуокисью кремния $30\text{ мг}/\text{м}^3$. Состав отходящих газов: $\text{N}_2 - 85\%$; $\text{O}_2 - 5\%$; $\text{CO}_2 - 10\%$. Степень очистки отходящих газов и формовочного песка составляет не ниже 98% .

4.3. Термическая обработка отливок рабочих колес насосов

Термическая обработка отливок опытных колес проводилась в электрических печах с нихромовыми (до 1000°C) или силитовыми нагревателями (температура выше 1000°C). Температура регулировалась с точностью $\pm 10^{\circ}\text{C}$. Во избежание образования трещин отливки загружались в печь при температуре не выше 500°C , дальнейший нагрев до заданной температуры осуществлялся со скоростью не выше $100^{\circ}\text{C}/\text{час}$. Режимы термической обработки и полученная твердость приведены в табл. 4.5.

Анализ результатов показывает, что применяемый в качестве смягчающей термообработки режим: нормализация от 950°C , время выдержки 2,5-4 часа с последующим отпуском при температуре $680-700^{\circ}\text{C}$, время выдержки 2-8 часов – обеспечивает получение твердости $\text{HRC} = 36-38$ ед., что, в свою очередь, обеспечивает удовлетворительную обрабатываемость резанием.

Нормализация от 950°C применяется с целью выделения максимального количества карбидов из аустенита в течение выдержки при указанной температуре. Это приводит к обеднению аустенита и подготовке его к превращению $\gamma \rightarrow \alpha$ при последующем охлаждении. Однако, благодаря высокой легированности аустенита при охлаждении из него образуются продукты распада троосто-мартенситного характера, обладающие повышенной твердостью. Для превращения последних в феррито-карбидную смесь и, естественно, снижения твердости после нормализации сплавы необходимо подвергать отпуску при температуре $680-700^{\circ}\text{C}$. Однако такая термообработка не обеспечивает получение

структуры, обладающей высокой износостойкостью. Для обеспечения повышенной износостойкости отливки из сплавов 2* и 4* необходимо подвергать окончательной термообработке, заключающейся в нормализации от температуры 1060-1080⁰С. Для снятия структурных напряжений после нормализации рекомендуется низкотемпературный отпуск при температуре 200-250⁰С.

Таблица 4.5

Режимы термической обработки и твердости опытных колес

№№ Плавки	№№ сплава	НВ в литом состоянии, КГ/ММ ²	Режим термической обработки	НВ КГ/ММ ²
86-1	4*	420	норм. 1070 ⁰ С	450
86-1	4*	420	норм. 1070 ⁰ С + отп. 200 ⁰ С	450
86-2	4*	420	норм. 950 ⁰ С	550
86-2	4*		норм. 950 ⁰ С + отп. 680-700 ⁰ С	380
86-2	4*		норм.950 ⁰ С+отп.680 ⁰ С+норм.1070 ⁰ С	500
86-2	4*		Норм.950 ⁰ С + отп.680 ⁰ С + норм.1070 ⁰ С + отп. 200 ⁰ С	550
92-1	2*	460	норм. 1070 ⁰ С	520
92-1	2*	460	норм. 1070 ⁰ С + отп. 200 ⁰ С	520
92-2	2*	460	норм. 950 ⁰ С	480
92-2	2*	460	норм. 950 ⁰ С + отп. 680 ⁰ С	360
92-2	2*		Норм. 950 ⁰ С + отп.680 ⁰ С +норм.1070 ⁰ С	530
92-2	2*		Норм.950 ⁰ С + отп.680 ⁰ С + норм.1070 ⁰ С + отп. 200 ⁰ С	540

ВЫВОДЫ

В книге:

1. Сформулированы теоретические предпосылки создания исходного структурного состояния высокохромистого чугуна, обеспечивающего формирование в конкретных условиях эксплуатации высокого сопротивления разрушению. Работоспособность системы абразив – металл тесно связана с релаксационными свойствами материала, контролируется структурными микромеханизмами и зависит от системы легирования, которая обеспечивает прочность мартенсита деформации, количество, тип и энергоемкость карбидной фазы.

2. Исследовано влияние легирования Mn (2-8%), Mo (0,8-1,3%), V (0,3-1%), Nb (0,3-0,4%), W (0,1-0,2%), а также режимов низкотемпературной (680, 740, 780⁰C) и высокотемпературной (закалки и нормализации от 1050-1100⁰C) термообработки на формирование структуры и износостойких характеристик хромистых чугунов (C = 2,2-2,6%; Cr = 18-22%).

3. Максимальная износостойкость высокохромистого чугуна достигается при содержании углерода близком к эвтектическому составу (около 3%). Содержание хрома при этом соответствует 18-20%.

4. Установлена наследственность сплавов сопротивляться изнашиванию: сплавы, обладающие повышенной износостойкостью в литом состоянии, сохраняют эту способность и после термической обработки.

5. Показано, что высокая износостойкость отливок обеспечивается наряду с оптимальным сочетанием структурных составляющих (γ - и α - фаз, карбидов) также способностью аустенита к распаду в процессе эксплуатации, приводящему к релаксации напряжений, благодаря реализации мартенситного механизма образования фаз.

6. Исследован механизм упрочнения поверхностных слоев деталей высокохромистых чугунов при воздействии абразива. Показано, что высокая износостойкость достигается в результате превращения $\gamma \rightarrow \alpha$ (количество мартенсита деформации должно быть не менее 30%), причем, кинетика и механизм фазовых превращений в рабочем слое определяются свойствами аустенита, зависящими от термической обработки. При легировании Nb (0,3-0,4%) дополнительное упрочнение достигается в результате выделения ультра дисперсных карбидов Nb.

7. Установлено, что в литом состоянии износостойкость Cr-Mn-Mo чугунов, легированных Nb или V в 1,6-2 раза выше, чем литого чугуна ИЧХ28Н2, а по сравнению с термообработанными чугунами ИЧХ28Н2 – в 1,3-1,5 раза выше.

8. Учитывая комплексный характер легирования опытных сплавов и возможные сужения интервалов кристаллизации и выделения эвтектики, были определены основные литейные свойства чугунов (температуры ликвидус, солидус, жидкотекучесть, линейная усадка, трещиностойкость), показавших гидроабразивную стойкость, превышающую стойкость эталонного сплава ИЧХ28Н2.

9. Разработаны литейные технологии без применения дополнительных прибылей и получены качественные отливки рабочих колес насосов.

Литература

1. *Костецкий Б.И., Зазимко О.В.* Расчет и управление изнашиванием машин. – Киев: Изд-во Знание УССР. – 1987. – 16с.
2. *Шейнман Е.Л.* Абразивный износ / Обзор американской печати // Трение и износ. – 2005. – Т. 26. - ! 1. – С. 110-111.
3. *Балакин В.А.* Основы прочности поверхностного слоя. – Гомель: Изд-во Гомельского государственного университета. – 1974. – 242 с.
4. *Кащеев В.Н.* Физико-механические процессы абразивного разрушения металлической поверхности // Трение и износ. – 1980(1). - № 3. – С. 425-435.
5. *Слободинский И.Н., Кириевский Б.А., Смолякова Л.Г.* Исследование поверхностных слоев высокохромистых чугунов при гидроабразивном изнашивании // сб. Литые износостойкие материалы, изд-во ИПЛ АН УССР, 1972. – С. 21-26.
6. *Марковский Е.А.* Основные закономерности изнашивания металлов // Литые износостойкие материалы. – Киев: изд-во Наук.думка, 1969. – С. 3-17.
7. *Канарчук В.Е.* Адаптация материалов к динамическим воздействиям. – Киев: Наук.думка, 1986. – 265с.
8. *Бершадский Л.И.* // Трение, износ и смазочные материалы. – 1985. – Т. 2. – С. 282-287.
9. *Бобро Ю.Г., Тихонович В.И., Бобро А.Ю.* Управление структурой металлической матрицы износостойких чугунов // Процессы литья. – 1990. - №1. – С. 31-35.
10. *Крагельский И.В.* //Трение и износ. – М.: Машиностроение, 1968. – 480с.
11. *Костецкий Б.И., Линник Ю.И.* Исследование энергетического баланса при внешнем трении металлов // Металловедение. - 1968. - № 5. – С. 82-94.
12. *Попов С.М.* Кореляційні залежності структури та властивостей сплавів при визначенні зносостійкості // Металознавство та обробка металів. – 2005. - № 2. – С. 42-48.
13. *Игнатов В.А., Солёный В.К., Жук В.Л., Туялов А.И.* Основные принципы выбора материалов для изготовления мелющих тел, работающих в условиях ударно-абразивного, ударно-коррозионно-абразивного и ударно-усталостного износа //Металл и литье Украины. – 2001. - №№ 10-11. – С. 31-34.

14. Деменин С.Ф., Клименко С.В. Повышение долговечности элементов обогатительных машин на основе рационального выбора материалов // Тяжелое машиностроение. – 1990. – № 4. – С. 22-24.
15. Рожкова Е.В., Румянцев В.В., Романов О.М., Трещалин А.В. // Металлургия машиностроения. – 2002. – № 1. – С. 19-21.
16. Козырев С.П. Гидроабразивный износ металлов при кавитации. – М.: Машиностроение, 1971. – 240с.
17. Карелин В.Я. Износ лопастных гидравлических машин от кавитации и насосов. – М.: Машиностроение, 1970. – 255с.
18. Лоу Д.Р. Микроструктурная картина разрушения // Разрушение твердых тел. – М.: Металлургия, 1967. – С. 7-47.
19. Кащеев В.Н. Абразивное разрушение твердых тел. – М.: Наука. – 1970. – 248с.
20. Супрун В.К. Абразивный износ грунтовых насосов и борьба с ним. – М.: Машиностроение. -1972. – 218 с.
21. Багницкая Ф.А. Исследование рабочих органов насосов для взвешенных веществ. – Тр.ВИТМ. – 1959. – Вып. XXIV. – С. 96-113.
22. Золотарь А.И. Механизм износа материалов в гидроабразивной среде // Гидромашиностроение. – М.: Энергия. – 1972. – Тр. ВНИИГидромаш. – Вып. 43. – С.209-219.
23. Кольченко А.В. Изучение абразивного износа турбины турбобура потоком утяжеленного глинистого раствора. – Изд-во АН СССР, ОТН, 1956. - № 1. – С. 21-29.
24. Золотарь А.И. О влиянии геометрии зерен на износ стальных образцов в гидроабразивной среде // Заводская лаборатория. – 1973. - № 7. – С. 854-857.
25. Хрущов М.М., Бабичев М.А. Исследования изнашивания металлов. – Изд-во АН СССР, 1960. – 350с.
26. Попов В.С., Нагорный П.Л., Шумикин А.Б. Связь между износостойкостью и энергией разрушения упрочняющей фазы сплавов // ФХММ. – 1971. – № 1. – С. 41-47.
27. Archard J.E. Contact and rubbing of flat surfaces // J. Appl. Phys. 1953(24). - P. 981-988.
28. Rabinowicz E. Friction and wear of materials. 2nd – John Wiley Sons, Inc. – 1995. – P. 191-238.
29. Zum Gahr K.H. Wear by hard particles // Tribol. Jnt. – 1998(31), № 10. – P. 587-596.
30. Garbar J.J. Critical structures of metal destruction under the process of wear // J. Tribol. – 2000(122), P. 361-365.
31. Hawk J.A., Wilson R.D., Caterpillar M.T. Abrasive wear failures // ASM Handbook Materials Park. OH. ASM International. – 2002 (11)/ - P.906-921.

32. *Гарбер М.Е., Цыпин И.И.* Основы подбора состава и структуры износостойких отливок из белого чугуна // Лит.пр-во, 1970. - № 2. – С. 2-6.
33. *Меделяев И.А., Албагачиев А.Ю., Сорокин Г.М.* Физическая природа разрушения материалов при абразивном изнашивании //Трение и износ, 2004. – Т.25. - №2. – С. 148-154.
34. *Фляйшер Г.* Об энергетическом уровне фрикционных пар // Трение и износ. – 1987. – Вып. 8. - № 1. – С. 25-28.
35. *Попов В.С.* Методика исследования сопротивляемости сплавов разрушению при абразивном изнашивании. – Проблемы трения и изнашивания / респ. межвед. науч.-техн. сб. – 1973. – Вып. 4. – С. 22-29.
36. *Власов В.М.* Работоспособность упрочненных трущихся поверхностей. – М.: Машиностроение. – 1987. – 304 с.
37. *Погодаев Л.И., Некоз А.И., Слынько А.И.* Износостойкость и особенности разрушения материалов при гидроабразивном изнашивании //Проблемы трения и изнашивания. – Респ. межвед. науч.-техн. сб. – 1973. – Вып. 3. – С. 25-29.
38. *Меделяев И.А., Албагачиев А.Ю., Сорокин Г.М.* Влияние поверхностной энергии на абразивное изнашивание материалов // Трение и износ. – 2004.- Т. 25. - № 1. – С. 85-92.
39. *Кузнецов В.Д.* Поверхностная энергия твердых тел. – М.: ГИТЛ. – 1954. – С.85-92.
40. *Hoheycombe R.W.K.* Bame future developments in low – alloy steels “Low – Alloe Steels”, London //J.Iron and Steel Inet. – 1968. – 65.
41. *Flaher I.G., Hart B.W., Hart R.B.* // Acta metallurgica. - 1953. - № 1. – 336 p.
42. *Хоникомб Р.* Пластическая деформация металлов. – М.: Мир, 1972. – 408 с.
43. *Dew-Hyghes D., Robertson W.D.* Acta metal. - 1960. – 147 p.
44. *Меськин В.С.* Основы легирования стали. – М.: Металлургия, 1964. – 684 с.
45. *Лившиц Б.Г., Попов К.В.* Уточнение диаграммы состояния системы Fe-Cr-C // Докл. АН СССР. – 1950. – Т.XX. - № 4. – С. 633-635.
46. *Металлография железа т.II //Структура сталей (с атласом микрофотографий).* – М.: Металлургия, 1972. – С. 26.
47. *Лившиц Л.С., Гринберг Н.А., Куркумелли Э.Г.* Основы легирования наплавляемого металла. – М.: Машиностроение, 1969. – 186 с.
48. *Самсонов Г.В., Упадхья Г.Ш., Нешпор В.С.* Физическое материаловедение карбидов. – К.: Наук. Думка, 1974. – 456 с.
49. *Сильман Г.И., Фрольцов М.С., Жуков А.А.* Особенности микроструктуры и распределения элементов в комплексно-легированных белых чугунах //МиТОМ. – 1961. - № 1. – С. 52-55.

50. *Гарбер М.Е.* Отливки из белых износостойких чугунов. – М.: Машиностроение. – 1972. – 111с.
51. *Брук Б.И.* Авторадиографическое исследование металлов. – Л.: Судостроение, 1066. – 322 с.
52. *Бокштейн С.З.* Структура и механические свойства легированной стали. – М.: Metallurgizdat, 1954. – 278 с.
53. *Курдюмов Г.В., Перкас М.Д.* Влияние легирующих элементов на устойчивость мартенсита при отпуске // Проблемы металловедения и физики металлов. – И.: Metallurgizdat, 1951. – Вып. П. – С. 89-92.
54. *Гуляев А.П.* Термическая обработка стали. – М.: Машгиз, 1953. – 384 с.
55. *Арбузов М.П.* Рентгенографическое исследование карбидной фазы в сталях // Вопросы физики металлов и металловедения. – Киев: изд-во АН УССР, 1952. - № 3. – С. 61-69.
56. *Завьялов А.С.,* Природа процессов охрупчивания стали при нагревах и влияние на них легирующих элементов /Сб. статей. Металловедение. – Судпромгиз, 1959. - № 3. – С. 34-37.
57. *Хрущов М.М., Бабичев М.А.* Исследования изнашивания металлов. – М.: Изд-во АН СССР, 1960. – 350 с.
58. *Львов Б.М.* Износостойкость деталей строительных и дорожных машин. – М.: Машгиз, 1962. – 270 с.
59. *Геллер Ю.А.* Инструментальные стали. – М.: Metallurgia, 1970. – 584 с.
60. *Попов В.С., Нагорный П.Л.* Влияние карбидов на коррозионную стойкость сплавов // Литейн. пр-во, 1969. - № 8. – С. 27-29.
61. *Гудремон Э.* Специальные стали. – М.: Metallurgia, 1966. – Т. 2. – 736 с.
62. *Николис Г., Пригожин И.* Самоорганизация в неравновесных системах. – М.: Мир, 1979. – 603с.
63. *Иванова В.С.* Синергетика //Прочность и разрушение металлических материалов. – М.: Наука, 1992. – 160с.
64. *Бершадский Л.И.* О самоорганизации и концепциях износостойкости тепло систем //Трение и износ, 1992(13). - № 6. – С. 1077-1094.
65. *Власов В.М.* Работоспособность упрочненных трущихся поверхностей. – М.: Машиностроение. – 1987. – 304 с.
66. *Затуловский С.С.* Суспензионная разливка. – Киев: Наук.думка, 1981. – 260с.
67. *Ефимов В.А.* Влияние внешних воздействий на жидкий и кристаллизующийся металл //Сталь. - 1988. - № 4. – С. 21-24.
68. *Неймарк В.Е.* Модифицированный стальной слиток . – М.: Metallurgia, 1977. – 200с.

69. *Бабаскин Ю.З.* Структура и свойства литой стали. – Киев: Наук.думка. – 1980. – 240с.
70. *Усков И.В., Крущенко Г.Г., Шенин А.Б.*, Повышение износостойкости стальных литых изделий путем упрочнения поверхности порошками карбида кремния и карбида хрома // Трение и износ. – 1989. - № 10, № 2. – С. 347-349.
71. *Оболенцев Ф.Д.* Упрочнение поверхности чугунных отливок композиционными материалами на основе карбидов хрома // Суспензионное и композиционное литье. – Киев: 1975. – С. 43-47.
72. *Тихонович В.И.* Основы повышения износостойкости литых сплавов // Литые износостойкие материалы, изд-во ИПЛ АН УССР, К.: 1978. – С. 3-18.
73. *Нехендзи Ю.А.* Некоторые вопросы теории легирования специальных литых высоколегированных сплавов // Лит. пр-во. – 1958.- № 10.- С. 23-28.
74. *Нехендзи Ю.А., Штендлер С.С.* К теории легирования и выбора составов жаропрочных сталей для высоконапряженных литых лопаток турбин //Лит. пр-во. – 1965. - № 10. – С. 27-31.
75. *Корольков А.М.* Литейные свойства металлов и сплавов. – М.: Изд-во АН СССР. – 1960. – 196с.
76. *Курнаков А.М., Тролева М.Я.* Об определении жидкотекучести и вязкости металлических сплавов // Докл. АН СССР. – 1996. – 51. - № 5. – С. 69-74.
77. *Kleiner H.* Archiv fur das Eisenhiittenwesen, 21, 1950. – S. 39-41.
78. Жидкая сталь / *Б.А.Баум, Г.А. Хасин, Е.А. Клименков и др.* – М.: Металлургия. – 1984. – 208с.
79. *Ребинцев П.А., Лихтман В.И., Щукин Е.Д.* Исследования в области поверхностных явлений. – М.: ОНТИ, 1996.
80. *Белинский С.В.* Исследование литой и ковальной стали. – М.: Свердловск: Машгиз. – 1962. – 211с.
81. *Чернов Д.К.* Наука о металлах. – М.: Metallurgizdat. – 1950. – 563с.
82. *Журенков П.М., Егошина Т.В., Голиков И.Н.* Дендритная ликвация в стали 35ХГСА // МнТОМ. – 1964. - № 2. – С. 25-28.
83. *Жуков А.А.* Термодинамический аспект оптимизации содержания компонентов в литой углеродистой и легированной стали // Изв. Вузов Черн.металлургия, 1969. - № 12. – С. 124-128.
84. *Тихонович В.И., Гаврилюк В.П., Тихонович В.В., Грипачевский О.Н.* Формування зносостійких структур хромистих сталей і чавунів // Металознавство та обробка металів. – Київ: Наук. думка, 2003. - № 3. – С. 16-23.
85. *Локтионов В.А., Тихонович В.И., Шурин А.К. и др.* Некоторые закономерности изменения износостойкости сплавов в зависимости от их

- структуры и электронного строения // Конфигурационная локализация электронов в твердом теле. – Киев: Наук. думка, 1975. – С. 156-160.
86. *Тихонович В.И., Локтионов В.А.* Диаграммы состав-износостойкость гетерогенных сплавов / Диаграммы состояния в материаловедении. – Киев: ИПЛ АН УССР, 1980. – С. 67-71.
87. Примеси и дефекты /Пер с англ. под ред. *Б.Н. Финкильштейна*. – М.: Металлургиздат. – 1960. – 248с.
88. *Браун М.П.* /Влияние легирующих элементов на свойств стали. – Киев: Гостехиздат УССР, 1962. – 189 с.
89. *Марковский Е.А., Кириевский Б.А.* Изменение химического состава поверхностных слоев сплавов, деформированных трением // Проблемы трения и изнашивания. –Респ. межвед. научн-техн.сб. – 1974. – вып. 6. – С. 105-112.
90. Чернышев В.В. Перераспределение углерода в стальных поверхностных трения //Трение и износ в машинах. – М.: изд-во АН СИР, 1953. – С. 34-40.
91. Перераспределение легирующих в активном слое стали 1Х17Н2 в процессе трения /*И.Л.Лебедева, И.М.Любарский, Г.П.Уманский, Ю.С.Урицкий* // ФММ. – 1977. – 44. – вы.1. – С. 127-132.
92. *Лившиц Л.С., Гринберг Н.А., Куркумели Е.Г.* Основы легирования наплавленного металла. – М.: Машиностроение, 1969. – 188с.
93. *Таран Ю.Н., Мазур В.И.* Структура эвтектических сплавов. – М.: Металлургия, 1978. – 309 с.
94. *Гольдшмидт Х.Дж.* Сплавы внедрения. – Вып.. 1 / пер. с англ. – М.: изд-во Мир, 1971.
95. *Жуков А.А., Сильман Г.И., Фрольцов М.С.* Износостойкие отливки из комплекснолегированных белых чугунов.– М.: Машиностроение, 1984. – 103с.
96. *Maratray F.* Alloyed abrasion and wear resisting white irons. In Foundry Technolody for the 80 University of Warwick, Bermingham. 1979. – n. 7.1-7.13.
97. Gramme R.A., Stewart H.W. Trans. Amer. Inst. Min. Met. Engr. – 167. – 1946. – 467 p.
98. *Костецкий Б.И., Караулов А.К., Н.Б. Костецкая, Романов В.С.* /Структура поверхности трения //Металлофизика. – 1976. – вып. 16. – 684 с.
99. *Романов Л.М., Козлов Л.Я., Хаджа Л.* Комплексно-легированные белые износостойкие чугуны // Повышение служебных свойств высоколегированных литых сталей и чугунов. – М.: Знание, 1987. – С. 110-115.
100. *Рожкова Е.В., Гарбер М.Е., Цытин И.И.* Влияние марганца на превращение аустенита белых хромистых чугунов. – М.: МИТОМ. 1981. – №1. – С. 48-51.

101. Maratray F. Verbesserung und Entwicklung neuer verschleissbest Jandiger Werkstoffe. – Giesserei – Praxis, 1981, HR8, P. 137-144.
102. *Гарбер М.Е., Рожкова Е.В., Цытин И.И.* Влияние углерода, хрома, кремния и молибдена на прокаливаемость и износостойкость белых чугунов // *МиТОМ*, 1969. - № 5. – С.11-15.
103. *Акимов Г.В.* Теория и методы исследования коррозии металлов. – М.: Изд-во АН СССР, 1945. – 414 с.
104. Коррозия металлов /под ред. И. Л. Розенфельда. – М.* Изд-во иностр. лит., 1957. – 535 с.
105. *Фомин В.В.* Гидроэрозия металлов. – М.: Машиностроение, 1966. – 209 с.
106. *Wagner H.A., Desner J.M., March J.C.* Corrosion, Erosion of Boiler Fud Pamps Regulating Valves o Trans, ASME, v.72. – 1950. - № 1.
107. *Вязников Н.Ф.* Легированная сталь. – М.: Металлургиздат, 1963. – 271 с.
108. *Леви Л.И., Цытин И.И., Гарбер М.Е., Рожкова Е.В.* Хромомарганцевомолибденовые износостойкие чугуны // *Литейн. пр-во.* – 1969. - № 9. – С. 7-9.
109. *Nutchings J.M.* Abrasion in Wear and vanufacturing processes. Metal. Stal. – 202(94), №2. – P.17-21.
110. *Canale L.C.F.* Abrasive wear resistance of a Fe based hard coating Cr and Nb //20tn ASM Heat Treating Society Cont. St. Louis. MO USA. – 2000. – p. 9-12.
111. *Tycizak L.H.* Abrasive wear // *ASM Handbook.* Materials Park, OH, ASM International. – 1992 (18). – P. 184-190.
112. *Гаврилюк В.П., Иванченко В.Г.* Вплив температури абразиву на зносостійкість сплавів системи Fe-Cr-C // *Металознавство та обробка металів*, 2007. - №1. – С. 23-26.
113. *Чейлях А.П., Клок Д.В., Климанчук В.В. и др.* Влияние параметров закалки на структуру и свойства экономнолегированного износостойкого чугуна с метастабильной структурой // *Металл и литье Украины.* – 2002. - №№ 7-8. – С.33-38.
114. *Самсонов Г.В., Винницкий И.М.* Тугоплавкие соединения. – М.: Металлургия, 1976. – 560с.
115. *Сильман Г.И., Фрольцов М.С., Жуков А.А.* Особенности микроструктуры и распределения элементов в комплекснолегированных белых чугунах // *МиТОМ.* – 1981. - № 1. – С. 52-55.
116. *Шумикин А.Б., Попов В.С.* Влияние упрочняющей фазы на свойства износостойких сплавов // *Изв.вузов. Чер.металлургия.* - 1973. - № 1. – С. 138.
117. *Тихонович В.И., Горский В.В., Коваленко О.И., Иванова Е.К.* Карбидные фазы и распределение хрома в сплаве 130X15, дополнительно

легированном ванадием, ниобием, молибденом и вольфрамом //Литые износостойкие материалы. – Киев: Изд-во ИПЛ АН УССР, 1978. – С. 25-31.

118. *Коваленко О.И., Мулик А.А., Проказов Е.Ю. и др.* Влияние легирования и термической обработки на структуру и гидроабразивную стойкость хромомарганцевого чугуна //Литые износостойкие материалы. – Киев: ИПЛ АН УССР. – 1978. – С. 115-125.

119. *Войнов Б.А.* Износостойкие сплавы и покрытия. – М.: Машиностроение. – 1980. – 120 с.

120. *Герек А., Байка Л.* Легированный чугун – конструкционный материал. – М.: Metallurgia. – 1978. – 208 с.

121. *Цытин И.И.* Белые износостойкие чугуны. Структура и свойства. – М.: Metallurgia, 1983. – 176 с.

122. *Локтионов В.А., Тихонович В.И.* Влияние структурной анизотропии на износостойкость эвтектических сплавов Fe-Cr-C. – М.: МДНТИ, 1987. –С. 105-110.

123. *Шурин А.К.* Диаграммы состав-свойство квазитропных эвтектических систем с фазами внедрения. – Киев: ИПМ АН УССР, 1980. – С. 59-67.

124. *Романов О.М.* Исследование и оптимизация составов белых чугунов для отливок, работающих в условиях ударно-абразивного износа / Автореф. канд. дисс. – М.: 1981.

125. *Дербасов А.М.* Износостойкие хромистые чугуны /сб. Повышение служебных свойств высоколегированных литых сталей и чугунов. – М.: Знание. – 1987. – С. 116-119.

126. *Бобро Ю.Г., Баранов М.Ф., Коваленко О.И.* Влияние структуры на гидроабразивную стойкость высокохромистых чугунов. – ФХММ, 1975. - № 4. – С. 112-113.

127. *Таран Ю.Н., Снаговский Л.М., Васильев Э.Я.* Механизм перитектико-эвтектической реакции в системе Fe-C-Cr // Изв.вузов. Чер.металлургия. – 1985. - № 7. – С. 159-160.

128. *Чернова Г.П., Томашов Н.Д.* Коррозия конструкционных материалов. – М.: Metallurgizdat, 1986. – 359с.

129. *Винокур Б.Б., Бригун М.П., Пилюшенко В.Л., Хаустова Л.В.* Влияние легирующих элементов на относительную свободную энергию границ аустенитных зерен // Металлофизика. – 1975. – Вып. 7. - № 59. – С. 48-53.

130. *Кристал М.А.* Диффузионные процессы в железных сплавах. – Metallurgizdat, 1963.

131. *Слободинский И.Н., Софрошенков А.Ф., Говоров А.А.* Влияние содержания углерода и хрома на гидроабразивный износ чугунов // Изв. Вузов, Машиностроение, 1973. - № 3. – С. 109-113.

132. *Иванов С.Н., Миняйловский К.Н., Федоров Р.И.* Фазовые превращения при термической обработке литых высокохромистых /11,5-22,4%Cr/ чугунов //Изв.вузов, Чер. металлургия, 1968. - № 12. – С. 114-119.
133. *Цыпин И.И., Конторович В.Т., Зуев А.Д. и др.* Влияние ориентировки карбидов Me_7C_3 на износостойкость белого чугуна 300X200HP //МиТОМ. – 1991. - № 10. – С. 26-28.
134. *Su J., Chen Y.Q., Chen Q.D.* /Prolongig the service life of shot blaster blades from hight chromium cast iron // Wear. – 1990. – 135. № 2. – P. 391-402.
135. *Junyi S., Yuding J.* The effect of orientation and trickness of carbides on abrasive wear resistance of high cromium iron // Wear Mater: Jnt. Conf. Haiston, Tex.Apr. 5 – 9, 1987. - vol. 2. - New York (H.V.), 1987. – P. 661-671.
136. *Ефременко В.Г., Ткаченко Ф.К., Еременко Т.А.* Оптимизация химического состава хромистого чугуна для литых мелющих тел // Процессы литья. – 2003. - № 2. – С. 76-80.
137. *Данилов В.И.* Строение и кристаллизация жидкости: избранные статьи. – Киев: АН УССР, 1956. – 568 с.
138. *Семенченко В.В.* Поверхностные явления в металлах и сплавах. – М.: Гостехиздат, 1957. – 491 с.
139. *Ершов Г.С., Черняков В.А.* Строение и свойства жидких и твердых металлов. – М.: металлургия. 1978. – 247 с.
140. *Чернов В.С., Бусол Ф.И.* О механизме модифицирования металлов // Изв. АН СССР. Металлы. – 1975. - № 2. – С. 71-77.
141. *Хмызников А.И., Аникин А.А., Федоров В.Е.* Комплексное модифицирование сплава ИЧХ28Н2 // Литейное пр.-во. – 1988. - № 5. – С. 8-9.
142. *Дудецкая Л.Р., Гарбуз С.В., Ткачева В.А.* Модифицирование высокохромистого чугуна стронцием с целью улучшения его свойств //Химическое и нефтяное машиностроение. – 1988. - № 3. – С. 27-28.
143. *Dumitrescu C., Albita Dn., Branzan A.* Fonte alba inalt aliate cu structura modificata rezistente la uzura // Metallurgia (Rsr)/ - 1986. – 38. - № 10. – P. 509-521.
144. *Игнатов В.А., Солёный В.К., Жук В.Л., Туялов А.И.* Основные принципы выбора материалов для изготовления мелющих тел, работающих а условиях ударно-абразивного, ударно-коррозионно-абразивного и ударно-усталостного износа //Металл и литье Украины. – 2001. - №№ 10-11. – С. 31-34.
145. *Zu Fangqin, Shijun, Zhu Youping.* Исследование влияния комплексного модифицирования на свойства низколегированного белого чугуна // Чжуцзо = Foundry. – 1991. - № 1. – P. 12-16.
146. *Бобро Ю.Г.* Легированные чугуны. – М.: Металлургия, 1976. – 287 с.

147. *Сегерлинд Л.* Применение метода конечных элементов. – М.: Мир, 1979. – 392 с.
148. Самоучитель Solid Works / *Дударева Н.Ю., Загайко С.А.* – СПб.: БХВ – Петербург: 2007. – 352 с.
149. *Комаров О.С., Урбанович Н.И., Комаров Д.О. и др.* Высокохромистый чугун как материал для быстроизнашиваемых деталей машин // Литейн. пр-во. – 2008. - № 2. = С. 2–4.
150. *Браун М.П.* Модифицирование и микролегирование сталей редкими и редкоземельными металлами // Изв. Вузов. – Черн. Metallургия. – 1969. – № 12. - С. 110-113.
151. *Завьялов А., Сандомирский М.М.* Машиностроительные стали с редкоземельными присадками. – Л.: Машиностроение. – 1969. – 128 с.
152. *Краковский Ю.В.* Применение редкоземельных металлов при производстве стали // Автореф. дис. на соиск. учен. степени д-ра техн. наук. – М.: МИСиС, 1988. – 36 с.
153. *Хенкин М.Л.* Улучшение механических свойств и повышение плотности стальных отливок. – Л.: Судпромгиз, 1957. – 111 с.
154. *Браун М.П., Кондрашов А.И., Костырко О.С. и др.* /Использование редкоземельных металлов в производстве конструкционных сталей // Редкоземельные металлы в сплавах. – Киев: ИПЛ АН УССР. – 1968. – т. 3. – С. 74-85.
155. *Тихонович В.И., Кириевский Б.А., Козаченко А.И., Степанов О.М.* /Износостойкость модифицирующих хромистых и хромомолибденовых чугунов // Литые износостойкие материалы. – Киев: ИПЛ АН УССР, 1972. – С. 5-10.
156. *Браун М.П.* Модифицирование и микролегирование сплавов // Литые износостойкие материалы. – Киев: ИПЛ АН УССР, 1975. – С. 35-42.
157. *Дриц М.Е., Свидерская З.А., Каданер Э.С.* Авторадиография в металлологии // Metallургияздат, 1961.
158. *Жуков М.Ф., Черский И.Н., Черепанов А.Н. и др.* Упрочнение металлических, полимерных и эластомерных материалов ультрадисперсными порошками плазмохимического синтеза // Низкотемпературная плазма. – Новосибирск: Наука, Сибирское изд-во РАН. – 1979. – Т.14. – 312 с.
159. *Крушенко Г.Г., Черепанов А.Н., Полубояров В.А. и др.* Результаты опытнопромышленных исследований повышения свойств черных и цветных металлов с помощью тугоплавких нанопорошковых материалов // Изв. вузов. Чер. металлургия. – 1976. - № 4. – С. 23-29.
160. *Кириевский Б.А., Смолякова Е.В., Тихонович В.И.* Абразивная износостойкость хромистых чугунов // МиТОМ, 1973. - № 9. – С. 69-70.

161. *Бобро Ю.Т., Бобух Ж.С., Тананко И.А.* Влияние микроструктуры и фазового состава на износостойкие свойства высокохромистого чугуна // сб. Литые износостойкие материалы. – К.: изд-во Наук. думка, 1989. – С. 25-33.
162. *Косицына И.И., Сагарадзе В.В., Макаров А.В. и др.* Влияние структуры на свойства белых хромистых чугунов //МиТОМ, 1966. - № 4. – С. 7-10.
163. *Куцова В.З., Куцов А.Ю., Ковель М.А., Мамченко Г.В.* Розподіл легуючих елементів у високохромистому чавуні ІСХ16НМРТ // Металознавство та обробка металів. – 2003. - ; 4. – С. 23-33.
164. Пат. 2007493 Чугун для быстроизнашиваемых деталей турбобура и способ его получения // Комаров О.С., Урбанович Н.И., Кузнецов Н.И.
165. *Малинов Л.С.* Использование принципа получения метастабильного аустенита, регулирование его количества и стабильности при разработке экономнолегированных сплавов и упрочняющих обработок //МиТОМ, 1996. - №2. – С. 35-39.
166. *Чейлях А.П., Олейник И.М., Локишина Е.Б., Тельця А.В.* О влиянии фазовых превращений на износостойкость сплавов с метастабильным аустенитом //Металлы. – 2000.- № 1. – С. 66-71.
167. *Малинов Л.С.* Стали и чугуны с метастабильным аустенитом и эффектом самозакалки при нагружении – разновидность адаптационных материалов, повышающих свои свойства при внешнем воздействии за счет самоорганизации структуры // Металл и литье Украины. – 2003. - № 11-12. – С. 3-9.
168. *Гольдштейн М.И., Литвинов В.С., Бронфин Б.М.* // Металлофизика высокопрочных сплавов. – М.: Металлургия, 1986. – 342с.
169. *Богачев И.Н., Литвинов В.С., Минц Р.И.* ФММ, 1963, 16, 4.
170. *Литвинов В.С., Мирзоев Д.А., Шкляр Р.С.* ФММ, 1964, 3.
171. *Марьевич В.Н., Шкляр Р.С.* ФММ, 1963, 15, 6.
172. *Петров Ю.Н.* О влиянии легирования на энергию дефекта упаковки аустенита в сталях //Металлофизика. – 1984. – Т.6, № 4. – С. 53-57.
173. *Бобро Ю.Т., Баранов М.Ф., Коваленко О.И., Порядченко П.Е.* Особенности износа поверхностных слоев деталей песковых насосов //Трение и износ. – 1981. – Т. 11, № 6. – С. 1108-1111.
174. *Малинов Л.С., Чейлях А.П., Харланова Е.Я. и др.* Повышение абразивной износостойкости цементированных сталей 18ХГТ и 12ХНЗА за счет получения метастабильного аустенита //МиТОМ. – 1989. - № 12. – С. 12-15.
175. *Чейлях А.П., Олейник И.М., Локишина И.М., Лукьянскова А.Н.* Износостойкие чугуны с метастабильным аустенитом /Металл и литье Украины, 1/95. – С. 30-35.

176. *Тихонович В.И., Ковальский А.В.* Распределение напряжений в поверхностных слоях гетерогенных материалов при трении //Литые износостойкие материалы. – Киев: ИПЛ АН УССР, 1978. – С. 36-45.
177. *Стецьків О.П.* К вопросу об износостойкости металлических пар трения и способах повышения их долговечности //Трение и износ. – 1989. - № 10. - № 4. – С. 693-698.
178. *Марченко Е.А.* О природе разрушения поверхности металлов при трении. – М.: Наука, 1979. – 117с.
179. *Гаврилюк В.Г.* Распределение углерода в стали. – Киев: Наук. думка, 1987. – 208с.
180. *Гитгарц М.И., Ивашин В.В.* О природе упрочнения стареющих сплавов типа нимоник //ФММ, 1975. – Т.39. – С. 1226-1227.
181. *Коришунів Л.Г., Черненко Н.Л.* Влияние марганца на износостойкость марганцевистых метастабильных аустенитных сталей //Трение и износ, 1984. - № 1. – С. 106-112.
182. *Беккерт М., Клемм Х.* Справочник по металлографическому травлению /пер. с нем. – М.: Металлургия. – 1979. – 336 с.
183. *Чепурко В.Г., Нижнин В.Г., Соколова Н.И.* Вычисление погрешностей измерений.: Вища школа, 1978. – 38с.
184. *Лысак Л.И.* /Вопросы физики металлов и металловедения, 1956. - № 7.
185. *Курдюмов Г.В., Лысак Л.И.* /Вопросы физики металлов и металловедения, 1954. - № 5.
186. *Миркин Л.И., Уманский Я.С.* – ФММ, 1960. – Т.9. - Вып. 6.
187. *Aswesan S.T., Honevcombe R.W., Warrington D.U.* Precitation of stacking faults in Cr-Ni austenitic steels. – 1964. – V. 112. - № 1. – P. 1-16.
188. *Tofante W., Kuttneс C., Battinghays A.* Arch. Eisenhüttenwiesen 1935/1936, Bd 9, - 607 p.
189. *Шалевская И.А., Тихонович В.И.* Формирование структуры высокохромистого чугуна при термической обработке // Вісник східноукраїнського національного університету № 6 (124), 2008. – ч. 2. – С.15-18.
190. *Нехендзи Ю.А., Купцов И.В.* Комплексная проба для определения литейных свойств сплавов. – Ленинград: Знание, 1967. – С. 41.
191. *Бунин К.П., Малиночка Я.Н., Таран Ю.Н.* Основы металлографии чугуна. – М.: Металлургия, 1972. – 117 с.
192. *Романов Л.М., Козлов Л.Я., Хаджи А.* Комплекснолегированные белые износостойкие чугуны //Материалы сем. “Повышение служебных свойств высоколегированных литых сталей и чугунов”. – М.: Знание РСФСР, 1987. – С. 110-115.
193. *Пикеринг Ф.Б.* Физическое металловедение и разработка сталей /пер. с англ. под ред. Щербединского Г.В. – М.: Металлургия, 1982. – 184 с.

194. Рожкова Е.В., Ватковская И.Е., Иванова М.Ю. Оптимизация режимов термической обработки хромистых чугунов (18% хрома) // Материалы сем. “Повышение служебных свойств высоколегированных литых сталей и чугунов”. – М.: Знание РСФСР. – 1987. – С. 119-124.
195. Шуляк В.С., Рыбаков С.А., Григорян К.А. /под ред. проф. д.т.н. Шуляка В.С. // Производство отливок по газифицируемым моделям. – М.: МГИУ. – 2001. – 330 с.
196. Шинский О.И., Шульга В.Г., Вышнякова Л.П., Шинский И.О., Яковичин О.А. Патент Украины 67906 22 С9/04. Способ литья по газ-моделям.
197. Шинский О.И. Технология и оборудование литья по газифицируемым моделям /Науч.-техн. конференция литейщиков КНР и СНГ. – Харбин. – 1992. – С. 190-193.
198. Рожкова Е.В., Гарбер М.Е. Влияние размеров карбидов на износостойкость хромистых чугунов /Черные металлы. – 2008. - № 11. – С. 18-21.
199. Тихонович В.И., Гаврилюк В.П., Шалевская И.А. Пути повышения абразивной стойкости хромистых чугунов //Процессы литья. – 2005. - №2. – С. 84-90.
200. Тараненко Н.А., Голофаев А.М., Гутько Ю.И. Виртуальное моделирование литейной технологии //- м. Луганськ: /Вісник Східно-українського національного університету ім.Володимира Даля. – 2008. - №6(124). – ч.1. – С. 209-213.

Научное издание

ГАВРИЛЮК Владимир Петрович
ТИХОНОВИЧ Вадим Иванович
ШАЛЕВСКАЯ Инна Анатольевна
ГУТЬКО Юрий Иванович

АБРАЗИВОСТОЙКИЕ ВЫСОКОХРОМИСТЫЕ ЧУГУНЫ

Монография

Авторская правка

Подписано в печать 09.06.2010
Формат 60x84 / 16. Бумага офсетная. Гарнитура Times.
Печать лазерная. Условн. печ. л. 8,20. Уч.-изд. л. 8,81.
Тираж 300 экз. Изд. №146. Зак. №133.

Гаврилюк В.П.

д.т.н., чл.-кор. НАН Украины, ФТИМС НАН Украины, г. Киев

Тихонович В.И.

д.т.н., проф., ФТИМС НАН Украины, г. Киев

Шалевская И.А.

к.т.н., доц., ВНУ им. В. Даля, г. Луганск

Гутько Ю.И.

д.т.н., проф., ВНУ им. В. Даля, г. Луганск

Издательство "НОУЛИДЖ"

Свидетельство о регистрации серия ДК №2884 от 26.06.2007
91051, г. Луганск, кв. Якира, 3/316,
тел./факс (642)71-16-94, e-mail: nickvnu@gmail.com

Для заметок