

М.Е. Гарбер

ИЗНОСОСТОЙКИЕ  
БЕЛЫЕ  
ЧУГУНЫ

“МАШИНОСТРОЕНИЕ”

**М.Е. Гарбер**

# **ИЗНОСОСТОЙКИЕ БЕЛЫЕ ЧУГУНЫ**

Издание 2-е, переработанное и дополненное



**МОСКВА «МАШИНОСТРОЕНИЕ» 2010**

УДК 669.162.275.122.2  
ББК 34.323  
Г20

**Гарбер М.Е.**

Г20 Износостойкие белые чугуны: свойства, структура, технология, эксплуатация. — М.: Машиностроение, 2010. — 280 с.: ил. ISBN 978-5-217-03461-1

Рассмотрено влияние состава, количества, размера и типов карбидов, структуры металлической основы на износостойкость, прокаливаемость, механические и литейные свойства, обрабатываемость резанием белых износостойких чугунов. Даны рекомендации по выбору оптимальных состава и структуры этих сплавов в зависимости от условий эксплуатации и производства. Проанализирован отечественный и мировой опыт использования деталей из белых износостойких чугунов, приведены сведения об эксплуатационных и технологических свойствах промышленных марок этих сплавов, которые сравниваются с традиционными марками сталей и твердых сплавов. Впервые даны подробные рекомендации по подбору конструкции и технологии изготовления деталей из белых износостойких чугунов, рассмотрен большой опыт применения композитных и комбинированных отливок сталь — износостойкий чугун. Отражен многолетний опыт автора и его сотрудников в исследовании, разработке и промышленном применении белых износостойких чугунов.

Книга интересна широкому кругу инженерно-технических работников, занимающихся изучением, производством и эксплуатацией деталей из износостойких сплавов. Будет полезна конструкторам, технологам и механикам машиностроительных заводов и предприятий, добывающих и перерабатывающих абразивные материалы — руды, уголь, цемент, камень, песок и т.п. Ил. 109. Табл. 62. Список литературы 153 назв.

УДК 669.162.275.122.2  
ББК 34.323

ISBN 978-5-217-03461-1

© М.Е. Гарбер, 2010  
© Издательство "Машиностроение", 2010

# Оглавление

---

---

<b>Предисловие</b> . . . . .	5
<b>Глава 1. Абразивный износ</b> . . . . .	6
1.1. Введение . . . . .	6
1.2. Некоторые закономерности абразивного износа . . . . .	7
1.3. Методы определения износостойкости . . . . .	15
<b>Глава 2. Износостойкость</b> . . . . .	19
2.1. Структура и износостойкость в нейтральных абразивных средах . . . . .	19
2.2. Прокаливаемость и износостойкость . . . . .	49
2.3. Износостойкость в абразивно-коррозионных средах . . . . .	68
2.4. Кавитационная стойкость . . . . .	78
2.5. Ударно-абразивное изнашивание . . . . .	83
<b>Глава 3. Механические свойства</b> . . . . .	100
3.1. Общие сведения . . . . .	100
3.2. Влияние карбидов . . . . .	104
3.3. Влияние металлической основы . . . . .	109
<b>Глава 4. Технологические свойства</b> . . . . .	112
4.1. Литейные свойства белых чугунов . . . . .	112
4.2. Физические свойства белых хромистых чугунов . . . . .	122
4.3. Обрабатываемость резанием . . . . .	127
<b>Глава 5. Конструирование отливок</b> . . . . .	137
5.1. Требование к конструированию отливок . . . . .	137
5.2. Комбинированные и композитные отливки . . . . .	142
<b>Глава 6. Технология изготовления отливок</b> . . . . .	152
6.1. Плавка . . . . .	152
6.2. Литейная форма . . . . .	157
6.3. Изготовление металлических форм . . . . .	184
6.4. Изготовление композитных отливок . . . . .	184
6.5. Выбивка, обрубка и очистка литья . . . . .	186
6.6. Термическая обработка . . . . .	187
6.7. Механическая обработка . . . . .	190
<b>Глава 7. Влияние условий кристаллизации и легирования на свойства белых чугунов</b> . . . . .	194
7.1. Скорость охлаждения . . . . .	194
7.2. Направление теплоотвода . . . . .	195
7.3. Кристаллизация в поле упругих колебаний . . . . .	196
7.4. Легирование, модифицирование и ввод инокуляторов . . . . .	197



---

<b>Глава 8. Эксплуатация отливок</b> . . . . .	206
8.1. Введение . . . . .	206
8.2. Эксплуатация в нейтральных средах . . . . .	206
8.3. Эксплуатация в абразивно-коррозионных средах . . . . .	217
8.4. Эксплуатация в условиях абразивного износа с ударными нагрузками . . . . .	219
<b>Глава 9. Промышленные белые износостойкие чугуны и экономическая эффективность их применения</b> . . . . .	237
9.1. О применении белых чугунов . . . . .	237
9.2. Составы, свойства промышленных чугунов . . . . .	237
9.3. Экономическая эффективность . . . . .	257
<b>Глава 10. Выбор оптимальной структуры и состава отливок</b> . . . . .	267
<b>Список литературы</b> . . . . .	272

## Предисловие

---

---

*Памяти моих родителей  
Гарбера Ефима Давидовича  
и Константиновской Фани Ефимовны.*

Увеличение срока службы быстроизнашивающихся деталей машины – важнейшая проблема современного машиностроения. Малый срок службы снижает экономическую эффективность многих машин и промышленного оборудования и приводит к безвозвратным потерям металла. Только для размола минерального сырья в России расходуется около 100 тыс. т кованных шаров. Особенно важно обеспечить длительные сроки службы деталей в горно-рудной, угольной, цементной, строительной и других отраслях промышленности, связанных с добычей и обогащением высокоабразивного минерального сырья – руды, угля, камня, песка и др.

Абразивный износ характерен для большой группы машин и оборудования – экскаваторы, погрузчики, мельницы для размола руды, угля, цемента, тетки, лотки, желоба, футеровочные плиты бункеров и скипов, шламовые насосы и трубопроводы к ним центрифуги, классификаторы, флотационные машины, гидроциклоны и т.д.

Применение для таких машин деталей из белых износостойких чугунов, в структуре которых содержатся высокотвердые карбиды, позволяет в 3–15 раз увеличить срок службы этих деталей по сравнению с обычно применяемыми углеродистыми сталями, сталью 110Г13Л и др.

Задача автора книги – дать сведения о взаимосвязи состава и структуры белых износостойких чугунов с эксплуатационными и технологическими свойствами этих сплавов, привести рекомендации по конструированию и производству деталей из таких сплавов, ознакомить с обширным опытом их использования в промышленности.

Автор пользуется возможностью выразить глубокую признательность за многолетнее сотрудничество и помощь в работе своим коллегам – Е.В. Рожковой, И.С. Маркину, Г.П. Остякову, С.С. Михайловской, Ф.З. Вунштейну, И.И. Цыпину, Р.И. Полутису, И.Е. Ватковской, О.М. Романову, Н.А. Выборнову, А.В. Можаеву, Н.И. Честновой, В.М. Гутерман, З.М. Гамольской, Р.М. Заславской, А.Я. Гринбергу, В.И. Дергачевой, а также производственникам, участвовавшим в разработке технологии и организовавшим широкое применение белых износостойких чугунов – В.К. Томаеву, И.Б. Гогелю, Х.Х. Азбелю, О.В. Модзелевскому, Н.И. Показееву, Н.И. Горбенко, А.С. Манылову, В.С. Павлову, Р.И. Лавриненко, П.И. Степанкову, П.Е. Нелюбину, Л.Е. Дрожжиловой, М.О. Замятину, В.С. Емудинову, Ю.П. Бадалянцу, А.Г. Григоряну, А.В. Сучкову и др.

# Глава 1

## АБРАЗИВНЫЙ ИЗНОС

---

---

### 1.1. ВВЕДЕНИЕ

При добыче и обогащении руды, угля, цементного сырья, камня и т.п. из-за абразивного износа расходуются сотни тысяч тонн металла. Так, в США производится в год свыше 280 тыс. т износостойких отливок, ориентировочные годовые затраты на их производство составляют около 2,8 млрд. долл. Для защиты от износа в США используется большое количество проката из малоуглеродистых мартенситных сталей типа Astralloy, наплавки и др. При этом потери горных компаний из-за простоя сложных, дорогостоящих машин значительно превышают стоимость ремонтных работ и запасных частей. По данным [67] простой в течение часа для ремонта ковша драглайна емкостью 80 м<sup>3</sup> составляет 70 тыс. долл., стоимость же текущего ремонта – около 1 тыс. долл. (Канады).

Абразивному износу подвергается большая группа машин и оборудования, задействованных в добыче, перемещении и переработке минерального сырья: экскаваторы, драглайны, бульдозеры, большегрузные автосамосвалы, щековые и конусные дробилки, мельницы (стержневые, шаровые и самоизмельчения), течки и отбойные плиты, бункера, шламовые насосы и трубопроводы к ним, центрифуги, классификаторы, флотационные машины и др.

Условия работы, не связанные с большими ударными нагрузками, позволяют применять для многих машин детали из белых чугунов разных типов, которые, благодаря наличию в их структуре высокотвердых составляющих – карбидов, имеют износостойкость в 5–10 раз более высокую, чем у конструкционных сталей.

Значительно выросла область применения белых чугунов за счет создания автором и его сотрудниками комбинированных и композитных отливок: белые хромистые чугуны – сталь [28, 30, 32].

В книге сделана попытка систематизировать сведения об износостойкости, эксплуатационных и технологических свойствах белых чугунов. Их износостойкость в разных (нейтральных, абразивно-коррозионных и других средах) исследовалась в сравнении с износостойкостью широко применяемых сталей, твердых сплавов.

Испытания проводили в условиях изнашивания абразивом при углах атаки  $\alpha < 30^\circ$ , а в условиях ударного воздействия абразива – при угле атаки  $\alpha = 90^\circ$ . При ударном износе исследовалось влияние скорости перемещения абразивной струи на износостойкость исследуе-

мого образца в диапазоне 20–128 м/с. Определялась относительная износостойкость сплава – по отношению к эталону из стали 20 или из стали Ст. 3.

Лабораторные испытания не дают точного ответа, как испытываемый материал будет работать в конкретной детали машины. Однако эти испытания позволяют с большой степенью вероятности выбрать группу высокоизносостойких материалов и отсеять малоперспективные для конкретных условий работы. Стендовые испытания позволяют значительно ускорить и удешевить подбор оптимальных сплавов и режимов их термической обработки. Сплавы, показавшие наибольшую износостойкость при стендовых испытаниях, оказывались таковыми и при эксплуатации.

Зная износостойкость сплава в разных условиях изнашивания – скорость, абразивность и величина абразива, коррозионная активность абразивной массы, углы атаки и др. – машиностроитель, исходя из условий работы детали, может выбрать оптимальный вариант материала.

## 1.2. НЕКОТОРЫЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ АБРАЗИВНОГО ИЗНОСА

В [130] отмечается, что стойкость материала в условиях чисто абразивного износа зависит от соотношения твердости абразива ( $H_a$ ) и материала детали ( $H_M$ ) – коэффициент  $K = H_M : H_a$ . Установлены [130, 131] критические значения этого коэффициента:  $K = 0,6 \div 0,7$ .

До критического значения, когда твердость абразива значительно превышает твердость металла, износостойкость металла линейно связана с его твердостью. Если же твердость металла становится близкой твердости абразива, наступает резкое возрастание износостойкости металла [130, 131]. Эти результаты получены в испытаниях при малых углах атаки ( $\alpha \approx 0$ ). В других условиях изнашивания эти закономерности требуют существенной корректировки либо не работают.

О сопротивлении сплавов абразивному воздействию часто судят только по их твердости. Однако нередко сплавы, обладающие одинаковой твердостью, имеют разную износостойкость (рис. 1.1).

Зависимости, приведенные на рис. 1.1, получены при замере общей твердости сплавов, которая определяется, главным образом, твердостью металлической основы сплава. Наличие в сплаве карбидов с высокой твердостью:  $(Fe, Cr)_3 - HV 1080$ ,  $(Fe, Cr)_7C_3 - HV 1240 - 1550$  незначительно меняет общую твердость сплава, но существенно повышает его износостойкость, так как твердость этих карби-



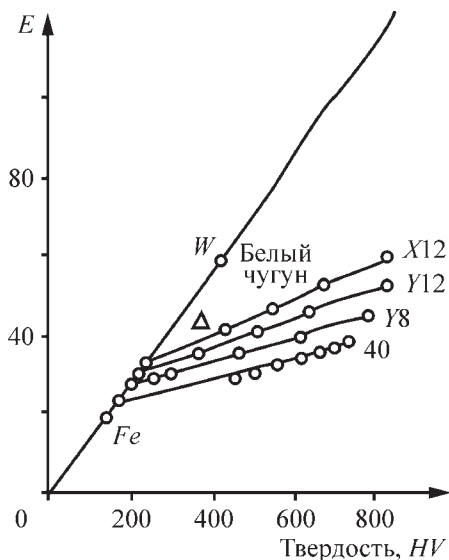


Рис. 1.1. Влияние твердости, состава и структуры сплавов на их относительную износостойкость ( $E$ ) [4]

дов равна или выше твердости наиболее распространенного абразива — кварца. Эти твердые карбиды защищают от износа деталь или образец (как в данном случае). Для выбора материала детали машиностроителю необходимо руководствоваться не только твердостью этого материала, но и его структурой.

В изучении влияния структуры сталей на их износостойкость значительный вклад внесли работы З.М. Гомольской и В.М. Гутерман [22–24].

Рассмотрение данных, полученных при испытании по методу чашечного шлифования в водопесчаной пульпе (табл. 1.1), показывает, что стали по возрастанию износостойкости в зависимости от их структуры располагаются в следующем порядке: ферритные, перлитные, аустенитные, сорбитные и трооститные, мартенситные, с цементом и избыточными карбидами хрома. До появления в структуре сталей карбидов они обладают сравнительно невысокой износостойкостью — даже стали, закаленные на мартенсит (45, 40X и др.), превышают износостойкость ферритной стали не более чем в два раза. И только наличие в структуре сплавов избыточного количества карбидов резко (до 10–18 раз по сравнению с ферритными сталями) увеличивает их износостойкость.

При работе с абразивными материалами, обладающими очень высокой твердостью (корундом и т.п.), происходит сближение стойко-

Таблица 1.1

## Влияние структуры сталей на их гидроабразивную износостойкость [23]

Основные структурные составляющие	C, %	HV	K	Материалы
Феррит	0,03–0,04	95–100	0,9–0,95	Армко-железо
– " – с небольшим количеством перлита	0,25	123–143	1,0	Сталь 20 нормализованная
– " – легированный с избыточными карбидами	0,27	178	1,3	2Х13, 3Х13 и др. отожженные
Перлит с сеткой феррита	0,40–0,50	186–255	1,33–1,45	45, 40Х, 45Г2 и др. нормализованные
– " – зернистый, эвтектоидного и заэвтектоидного состава	0,80–1,20	171–213	1,30–1,50	У8, У12, 9ХС, ШХ15 отожженные
– " – пластинчатый с избыточным цементитом	0,80–1,20	201–320	1,70–1,90	У8, У12, 9ХС, ШХ15 нормализованные
Сорбит, троостит в доэвтектоидных сталях	0,40–0,50	255–460	1,45–1,60	45, 40Х, 45Г2 и др. после закалки и отпуска
– " – в заэвтектоидных сталях с избыточным цементитом	0,80–1,20	334–502	1,80–2,10	У8, У12, ШХ15 и др. после закалки и отпуска
Мартенсит малоуглеродистый	0,25	390–435	1,60	20, 20Г2 и др. закаленные и низкоотпущенные

Окончание табл. 1.1

Основные структурные составляющие	C, %	HV	K	Материалы
Мартенсит среднеуглеродистый, низколегированный	0,40–0,50	502–628	2,0–2,2	45, 40X, 45Г2 и др. закаленные и низкоотпущенные
– " – высокоуглеродистый, низколегированный с избыточным цементитом	0,80–1,20	700–868	2,70–3,50	У8, У12, ШХ15, 9ХС, Сталь 20 цементированная и др., закаленные и низкоотпущенные
– " – высокоуглеродистый легированный с очень большим количеством хромистых карбидов (структура цементированного слоя высокохромистых сталей)	2,80–3,50	694–941	10,0–18,0	3Х13, 4Х13, 9Х18, Х12М цементированные и закаленные
Аустенит высоколегированный с избыточными карбидами	до 1,50	131–278	1,30–1,60	Аустенитные коррозионно-стойкие, жаропрочные, сталь Г13Л и др. закаленные

сти сплавов, обладающих высокой и низкой износостойкостью. Поэтому при подборе материала детали важно знать условия ее работы, в том числе твердость и абразивность добываемого и перерабатываемого минерального сырья.

Основные факторы, определяющие износ, — абразивные свойства грунтов, добываемых полезных ископаемых, нагрузка и скорость при изнашивании, угол атаки — встречи детали с абразивной массой, физико-механические свойства материалов, абразива и детали.

Абразивность — истирающая способность почв, грунтов, минералов — повышается при увеличении в них содержания кварца — наиболее часто встречающегося абразива, увеличения остроугольности его частиц, повышения объемных размеров и увеличения степени их закреплённости. Закреплённость частиц повышается по мере увеличения плотности грунтов, которая в свою очередь зависит от их влажности, а также степени их смерзания.

По данным [15] разные грунты характеризуется сравнительной изнашивающей способностью: глинистые — 1,0; песчаные — 1,5; суглинистые — 1,9; супесчаные — 2,3.

Абразивность, мг/мин, минералов и горных пород по отношению к бронзе [140]:

Уголь . . . . .	1–2
Известняк . . . . .	13–52
Глинистый сланец . . . . .	19–46
Гранит . . . . .	37
Сиенит . . . . .	38
Песчаник, кварцевый . . . . .	63
Крупнозернистый кварцит . . . . .	69

Обширные исследования абразивности горных пород (табл. 1.2) были проведены Л.И. Бароном и А.В. Кузнецовым [5]. Принятый ими метод испытания состоял в изнашивании торца вращающегося стержня о поверхность минерала, с последующим определением потери массы этого стержня диаметром 8 мм из стали твердостью около 1,8 кН/мм<sup>2</sup>. Классификация горных пород по их абразивности приведена в табл. 1.3

Большое влияние на срок службы материалов при абразивном износе оказывает твердость абразива.

Интенсивность изнашивания в значительной степени зависит от скорости абразивной массы, которая определяет ее кинетическую энергию. При работе детали в потоке абразива одним из основных

Таблица 1.2

## Показатели абразивности горных пород и минералов [5]

Порода или минерал	Абразивность, мг/мин
Известняки	0,3–17,0
Глинистый сланец	0,52–1,4
Глинисто-углистый сланец	0,61–8,3
Каменная соль	2,0
Флюорит	3,0
Апатит	3,58
Мрамор	4,1
Алевролит	6,0
Магнетитовая руда	6,6–15,0
Глинистый пиритизованный сланец	7,8–11,6
Кварц	8,5–35,1
Туфогенный песчаник	9,7
Гранит	10,1–74,5
Пирит	10,5–26,8
Джеспилит	11,8
Аркозовый песчаник	15,8–37,3
Бурый железняк	15,9
Кварцевый песчаник	16,8–44,5
Кварцит	17,4–25,9
Колчеданная руда	18,1
Диорит	19,3–82,0
Мартитовая руда	20,1–22,5
Диабаз	20,6–30,0
Джеспилит	21,5–26
Порфиритовый джеспилит	21,5
Пироксенит	21,7
Апатито-нефелиновая порода	25,8
Ортоклаз	31,1
Алевролит	32,4
Габбро	41,6
Нефелин	42,4–61,0
Сиенит	42,1–63,8
Топаз	46,2
Корунд	103,0

Таблица 1.3

**Классификация горных пород и минералов по абразивности [5]**

Класс	Характеристика пород	Абразивность, мг/мин	Характерные породы, входящие в класс
I	Весьма малоабразивные	Менее 5	Известняки, мраморы, мягкие сульфиды, апатит, каменная соль, глинистые сланцы
II	Малоабразивные	5–10	Сульфидные и барито-сульфидные руды, аргиллиты, мягкие сланцы
III	Ниже средней абразивности	10–18	Джеспилиты, роговики, магматические тонкозернистые породы, железные руды
IV	Среднеабразивные	18–30	Кварцевые и аркозовые мелкозернистые песчаники, диабазы, крупнозернистый пирит, жильный кварц, окварцованные известняки
V	Выше средней абразивности	30–45	Кварцевые и аркозовые средне- и крупнозернистые песчаники, мелкозернистые граниты, порфириты, габбро, гнейсы
VI	Повышенной абразивности	45–65	Граниты, диориты, порфириты, нефелиновые сиениты, пироксениты, кварцевые сланцы
VII	Высокоабразивные	65–90	Порфириты, диориты, граниты
VIII	В высшей степени абразивные	Более 90	Корундосодержащие породы

факторов износа служит угол встречи этого потока с поверхностью детали – угол атаки  $\alpha$ . При  $\alpha < 30^\circ$  деталь разрушается в основном в результате микрорезания. При  $\alpha \approx 90^\circ$  имеет место ударный износ поверхности детали, где основную роль играет усталостный эффект от повторяющихся ударов.

Влияние угла атаки струи на износ разных материалов исследовалось с воздушно- [2] и водоабразивной [60, 121] струями. Как видно из этих работ, влияние угла атаки на износ одинаково, не зависит от среды (воды или воздуха), несущей абразивные частицы. В этих работах показано, что износ пластичных сталей при изменении угла атаки от 0 до  $90^\circ$  сначала увеличивается, а затем снижается, максимальный износ соответствует  $\alpha = 30\div 45^\circ$ . Твердые и хрупкие материалы – белые чугуны, быстрорежущие стали и др. имеют максимальный износ при  $\alpha \approx 90^\circ$ , а минимальный – при  $\alpha < 30^\circ$ .

Изнашиваемые частицы отделяются в результате однократного и преимущественного многократного воздействия абразивного тела, т.е. микрорезания (вязкого или хрупкого характера) или усталости (малоцикловой в пластической области и многоцикловой в упругой области).

И.В. Крагельский [149] выделяет следующие виды разрушения поверхностей: усталостное микрорезание, отделение частиц вследствие повторного деформирования (передеформирование), глубинное вырывание, атомарный износ.

Изнашивание ударяющимися абразивными частицами обычно происходит с образованием своеобразных стружек и вытянутых чечевицеобразных углублений на разрушаемой металлической поверхности, вызываемых микрорезанием, а также усталостными эффектами от повторяющихся ударов [122].

Большую роль в износе сплавов играет коррозионное влияние абразивной массы. При сравнительно малой абразивности ряда сернистых углей и высокой их коррозионной активности коррозия становится определяющим фактором изнашивания деталей.

Детали флотационных машин, шламовых насосов, трубопроводов и др., перекачивающих и обогащающих пульпы, работают в условиях кавитационно-эрозионного воздействия. Поэтому представляет большой интерес изучение кавитационного воздействия на износостойкость сплавов.

Изнашивание – комплексный процесс, в котором, кроме абразивного, часто участвует коррозионное, кавитационное воздействие, да и сам процесс абразивного износа неоднозначен – это может быть микрорезание, или усталость металлической поверхности в результате повторяющихся ударов.

Тем не менее, в большинстве случаев износа можно выделить главный компонент, влияющий на процесс изнашивания, и подбирать сплав, наиболее пригодный для этих условий, разумеется, с учетом воздействия других факторов.

Для углеобогащительного оборудования оптимальным оказался стойкий к коррозии сплав ИЧ190Х30ГЗ (ВУ-10), содержащий, мас. %: 1,7–2,0 С, 30 Сг, 3 Мп. И, хотя его износостойкость в чисто абразивных средах была на 30 % ниже, чем у абразивностойких сплавов 15–3 и ИЧ300Х18ГЗ, при работе в пульпах углей с высоким содержанием серы сплав ИЧ190Х30ГЗ оказался от трех до 10 раз более стойким, чем ИЧ300Х18ГЗ.

### 1.3. МЕТОДЫ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ

Лабораторные испытания I категории проводят для выявления отдельных свойств материала, определяющих его поведение при изнашивании [118]. В лабораторной практике уже давно применяется испытание материалов истиранием их о шкурку. Так испытывают металлы и их сплавы, минералы, пластмассы и др. материалы [65, 131, 144, 150, 151].

Для оценки износостойкости материалов существуют испытательные стенды многих типов. До сих пор нет единой общепринятой методики испытания сплавов на абразивное изнашивание.

Значительное количество деталей из белых чугунов работает при углах атаки до 30°, когда износ, в основном, имеет характер микрорезания. Для таких условий работы износостойкость сплавов изучалась на специальном стенде ЛП-3М (рис. 1.2), работающем по схеме (рис. 1.4), приведенной в [141]. В этом стенде исследуемые образцы изнашиваются, вращаясь по кругу в чаше, заполненной смесью речного песка и воды в соотношении 2:1, общее количество гидроабразивной массы – 3 литра. Скорость перемещения образцов относительно абразивной среды составляла 8 м/с. Образцы – два исследуемых и два эталонных – закреплялись на вращающемся диске (рис. 1.3).

Рабочий резервуар помещался в кожух с проточной водой для охлаждения абразивной массы, нагревающейся при трении об образцы. Для опытов использовался кварцевый речной песок с размером частиц 0,5–1,0 мм. Микротвердость песчинок при нагрузке 2Н составляла *HV* 1000–1200. В качестве эталона применялись образцы из стали 20, нормализованной при 880–900 °С, твердостью *HB* 123–143. За меру износостойкости был принят коэффициент относительной из-



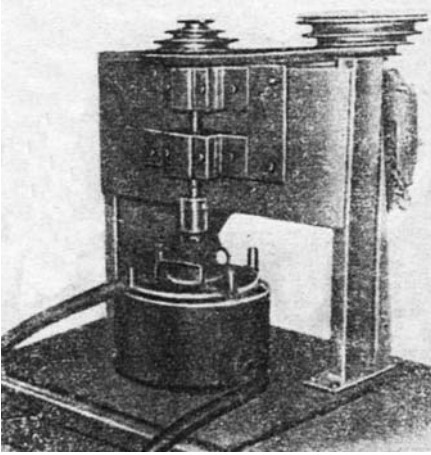


Рис. 1.2. Общий вид стенда ЛП-3М для испытаний на гидроабразивный износ

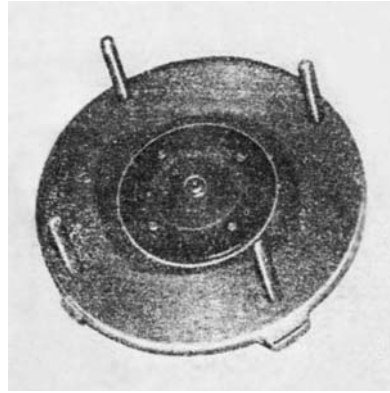


Рис. 1.3. Диск с закрепленными в нем образцами для испытания на гидроабразивный износ

носостойкости, характеризующий отношение изношенной части эталона к объему исследуемого образца,

$$K = \frac{\Delta V_{\text{эт}}}{\Delta V_{\text{и}}} = \frac{\Delta m_{\text{эт}} \rho_{\text{эт}}}{\Delta m_{\text{и}} \rho_{\text{и}}},$$

$\Delta V_{\text{эт}}$  и  $\Delta V_{\text{и}}$  – изменения объемов,  $\Delta m_{\text{эт}}$  и  $\Delta m_{\text{и}}$  – потери массы,  $\rho_{\text{эт}}$  и  $\rho_{\text{и}}$  – плотности эталонного и исследуемого образцов.

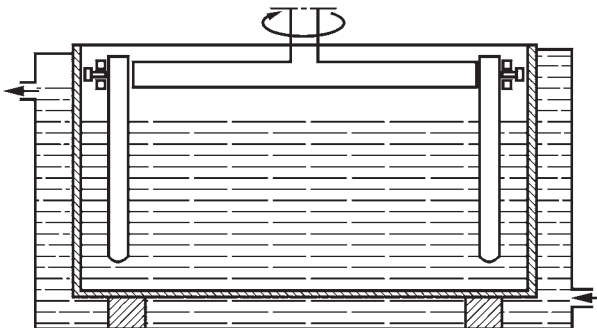


Рис. 1.4. Схема испытания материалов на гидроабразивный износ

Изменение плотности образцов за время опыта определялось взвешиванием до и после испытания на аналитических весах типа АДВ-200 с точностью до 0,2 мг.

Каждый материал в определенном состоянии испытывался не менее трех раз.

Относительная износостойкость одного и того же материала в разных опытах не отличалась более, чем на 15 %, а разница в потере массы эталонов не превышала 10 %. Испытание продолжалось 1,5 ч.

*Абразивно-коррозионный износ* изучали на стенде ЛП-3М. Однако для одновременного воздействия износа и коррозии в гидроабразивную смесь, состоящую из речного окатанного песка и московской водопроводной воды, добавляли раствор  $H_2SO_4$  либо использовали смеси из сернистого угля или магнетита и сернистого угля, или речного окатанного песка и морской воды (условия испытаний износостойкости см. табл. 2.17).

При испытании в угле и в смеси магнетита и угля использовался антрацит крупностью 1 мм из шахты Ново-Голубовская Донецкого бассейна. Содержание общей серы в этом угле составляло 2,44–3,32 %, в том числе пиритной – 1,25 %, сульфатной – 0,72 % и органической – 1,35 %; зольность угля составляла около 24 % [24].

Интенсивность абразивного износа в угле зависит, в основном, от содержания в нем твердых минеральных включений, так как собственно угольное вещество, по сравнению с горными породами, имеет небольшую изнашивающую способность. Как отмечалось, абразивность угля примерно в 13–25 раз меньше абразивности известняка и глинистого сланца и в 35–70 раз меньше, чем у кварцита.

*Ударно-абразивный износ* изучался на установке ЦУК-3М СКТБ "Дезинтегратор" (г. Таллинн) автором совместно с Е.Е. Остапенко. Подробно эта методика изложена в подразделе 2.5.

Величина износостойкости белых чугунов и сталей, полученная при испытании на стенде ЛП-3М, сравнивалась с результатами испытаний этих же сплавов на стенде ХЧ-Б в институте машиноведения АН СССР (см. табл. 2.4). При испытании на кремниевой шкурке величина износостойкости чугунов и сталей оказалась близкой износостойкости этих сплавов на стенде ЛП-3М. По-видимому, при гидроабразивном износе, когда коррозионная составляющая (водопроводная вода) незначительна, а абразивность остроугольного песка велика, определяющую роль играет абразивный износ. И поэтому по результатам этих испытаний можно судить и о поведении сплавов при абразивном износе.

Необходимо также отметить хорошую сходимость изучения величины износостойкости сплавов на стенде ЛП-3М (см. табл. 2.3) с результатами промышленной эксплуатации этих сплавов (см. табл. 8.2).

Высокохромистые износостойкие чугуны характеризуются большим разнообразием структурных составляющих, которые выявляли разными методами: химическим и электролитическим травлением с окрашиванием и без окрашивания структурных составляющих, с помощью окисления при нагреве, магнитоструктурным анализом, определением микротвердости структурных составляющих [81].

## Глава 2

# ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ

---

---

### 2.1. СТРУКТУРА И ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ В НЕЙТРАЛЬНЫХ АБРАЗИВНЫХ СРЕДАХ

Изучение износостойких белых чугунов проводилось на стенде, где образцы изнашиваются, вращаясь по кругу в резервуаре, заполненном смесью песка и воды. Присутствие воды в абразивной массе вызывает коррозионное воздействие на образцы. Однако высокая абразивность остроугольных зерен песка и сравнительно слабое коррозионное воздействие водопроводной воды позволили изучать износостойкость сплавов в нейтральной абразивной среде.

В белых чугунах, специально предназначенных для изготовления износостойких отливок, содержится 2,5–3,6 % углерода. Во избежание графитообразования содержание кремния не должно превышать 1,0 %, для большего подавления образования в структуре графита вводят карбидообразующие легирующие элементы (чаще всего – хром).

Структура белых перлитных чугунов состоит из карбидов и перлита. При введении в состав белых чугунов определенных легирующих элементов (Ni, Mo, Mn) перлитное превращение аустенита подавляется. После охлаждения аустенит в этих легированных чугунах частично превращается в мартенсит, а частично сохраняется в структуре. Такие структуры образуют основу мартенситных чугунов [27, 28, 87, 88].

Влияние легирующих элементов на свойства белых чугунов весьма велико. Легирующие элементы в значительной мере определяют тип карбидов и металлическую основу белых чугунов.

Свойства сплавов Fe–Cr–C обуславливаются двумя важными особенностями хрома как легирующего элемента – ограничением  $\gamma$ -области и образованием карбидов.

Высокое сродство хрома к углероду обуславливает образование в структуре хромистых сталей не только карбидов цементитного типа, но и более устойчивых специальных карбидов хрома. При относительно малых содержаниях хрома в сталях образуется карбид железа – цементит ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ), в котором может быть растворено до 18–20 % Cr. В высокохромистых сплавах образуются специальные карбиды хрома  $(\text{Cr, Fe})_7\text{C}_3$  и  $(\text{Cr, Fe})_4\text{C}$ . Тригональный карбид хрома  $(\text{Cr, Fe})_7\text{C}_3$  растворяет от 30 до 50 %, а кубический карбид  $(\text{Cr, Fe})_4\text{C}$  – до 35 % Fe.

Из диаграммы системы Fe–Cr–C (рис. 2.1) видно, что чем больше в сплаве углерода, тем при более высоких концентрациях хрома обра-

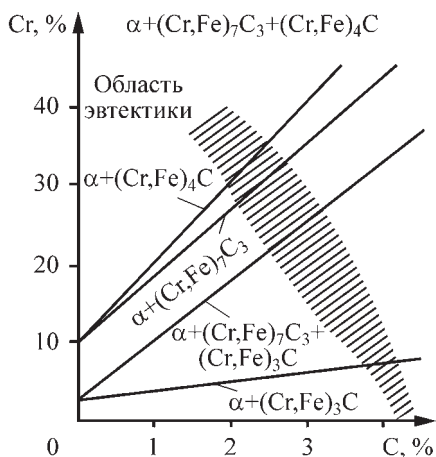


Рис. 2.1. Упрощенное сечение диаграммы Fe–Cr–C при комнатной температуре [37]

зуются карбиды  $(\text{Cr, Fe})_7\text{C}_3$  и  $(\text{Cr, Fe})_4\text{C}$ . Чтобы исключить образование карбида цементитного типа  $(\text{Fe, Cr})_3\text{C}$  при содержании менее 1 % C достаточно 5–6 % Cr, а при 2 % C нужно не менее 17–18 % Cr.

Влияние хрома на превращения в сплавах Fe–Cr–C видно из псевдобинарных диаграмм состояния Fe–C при 5, 13, 25 % Cr (рис. 2.2, а, б, в).

В связи с уменьшением растворимости углерода в аустените под влиянием легирования хромом линия предельной растворимости карбидов в аустените, а вместе с ней эвтектоидная точка сдвигаются влево, в сторону меньших концентраций углерода.  $\gamma$ -область в сталях под влиянием хрома сужается, но поскольку углерод, образуя карбиды, выводит хром из твердого раствора, для полного исключения аустенита в структуре сплава Fe–Cr–C требуется тем больше хрома, чем больше углерода в сплаве. Так, полное исчезновение  $\gamma$ -области в стали с 1 % C происходит при содержании хрома, превышающем 30 %, тогда как в безуглеродистых сплавах Fe–Cr достаточно 12 % Cr, чтобы получить чисто ферритную структуру. С увеличением содержания хрома эвтектическая точка сдвигается влево.

В табл. 2.1 приводится состав ряда белых износостойких чугунов разных марок, применяемых в России и за рубежом, и некоторых сталей и чугунов, износостойкость которых изучалась.

Эти чугуны могут быть разделены на несколько групп:

а) чугуны с карбидами  $M_3\text{C}$  подразделяются на перлитные и мартенситные;

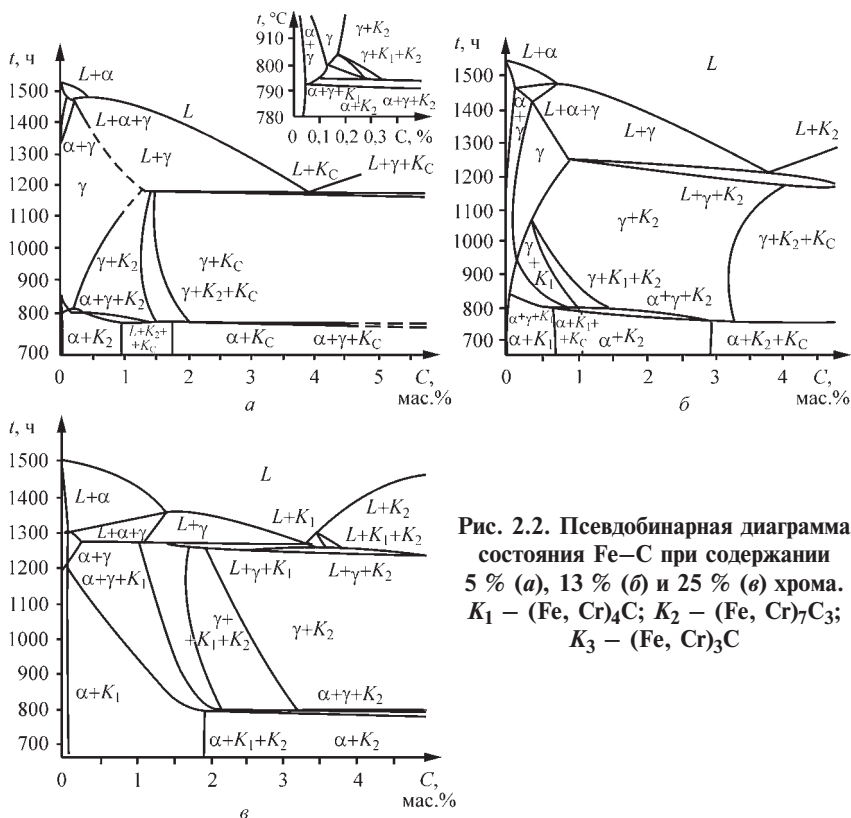


Рис. 2.2. Псевдобинарная диаграмма состояния Fe–C при содержании 5 % (а), 13 % (б) и 25 % (в) хрома.  $K_1$  – (Fe, Cr) $_4$ C;  $K_2$  – (Fe, Cr) $_7$ C $_3$ ;  $K_3$  – (Fe, Cr) $_3$ C

б) чугуны с карбидами  $M_7C_3$ ,  $M_4C$  и типа VC – на ферритные, аустенитные, мартенситные.

**Перлитные чугуны с карбидами  $M_3C$ .** Наличие в структуре чугунов карбидов делает их более износостойкими, чем конструкционные стали. Сравнительно мягкая перлитная металлическая основа и цементит делают эти сплавы наименее износостойкими из всех белых чугунов.

**Мартенситные чугуны с карбидами  $M_3C$ .** К материалам с более высокими характеристиками износостойкости, чем у белого перлитного чугуна, относится нихард (3–5 % Ni, 1,5–2,5 % Cr), в 1,5–2,5 раза более износостойкий, чем белый перлитный чугун [27, 87].

В литом состоянии нихард имеет мартенситную матрицу с участками остаточного аустенита или бейнита и сложные доэвтектические

Таблица 2.1

## Химический состав, мас. %, белых чугунов и других сплавов

Материал	C	Cr	Si	Mn	Ni	S, ≤	P, ≤	Mn, Cu
Сталь 20	0,22–0,26	–	0,19–0,25	0,54–0,55	–	–	–	–
Сталь 40ХЛ	0,45–0,48	0,85–0,86	0,27–0,31	0,61–0,72	–	–	–	–
Сталь У8	0,76	–	0,27	0,22	–	–	–	–
Сталь У12	1,18	–	0,27	0,19	–	–	–	–
Сталь ШХ15	1,03	1,5	0,30	0,34	–	–	–	–
Сталь 110Г13Л	1,35	–	0,8	13,50	–	–	–	–
СЧ 21-40	–	–	–	–	–	–	–	–
ВЧ 60-2	–	–	–	–	–	–	–	–
БПЧ	2,8	1,26	0,73	1,24	–	0,1	0,1	–
Нихард-2	2,8	2,05	0,55	0,55	4,0	0,15	0,3	–
ИЧ290Х28Н2	2,7–3,0	28–30	0,7–1,4	0,5–0,8	1,5–3,0	0,08	0,1	–
ИЧ260Х17Н3Г3	2,4–2,8	14,0–22,0	0,5–0,7	1,8–3,5	1,8–3,5	0,1	0,1	–
ИЧ290Х12М	2,6–3,0	11,5–13,0	до 0,7	0,5–1,0	–	0,06	0,1	1,4–1,6 Мо
ИЧ290Х12Г5	2,6–3,0	11,0–13,0	до 0,7	4,5–5,2	–	0,06	0,1	–
ИЧ290Х18Г2	2,7–3,0	17,0–19,0	0,5–0,8	2,5–3,1	–	0,06	0,1	–
ИЧ290Х18Г3	2,8–3,1	17,0–21,0	0,5–0,8	3,2–4,0	–	0,06	0,1	–
15 % Сг–Мо	2,0–3,3	14,0–18,0	1,5 max	2,0 max	2,5 max	0,06	0,1	< 3,0 Мо, < 1,2 Сu

Примечание. БПЧ – белый перлитный, СЧ – серый, ВЧ – высокопрочный чугуны.

и эвтектические карбиды железа и хрома. Мартенситная структура матрицы литого нихарда обусловлена наличием никеля и хрома. Однако низкая температура конца мартенситного превращения приводит к тому, что в микроструктуре металлической основы наряду с мартенситом имеется остаточный аустенит.

В табл. 2.2 приведены составы наиболее распространенных чугунов "нихарда". Состав сплава выбирается в зависимости от назначения детали и условий ее работы. Так, для работы в условиях интенсивного абразивного износа, где ударные нагрузки невелики, применяется высокоуглеродистый чугун нихард-1.

Чугун с низким содержанием углерода нихард-2 характеризуется меньшей износостойкостью, но более прочен, чем высокоуглеродистый нихард-1 [43].

Для получения мартенситной структуры в деталях с массивными сечениями необходимо повысить содержание никеля, при этом возрастает опасность появления в структуре графита. Поэтому для отливок применяют одну из разновидностей нихарда – сплав 3-2-1 [85], отличающийся более низким содержанием никеля (1,5–3,25 %) и наличием 0,4–1,1 % Мо. Этот сплав по сравнению с другими распространенными никельхромовыми белыми чугунами обладает более высокой износостойкостью, лучшими механическими и эксплуатационными свойствами. Молибден так же, как и никель, подавляет образование перлита при охлаждении в форме, но в отличие от никеля не является графитизатором. Уменьшение содержания никеля снижает склонность к образованию графита в толстостенных деталях и, кроме того, повышает износостойкость остаточного аустенита, который при износе превращается в более твердый и, следовательно, более износостойкий мартенсит.

Был создан сплав, в котором в целях экономии никеля часть его заменена медью. Комбинация из 1,5 % Cu, 3,5 % Ni и 2 % Cr обеспечивает свойства, близкие свойствам стандартных составов нихарда: 4 % Ni и 2 % Cr [126]. Однако в [43] указывается, что применение нихарда с медью вызывает осложнение в производстве, так как возможно появление неоднородности в структуре, а также опасности увеличения содержания меди в возврате.

Для нихарда рекомендуется сравнительно низкое содержание кремния (0,3–0,5 %), что вызвано влиянием на устойчивость аустенита – кремний сдвигает С-образные кривые влево в области перлитного превращения [43]. В тонкостенных отливках желательно повышать содержание кремния до 0,75 %, если при этом не образуется свободный графит. Содержание марганца стремятся поддерживать на отно-



Таблица 2.2

**Химический состав, мас. %, и свойства чугунов нихард-1  
и нихард-2 (в скобках) [43]**

$s^*$ , мм	C	Si	Mn	Ni	Cr	$\sigma_B$ , МПа	НВ
Песчаная форма							
12		0,7 (0,9)		3,8 (4,0)	1,6 (1,5)		
25	3,2–3,6	0,6 (0,7)	0,3–0,5	4,0 (4,2)	1,8 (1,7)	280–350	550–650
50	(2,7–3,6)	0,5 (0,6)	(0,3–0,5)	4,2 (4,4)	2,0 (1,9)	(320–380)	(525–625)
75		0,4 (0,5)		4,5 (4,6)	2,2 (2,2)		
100		0,4 (0,4)		4,8 (5,0)	2,5 (2,5)		
Металлическая форма							
12		0,8 (1,0)		3,3 (3,5)	1,5 (1,4)		
25	3,2–3,6	0,7 (0,8)	0,3–0,5	3,6 (3,8)	1,7 (1,6)	350–420	600–725
50	(2,7–3,2)	0,6 (0,7)	(0,3–0,5)	4,0 (4,2)	1,9 (1,8)	(420–520)	(575–675)
75		0,5 (0,6)		4,4 (4,5)	2,2 (2,0)		
100		0,4 (0,5)		4,7 (4,8)	2,5 (2,3)		

\* Толщина стенки отливки.

нительно низком уровне (0,3–0,7 %), так как марганец вызывает образование очень устойчивого аустенита, который трудно превращается в мартенсит и бейнит при термической обработке и в процессе изнашивания, что снижает стойкость деталей.

Количество серы и фосфора в чугунах должно быть минимальным. При содержании фосфора более 0,25 % повышается хрупкость. Сера также способствует понижению прочности отливок. Никель – основной элемент в нихарде. Он определяет твердость и прочность матрицы. Недостаточное содержание никеля приводит к образованию низкотемпературных продуктов распада аустенита – троостита или даже перлита, что резко снижает износостойкость сплава. Чрезмерное содержание никеля способствует появлению остаточного аустенита, также понижающего износостойкость.

Хром в нихарде выполняет три функции. Во-первых, стабилизирует карбид и подавляет графитизацию. Никель является графитизатором в нихарде, поэтому необходимо соблюдать соотношение никель:хром  $\approx 3:1$ . Во-вторых, хром способствует повышению твердости карбидов и, в-третьих, способствует стабилизации аустенита [47].

**Белые чугуны с карбидами  $M_7C_3$  и  $M_4C$ .** Увеличение в белых чугунах содержания хрома выше 10 % приводит к образованию в их структуре первичного карбида тригонального типа, имеющего формулу  $(Cr, Fe)_7C_3$ .

При кристаллизации аустенитной хромистокарбидной эвтектики карбиды типа  $M_7C_3$  в отличие от ледобурита с карбидами типа  $M_3C$  не образуют непрерывную фазу, а располагаются в виде изолированных тригональных карбидов в аустенитной основе.

Карбиды типа  $M_7C_3$  более тверды и дисперсны, чем карбиды  $M_3C$ , что обеспечивает чугунам с карбидами первого типа более высокие износостойкость и прочность. Микротвердость карбидов  $(Cr, Fe)_7C_3$  составляет 1200–1500 Н $\mu$ , что значительно превышает микротвердость кварца ( $\sim 1000$  Н $\mu$ ), тогда как твердость карбидов цементного типа  $Fe_3C$  или  $(Fe, Cr)_3C$  близка к микротвердости кварца и составляет 800–1100 Н $\mu$ . Отсюда становится объяснимой высокая износостойкость высокохромистых чугунов в условиях эксплуатации.

Как правило, применяют доэвтектические и эвтектические чугуны, так как в заэвтектических чугунах при кристаллизации образуются крупные иглообразные карбиды, снижающие износостойкость и, особенно, прочность отливок. Поэтому необходимо так подбирать химический состав сплава, чтобы он не был заэвтектическим. При содержании в чугунах 12–18 % Cr сплавы, содержащие более 3,6 % C, становятся заэвтектическими (см. рис. 2.2).

При содержании хрома в пределах 25–30 % и около 2,7 % С подавление перлитного превращения обеспечивается без добавки других легирующих элементов только в тонкостенных отливках.

При содержании в чугуне около 34 % Cr и 1,5–2,2 % С металлическая основа состоит из феррита, что приводит к сравнительно низкой износостойкости этого сплава в абразивных средах. Этот сплав обладает хорошей коррозионной стойкостью в окислительных средах (азотная, крепкая серная, уксусная, фосфорная, органические кислоты) и в щелочах, растворах солей, морской воде, обычной атмосфере и в сернистых газах. Высокохромистый чугун не стоек в соляной кислоте и в разбавленной серной. Этот чугун обладает хорошей жаростойкостью при  $t < 1200$  °С [42].

**Ванадиевые чугуны с карбидами типа VC.** В этих чугунах форма сечения карбидов близка к шаровидной. В зависимости от содержания марганца и других элементов, а также от термической обработки структура их металлической основы может быть аустенитной, ферритной или мартенситной. Эти чугуны обладают сравнительно хорошей износостойкостью, однако при аустенитной или ферритной матрице главным их преимуществом является относительно высокая для износостойких чугунов пластичность. Детали из чугуна с аустенитной структурой подвергаются нагреву до 1100 °С и охлаждению на воздухе.

**Сравнительное исследование износостойкости белых чугунов.** Данные различных авторов об износостойкости белых чугунов разных марок противоречивы. Например, в работах [85, 86] указывается, что износостойкость чугуна "клаймэкс аллой-42" в два-три раза выше, чем чугуна нихард. Из этих же работ можно сделать вывод, что износостойкость чугуна с 27 % Cr выше, чем износостойкость нихарда. В РТМ 28–61 приводятся данные лабораторных испытаний на износ, показывающие, что износостойкость нихарда в 3,7 раза выше, чем стойкость высокохромистых чугунов ИЧХ28Н2 и ИЧХ15М2 (состав последнего аналогичен чугуну "клаймэкс аллой-42").

Если данные РТМ 28–61 (по-видимому, изданные в 1961 г.) о высокой износостойкости чугуна "нихард" можно объяснить недостаточным опытом исследования нихарда в СССР, то странным выглядит утверждение изданной в 2005 г. работы Е.И. Маруковича и М.И. Карпенко [78] о том, что в особо жестких условиях наибольшей износостойкостью, в том числе и против эрозии, отличаются мартенситные чугуны типа нихард (Заметим, в [78] приводится много рисунков из работ М.Е. Гарбера, Е.В. Рожковой и др. без ссылки на авторов).

Для оценки износостойкости многочисленных материалов исследуются их свойства на разных испытательных стендах. Многообразие методов испытаний, материалов, применяемых в качестве эталонов, и других факторов приводит к тому, что данные об износостойкости разных материалов становятся несопоставимыми, и выбор оптимального сплава для конкретных условий работы затруднителен.

Автором данной книги и его сотрудниками по единой методике было проведено сравнительное исследование износостойкости наиболее широко применяемых в промышленности белых износостойких чугунов, для сравнения приведена износостойкость некоторых сталей, чугунов и твердых сплавов (табл. 2.3). Микроструктура ряда белых чугунов приведена на рис. 2.3.

Термическая обработка этих чугунов проводилась по режимам, рекомендуемым для этих сплавов следующими источниками [27, 29, 47, 85–87].

Износостойкость сплавов изучалась в основном методом чашечного шлифования на специальном стенде ЛП-3М, где образцы изнашиваются, вращаясь по кругу в чаше, заполненной смесью речного песка и воды (2:1) [22, 141]. Этот метод позволял определить стойкость материалов при гидроабразивном изнашивании. Для оценки износостойкости сплавов применялась также широко распространенная машина Х4-Б с кремниевой и электрокорундовой шкурками. Применение Si-шкурки (макротвердость абразивных зерен  $9,08 \text{ кН/мм}^2$ ) позволило определить износостойкость чугунов в условиях действия наиболее часто встречающегося абразивного материала – кварца, а применение электрокорундовой шкурки (микротвердость абразивных зерен  $H_c 2290$ ) – износостойкость белых чугунов в условиях, когда твердость абразивного материала превышает твердость карбидов.

Эти испытания показали, что белые чугуны значительно более износостойки, чем углеродистые стали и серые чугуны.

Высокая износостойкость белых чугунов по сравнению со сталями в условиях изнашивания кварцевым песком объясняется наличием в их структуре высокотвердой карбидной фазы. В белых хромистых чугунах карбиды  $(Cr, Fe)_7C_3$  имеют твердость  $1100\text{--}1500 \text{ HV}$ , сравнимую или превосходящую твердость наиболее часто встречающегося абразива – кварца  $HV 1000\text{--}1200$ .

Сравнительно низкая износостойкость белого перлитного чугуна в литом состоянии объясняется низкой твердостью и прочностью его перлитной матрицы, неспособной прочно удерживать карбиды  $Fe_3C$ . Закалка этого чугуна привела к существенному (вдвое) увеличению твердости матрицы и, в результате, к увеличению износостойко-

Таблица 2.3

## Износостойкость белых чугунов и других сплавов в нейтральных абразивных средах

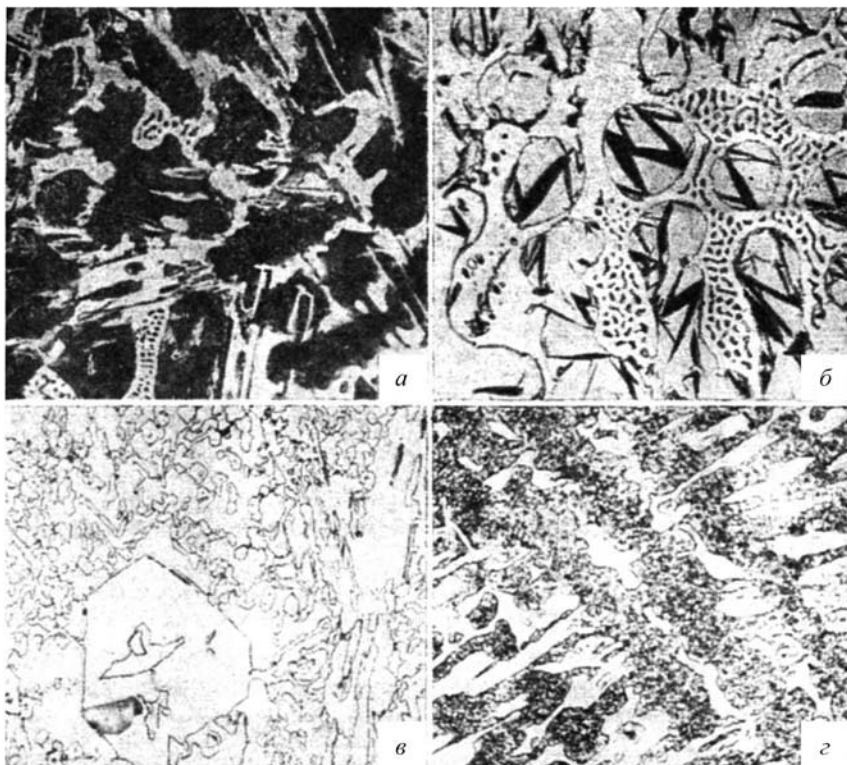
Марка сплава	Состояние	HRC, HB	Микроструктура	HV		K <sub>1</sub>	K <sub>2х</sub>	K <sub>3х</sub>
				карбидов	матрицы			
Сталь 20 (эталон)	Нормализация	120–143HB	Ф + П	–	120–140	1	1	1
	Нормализация	187HB	П + Ф	–	160–185	1,4	–	–
Сталь 40ХЛ	Закалка 850 °С, отпуск 200 °С 2ч	50–53	М	–	490–510	2,0	–	–
	Закалка 820 °С, отпуск 160 °С	59–61	М + С <sub>1</sub>	–	334–502	2,7	–	–
Сталь У8	– " –	59–60	М + С <sub>1</sub>	–	334–502	3,5	–	–
Сталь У12	– " –	59–61	М + С <sub>1</sub>	–	334–502	2,9	–	–
Сталь 110Г13Л	Закалка с 1100 °С в воде	163HB	А	–	160–180	1,6	1,65	–
СЧ 21–40	Литой	179HB	ПГ + П	–	170–185	0,8	1,01	–
ВЧ 60-2	Литой	248–260HB	ШГ + П + Ф	–	248–260	1,06	1,36	–
	Закалка в масле	660–670HB	ШГ + М	–	650–671	2,39	–	–
Белый перлитный чугун	Литой	36–37	С <sub>1</sub> + П	950–1100	310–402	2,95	–	–
	Закалка 850 °С в масло, отпуск 2 ч при 200 °С	63–65	С <sub>1</sub> + М	950–1100	671–838	5,0	–	–

Нихард-2	Литой, 3-ч отпуск при 240 °С	49–50	$C_2 + M + A$	810–1050	A280 A + M 600 – 840	5,3	5,3	2,56
	Закалка 870 °С на воздухе, 3-ч отпуск при 240 °С	56	$C_2 + M + A$	1100–1150	670–840	5,2	–	–
ИЧ290Х28Н2	Литой, 2-ч отпуск при 570 °С	47–55	$C_3 + \Phi + A$	1220–1500	370–450	6,1–7,3	5,66	2,29
	Закалка на воздухе 1100 °С, отпуск при 540 °С	50–55						
ИЧ260Х17Г3	Литой, 3-ч отпуск при 620 °С	42–51	$C_3 + A + \text{точеч. карб.}$	1100–1400	280–390	6,0–7,4	5,21	2,12
	Двукратный отжиг при 860–880 °С	50–56						
ИЧ290Х12М	Закалка 950 °С на воздухе, 2-ч отпуск при 200 °С	62–65	$C_3 + M + \text{точеч. карб.}$	1200–1400	790–850	10,0–12,0	–	–
	Закалка 930 °С на воздухе, 2-ч отпуск при 200 °С	61–63						
ИЧ300Х18Г3	Отжиг при 860–880 °С	30–36	$C_3 + \Pi$	1340–1500	300–400	3,1–3,6	–	–
	Закалка 1000 °С на воздухе, 2-ч отпуск при 200 °С	61–63	$C_3 + M$	1300–1500	840–900	11–13	–	–

Окончание табл. 2.3

Марка сплава	Состояние	HRC, HB	Микроструктура	HV		K <sub>1</sub>	K <sub>2x</sub>	K <sub>3x</sub>
				карбидов	матрицы			
ИЧ290Х12Г5	Закалка 820 °С на воздухе, 2-ч отпуск при 200 °С	61–63	C <sub>3</sub> + М + А	1200–1400	780–900	6,7–7,7	–	–
ИЧ290Х12Г3М	Закалка 900 °С на воздухе, 2-ч отпуск при 200 °С	60–62	C <sub>3</sub> + М + А	1200–1500	800–900	9	–	–
15 % Cr-Mo	Закалка 930 °С на воздухе, отпуск при 200 °С	61–64	C <sub>3</sub> + М + точеч. карб.	1340–1500	840–940	11	–	–
ВК6	Твердый сплав	89,5	Карбиды вольфрама ц. тверд. раствор карбида в кобальте	1340–1500	–	28,8	–	–
ВК15						24,5	–	–
ВК20						19,2	–	–

Примечание. K<sub>1</sub> определен на стенде ЛП-3М; K<sub>2x</sub> и K<sub>3x</sub> – на стендах Х4-Б на кремниевой и корундовой шкурках соответственно; HRC – твердость по Роквеллу, шкала А; HB – твердость по Бринеллю; C<sub>1</sub> – карбиды Fe<sub>3</sub>C; C<sub>2</sub> – (Fe, Cr)<sub>3</sub>C; C<sub>3</sub> – (Cr, Fe)<sub>7</sub>C<sub>3</sub>; Ф – феррит; П – перлит; М – мартенсит; А – аустенит; ПГ и ШГ – пластинчатый и шаровидный графиты.



**Рис. 2.3. Микроструктура белых чугунов (образцы диаметром 14 мм).  $\times 500$ :**  
*а* – белый перлитный чугун; *б* – нихард, отпуск при 200 °С; *в* – ИЧ290Х28Н2,  
отпуск при 570 °С; *г* – ИЧ290Х12М, закалка от 930 °С на воздухе, отпуск  
при 200 °С

сти – в 1,7 раза. Однако отметим, что закалка образцов перлитного чугуна в масло (проведенная нами для испытаний) не применима в промышленном производстве из-за образования при такой закалке трещин в деталях из этого чугуна [17].

Широкое применение в зарубежной практике чугунов нихард-1, нихард-2 объясняется их сравнительно высокой износостойкостью и возможностью получать твердую матрицу в литом состоянии.

Высокохромистые чугуны с карбидами типа  $(Cr, Fe)_7C_3$  более износостойки, чем белые чугуны с карбидами цементитного типа. Наи-



более износостойки оказались чугуны ИЧ290Х12М, клаймэкс аллой-42 (15 % Cr-Mo), ИЧ290Х18ГЗ.

Значительно отличается износостойкость одного и того же сплава в зависимости от режимов термической обработки (ср.  $K_1$  для ИЧ290Х12М в отожженном и закаленном состояниях, белого перлитного чугуна в литом и закаленном состоянии), при которых сильно меняется микротвердость металлической основы (см. табл. 2.3).

Закономерности, связывающие износостойкость и структуру исследованных сплавов, установленные при испытаниях по методу чашечного шлифования на стенде ЛП-3М (коэффициент  $K_1$ , см. табл. 2.3), сохраняются и при испытаниях по другим методикам с близким механизмом изнашивания и аналогичным абразивным материалом, например, стенд Х4-Б ( $K_{2х}$ , см. табл. 2.3). Соответствие результатов при определении износостойкости на стендах ЛП-3М и Х4-Б (кремниевая шкурка) позволяет сделать вывод, что характер гидроабразивного износа без коррозии или слабым ее воздействием и абразивного износа (когда деталь не подвергается нагреву, приводящему к изменению структуры) примерно одинаков. Следовательно, по результатам испытания на стендах типа ЛП-3М (гидроабразивный износ) можно судить о поведении материала при абразивном износе. Этот вывод подтверждается и результатами промышленных испытаний деталей (см. табл. 8.2).

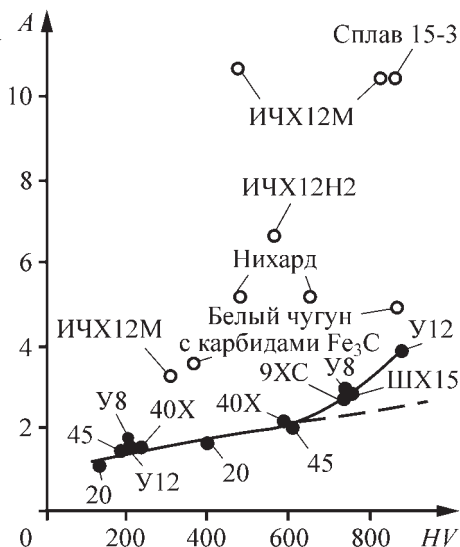
При испытании на машине Х4-Б с электрокорундовой шкуркой (микротвердость 2290 Нц) уменьшилась разница в коэффициентах износостойкости белых чугунов ( $K_{3х}$ ), а разрыв в износостойкости между чугунами и сталями сократился (см. табл. 2.3), так как твердость абразивного материала значительно превосходит твердость всех структурных составляющих, в том числе и карбидов.

Таким образом, применение высокохромистых белых чугунов в условиях изнашивания весьма твердыми абразивами (микротвердость ~ 2000 Нц) уже не является безусловно выгодным.

**Связь между износостойкостью и структурой.** О сопротивлении материала абразивному изнашиванию нередко судят по его макротвердости [130–132]. Показано [130], что сопротивление чистых металлов, отожженных и закаленных сталей изнашиванию прямо пропорционально их твердости.

В [120] на основе результатов исследования износостойкости наплавленных материалов типа сормайт сделан вывод, что износостойкость этой группы сплавов не зависит от формы и взаимного расположения структурных составляющих, а целиком связана с макротвер-

Рис. 2.4. Относительная износостойкость  $A$  и твердость  $HV$  сталей (●) и белых чугунов (○); гидроабразивное изнашивание речным кварцевым песком



достью сплава. Согласно [65], не может быть прямой зависимости между твердостью по Роквеллу и по Бринелю, характеризующей сопротивление материала пластической деформации, и износом – отколе и удалении частиц при трении.

Полученная при испытании на стенде ЛП-3М зависимость (рис. 2.4) подтверждает данные работы [130] о наличии связи между износостойкостью сталей и их твердостью.

При испытании же в этих условиях белых чугунов прямой связи между макротвердостью и износостойкостью, как это имело место в [120], не наблюдалось. Например, из рис. 2.4 видно, что белый чугун ИЧ290Х28Н2 превосходит закаленные стали 40Х, У8 более, чем в три раза, а белый чугун ИЧ290Х12М – в пять раз при примерно близких макротвердостях всех этих сплавов.

Согласно рис. 2.5, при изменении содержания в белом хромистом (12–14 % Cr) чугуне углерода от 1,5 до 4 % износостойкость изменяется в три раза, а  $HRC$  всего на 2–3 ед., т.е. на 6 %. Таким образом, износостойкость белых чугунов определяется не макротвердостью сплава, а количеством, размерами и формой структурных составляющих и их микротвердостью [26, 27, 29]. Основные структурные элементы белых чугунов – карбиды и металлическая основа. Поэтому нами изучалось влияние этих элементов на износостойкость белых чугунов.

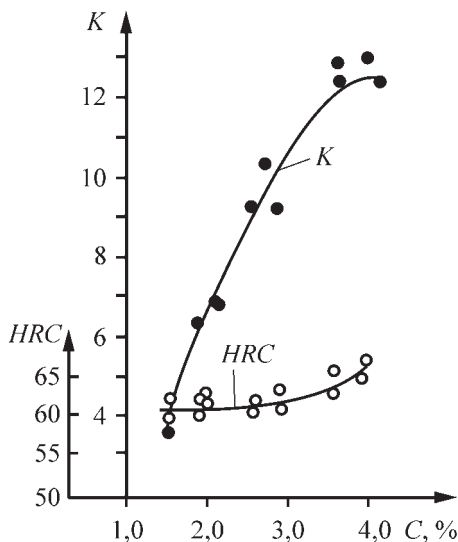


Рис. 2.5. Износостойкость  $K$  и твердость  $HRC$  белых чугунов (12–14 % Cr) в зависимости от содержания углерода

### Карбиды

Изучалось влияние количества, твердости и размера карбидов на износостойкость белых чугунов.

**Количество карбидов.** Высокая износостойкость белых чугунов определяется высокой микротвердостью карбидной составляющей 1000–1800  $HV$ . Влияние карбидов на износостойкость сплавов изучалось многими исследователями.

В условиях абразивного износа при малых углах атаки, когда разрушение происходит преимущественно за счет микрорезания, износостойкость будет тем выше, чем больше карбидов содержится в сплаве [26, 27, 29, 80, 96, 97, 128, 142]. С увеличением содержания углерода в хромистом (12–14 %) чугуне количество карбидов практически линейно увеличивается (рис. 2.6). Рост износостойкости с увеличением количества карбидной составляющей происходит только до эвтектического состава сплава, так как крупные заэвтектические карбиды выкрошиваются при износе, уменьшая износостойкость сплава [26, 87, 96].

Тенденцию к образованию крупных хрупких карбидов в составах с повышенным содержанием углерода устраняют путем уменьшения содержания хрома до 12–18 % и ввода 2–4 % Mo. При таком составе чугуна содержание углерода может достигать примерно до 3,5 % без опасности образования больших карбидных игл. Поскольку карбиды

остаются в мелкодисперсном состоянии, увеличение содержания углерода приводит к дальнейшему повышению износостойкости чугуна (рис. 2.7) [27, 29, 85].

Форма и расположение карбидов также влияют на износостойкость сплавов. По данным А.Г. Винницкого, при равном количестве карбидов сплав с карбидами пластинчатой и скелетообразной формы более износостоек, чем сплав с шаровидными карбидами.

Влияние количества карбидной фазы на износостойкость изучали на высокохромистых (12–14 % Cr) чугунах. Количество карбидной фазы изменяли, увеличивая содержание углерода от 1,53 до 4,2 %.

Для получения одинаковой металлической основы все образцы были закалены на мартенсит. Сопоставление рис. 2.6 и 2.7 показывает, что при 1,5–3,25 % С количество карбидов  $M_7C_3$  и износостойкость линейно зависят от содержания углерода в чугуне. Поэтому можно считать, что в этом интервале концентраций углерода износостойкость линейно связана с количеством карбидов. Увеличение со-

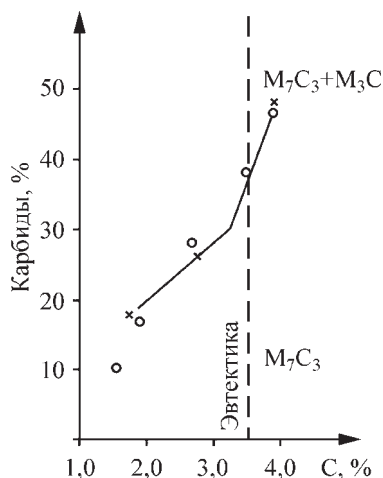


Рис. 2.6. Зависимость количества карбидов от содержания углерода в белых чугунах (12–14 % Cr);

× — химическое, о — металлографическое определения количества карбидов

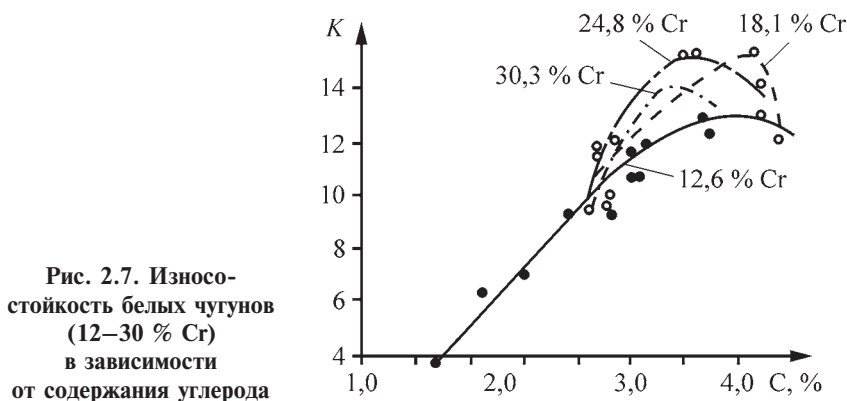


Рис. 2.7. Износостойкость белых чугунов (12–30 % Cr) в зависимости от содержания углерода

держания углерода свыше 3,5 % не сопровождается ростом износостойкости из-за появления в структуре хрупких игл заэвтектических карбидов и карбида типа  $M_3C$  с относительно низкой микротвердостью (см. рис. 2.6, 2.7). Зависимость износостойкости от количества углерода в чугунах с 12–14 % Сг выражается эмпирической формулой

$$K = 0,18a^2 + 2,86a + 1,49,$$

где  $a = (\% \text{ С}) / 0,4 - 3$ .

При более высоком содержании хрома (18–30 %) максимальная износостойкость наблюдается у чугунов с количеством углерода, немного превышающим его эвтектическое содержание (см. рис. 2.7).

**Твердость карбидов.** По данным [25, 41, 79] повышение твердости карбидной фазы при прочих равных условиях приводит к увеличению износостойкости сплава.

Исследование влияния твердости карбидов на износостойкость белых чугунов (при изнашивании кварцевым песком) проводилось на группе сплавов с карбидами разных типов, которые получали легированием хромом (1,26–29,3 %) чугуна, содержащего, %: 2,7–3,2 С; 0,3–0,8 Si; 0,5–0,8 Mn; 1,4–1,8 Mo. Количество карбидов и микротвердость металлической основы этих чугунов были примерно одинаковы (табл. 2.4).

Небольшое отличие в износостойкости чугунов при содержании 1,26–7,0 % Сг объясняется тем, что кристаллическая решетка карбидов этих сплавов остается неизменной — цементитного типа; твердость карбидов так же примерно одинакова. Некоторое снижение износостойкости при 5 % Сг можно объяснить увеличением хрупкости цементита в связи с укрупнением размеров карбидов.

В чугуне с 8,85 % Сг наряду с цементитом содержится значительное количество (около 18 %) более твердых карбидов  $(\text{Cr, Fe})_7\text{C}_3$ , что приводит к росту износостойкости. Повышение содержания хрома до 10–12 % приводит к образованию карбидов в основном тригонального типа с твердостью  $HV$  1240–1550. Это вызывает резкое увеличение износостойкости. Максимальной износостойкостью обладают чугуны с 12–20 % Сг, имеющие карбиды типа  $M_7\text{C}_3$ . Повышение содержания хрома до 29 % при содержании углерода больше 3 % приводит к снижению износостойкости, так как в чугуне появляются крупные хрупкие иглы заэвтектических карбидов.

С повышением твердости карбидов с 1000–1100 до 1240–1700  $HV$  износостойкость чугуна при изнашивании абразивом типа кварца

Таблица 2.4

## Влияние содержания хрома и твердости карбидов на износостойкость

Cr, %	Термообработка	HRC	Микротвердость* (H <sub>μ</sub> )		Тип карбидов	Количество карбидов, %	K <sub>1</sub> *
			карбидов	основы			
1,26	Закалка в масле от 850 °С, отпуск при 200 °С	62–65	$\frac{1080}{1080}$	$\frac{740}{670 \div 830}$	(Fe, Cr) <sub>3</sub> C	30,0	$\frac{5,0}{4,9 \div 5,1}$
5,07	Закалка на воздухе от 900 °С, отпуск при 200 °С	63–64	$\frac{1060}{1000 \div 1240}$	$\frac{810}{780 \div 830}$	(Fe, Cr) <sub>3</sub> C	31,4	$\frac{4,0}{4,0 \div 4,0}$
7,0	То же	64–65	$\frac{1100}{1000 \div 1240}$	$\frac{800}{740 \div 830}$	(Fe, Cr) <sub>3</sub> C	27,5–30,0	$\frac{6,2}{6,1 \div 6,3}$
8,85	– " –	63–64	$\frac{1220}{1070 \div 1240}$	$\frac{830}{780 \div 830}$	(Fe, Cr) <sub>3</sub> + + (Cr, Fe) <sub>7</sub> C <sub>3</sub>	$\frac{7,1}{17,8}$	$\frac{7,3}{7,3 \div 7,3}$
12,84–13,6	Закалка на воздухе от 930 °С, отпуск при 200 °С	61–64	$\frac{1280}{1240 \div 1550}$	$\frac{880}{830 \div 940}$	(Cr, Fe) <sub>7</sub> C <sub>3</sub> + + следы (Fe, Cr) <sub>3</sub> C	26,6	$\frac{10,6}{10,0 \div 12,0}$
16,4–19,3	Закалка на воздухе от 1000 °С, отпуск при 200 °С	63–65	$\frac{1310}{1140 \div 1430}$	$\frac{870}{830 \div 940}$	[(Fe, Cr) <sub>7</sub> C <sub>3</sub> + + (Cr, Fe) <sub>4</sub> C]	–	$\frac{11,4}{10,7 \div 12,6}$
24,3–24,5	То же	62–64	$\frac{1430}{1240 \div 1690}$	$\frac{880}{830 \div 940}$	– " –	32	$\frac{12,0}{11,9 \div 12,1}$
29,0–29,3	– " –	62–64	$\frac{1500}{1240 \div 1690}$	$\frac{910}{880 \div 940}$	– " –	35	$\frac{9,7}{9,5 \div 10,0}$

\* В числителе среднее, в знаменателе крайние значения.

значительно увеличивается. Чем тверже карбиды, тем выше износостойкость хромистых чугунов.

Таким образом становится понятным, почему белые чугуны типа 15 % Cr–Mo, ИЧ290Х12М, ИЧ290Х18ГЗ, имеющие матрицу тех же структуры и твердости, как и у чугуна нихард, превосходят его по износостойкости в два раза. Сведения о свойствах карбидов – см. табл. 2.27–2.30.

**Размер карбидов.** Исследование влияния величины карбидов на износостойкость белых чугунов имеет важное значение, так как несомненно, что с увеличением размеров отливки, роста толщины ее стенок замедляется скорость первичной кристаллизации металла и, следовательно, растут размеры карбидов. Большая же часть данных об износостойкости сплавов, в том числе белых чугунов, получена на сравнительно небольших образцах, кристаллизующихся с большой скоростью.

Влияние размеров карбидов на износостойкость изучали на образцах, которые вырезали из заготовок, охлаждающихся с разной скоростью при кристаллизации. Разность в скорости кристаллизации достигалась изменением толщины отливок и теплопроводности формы (табл. 2.5). Образцы для испытаний на износ на установке ЛП-3М, вырезанные из отливок чугунов ИЧ290Х12М и ИЧ290Х12Г5, закаливались на воздухе и отпускались 2 ч при 200 °С. Закалка образцов из чугуна ИЧХ12М проводилась с температуры 930 °С, а образцов из чугуна ИЧХ12Г5 – с 820 °С. Размер карбидов определяли методом случайных секущих [109, 110] на металлографических шлифах как условную величину

$$m = \sum F / \sum n,$$

где  $F$  – длина отрезков секущей, проходящих по карбидной составляющей;  $n$  – количество пересечений секущей с карбидными частицами.

Результаты исследования приведены в табл. 2.5 и на рис. 2.8, а микроструктура исследованных отливок – на рис. 2.9.

Уменьшение скорости кристаллизации отливок белых чугунов приводит к увеличению размеров  $m$  карбидов (см. рис. 2.8 и 2.9) и к снижению износостойкости  $K$  этих чугунов.

Эти зависимости выражаются формулами:

$$m = 4,77 + 11,47 / v_{\text{охл}} ; \quad K = v_{\text{охл}} / (0,0906v_{\text{охл}} + 0,08).$$

Благоприятное влияние увеличения скорости охлаждения на величину карбидов и, следовательно, на износостойкость чугуна наблюда-

Таблица 2.5

**Влияние скорости охлаждения при кристаллизации на размер карбидов ( $d$ ), износостойкость и прочность чугунов**

Заготовка, размеры	Форма	$V_{\text{охла}}$ , °C/МИН	$d$ , МКМ	$K_1^*$	$\sigma_{\text{изг}}^*$ , МПа	HRC
Чугун ИЧ290Х12М						
Стержень, диаметр 11,5; длина 110	Песчаная	—	—	$\frac{10,6}{10,0 \div 12,0}$	—	62–64
Ступенька, толщина 15	Металлическая	—	4,03	$\frac{9,6}{9,4 \div 9,8}$	$\frac{1230}{1060 \div 1400}$	62–64
Ступенька, толщина 30	То же	32	5,2	—	$\frac{934}{769 \div 1100}$	62–64
Плита 75×300×300	— " —	14,3	4,55	$\frac{9,13}{9,1 \div 9,2}$	783	62–64
Плита 100×400×400	— " —	10,2	5,1	$\frac{9,6}{9,4 \div 9,9}$	98	61–63
Ступенька, толщина 50	— " —	12	6,4	—	1064	62–64
Ступенька, толщина 15	Песчаная	10	6,53	—	$\frac{857}{817 \div 951}$	62–64
Ступенька, толщина 30	То же	6	6,8	—	$\frac{702}{537 \div 857}$	62–65
Клин 25×160×135	— " —	7	7,65	—	979	62–64

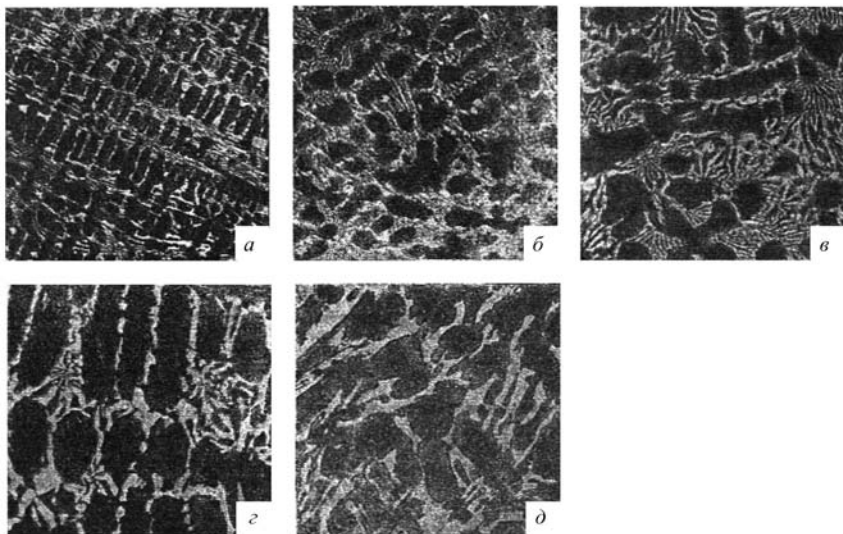
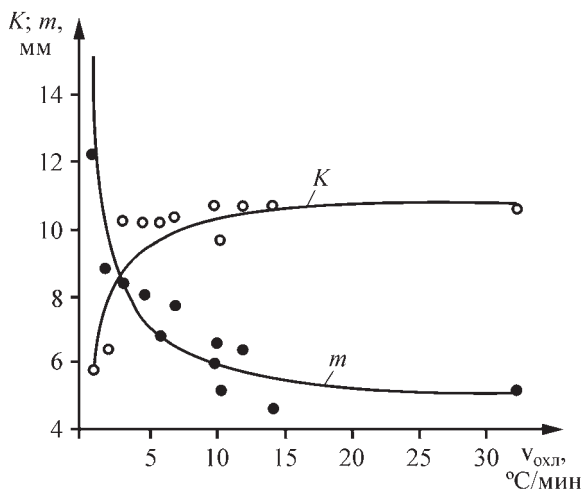


Окончание табл. 2.5

Заготовка, размеры	Форма	$V_{\text{оуп}}$ , °С/мин	$d$ , мкм	$K_1^*$	$\sigma_{\text{изг}}$ , МПа	HRC
Клин 25×160×135	Песчаная	7	7,65	$\frac{10,3}{9,5 \div 11,0}$	—	62–64
Плита 50×200×200	То же	4,6	7,99	$\frac{10,2}{9,3 \div 11,7}$	$\frac{728}{693 \div 763}$	63–64
Ступенька, толщина 50	— " —	3	8,45	—	$\frac{772}{672 \div 862}$	61–64
Плита 75×300×300	— " —	2,2	8,75	$\frac{6,3}{6,0 \div 6,4}$	$\frac{594}{592 \div 596}$	62–63
Плита 100×400×400	— " —	1,05	12,3	$\frac{5,8}{4,4 \div 6,4}$	307	61–63
Чугун ИЧ290Х12Г5						
Стержень, диаметр 11,5; длина 110	Песчаная	—	—	$\frac{7,5}{6,9 \div 7,9}$	—	52–54
Плита 50×200×200	То же	—	—	$\frac{7,0}{6,7 \div 7,1}$	—	61–62
Плита 100×400×400	— " —	—	—	$\frac{5,0}{4,9 \div 5,0}$	—	61–62

\* В числителе средние, в знаменателе крайние значения.

**Рис. 2.8.** Износостойкость  $K$  и средняя величина карбидов  $m$  чугуна ИЧ290Х12М в зависимости от скорости охлаждения при кристаллизации



**Рис. 2.9.** Микроструктура образцов чугуна ИЧ290Х12М, вырезанных из отливок, охлаждавшихся при кристаллизации с разной скоростью, °С/мин.  $\times 100$ :

$a - v = 32$ , ступенька толщиной 30 мм, металлическая форма;  
 $b - v = 10,2$ , плита  $100 \times 400 \times 400$  мм, металлическая форма;  
 $в - v = 4,6$ , плита  $50 \times 200 \times 200$  мм, песчаная форма;  
 $г - v = 2,2$ , плита  $75 \times 350 \times 350$  мм, песчаная форма;  
 $д - v = 1,05$ , плита  $100 \times 400 \times 400$  мм, песчаная форма

ется до  $v_{\text{охл}} = 10 \text{ }^\circ\text{C}/\text{мин}$ ; при дальнейшем увеличении скорости охлаждения размеры карбидов и износостойкость меняются незначительно. Кривая зависимости размеров карбидов от скорости охлаждения приближается к некоторому минимальному значению размера карбидов (рис. 2.8).

При изготовлении массивных толстостенных деталей необходимо принимать меры, ускоряющие процесс кристаллизации, например, отливать эти детали в металлических формах.

Из данных табл. 2.5 и рис. 2.8 видно, что образцы из отливки чугуна ИЧ290Х12М толщиной 100 мм в песчаную форму, имеют вдвое меньшую износостойкость, чем образцы из клина толщиной 25 мм. Ускорение процесса кристаллизации отливки толщиной 100 мм за счет применения металлической формы позволяет резко уменьшить размер карбидов и повысить износостойкость этой отливки, практически доведя ее до уровня износостойкости тонкостенных деталей.

### Металлическая основа

Наряду с карбидами металлическая основа в значительной степени определяет износостойкость сплавов. Образование структур, содержащих феррито-карбидные смеси разной степени дисперсности, уменьшает сопротивление сплавов абразивному изнашиванию [27, 87, 96].

В [86] отмечено, что наличие в структуре высокохромистого чугуна клаймэкс аллой-42 (15 % Cr-Mo) перлита или других продуктов распада аустенита уменьшает его износостойкость.

В [124] указано, что оптимальный тип структуры матрицы зависит от удельного давления: при низких удельных давлениях, когда характер износа приближается к эрозии, выгодна мартенситная матрица, твердость которой приближается к твердости карбидов; при высоких удельных давлениях и ударах целесообразнее аустенитная матрица.

В [73] отмечено, что матрица износостойкой наплавки должна быть достаточно прочной, чтобы хорошо сопротивляться истиранию, и достаточно вязкой, чтобы препятствовать выкрошиванию карбидов. Авторы этой работы считают, что наиболее благоприятна в этом отношении аустенитно-мартенситная матрица, так как мартенсит хорошо сопротивляется износу, а аустенит препятствует выкрошиванию карбидов.

В [96, 97] указано, что высокая сопротивляемость отливок из чугуна абразивному изнашиванию может быть достигнута созданием структуры с дисперсными специальными карбидами, равномерно

распределенными в прочно удерживающей их металлической матрице, лучше всего в легированном аустените.

Многие исследователи считают, что наиболее износостойки сплавы с мартенситной структурой [25, 26, 41, 87]. По мнению авторов [87], роль мартенсита в белых чугунах заключается в том, что он является прочным основанием для твердых карбидов, предотвращающим их микроскопическое выкрошивание и растрескивание при абразивном изнашивании; метастабильный аустенит, упрочняющийся под действием абразива, играет ту же роль, что и мартенсит, и позволяет получать одинаковую с ним износостойкость.

Данные о влиянии остаточного аустенита на износостойкость сплавов противоречивы. По данным [144] наличие остаточного аустенита в углеродистых сталях улучшает их износостойкость. Ю.А. Геллер [41] считает, что присутствие остаточного аустенита в инструментальных сталях в количестве до 10–15 % мало изменяет их твердость и износостойкость, а при больших содержаниях остаточного аустенита износостойкость ухудшается. В.С. Попов и Н.Н. Брыков [97], исследуя влияние количества остаточного аустенита в закаленной цементованной стали 20X на износ пластин пресс-форм для изготовления огнеупоров, пришли к выводу, что повышение количества остаточного аустенита в структуре стали на 1 % приводит к снижению износостойкости детали при работе в абразивной среде приблизительно на 1,2 %.

Существенная разница в износостойкости (см. табл. 2.3) чугунов ИЧ290Х12М, ИЧ260Х17НЗГЗ и чугунов ИЧ290Х28Н2, клэймэкс аллой-42, имеющих примерно равные количества карбидов одного типа и твердость, по-видимому, объясняется строением металлической основы этих сплавов. Важность роли металлической основы видна из сопоставления зависимостей износостойкости сплава от содержания углерода (т.е. количества карбидов) при прочной (мартенситной) и непрочной (перлитной) основах (рис. 2.10). Увеличение количества карбидов при мартенситной основе приводит к линейному росту износостойкости, тогда как при перлитной основе увеличение количества карбидов практически не изменяет износостойкость сплава (рис. 2.10).

Наличие даже значительного количества твердых карбидов еще не гарантирует высокого сопротивления материала изнашиванию, если металлическая основа, в которой закреплены карбиды, имеет низкую прочность. В таких случаях процесс изнашивания можно представить как вырывание и выдавливание твердых карбидных частиц из непрочной металлической основы и ее разрушение. При непрочной ос-

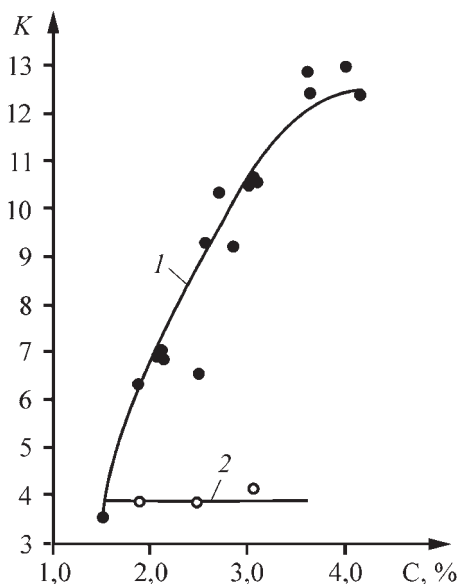


Рис. 2.10. Износостойкость ( $K$ ) белых чугунов (12–14 %  $Cg$  и 1,4–1,8 %  $Mo$ ) в зависимости от содержания углерода при мартенситной (1) и перлитной (2) основах

нове облегчается разрушение карбидов. Высокая износостойкость карбидов (собственно и определяющая превосходство белых чугунов над сталями) при этом не проявляется, так как карбиды, по-видимому, удаляются с рабочей поверхности, не износившись.

Износостойкость белых чугунов связана с прочностью (которую можно характеризовать микротвердостью) их металлической основы. Было исследовано влияние микротвердости металлической основы на износостойкость чугуна ИЧ290Х12М. Микротвердость металлической основы изменяли от 380 до 880 Н $\mu$ , применяя термообработку, которая не влияла на эвтектические карбиды. Микротвердость карбидов составляла 1240–1550 Н $\mu$ .

Результаты исследования представлены в табл. 2.6 и на рис.2.11. Зависимость между коэффициентом износостойкости и микротвердостью основы выражается уравнением

$$K = 10^{-2} \cdot 1,47 H_{50} - 1,66.$$

Установлено наличие линейной зависимости износостойкости от микротвердости металлической основы. Данная закономерность справедлива для условий, когда чугуны имеют однотипные карбиды и их металлическая основа однородна.

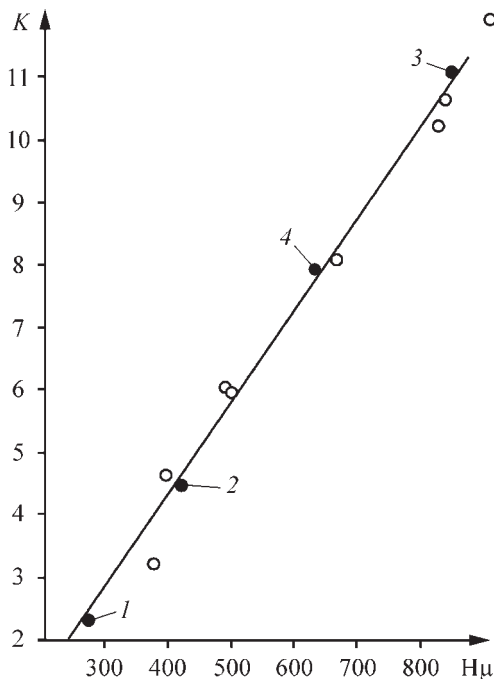
Таблица 2.6

**Влияние микротвердости металлической основы на износостойкость  
( $K_1$ ) чугуна ИЧ290Х12М**

Термообработка	HRC	H $\mu$	$K_1^*$
Закалка от 930 °С без отпуска	63–65	880	11,9
		$\frac{840}{940}$	$\frac{11,0}{13,0}$
Закалка от 930 °С + 2-ч отпуск при 200 °С	62–64	850	10,6
		$\frac{790}{940}$	$\frac{10,0}{12,0}$
То же + 2-ч отпуск при 300 °С	62–64	850	10,2
		$\frac{790}{940}$	$\frac{10,7}{9,8}$
– " – + 2-ч отпуск при 400 °С	62–64	850	10,2
		$\frac{790}{880}$	$\frac{10,1}{10,3}$
– " – + 2-ч отпуск при 450 °С	62–64	830	10,0
		$\frac{790}{880}$	$\frac{9,6}{10,5}$
– " – + 2-ч отпуск при 470 °С	62–64	670	8,8
		$\frac{600}{750}$	$\frac{8,0}{8,0}$
– " – + 2-ч отпуск при 490 °С	62–63	630	7,8
		$\frac{600}{670}$	$\frac{7,5}{8,0}$
– " – + 2-ч отпуск при 500 °С	60–62	620	7,8
		$\frac{550}{710}$	$\frac{7,3}{8,0}$
– " – + 2-ч отпуск при 550 °С	59–60	500	6,0
		$\frac{480}{500}$	$\frac{5,2}{6,8}$
– " – + 2-ч отпуск при 600 °С	52–55	400	4,6
		$\frac{370}{420}$	$\frac{4,4}{4,8}$
Отжиг	30–39	380	3,2
		$\frac{350}{420}$	$\frac{2,8}{3,4}$

\* В числителе среднее, в знаменателе крайние значения.

Необходимо было проверить, распространяется ли полученная закономерность на чугуны, в основе которых имеются такие структурные составляющие, как феррит и аустенит, и на другие чугуны, например, клаймэкс аллой-42 (15 % Cr-Mo). С этой целью были сопоставлены коэффициенты износостойкости, вычисленные аналитиче-



**Рис. 2.11. Износостойкость ( $K$ ) хромистых чугунов в зависимости от микротвердости металлической основы:**  
 1 – 1,96 % С, 36 % Cr, 0,45 % Si, 0,65 % Mn; 2 – 2,88 % С, 12,8 % Cr, 11,4 % Ni, 0,6 % Si и Mn; 3 – 2,85 % С, 12,7 % Cr, 2,6 % Mo, 0,98 % Mn, 0,7 % Si; 4 – ИЧ290Х12М - 0

ски (по формуле) и определенные экспериментально на образцах ряда белых чугунов, имеющих разные структуры металлической основы при одинаковом количестве и микротвердости карбидной фазы (табл. 2.7, рис. 2.11).

Из табл. 2.7 видно, что износостойкость аустенитного чугуна ИЧ290Х12Н11 ( $H_{50} \approx 400$  Н $\mu$ ) равна износостойкости чугуна ИЧ290Х12М при перлитной основе ( $H_{50} \approx 400$  Н $\mu$ ).

Износостойкости высокохромистого ферритного чугуна (табл. 2.7), определенная при испытании на износ и вычисленная аналитически, практически совпали.

Таким образом, износостойкость чугунов, имеющих одинаковые характеристики карбидной составляющей, линейно связана с микротвердостью основы и не зависит от химического состава сплава. И, следовательно, чем тверже при прочих равных условиях металлическая основа, тем более износостоек чугун.

Эти зависимости справедливы только, когда в процессе износа структурные составляющие основы не претерпевают фазовых превращений. Некоторые чугуны с метастабильной аустенитной основой

Таблица 2.7

**Износостойкость высокохромистых чугунов в зависимости  
от микротвердости металлической основы**

Чугун	C	Si	Mn	Cr	Ni	Термо- обра- ботка	Структура основы
	мас. %						
Высокохро- мистый ферритный	1,96	0,75	0,95	36	–	Без термо- обра- ботки	Феррит
Высокохро- мистый аустенитный	2,88	0,61	0,64	12,8	11,4		Аустенит
Клаймэкс аллой-42	2,85	0,7	0,98	12,7	Mo 2,6	Закал- ка от 930 °C на воз- духе	Мартен- сит + аусте- нит
ИЧ290Х12М	2,85	0,6	0,78	13,0	Mo 1,5		
Чугун	Коли- чество карби- дов, %	$H_{\mu}$		$K_{\text{эксп}}$	$K_{\text{расч}}$	$\frac{K_{\text{эксп}}}{K_{\text{расч}}}$	
		карбидов	основы				
Высокохро- мистый ферритный	28,7	1200–1400	275	2,32	2,4	0,97	
Высокохро- мистый аустенитный	28,9	1200–1400	420	4,5	4,5	1,0	
Клаймэкс аллой-42	29,0	1200–1400	850	11,0	10,8	1,02	
ИЧ290Х12М	26,6	1340–1500	880	10,6	11,3	0,93	

могут в определенных условиях изнашивания обладать той же износостойкостью, что и мартенситные. Так, закаленные образцы из чугуна ИЧ290Х12М с аустенитной основой имели износостойкость, соответствующую мартенситной основе ( $K = 10$ ) – плавки № 1, 2, а образцы плавки № 3 (табл. 2.8) того же чугуна имели износостойкость значительно ниже:  $K = 6,5$ , что, возможно, связано с более высоким содержанием марганца и более стабильным аустенитом в образцах той же плавки (см. табл. 2.8).

В зависимости от степени легирования при износе аустенит может претерпевать мартенситное превращение. В этом случае изнашива-



Содержание, мас. %, элементов

Плавка	C	Si	Mn	Cr	Mo
№ 1	3,02	0,44	0,79	12,84	1,57
№ 2	3,03	0,55	0,85	12,10	1,53
№ 3	3,02	0,48	1,05	13,7	1,62

нию сопротивляется не мягкий и непрочный аустенит, а твердый и прочный мартенсит.

Однако, при достаточно стабильной аустенитной структуре основы износостойкость может быть невелика из-за того, что аустенит будет устойчивым.

Это убедительно иллюстрируется испытаниями высокохромистого чугуна со стабильным аустенитом, получившимся за счет введения в этот сплав 11,4 % Ni (см. табл. 2.7). Поэтому для получения максимальной износостойкости следует стремиться к получению белых чугунов с мартенситной основой. Мартенситная основа этих чугунов содержит значительное количество остаточного аустенита (рис. 2.12).

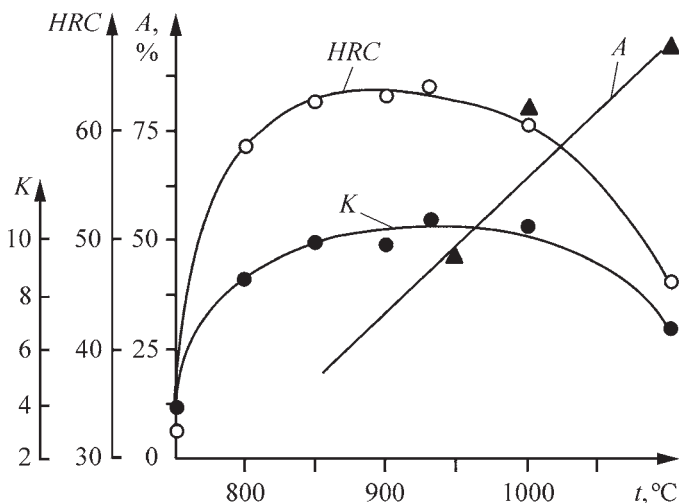


Рис. 2.12. Влияние температуры закалки на износостойкость ( $K_1$ ), твердость ( $HRC$ ) и количество аустенита ( $A$ ) в чугуне ИЧ290Х12М

Величины износостойкости и количества аустенита, приведенные на рис. 2.12, получены при изучении чугуна ИЧ290Х12М, который не содержит значительных количеств элементов, стабилизирующих аустенит, — Mn и Ni. Поэтому даже при содержании аустенита в металлической основе до 50 % износостойкость сплава практически не уменьшается, благодаря метастабильности этого аустенита.

В других белых чугунах (ИЧ290Х30Н2, ИЧ260Х17Н3ГЗ, ИЧ290Х18ГЗ), содержащих существенные количества никеля и марганца, значительное количество аустенита уменьшает износостойкость этих сплавов.

Необходимо стремиться к минимальному количеству остаточного аустенита, так как присутствие устойчивого аустенита всегда снижает износостойкость.

Выводы о превосходстве мартенситной металлической основы относятся к условиям абразивного изнашивания при малых углах атаки и отсутствии значительных ударных нагрузок. Для других условий абразивного изнашивания — при значительных ударных нагрузках и повторяющихся высоких напряжениях, испытываемых одним и тем же объемом изнашиваемого металла, лучшей может быть другая металлическая основа, например, аустенитная.

## 2.2. ПРОКАЛИВАЕМОСТЬ И ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ

Высокая износостойкость белых чугунов при износе типа микро-резания обеспечивается при мартенситной и в отдельных случаях мартенситно-аустенитной структуре основы. Наличие в структуре основы даже небольшого количества мягких продуктов распада аустенита резко снижает износостойкость чугуна. Подавление перлитного превращения при отливке связано необходимостью легирования сплавов значительными количествами дорогих и дефицитных элементов. Так, для получения в литье мартенситно-аустенитной структуры в нихард вводят до 5 % Ni, а в чугун клэймэкс аллой-42 — до 3 % Mo. Однако даже такие количества легирующих элементов не позволяют получать необходимые структуры в отливках с большими сечениями ввиду медленного охлаждения их в форме. В структуре отливок из чугуна с 15 % Cr—Mo (клаймэкс аллой-42) сечением выше 40 мм после медленного охлаждения в форме содержится значительное количество перлита или троостосорбита [87], а этот же чугун, закаленный на воздухе, не имеет продуктов перлитного распада в деталях толщиной до 180 мм (табл. 2.9).

Таблица 2.9

**Износостойкость белых чугунов  
в зависимости от их прокаливаемости [29]**

Марка чугуна	Износостойкость образцов		$H_{\max}$ отливки, закаливающейся на воздухе
	из заготовок диаметром 14 мм	из плиты толщиной 100 мм * <sup>1</sup>	
ИЧХ29012М	10	4	50* <sup>2</sup>
ИЧХ29016МТ	10	4	50* <sup>2</sup>
ИЧ290Х12Г5	7	7	100
ИЧ290Х12Г3М	9	9	150
15 Cr-Mo (клаймэкс аллой-42)	11	10	180
ИЧ300Х18Г3	11	—	400* <sup>2</sup>

\*<sup>1</sup> Образцы изготавливались из отливок сечением 20×20 мм, которые охлаждались при закалке по режиму охлаждения плиты толщиной 100 мм.

\*<sup>2</sup> Закалка с 1100 °С.

Детали из белых чугунов толщиной свыше 20–40 мм нельзя закаливать в воде или масле, так как это приводит к образованию в деталях закалочных трещин из-за низких теплопроводности и пластичности этих сплавов. Осуществить при закалке полное подавление перлитного и промежуточного превращений при сравнительно медленном охлаждении на воздухе можно лишь при высокой прокаливаемости чугуна – низкой критической скорости закалки.

Для износостойких легированных чугунов недостаточная прокаливаемость какого-либо сечения означает и недостаточно высокую твердость и на поверхности, и в сердцевине детали.

При недостаточной прокаливаемости нельзя обеспечить необходимую структуру металлической основы чугуна в деталях, а следовательно, и высокую износостойкость. Поэтому прокаливаемость износостойких чугунов необходимо рассматривать как одно из основных свойств, определяющих износостойкость деталей.

Прокаливаемость сплава – важное технологическое свойство, так как определяет возможность получения мартенситной структуры основы при охлаждении деталей на воздухе (в процессе закалки) в стопе без раскладывания их раздельно на полу.

Применение закалки позволяет получать мартенситно-аустенитную структуру при меньшем легировании чугунов [29].

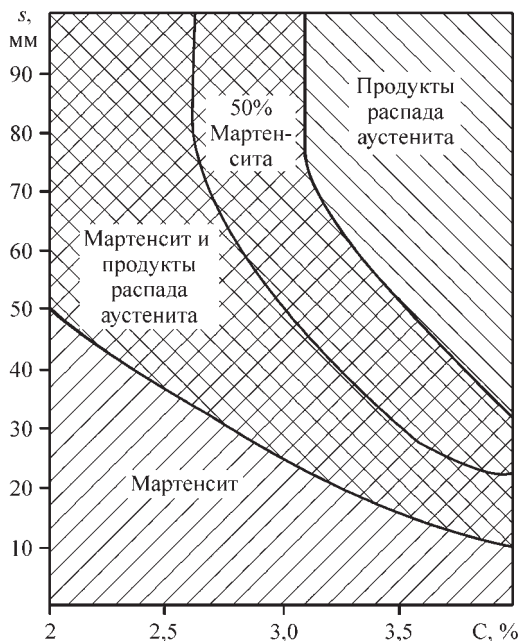
Прокаливаемость глубокопрокаливающихся сталей можно определить тепловым моделированием. Была проверена возможность использования этого метода для высокохромистых белых чугунов. Плиты 300×300×75, 400×400×100 мм и образцы 20×20×75, 20×20×100 мм вместе нагревали в печи и после выдержки при температуре закалки их охлаждали на воздухе и записывали кривые охлаждения. Почти полное совпадение режимов охлаждения плиты и образца подтверждает возможность использования метода теплового моделирования для легированных чугунов. За меру прокаливаемости была принята максимальная толщина плоской плиты (толщина, ширина и длина которых относятся как 1:4:4), в структуре которой при охлаждении на спокойном воздухе содержится не более 10 % продуктов перлитного распада аустенита, а твердость плиты не ниже *HRC* 60. В табл. 2.9 приведены износостойкости ряда белых чугунов в зависимости от прокаливаемости.

В дальнейшем метод определения прокаливаемости сплавов был усовершенствован. Образцы для определения прокаливаемости помещали в малоинерционную лабораторную термопечь, нагревали эти образцы до температуры закалки, а затем охлаждали в этой печи по режиму охлаждения на воздухе плиты соответствующей толщины. Для регулирования температуры в печи использовали электронный потенциометр ЭПЛ-107. Программное управление печью с образцами осуществляли этим прибором с помощью лекала, профиль которого соответствовал температурному режиму закалки на воздухе — нагреву, выдержке, охлаждению.

Изучали влияние на прокаливаемость важнейших элементов, входящих в состав белых высокохромистых чугунов.

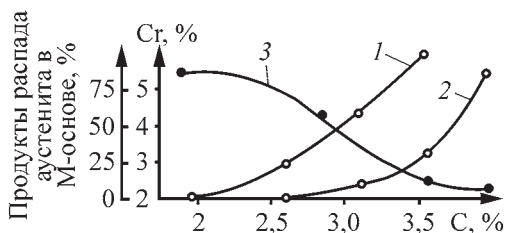
**Углерод** влияет и на карбидную фазу (изменяет тип и количество карбидов), и на металлическую основу. Ниже изложены результаты изучения влияния углерода (1,5–4,3 %) на прокаливаемость высокохромистых (12–14 % Cr, 1,4–1,6 % Mo) чугунов. Образцы закалывали от температур, обеспечивающих максимальную твердость для чугуна каждого состава.

Результаты исследования (рис. 2.13, 2.14) показывают, что прокаливаемость резко снижается при увеличении содержания углерода в чугуне. Это, по-видимому, объясняется обеднением твердого раствора хромом и молибденом вследствие образования карбидов  $M_7C_3$  и  $M_3C$  (табл. 2.10).



**Рис. 2.13.** Влияние толщины ( $s$ ) закаленной плиты и содержания углерода на структурную диаграмму металлической основы чугунов с 12–14 % Cr и 1,4–1,6 % Mo

С повышением содержания углерода увеличивается количество продуктов распада в исследуемом сечении плиты и уменьшается содержание хрома в металлической основе (см. рис. 2.14). Высокохромистые чугуны (12–14 % Cr; 1,4–1,6 % Mo), содержащие до 2 % C, обладают сравнительно высокой прокаливаемостью. При закалке на воздухе этого чугуна мартенситную структуру основы можно получить в плитах толщиной 50 мм. При содержании углерода свыше 2,5 % прокаливаемость этих чугунов уменьшается, подавить перлитное превращение при закалке на воздухе возможно только в плитах



**Рис. 2.14.** Изменение прокаливаемости (1, 2) и концентрации хрома (3) в твердом растворе в зависимости от содержания углерода в чугунах с 12–14 % Cr; плита толщиной: 1 – 50 мм; 2 – 30 мм



Таблица 2.10

**Влияние количества углерода в чугуне с 12–13 % Cr на содержание элементов в металлической основе и количество карбидной фазы [99]**

Содержание элементов в чугуне, %					Количество карбидной фазы, %	Содержание элементов в металлической основе, %			
C	Si	Mn	Cr	Mo		Si	Mn	Cr	Mo
1,89	0,61	0,92	12,2	1,6	18,7	0,78	0,60	5,4	0,50
2,85	0,60	0,78	13,0	1,5	26,6	0,83	0,63	4,2	0,24
3,55	0,62	1,00	12,9	1,6	37,6	0,90	0,83	2,5	0,38
3,94	0,51	0,86	12,1	1,6	48,1	0,99	0,64	2,2	0,40

сечением до 30 мм (см. рис. 2.14). Тогда как для чугунов ИЧ290Х12Г5 и ИЧ290Х12Г3М износостойкость остается одинаково высокой как в тонкостенных образцах, так и в деталях большой толщины – в наших опытах – плитах толщиной 100 мм (см. табл. 2.9).

Особенно высокой прокаливаемостью обладает чугун ИЧ300Х18Г3, твердость которого достигала 60 *HRC* в плите сечением 400 мм (см. табл. 2.9). В этих опытах закалка на воздухе проводилась с 1100 °С, чугун содержал, мас. %: 2,86 С; 0,9 Si; 3,57 Mn; 18,6 Cr. Твердость плиты толщиной 200 мм этого же чугуна, закаленной на воздухе с 1000 °С, была *HRC* 62.

Из диаграммы равновесия Fe–Cr–C и результатов фазового анализа (см. табл. 2.10) следует, что с увеличением содержания углерода увеличивается количество карбидной фазы и изменяется химический состав аустенита. Концентрация хрома в металлической основе уменьшается от 5,4 % в чугуне с 1,89 % С, до 2,2 % в чугуне с 3,94 % С. По-видимому, с этим и связано уменьшение устойчивости аустенита при повышении содержания углерода в чугуне [99].

Аналогично влияет углерод на устойчивость аустенита в хромомарганцевистых чугунах [99]. Увеличение содержания углерода от 2,69 % до 3,21 % в чугуне с 4,5 % Mn и 12,8 % Cr уменьшает инкубационный период при температуре минимальной устойчивости аустенита от 210 до 105 с, т.е. в 2 раза. Продолжительность распада 50 % аустенита при этой температуре у чугуна с 2,69 % С в 2,5 раза больше, чем у чугуна с 3,21 % С. Температурный интервал распада аустенита обоих чугунов от  $A_1$  до 500 °С. Максимальная скорость превращения наблю-

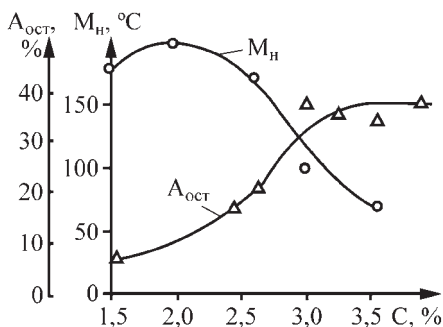


Рис. 2.15. Влияние углерода на мартенситное превращение Cr–Mn-чугунов

далась при  $600^\circ C$ . С увеличением содержания углерода увеличивается степень превращения аустенита во всем интервале. Так, при  $600^\circ C$  в чугуне с 2,69 % C за 3 ч распадается 62 % аустенита, в чугуне с 3,21 % C — 87 %. При  $690\text{--}700^\circ C$  за 3 ч в чугуне с 3,21 % C распадается всего 12 % аустенита [99].

Еще в большей степени проявляется влияние углерода на устойчивость аустенита хромомарганцевого чугуна при меньшем содержании в нем марганца. Например, в чугуне с 12,7 % Cr, 3,5 % Mn и 2,96 % C превращение аустенита при температуре минимальной устойчивости начинается через 50 с с момента выдержки, а в таком же чугуне, содержащем 2,15 % C только через 315 с. Для превращения 50 % аустенита в чугуне с 2,96 % C необходимо 3 мин, а в чугуне с 2,15 % C 0,5 ч, т.е. времени в 10 раз больше.

Углерод интенсивно снижает температуру и степень мартенситного превращения исследуемых чугунов (рис. 2.15) [99]. Так, увеличение содержания углерода в чугуне от 1,96 % до 3,57 % снижает температуру мартенситного превращения на  $130^\circ C$  (от  $200^\circ C$  до  $70^\circ C$ ). Количество остаточного аустенита при охлаждении до  $20^\circ C$  при этом увеличивается от 7 % до 38 % (рис. 2.15).

При увеличении содержания углерода уменьшение концентрации легирующих элементов в основе чугунов, в частности, уменьшение содержания хрома (см. табл. 2.10) могло бы повысить температуру начала мартенситного превращения. Однако углерод влияет более сильно в противоположном направлении (см. рис. 2.15). Снижение температуры и уменьшение степени мартенситного превращения в хромо-молибденовых чугунах с увеличением содержания в них углерода можно, по-видимому, объяснить увеличением концентрации углерода в аустените [99].

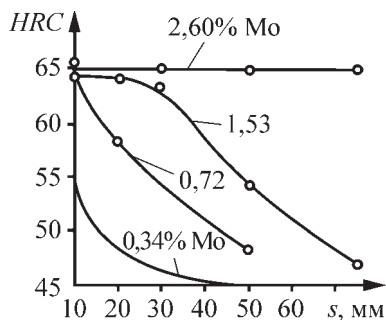
**Молибден** значительно повышает прокаливаемость высокохромистых чугунов (рис. 2.16). В чугуне с 3 % С и 12–14 % Сг при содержании 0,3 % Мо в образцах любых сечений металлическая основа состоит из ферритно-карбидной смеси. Металлическая основа чугуна с 1,5 % Мо (в сечении образца 30 мм) состоит из мартенсита, аустенита и небольшого количества продуктов перлитного распада аустенита, и только в чугуне с 2,6 % Мо металлическая основа образцов во всех исследованных сечениях состоит из мартенсита и аустенита (см. рис. 2.16).

Отмечается [85, 87], что молибден повышает износостойкость чугунов не только вследствие подавления перлитного превращения, т.е. увеличения прокаливаемости, но и в результате измельчения карбидов  $M_7C_3$ , которые в высокохромистых чугунах без молибдена обычно бывают крупными.

Влияние молибдена на износостойкость изучали на образцах диаметром 10 мм, из литых стержней диаметром 11 мм, и из плит толщиной 25, 50 и 100 мм. Для получения одинаковой структуры металлической основы образцы, вырезанные из заготовок, закаливались с 930 °С на мартенсит. Образцы, содержащие до 0,72 % Мо, охлаждались в масле, а образцы с 1,5–3,0 % Мо – на воздухе и в масле.

Из полученных данных (табл. 2.11) следует, что повышение содержания молибдена не приводит к увеличению износостойкости малых образцов. Закалка в масле чугунов с 1,5–3 % Мо даже несколько снизила износостойкость этих сплавов, что, по-видимому, может быть объяснено образованием микротрещин в образцах. Из табл. 2.11 следует, что повышение содержания молибдена до 1,5 % не увеличивает износостойкость отливок толщиной до 100 мм. Основное влияние молибдена, по-видимому, заключается только в повышении прокаливаемости и, в результате этого, износостойкости чугунов в массивных отливках (см. рис. 2.16).

Дороговизна и дефицитность молибдена и никеля в СССР вызвала необходимость изучить возможность применения менее дорогих элементов, увеличивающих прокаливаемость хромистых чугунов. В этой



**Рис. 2.16. Твердость чугуна (12–14 % Сг и 3 % С) в зависимости от содержания молибдена**



Таблица 2.11

**Влияние молибдена на износостойкость высокохромистых белых чугунов [29]**

Mo, %	Термообработка	HRC	K
–	Закалка от 930 °С в масле, 2-ч отпуск при 200 °С	63–64	$\frac{11,5}{11,4 \div 12,2}$
0,34	То же	63–64	$\frac{10,9}{10,4 \div 12,0}$
0,72	– " –	63–64	$\frac{10,7}{9,8 \div 12,6}$
1,57 1,53 1,42	Закалка от 930 °С на воздухе, 2-ч отпуск при 200 °С	62–63	$\frac{10,6}{10,1 \div 11,7}$
1,42	Закалка от 930 °С в масле, 2-ч отпуск при 200 °С	64–65	$\frac{9,0}{8,9 \div 9,2}$
3,02 2,60	Закалка от 930 °С на воздухе, 2-ч отпуск при 200 °С	62–63	$\frac{10,7}{9,8 \div 11,8}$
3,02	Закалка от 930 °С в масле, 2-ч отпуск при 200 °С	64–66	$\frac{9,0}{8,7 \div 9,2}$
3,02* <sup>1</sup>	Закалка от 930 °С на воздухе	62–63	$\frac{10,3}{9,8 \div 10,6}$
2,60* <sup>1</sup>	То же	64–66	$\frac{10,8}{10,2 \div 11,5}$
1,53* <sup>2</sup>	– " –	62–63	$\frac{10,2}{9,3 \div 11,7}$
1,52* <sup>3</sup>	– " –	62–64	$\frac{5,8}{4,4 \div 6,4}$

Образец вырезан из плиты размерами: \*<sup>1</sup>25×160×130 мм;  
\*<sup>2</sup>50×200×200 мм; \*<sup>3</sup>100×400×400 мм.

связи изучалось влияние марганца на прокаливаемость хромистых чугунов.

*Марганец* вводят в износостойкие хромистые чугуны для увеличения их прокаливаемости, которая зависит от устойчивости аустенита

в интервале температур от  $A_{c1}$  до  $M_n$ . Ввод марганца в хромистые чугуны стабилизирует перлит в перлитной и промежуточной областях и снижает температуру мартенситного превращения.

Прокаливаемость хромистых чугунов, легированных марганцем, изучали методом теплового моделирования. Образцы закалывали на воздухе от температур, обеспечивающих максимальную твердость для данного состава (табл. 2.12).

При увеличении содержания марганца до 3,8–5,0 % прокаливаемость хромистого чугуна увеличивается, твердость в сечениях до 100 мм достигает *HRC* 60. С увеличением содержания марганца от 1,05 % до 8,7 % твердость чугуна уменьшается от *HRC* 66 до *HRC* 47, что связано с увеличением количества остаточного аустенита (табл. 2.12). В связи с этим уменьшается износостойкость этих хромистых чугунов. О влиянии остаточного аустенита на износостойкость чугунов у исследователей нет единого мнения. Ряд авторов [26, 29, 87] отмечают неблагоприятное влияние остаточного аустенита на износостойкость чугунов.

Другие [97] считают, что остаточный аустенит положительно влияет на износостойкость, объясняя это наличием когерентной связи на границе аустенит – карбиды вследствие подобия их кристаллических решеток, что приводит к прочному закреплению карбидов в основе. Кроме того, высокую износостойкость чугунов с аустенитной основой связывают со способностью аустенита аккумулировать энергию абразивных частиц. Такие противоположные взгляды, по-видимому, обусловлены разными методами испытания на износ.

Наши исследования показали, что в условиях износа типа микро-резания максимальную стойкость имеют чугуны с мартенситной либо мартенситно-аустенитной структурой, в которой аустенит метастабилен.

Результаты исследования влияния количества аустенита и степени его легированности в результате изменения содержания марганца в чугуне (3 % С и 12–14 % Cr) на его износостойкость приведены в табл. 2.13.

Количество остаточного аустенита в закаленных хромистых чугунах, содержащих не более 1,5 % Mn, не превышает 27 %. У этих чугунов коэффициент относительной износостойкости  $K = 10 \div 11$ . При этом обработка холодом после закалки практически не меняет их износостойкости. При легировании чугуна 4,5 % Mn количество остаточного аустенита увеличивается до 78 %, и коэффициент относительной износостойкости снижается до 7,5. При содержании марганца более 7 % металлическая основа чугуна после закалки практически

Таблица 2.12

**Влияние марганца на твердость хромистого чугуна (около 3 % С; 13 % Cr)  
при закалке на спокойном воздухе плоской плиты размерами  $a \times 4u \times 4a$**

Содержание элементов, мас. %	HRC при $d$ , мм											
	C	Si	Mn	Cr	3	20	50	75	100	150	200	1000
2,98	0,42	1,05	12,9	66	—	43	—	—	—	39	—	—
3,06	0,39	1,50	12,6	65	—	44	—	—	—	40	—	—
3,06	0,39	1,87	12,6	64	46	—	—	—	—	—	—	—
3,12	0,62	2,70	13,5	63	58	43	—	—	—	—	—	—
2,97	0,85	3,64	13,6	56	—	—	52	50	49	48	48	45
2,92	0,59	3,81	13,5	60	—	60	60	60	57	56	56	56
2,92	0,85	4,13	14,1	59	—	—	60	60	58	56	56	56
3,09	0,39	4,50	12,6	57	—	—	60	60	59	57	57	48
3,01	0,54	4,80	12,7	—	65	63	—	61	—	—	—	—
2,97	0,85	4,90	14,1	—	—	—	62	62	60	60	60	58
2,76	0,51	5,50	14,6	47	—	—	—	—	56	56	—	60
3,01	0,59	6,2	11,2	—	—	51	51	53	54	57	57	59
3,01	0,59	7,5	11,2	—	—	—	50	—	50	53	53	57
3,17	1,0	8,42	13,0	—	—	—	—	—	51	53	53	58
3,01	0,59	8,70	11,2	—	—	47	48	—	50	51	51	55

Таблица 2.13

**Влияние на износостойкость ( $K$ ) чугуна количества аустенита и степени его легирования, количества марганца в сплаве [100]**

Мн, мас. %	$M_n$ , °C	Остаточный аустенит*, %	$K^*$
0,22	200	25/2	11,3/11,6
1,5	—	—/—	10,6/—
2,0	180	34/—	9,3/—
3,16	140	40/—	8,3/—
3,6	120	53/7	—/—
4,14	110	—/—	—/—
4,13	90	—/—	—/—
4,5	110	78/11	7,5/10,2
4,5	90	—/—	7,6/—
5,10	70	80/12	7,05/10,6
5,84	40	87/—	6,5/—
6,2	30	85/18	6,6/8,5
7,5	20	98/41	6,6/—
8,7	—40	100/79	6,3/7,5

\* Числитель — после закалки, знаменатель — после закалки и обработки холодом.

полностью аустенитная, и коэффициент относительной износостойкости не превышает 6,5.

Количество и тип карбидов в исследуемых чугунах примерно одинаковы. Следовательно, снижение износостойкости связано с увеличением количества сравнительно мягкого аустенита. После обработки в жидком азоте при  $-196$  °C количество остаточного аустенита в чугунах с 4,5–5,1 % Мн существенно уменьшается и не превышает 12 %, а коэффициент относительной износостойкости увеличивается до 10–11, т.е. становится таким же, как у чугунов с низким содержанием марганца. После обработки холодом чугунов с 6,2–8,7 % Мн их износостойкость несколько повышается, однако не достигает уровня чугунов с 4,5–5,1 % Мн, так как значительное количество аустенита (18–79 %) остается, и, по-видимому, этот аустенит стабилен.

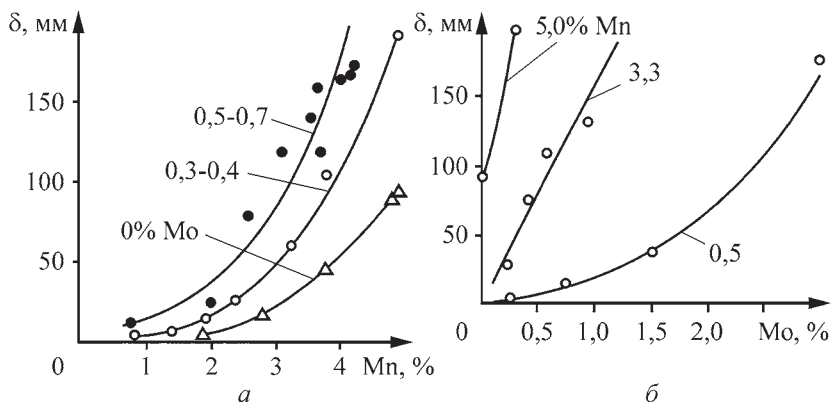
Обработка в жидком азоте практически не изменила износостойкости чугунов с низким содержанием марганца ( $\sim 2\%$ ) по сравнению с закаленным состоянием, хотя они и содержали после закалки  $25\%$  остаточного аустенита. Это, по-видимому, связано с тем, что остаточный аустенит в этих чугунах метастабилен и превращается в мартенсит в процессе изнашивания. Следует сделать вывод, что с увеличением количества аустенита и степени его легированности износостойкость понижается. Большое значение имеет способность аустенита к превращению в процессе изнашивания. Наличие даже небольшого (до  $20\%$ ) количества стабильного остаточного аустенита приводит к существенному понижению износостойкости.

Интересно сравнение чугуна с  $0,22\%$  Mn после закалки и чугуна с  $6,2\%$  Mn после закалки и обработки холодом при  $-196^\circ\text{C}$ . Несмотря на то, что у первого чугуна после закалки содержится  $25\%$  аустенита, а у второго только  $17,6\%$ , износостойкость первого чугуна на  $25\%$  выше. Это можно объяснить только разной стабильностью аустенита, определяемой, в свою очередь, степенью легированности твердого раствора, например, марганцем, температурой закалки и др.

Опыт показывает, что многие детали машин работают в условиях износа, в основном, типа микрорезания, например, шламовые насосы, флотационные машины, гидроциклоны, брони течек и т.п. Возможность мартенситного превращения при изнашивании зависит от легированности твердого раствора, степени деформации при износе и других факторов, которые трудно учесть. Поэтому для обеспечения максимальной стойкости деталей в таких условиях изнашивания (микрорезания), следует при подборе состава и термообработке чугуна стремиться к получению мартенситной матрицы или матрицы, состоящей из мартенсита и метастабильного аустенита.

Не подтвердились данные [97] о преимуществах аустенитной структуры основы перед другими типами структур, например, мартенситной, в условиях изнашивания типа микрорезания. Возможно, что результаты [97] объясняются условиями испытаний – большими удельными нагрузками, возникающими при прессовании огнеупорных изделий. Представляется неоправданной рекомендация в [78] о применении белых чугунов, содержащих  $12,5\text{--}24\%$  Cr и  $8,0\text{--}18,5\%$  Mn, якобы имеющих высокую относительную износостойкость ( $K = 8,1\div 13,0$ ). Как было показано, увеличение содержания марганца свыше  $6\%$  существенно уменьшает износостойкость хромомарганцевых чугунов (см. табл. 2.13).

**Марганец и молибден.** Максимальное увеличение прокаливаемости высокохромистого чугуна достигается при совместном легировании



**Рис. 2.17.** Влияние марганца (а) и молибдена (б) на прокаливаемость хромистых, хромомолибденовых и хромомарганцевых чугунов (2,8–3,1 % С; 0,3–0,7 % Si; 12–14 % Cr)

его марганцем и молибденом. Так, легирование чугуна, содержащего 12 % Cr, 3,6 % Mn, обеспечивает полную прокаливаемость плиты толщиной до 40 мм (рис. 2.17, а), легирование только 0,6 % Mo (при 0,5 % Mn) обеспечивает прокаливаемость плиты толщиной 10 мм (рис. 2.17, б), а совместное легирование (0,6 % Mo и 3,6 % Mn) обеспечивает прокаливаемость плит толщиной до 150 мм (см. рис. 2.17, а).

Наличие в чугуне 12 % Cr и 5 % Mn подавляет перлитное превращение в сечениях до 100 мм, а добавка к этому чугуну 0,3 % Mo обеспечивает прокаливаемость в сечениях около 200 мм (см. рис. 2.17, а). При равном содержании Mo его концентрация в твердом растворе Cr–Mn–Mo-чугуна значительно выше, чем в Cr–Mo-чугуне. При низком содержании Mn практически весь Mo связан в карбиды, и лишь небольшая часть растворяется в аустените, препятствуя его перлитному распаду при закалке (табл. 2.14). Так, при содержании в чугуне 0,78 % Mn и 1,5 % Mo в карбидах связано 1,3 % Mo и лишь 0,2 % Mo растворено в основе. При содержании 3,0–3,3 % Mn концентрация молибдена в твердом растворе значительно выше, хотя содержание его в сплаве ниже (1,06 %).

Увеличение содержания молибдена в твердом растворе резко тормозит перлитное превращение, поэтому немаловажное значение в этом процессе имеет и присутствие в растворе марганца, т.е. комплексное легирование чугуна. Оптимальное соотношение марганца и

Таблица 2.14

**Содержание молибдена в карбидах и твердом растворе  
в зависимости от количества марганца в чугуне**

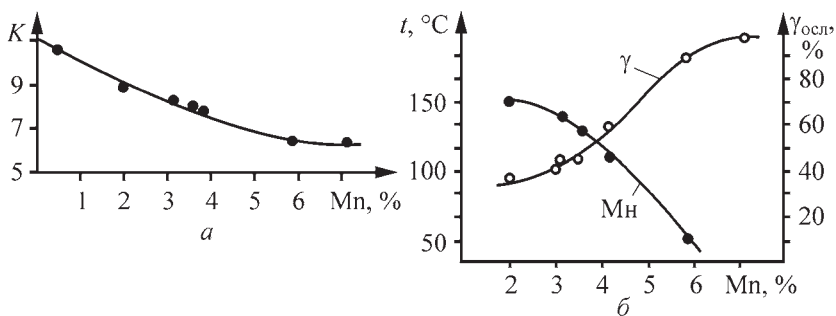
Содержание в сплаве, мас. %		Содержание Мо, % к массе растворенного металла	
Mn	Mo	в карбидном осадке	в металлической основе
3,25	0,37	0,37	0
3,16	0,60	0,33	0,27
3,21	1,06	0,36	0,70
0,78	1,50	1,30	0,20

молибдена в сплаве определяется необходимой прокаливаемостью, влиянием этих элементов на износостойкость и обрабатываемость.

Оптимальное содержание марганца для конкретных условий должно выбираться с учетом ухудшения износостойкости при увеличении количества марганца в чугуне (рис. 2.18, а).

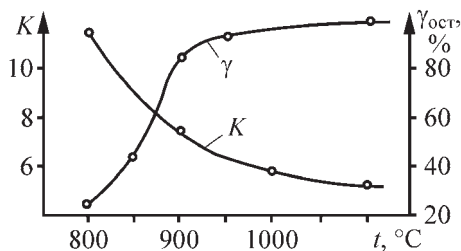
Увеличение содержания марганца не изменяет микротвердость карбидов (13–16 кН/мм<sup>2</sup>) и мартенсита (8–9 кН/мм<sup>2</sup>). Однако мартенситная точка с увеличением содержания марганца снижается и возрастает количество остаточного аустенита (рис. 2.18, б).

Часть этого стабильного аустенита, избыточно легированная марганцем, снижает износостойкость чугуна. Второй причиной, которая



**Рис. 2.18.** Влияние марганца на износостойкость (а), количество аустенита  $\gamma$  и положение мартенситной точки  $M$  (б) в высокохромистых чугунах (2,8–3,1 % С; 0,3–0,7 % Si; 12–14 % Cr; 0,5–0,7 % Мо) [29]

**Рис. 2.19.** Влияние температуры закалки на износостойкость и количество остаточного аустенита в чугунах ИЧ290Х12ГЗМ (2,8 % С; 0,48 % Si; 3,5 % Mn; 12,6 % Cr; 0,56 % Mo)



вызывает снижение износостойкости, является уменьшение количества карбидов из-за повышенной предельной растворимости углерода в аустените [70]. Так, в чугунах с 3,03 % С, 0,30 % Si, 13,2 % Cr и 0,65 % Mo при содержании марганца, %, соответственно уменьшается: 26,0; 24,9; 22,8; 21,8. Несмотря на некоторое снижение износостойкости в результате введения марганца, она у Cr–Mn–Mo-чугунов, например, у ИЧ29012ГЗМ, выше, чем у широко распространенных чугунов нихард и ИЧ290Х28Н2 (см. табл. 2.3).

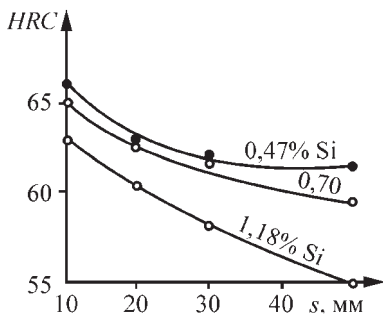
Прокаливаемость и износостойкость чугуна ИЧ290Х12ГЗМ зависят и от температуры закалки. При ее повышении происходят растворение вторичных карбидов и обогащение твердого раствора углеродом, хромом, марганцем и молибденом, что приводит к снижению мартенситной точки и увеличению количества стабильного остаточного аустенита после закалки. Когда остаточный аустенит в результате избыточного легирования становится настолько стабильным, что в данных условиях изнашивания не претерпевает мартенситного превращения, износостойкость чугуна начинает уменьшаться (рис. 2.19).

**Кремний.** Влияние кремния на зависимость твердости закаленных отливок из хромистых чугунов от толщины отливок заключается в снижении устойчивости аустенита при перлитном распаде и повышением температуры мартенситного превращения.

Увеличение содержания кремния в чугунах ИЧ300Х12М (3 % С, 13 % Cr и 1,5 % Mo) резко снижает прокаливаемость этого чугуна (рис. 2.20), в структуре основы увеличивается количество продуктов диффузионного распада.

Повышение содержания Si в Cr–Mo-чугуне с 0,47–0,7 % до 1,18 % вдвое уменьшает сечение отливки (с 40–50 мм до 20 мм), имеющей мартенситную структуру (HRC 60). Поэтому для обеспечения удовлетворительной прокаливаемости, а следовательно, и высокой износостойкости





**Рис. 2.20.** Твердость чугуна (12–14 % Cr; 3 % C) в зависимости от содержания кремния и толщины плиты

стойкости белых Cr–Mo-чугунов следует стремиться, чтобы содержание в них не превышало 0,7 %.

В исследованиях Е.В. Рожковой рекомендуется содержание Si в Cr–Mn-чугунах до 1,2 %.

**Никель** – один из основных элементов, вводимых в белые износостойкие чугуны для подавления перлитного превращения.

В чугуны типа "нихард" в зависимости от толщины детали вводят 3–5 % Ni с целью получения мартенситной структуры непосредственно в литье. Количество никеля для получения максимальной твердости меняется в зависимости от толщины отливки.

Слишком высокое содержание никеля в нихарде приводит к образованию значительного количества аустенита, который, как отмечалось выше, снижает износостойкость чугуна. Однако недостаточное легирование никелем приводит к появлению мягкой перлитной фазы, которая не только снижает абразивостойкость чугуна, но и его вязкость и сопротивление ударной усталости [47].

В эвтектическом нихарде содержание Ni варьируется в пределах 4,0–8,0 %. Для тонких и средней толщины отливок (12,5–75 мм) рекомендуется состав, содержащий 5,5 % Ni, 3,2 % C, 1,5 % Si, 1,0 % Mn и 7,5 % Cr. Эти чугуны рекомендуются для условий работы с наличием коррозии и также более высокими ударными нагрузками. Для получения максимальной вязкости детали рекомендуется подвергнуть термической обработке [47].

В соответствии с американским стандартом A532/A532M–93a в высокохромистых чугунах, содержащих от 12 до 30 % Cr и до 3 % Mo, присутствует также до 2,5 % Ni.

Используемый в России чугун ИЧ290Х28Н2 содержит до 3,0 % Ni. Никель в сочетании с высоким (30 %) содержанием хрома сильно стабилизирует аустенит и снижает температуру мартенситного превращения, что приводит к получению аустенитно-ферритной металлической основы и снижению износостойкости этого чугуна.

**Медь.** Ею легируют Cr–Mo- и Cr–Mn-чугуны с целью увеличения их прокаливаемости. Медь имеет ограниченную растворимость в же-

лезе, и поэтому ее содержание ограничивают 1–1,5 %. Высокохромистый чугун, содержащий 20 % Cr, 2 % Mo и 1 % Cu, обладает высокой прокаливаемостью [45]. В некоторых Cr–Mn-чугунах марганец частично заменяется медью, что позволяет увеличить износостойкость чугуна, не снижая его прокаливаемости [102, 103, 107].

**Хром** – один из важнейших элементов, определяющих свойства белых чугунов. Отмечается [47], что хром в "нихарде" выполняет три функции. Первая заключается в стабилизации карбидов и подавлении тенденции к графитообразованию. В этой связи отмечается, что никель является сильным графитизатором, и поэтому требуется регулировать соотношение никеля с хромом, которое в нихарде приблизительно равно 3:1. Вторая функция заключается в повышении твердости карбидов, благодаря тому, что большая часть хрома находится в карбидной фазе. Третья функция заключается в умеренной стабилизации аустенита.

При исследовании прокаливаемости Cr–Mo-чугунов (3 % Cr, 1,5 % Mo) выяснили, что повышение содержания хрома от 13,6 до 17 % увеличивает прокаливаемость чугунов, при 25 % прокаливаемость снижается, а при 29 % хрома металлическая основа плиты толщиной 30 мм состоит только из феррито-карбидной смеси.

Как отмечалось, при изучении влияния содержания углерода на прокаливаемость чугуна с 12,2–13,6 % Cr увеличение содержания углерода привело к снижению концентрации хрома в твердом растворе и к снижению прокаливаемости этого чугуна (см. рис. 2.14).

По-видимому, повышение содержания хрома с 12 % в чугуне (3 % углерода) примерно до 17 % привело к повышению его содержания в твердом растворе, что способствовало стабилизации аустенита и увеличению прокаливаемости. Аналогичная картина наблюдается и в хромомарганцевых чугунах (табл. 2.15).

Чугуны с одинаковым содержанием углерода, кремния и марганца, но содержащие различное количество хрома, резко отличаются своей прокаливаемостью (см. табл. 2.15).

Так чугун, содержащий около 13 % Cr и не более 3,43 % Mn, имеет твердость около *HRC* 60 только в плите толщиной менее 75 мм, а чугун с 18,6 % Cr и таким же содержанием марганца обладает твердостью 60 *HRC* даже в плите толщиной 400 мм.

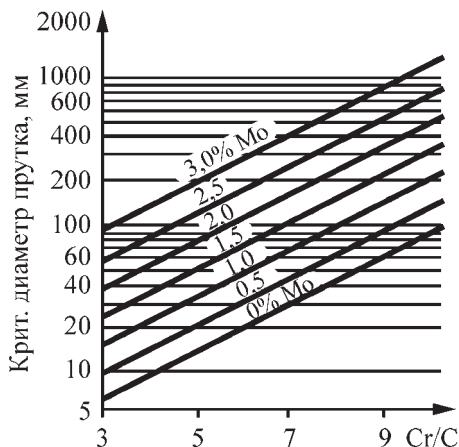
Дальнейшее повышение содержания хрома до 24 % привело к уменьшению твердости во всем диапазоне толщин.

В работе [82] получен аналогичный результат (рис. 2.21) при исследовании влияния хрома и углерода на прокаливаемость. При Cr:C = 3 (без Mo) нельзя закалить на воздухе даже образец диаметром 10 мм. При Cr:C = 5 (без Mo) удастся закалить образец диаметром

Таблица 2.15  
**Влияние температуры закалки и состава чугуна, мас. %, на твердость плиты размерами  $a \times 4a \times 4a$  после охлаждения на воздухе**

C	Si	Mn	Cr	$t_3, ^\circ\text{C}$	HRC при $a$ , мм					
					3	75	200	350	400	
2,97	0,56	3,43	13,5	900	64,3	59,8	—	—	—	36,3
				1000	55,2	—	43,3	41,4	—	
				1100	44,6	—	47,7	—	—	
2,90	0,5	3,24	13,2	900	62,7	—	—	39,6	—	—
				1000	59,7	45,2	43	45	—	—
				1100	44,4	45,0	—	—	—	—
2,95	0,89	3,19	18,65	900	62	61,1	—	—	—	52,2
				1000	54,4	60,5	61,8	59,4	56,6	
				1100	49,7	44,1	62,8	59,2	59,2	
2,86	0,9	3,55	18,6	900	58,3	60,1	—	—	—	56
				1000	52,2	62,2	61,8	58,9	58,1	
				1100	48,0	—	61,1	60,1	60,3	
2,77	0,76	3,24	24,0	900	59,3	—	—	—	—	—
				1000	55,9	58,6	56,3	57	—	
				1100	49,6	50,1	57,2	—	—	
2,2	0,63	5,02	12,2	900	49	—	56	—	—	60
				1000	45	—	—	56	—	
				1100	41	—	47	50	53	
2,91	0,83	5,19	14,1	900	49	60	61	60	60	60
				1000	43	—	58	58	57	
				1100	—	50	52	56	56	

**Рис. 2.21. Диаграмма для определения количества молибдена, необходимого для полной закалки чугунов с 12–27 % Cr [82, 88]**



около 15 мм. И только при Cr:C = 7 удается закалить образец диаметром около 30 мм. Введение молибдена увеличивает диаметр закаливаемых образцов, но не изменяет наклона прямых на диаграмме. Чугуны, как правило, содержат около 3 % С, поэтому Cr:C = 7 соответствует содержанию хрома в чугуне около 21 %.

Таким образом, оптимальный состав Cr–Mn-чугуна, обладающего высокой прокаливаемостью и износостойкостью, должен содержать около 18–20 % Cr. При таком содержании хрома и легировании чугуна 2,5–3,5 % Mn детали могут быть подвергнуты отжигу, позволяющему проводить их эффективную механическую обработку, после которой они закаляются на воздухе. Более высокое содержание марганца затрудняет получение структуры, обладающей хорошей обрабатываемостью.

Дальнейшее повышение износостойкости и обрабатываемости Cr–Mn-чугуна может быть достигнуто уменьшением содержания марганца в сплаве и добавлением около 1 % меди.

#### *Влияние температуры закалки на прокаливаемость*

Увеличение температуры закалки приводит к растворению вторичных карбидов, находящихся в металлической основе, и увеличению в аустените легирующих элементов. Более высокая температура нагрева под закалку является способом увеличения прокаливаемости сплава посредством увеличения легированности аустенита, что приводит к росту устойчивости аустенита в области перлитного распада.

Из табл. 2.15 видно, что чугуны, содержащие 18 % Cr и 3,2–3,55 % Mn при нагреве до 1100 °С закаляются даже в сечении

400 мм (*HRC* 60), тогда как при закалке с 900 °С в этом сечении твердость составляет только *HRC* 52–56.

Для чугунов, содержащих 12–14 % Сг и более 5 % Мп, увеличение температуры закалки нецелесообразно, так как при этом резко возрастает количество остаточного аустенита, значительно уменьшающего износостойкость этих чугунов (см. табл. 2.15).

Отпуск – необходимая операция термической обработки, цель которой, в основном, снять внутренние напряжения, образовавшиеся в детали при закалке.

Для низкохромистого чугуна нихард предусмотрены [47] два основных вида термообработки:

- выдержка при 275 °С для превращения большей части остаточного аустенита в бейнит и одновременно снятия напряжений, полученных при литье;

- термическая 2–6 ч обработка при 450 °С для обеднения остаточного аустенита и превращения его при охлаждении в мартенсит за счет выделения вторичных карбидов, что вызывает снижение углерода в твердом растворе. За этой термообработкой следуют 4–16-ч отпуск при 275 °С и охлаждение на воздухе для уменьшения напряжений и превращения оставшегося аустенита в бейнит.

Как показано в [29], белые хромистые чугуны (12–14 % Сг, 1,5 % Мо) обладают повышенной устойчивостью к отпуску. Отпуск этих чугунов 2 ч при 200–450 °С практически не изменил ни их макротвердости, которая оставалась на уровне *HRC* 62–64, ни микротвердости металлической основы (850 Н<sub>μ</sub>), при этом износостойкость оставалась постоянной –  $K = 10,0 \div 10,6$ . И только с температуры отпуска 470 °С начинается уменьшение микротвердости основы до 670 Н<sub>μ</sub> и износостойкости до  $K = 8$ . Отпуск до 500 °С привел к снижению микротвердости основы до 620 Н<sub>μ</sub> и уменьшению износостойкости до  $K = 7,8$ . И только отпуск при 600 °С привел к образованию перлитной металлической основы и снижению износостойкости до  $K = 4$ .

Для снижения напряжений в деталях после закалки можно использовать для отпуска весь диапазон от 200 до 450 °С в зависимости от уровня напряжений и характера работы деталей.

### 2.3. ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ В АБРАЗИВНО-КОРРОЗИОННЫХ СРЕДАХ

Белые хромистые чугуны широко применяются во многих отраслях промышленности при добыче и обогащении разных руд, угля, цементного сырья, камня, песка и др.

Во многих случаях, когда абразивная масса находится в виде водных суспензий, пульпы, износ сопровождается коррозионным воздействием. Рудная и угольная пульпы на обогатительных фабриках обладают существенной коррозионной активностью, так как в процессе обогащения они насыщаются сульфатами, хлоридами, кислотами, а также реагентами, способствующими обогащению.

В процессе применения деталей из белых хромистых чугунов были случаи, когда некоторые сплавы (ИЧХ12Г5 и др.), показавшие высокую стойкость на предприятиях черной металлургии, на обогатительных фабриках угольной промышленности и цветной металлургии, оказывались малоэффективными. Мы предполагали, что это явление может быть связано с более высокой коррозионной активностью угля и руд, содержащих большое количество серы и других элементов. Это предположение подтверждалось многими работами [24, 47, 116], в которых показано, что коррозия существенно снижает стойкость сплавов.

Согласно данным в [24], шахтные воды и технологические пульпы угольных шахт и фабрик часто имеют слабокислую реакцию ( $\text{pH} = 4,5\div 6,0$ ); особенно агрессивны угли Кизеловского бассейна, которые содержат до 6 % S, а показатель концентрации водородных ионов в этих углях  $\text{pH} = 2,4\div 2,6$ .

В [24] показано, что при значительной нейтрализации ингибитором коррозионной составляющей угля износостойкость стали 45 (*HRC* 50–53) возрастает в 4,8 раза, а стали У12 (*HRC* 61–63) – в 9,4 раза.

Автор с сотр. провели исследование коррозионной стойкости белых хромистых чугунов в зависимости от их химического состава [25, 136]. Образцы погружали на 168 ч в имитирующий технологические среды обогатительных предприятий раствор серной кислоты ( $\text{pH} = 4,0$ ) в синтетической технической воде Башкирского медносерного комбината (БМСК), содержащей, мг/л: 773,2  $\text{SO}_4^{2-}$ , 184,6  $\text{Cl}^{1-1}$ , 15,19  $\text{Ca}^{2+}$ , 4,65  $\text{Mg}^{2+}$ ; общая жесткость 1,84 мг-экв/л,  $\text{pH} = 12,6$ ), а также в морской воде, содержащей г/л: 5  $\text{MgCl}_2$ , 2,4  $\text{CaCl}_2$ , 28  $\text{NaCl}$ , 5  $\text{MgSO}_4 \cdot 7\text{H}_2\text{O}$ , 0,2  $\text{NaHCO}_3$  ( $\text{pH} = 8,0$ ). Исследования показали, что износостойкие чугуны с карбидами  $\text{M}_3\text{C}$  и чугуны с 12–14 % Cr имеют низкую коррозионную стойкость во всех средах, оцениваемую баллом 5–6 по ГОСТ 5214–74. Только чугун ИЧ290Х28Н2 имеет в технической воде БМСК и морской воде коррозионную стойкость, равную 4-му баллу.

Было проведено [136] исследование коррозионной стойкости белых чугунов в синтетической технической воде БМСК,  $\text{pH} = 12,6$ . Ис-

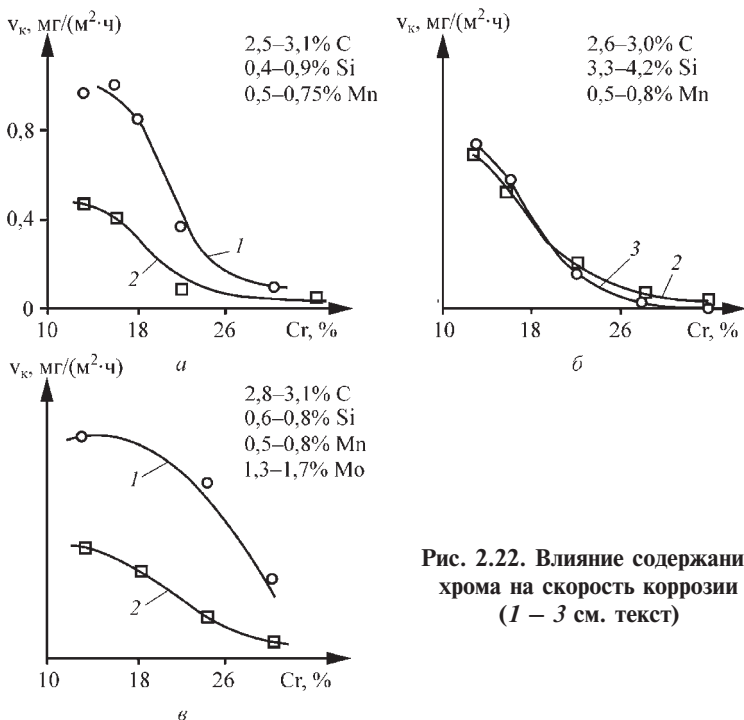


Рис. 2.22. Влияние содержания хрома на скорость коррозии (1 – 3 см. текст)

пытания проводили 168 ч в стационарных условиях при комнатной температуре (рис. 2.22). Исследовались образцы, подвергнутые отжигу (1), закалке (2) и в литом состоянии (3). Исследование показало, что увеличение содержания хрома в белом чугуна с 12 до 30 % снизило скорость коррозии в 5–50 раз.

Закаленные образцы имели более высокую коррозионную стойкость, чем отожженные, так как содержание хрома в мартенсите выше, чем в перлите. Дополнительное легирование высокохромистого чугуна кремнием (до 4 %, рис. 2.22, б), молибденом (до 1,5 %, рис. 2.22, в) не влияет на коррозионную стойкость чугуна.

Известно, что при концентрации хрома более 12 % в твердом растворе с железом электродный потенциал на воздухе резко снижается и создается стойкое пассивное состояние. Однако при такой концентрации хрома  $\gamma$ -область замыкается, и карбиды располагаются в ферритной матрице, обладающей очень низкой стойкостью при абразивном износе. Поэтому в этих условиях износостойкость в абразивной

среде ферритных сплавов ЧХ28, ЧХ32 (ГОСТ 7769–82) в 3–4 раза ниже, чем у сплавов типа 15-3, ИЧ290Х12М, обладающих мартенситной основой.

Повышение содержания углерода снижает коррозионную стойкость чугунов, так как при этом уменьшается концентрация хрома в твердом растворе. Например, при увеличении содержания углерода с 1,4 до 2,5 % скорость коррозии чугуна (30–32 % Cr; 2,1–2,6 % Mn; 0,4–0,8 % Si) в водном растворе  $H_2SO_4$  (рН = 4) возросла примерно в 30 раз (рис. 2.23). Для расширения  $\gamma$ -области и получения металлической основы с высокой микро-

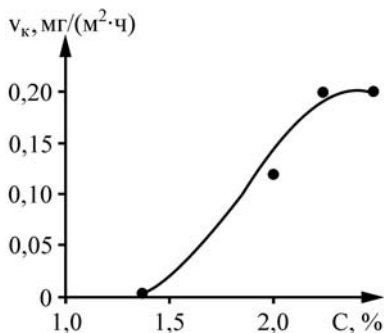


Рис. 2.23. Влияние содержания углерода на скорость коррозии хромистых чугунов [136]

твердостью в чугун с содержанием 30 % Cr вводили марганец. Исследования показали, что марганец не ухудшает коррозионную стойкость высокохромистого чугуна. Влияние марганца на структурные превращения в чугуне с 30 % Cr заключается в расширении  $\gamma$ -области и изменении кинетики превращения. Так, если в чугуне с 0,74 % Mn (2,16 % C; 0,56 % Si и 32,1 % Cr) продуктом превращения является перлит, и в матрице имеется свободный феррит, то при легировании 3,02 % Mn перлитное превращение подавляется, и продуктами превращения являются бейнит и мартенсит (табл. 2.16).

При этом исследовании режим термообработки заключался в нагреве до 1100 °С, выдержке 3 ч и охлаждении со скоростью охлаждения на воздухе плоской плиты с размерами 200×800×800 мм. Дальнейшее увеличение содержания марганца в сплаве значительно снижает температуру начала мартенситного превращения  $t_{Mn}$ , уменьшает полноту превращения  $\gamma$ – $\alpha$  и увеличивает количество остаточного аустенита (рис. 2.24, а).

При увеличении содержания марганца в коррозионно-стойком чугуне от 0,5–1,0 до 2,5–3,0 % его твердость после закалки на воздухе возрастает от *HRC* 42–44 до *HRC* 53–58, при дальнейшем увеличении содержания марганца твердость постепенно снижается до *HRC* 42–46 (рис. 2.24, б). Увеличение твердости чугуна (при 2,5–3,0 % Mn) объясняется подавлением перлитного превращения, а ее последующее сни-

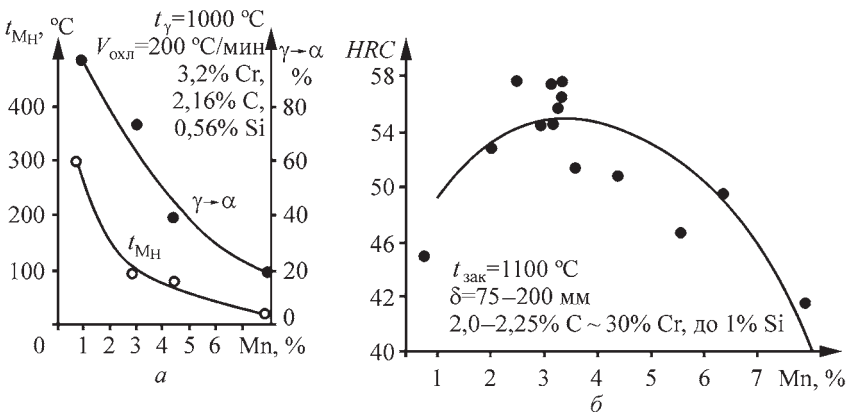


Таблица 2.16

**Влияние содержания марганца на твердость чугуна  
и структурные составляющие сплава [136]**

Mn, %	HRC	Составляющие	HV ( $P = 0,5 \text{ Н}$ )
0,74	45,5	ЭК	1081–1362
		Ф	243–255
		ПР	–
3,02	53,5	ЭК	Не замерено
		Б+М	438–501
4,32	54	ЭК	1221–1362
		Э	255–316
		М	578–637
		Б	319–357
7,68	47	ЭК	1362–1500
		А	386–455
		Б+М	371–432
		Э+К	624–678

Пр и м е ч а н и е. ЭК – эвтектические карбиды, Ф – феррит, А – аустенит, Б – бейнит, М – мартенсит, Э – эвтектика, ПР – продукты распада в перлитной области.



**Рис. 2.24. Влияние содержания марганца на температуру мартенситного превращения, количество остаточного аустенита (а) и на твердость чугуна (б) [136]**

жение при увеличении содержания Mn свыше 3 % – увеличением количества остаточного аустенита.

Увеличение содержания углерода от 1,38 до 2,55 % привело к росту твердости закаленного чугуна с  $HRC$  34 до  $HRC$  58, что связано, в основном, с изменением структуры металлической матрицы и, частично, с увеличением количества карбидов хрома в чугуне, который содержал 29–32 % Cr, 2–4 % Mn, до 1 % Si (рис. 2.25).

Увеличение содержания кремния с 0,75 % до 2,18 % снижает твердость закаленного высокохромистого чугуна с  $HRC$  57 до  $HRC$  36.

В отличие от износостойких Cr–Mn-чугунов с 12–14 % Cr прокаливаемость и закаляемость чугунов с 30 % Cr и  $\geq 2,5$  % Mn совпадает. Твердость этих чугунов после закалки не зависит от толщины плоских плит в пределах 75–350 мм. Она определяется, в основном, соотношением  $\gamma/\alpha$  при температуре закалки и количеством остаточного аустенита. Лишь в нелегированных марганцем чугунах прокаливаемость недостаточна для подавления перлитного превращения при охлаждении на воздухе плит толщиной 50–75 мм.

Высокая твердость – больше  $HRC$  52 – получается в коррозионно-стойком белом чугуне (30 % Cr, не менее 1,8 % C и 2,5 % Mn) при условии, что содержание кремния не превышает 1 %. Хотя увеличение содержания углерода облегчает получение высокой твердости, но при этом снижается коррозионная стойкость. Поэтому оптимальный состав абразиво-коррозионно-стойкого сплава выбирался из условий сравнительно высокой и абразивной, и коррозионной стойкости.

Сравнительную износостойкость чугуна ИЧ210Х30Г3 и применяемых в промышленности белых чугунов и ряда сталей определяли при возрастающей коррозионной активности абразивной среды. Коррозионную активность среды при постоянном абразиве изменяли, добавляя в водопесчаную пульпу серной кислоты  $H_2SO_4$  до заранее заданных рН от 7 до 2. Остальные условия испытаний приведены в табл. 2.17. Результаты испытаний показаны на рис. 2.26.

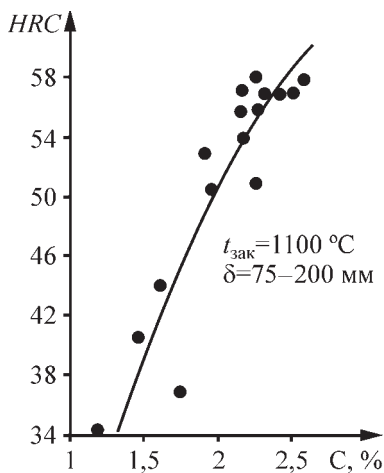


Рис. 2.25. Влияние содержания углерода на твердость закаленного чугуна [136]

Таблица 2.17

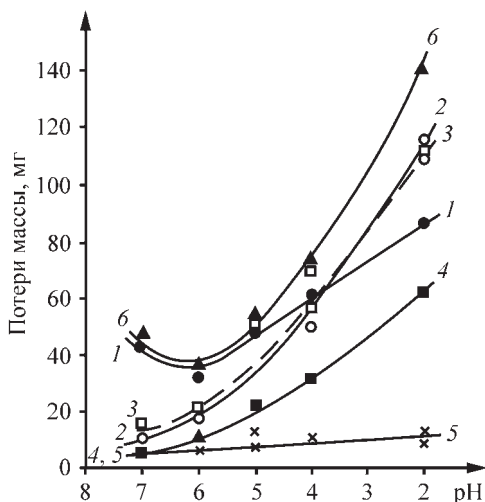
## Условия испытаний износостойкости на стенде ЛП-3М

Параметры	Абразивный износ в нейтральной среде	Абразивно-коррозионный износ				
		$K_1$	$K_2$	$K_3$	$K_4$	$K_5$
Коэффициенты относительной износостойкости						
Абразив	Речной остроугольный песок	Речной окатанный песок	Уголь марки А Донбасса	Магнетит + уголь марки А	Речной окатанный песок	
Крупности абразива, мм	0,5–1,0	0–0,5	0–1,0	Магнетит – 50 % 0–0,115 % уголь – 50 % 0–1,0 %		
Состав жидкости	Водопроводная вода	Водопроводная вода + $H_2SO_4$ , pH = 4	Водопроводная вода	Водопроводная вода	Морская вода	
Абразив: жидкость	2:1	2:1	2:1	2:1	2:1	
Линейная скорость образцов, м/с	8	4,6	4,6	4,6	4,6	
Время испытаний, ч	1,5	1,5	1,5	1,5	1,5	

Примечания: 1. Эталонный образец – сталь 20. 2. Магнетит:  $H_{50} = 467 \div 788$ ,  $\rho = 4,6 \text{ г/см}^3$ . 3. Соотношение абразив: жидкость = 2:1. 4. Продолжительность испытаний – 1,5 ч.

**Рис. 2.26. Сравнительные испытания различных сплавов на абразивно-коррозионный износ [136]:**

1 – сталь 20; 2 – ИЧ290Х12Г5;  
3 – ИЧ210Х12Г5;  
4 – ИЧ280Х28Н2;  
5 – ИЧ210Х30Г3; 6 – сталь 110Г13Л



Испытания показали, что максимальной стойкостью во всех исследованных абразивно-коррозионных средах обладают высокохромистые чугуны ИЧ210Х30Г3 и ИЧ280Х28Н2. Разработанный ВНИИНТУглемаш чугун ИЧ210Х30Г3 имел примерно равную с ИЧ290Х28Н2 стойкость в абразивных средах ( $K_1$ ), однако во всех абразивно-коррозионных средах он его превосходит в 2–3 раза, и только в песке с морской водой эта разница составляет 1,32 (табл. 2.18).

Повышение содержания углерода снижает коррозионную стойкость чугунов, так как при этом уменьшается концентрация хрома в твердом растворе (см. рис. 2.23). Более низкая стойкость в абразивно-коррозионных средах чугуна ИЧ290Х28Н2 по сравнению с ИЧ210Х30Г3, в основном, вызвана более высоким содержанием углерода в ИЧ290Х28Н2 и, вследствие этого, более низкой коррозионной стойкостью этого сплава. Содержание углерода в ИЧ290Х28Н2 – 2,9 %, а в ИЧ210Х30Г3 – 2,1 %.

Максимальный рост потерь массы с увеличением коррозионной активности абразивной среды наблюдается (рис. 2.26) у сталей 20, 110Г13Л и износостойких чугунов с 12 % хрома (ИЧ290Х12Г5, ИЧ210Х12Г5). У чугуна ИЧ290Х28Н2 потери в массе по мере увеличения кислотности растут медленнее, а у чугуна ИЧ210Х30Г3 – практически не изменяются.

Из табл. 2.18 видно, что белые хромистые чугуны с 12 % хрома в условиях износа в абразивной среде ( $K_1$ ) превосходят разные стали в

Таблица 2.18

**Износостойкость сплавов в зависимости от условий испытаний**

Сплав	<i>HRC (HB)</i>	$K_1$	$K_2$	$K_3$	$K_4$	$K_5$
Сталь 20	(123–143)	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0
110Г13Л	(163)	1,65	0,8	–	–	0,63
Сталь 45	50–33	2,0–2,2	1,86	1,2	–	–
У12	62–64	2,8–3,5	2,25	1,4	–	–
1Х18Н9Т	(149)	1,3	1,3	2,5	–	–
ИЧ290Х12М	61–62	10,6	1,1	1,7	–	3,0
ИЧ290Х12Г5	54–55	7,0	1,2	–	–	2,1
ИЧ210Х12Г5	60–61	5,6	0,9	–	–	1,4
ИЧ280Х28Н2	49–51	6,7	1,9	6,5	6,0	4,9
ИЧ210Х30Г3	53	6,9	6,2	14,0	15,4	6,5
Нихард-2	50–53	5,3	–	1,2	1,2	–
ВК-20	85,5	19,2	–	1,0	1,0	–
ВК-8	87,5	19	–	2,6	1,0	–
ВК-6М	90,5	41,3	–	–	–	–

Примечание.  $K_1$  – абразивный,  $K_2$ – $K_5$  – абразивно-коррозионный износ.

3–10 раз, а в абразивно-коррозионных средах эти чугуны имеют стойкость, близкую стойкости сталей.

Из табл. 2.18 также следует, что с увеличением содержания углерода в сталях (20, 45, У12) износ в нейтральных абразивных средах снижается, и сталь У12 превосходит сталь 20 примерно втрое, тогда как при испытании в угле ( $K_3$ ) эта разница снижается до 1,4 раза, что, по-видимому, связано со снижением коррозионной стойкости сталей по мере увеличения содержания в них углерода. Марганцовистая аустенитная сталь 110Г13Л в абразивно-коррозионных средах обладает стойкостью, близкой стали 20.

Коррозионно-стойкая аустенитная сталь 1Х18Н9Т в условиях значительной коррозионной активности и слабого абразивного воздействия сернистых углей ( $K_3$ ) превосходит углеродистые стали 20, 45, У12, но значительно уступает высокохромистым чугунам.

Твердые сплавы ВК 20, ВК-8, отличающиеся самой высокой износостойкостью среди исследованных сплавов в нейтральных абра-

Таблица 2.19

Износостойкость белого чугуна (32 % Cr; 2,5 % Mn; 0,8 % Si) в зависимости от содержания углерода в условиях абразивного и абразивно-коррозионного износа [137]

C, %	Ст/С	Термическая обработка	HRC	K <sub>1</sub>	K <sub>2</sub> при			K <sub>3</sub>	K <sub>4</sub>
					pH7	pH4	pH1		
Эталон	Сталь 20	Нормализация	123–143	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0
1,38	22,9	Литое состояние	21–23	2,5	6,3	–	–	–	–
1,94	16,3		33–34	3,2	6,7	–	–	–	–
2,25	14,4		43–45	6,4	–	–	–	–	–
2,48	13,1		–	6,0	6,8	–	–	–	–
1,38	22,9	Нагрев до 1100 °С, охлаждение на воздухе α = 75 мм	34–35	–	–	–	–	9,7	–
1,94	16,3		47–48	5,5	–	–	–	11,3	–
2,25	14,4		55–56	5,8	–	–	–	11,5	–
2,48	13,1		55–56	–	4,8	–	2,5	5,6	–
1,38	22,9	Нагрев до 1100 °С, охлаждение на воздухе α = 350 мм	39–41	3,0	6,8	7,8	3,0	9,8	–
1,94	16,3		53–55	5,4	5,4	5,7	2,15	–	15,4
2,25	14,4		54–55	5,5	5,5	5,1	1,8	–	–
2,48	13,1		54–55	5,8	5,9	5,1	1,4	5,5	–

Примечание. Условия испытаний указаны в табл. 2.17.

зивных средах ( $K_1 = 19 \div 41,3$ ), в абразивно-коррозионных средах мало отличаются от стали 20.

Влияние содержания углерода и хрома и их соотношения на абразивное изнашивание белых чугунов в нейтральных и коррозионных средах показано в табл. 2.19.

Повышение содержания углерода с 1,38 % в литом до 2,48 % в закаленном состоянии приводит к повышению износостойкости в нейтральных абразивных средах примерно вдвое.

Однако в абразивно-коррозионных средах наблюдается обратная зависимость – с увеличением содержания углерода стойкость высокохромистого чугуна уменьшается, но при этом высокохромистые чугуны в диапазоне 1,38–2,48 % показали сравнительно высокую износостойкость ( $K = 5,4 \div 15,4$ ) во всех испытанных абразивно-коррозионных средах, за исключением водопесчаной среды с  $pH = 1$ . Отметим, что белые чугуны с 12–14 % Cr при испытании в вышеуказанных средах имеют относительную износостойкость в 3–8 раз ниже, чем высокохромистые (30 % Cr) чугуны.

## 2.4. КАВИТАЦИОННАЯ СТОЙКОСТЬ

Белые хромистые чугуны благодаря высокой стойкости при гидроабразивном изнашивании широко применяются для изготовления деталей машин, транспортирующих и перерабатывающих гидроабразивные пульпы, т.е. работающих в условиях кавитационно-эрозионного воздействия среды.

Исследование кавитационно-эрозионной стойкости высокохромистых чугунов (табл. 2.20) проводилось на струеударной установке [61].

Исследовалось влияние углерода (1,53–3,94 %) на кавитационную стойкость хромистых чугунов. Согласно табл. 2.21 и рис. 2.27, 2.28, с повышением содержания углерода в чугунах их кавитационная стойкость понижается. Эта зависимость справедлива как для закаленных, так и для отожженных образцов. Указанная закономерность, по-видимому, связана с тем, что с повышением содержания углерода увеличивается количество карбидной фазы, плохо сопротивляющейся кавитационному воздействию (см. рис. 2.27, *a–z*). На микроструктурах образцов хромистых чугунов, подвергшихся кавитационному воздействию, видно (рис. 2.27), что разрушение этих чугунов начинается с карбидов (на фотографиях микроструктур разрушенные участки – темные).

С увеличением толщины стенки отливки кавитационная стойкость хромистых чугунов падает (табл. 2.21, рис. 2.29). Это, вероятно,

Таблица 2.20

**Химический состав, мас. %, белых хромистых чугунов,  
подвергавшихся испытанию на кавитационную стойкость**

Плавка	C	Mn	Si	Cr	Mo	Ni
№ 1	1,53	0,9	0,51	12,6	1,58	—
№ 2	2,7	0,99	0,47	13,6	1,52	—
№ 3	3,94	0,86	0,51	12,1	1,43	—
№ 4	2,98	0,79	0,48	12,35	1,53	—
№ 5	2,89	0,84	0,41	12,95	1,53	—
№ 6	3,01	0,89	0,54	30,73	—	1,96

Таблица 2.21

**Кавитационная стойкость белых высокохромистых чугунов**

Материал	Плавка (см. табл. 2.20)	s, мм	Термическая обработка	HRC (HB)
Сталь Ст.3 (эталон)	—	—	Состояние поставки	(123–143)
Низкоуглеродистый хромистый чугун	№ 1	20	Закалка от 980 °С	61–62
	То же	№ 1	Отжиг	25–27
Чугун ИЧ280Х12М	№ 2	20	Закалка от 930 °С	60–61
	То же	№ 2	Закалка от 1100 °С	44–46
	— " —	№ 2	Отжиг	34–36
Высокоуглеродистый хромистый чугун	№ 3	20	Закалка от 930 °С	64–65
	То же	№ 3	Отжиг	44–45
Чугун ИЧ280Х12М	№ 4	50	Закалка от 930 °С	62–63
	То же	№ 4	Отжиг	34–35
	— " —	№ 4	Закалка от 930 °С	64–66



Окончание табл. 2.21

Материал	Плавка (см. табл. 2.20)	$s$ , мм	Термическая обработка	$HRC$ (HB)	
Чугун ИЧ280Х12М	№ 5	100	Закалка от 930 °С	62–63	
То же	№ 5	100	Отжиг	37–39	
Чугун ИЧ280Ч28Н2	№ 6	20	Без термообработки	45–46	
Сталь 30С10Г10	То же	–	То же	24–26	
Материал	Микро-структура	$\Delta m$ , мг, при продолжительности испытания, ч			
		1,5	3,0	4,5	6,0
Сталь Ст.3 (эталон)	П+Ф	300	1056	–	–
Низкоуглеродистый хромистый чугун	М+С <sub>2</sub>	2,2	5,2	14,7	28,2
То же	П+С <sub>2</sub>	5,0	35	146	203
Чугун ИЧ280Х12М	М+С <sub>2</sub>	2,0	15,5	29,7	48,7
То же	А+С <sub>2</sub>	2,5	10,5	25	43
– " –	П+С <sub>2</sub>	3,0	52	254	476
Высокоуглеродистый хромистый чугун	М+С <sub>2</sub> +С <sub>1</sub>	5,0	20,5	96	196
То же	П+С <sub>2</sub> +С <sub>1</sub>	34	163	510	–
Чугун ИЧ280Х12М	М+С <sub>2</sub>	9,0	39,5	146	188
То же	П+С <sub>2</sub>	12	155	570	–
– " –	М+С <sub>2</sub>	12,8	113,5	196,6	254
– " –	М+С <sub>2</sub>	19,5	–	293	536
– " –	П+С <sub>2</sub>	64	364	633	879
Чугун ИЧ280Х28Н2	А+Ф+С <sub>2</sub> +С <sub>3</sub>	11	37	108	226
Сталь 30Х10Г10	А+С <sub>3</sub>	3,0	7,0	15	26

Примечание. Обозначения:  $s$  – толщина плиты, из которой вырезан образец;  $\Delta m$  – потеря массы; А – аустенит; М – мартенсит; П – перлит; Ф – феррит; С<sub>1</sub>, С<sub>2</sub>, С<sub>3</sub> – карбиды типа (Fe, Cr)<sub>3</sub>C; (Cr, Fe)<sub>7</sub>C<sub>3</sub>; (Cr, Fe)<sub>23</sub>C<sub>6</sub> соответственно.

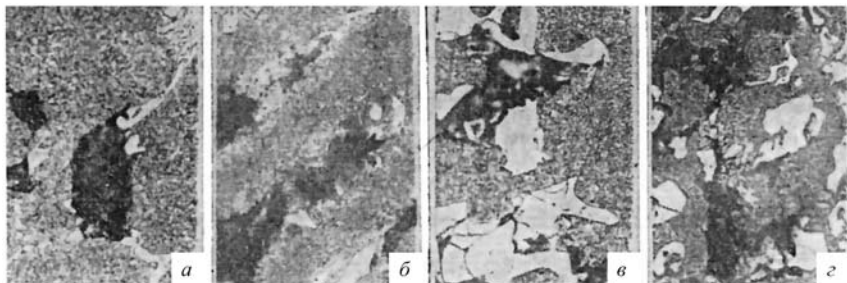


Рис. 2.27. Микроструктура ( $\times 250$ ) отливок, подвергшихся кавитационному воздействию; толщина отливок 20 мм (*а* – *в*) и 100 мм (*г*):

*а* – плавка № 1; *б* – плавка № 2; *в* – плавка № 3; *г* – плавка № 4

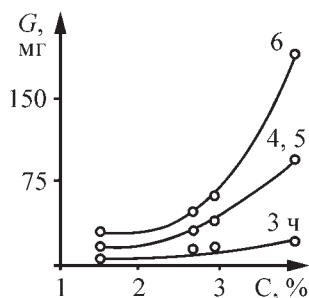


Рис. 2.28. Влияние содержания углерода на кавитационную стойкость, *ч* (у кривых), высокохромистых (12–14 Cr) чугунов [69]

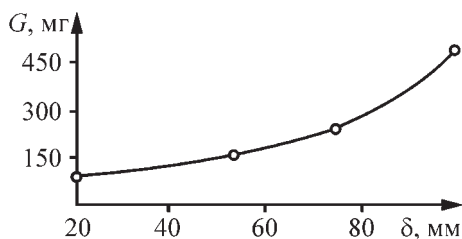


Рис. 2.29. Влияние толщины отливки на кавитационную стойкость высокохромистого (12–14 % Cr) чугуна [69]

связано с увеличением размеров карбидов (ср. рис. 2.27, *б*, *в*) при уменьшении скорости кристаллизации толстостенных отливок.

Кавитационная стойкость хромистых чугунов в значительной степени определяется состоянием их металлической основы. В табл. 2.21 приведены результаты исследования кавитационной стойкости хромистого чугуна ИЧ280Х12М (плавка № 2) с разным состоянием металлической основы, полученной соответствующей термической обработкой. Чугун ИЧ280Х12М обладает максимальной кавитационной стойкостью при аустенитной и мартенситной основах.

В работе, наряду с исследованием кавитационной стойкости хромистых чугунов ИЧ280Х12М и ИЧ280Х28Н2, для сравнения изучалась стойкость стали Ст.3 (эталон) и весьма стойкой, по данным [13], стали 30Х10Г10 (см. табл. 2.21).

Все исследованные образцы белых хромистых чугунов из заготовок 20×100×135 мм обладают сравнительно высокой кавитационной стойкостью, в 20–30 раз превышающей кавитационную стойкость стали Ст.3 (при 3 ч испытании). Более низкая кавитационная стойкость чугуна ИЧ280Х28Н2 по сравнению с чугуном ИЧ280Х12М, по-видимому, объясняется более крупными и хрупкими заэвтектическими карбидами, а также наличием в ИЧ280Х28Н2 гетерогенной (феррит + аустенит) металлической основы. По данным [13], феррит – наименее стойкая структура при кавитационном износе. Из исследованных чугунов наибольшую стойкость показал низкоуглеродистый (1,5 % С) хромистый чугун.

Наиболее высокой кавитационной стойкостью из исследованных сплавов обладает сталь 30Х10Г10, за ней следует низкоуглеродистый (1,5 % С) хромистый чугун и ИЧ280Х12М (см. табл. 2.21).

Проведенные исследования позволяют сделать следующие выводы:

- кавитационная стойкость белых чугунов определяется количеством и размерами карбидов; она снижается при увеличении как количества, так и размеров карбидов;

- на кавитационную стойкость белых чугунов при постоянных количестве и характере карбидной фазы существенно влияет структура металлической основы.

Максимальной кавитационной стойкостью обладают термически обработанные чугуны с мартенситно-аустенитной или металлической основой из метастабильного аустенита.

Структуры с металлической основой из сравнительно "мягкого" и непрочного перлита значительно – до 10 раз – уступают хромистым чугунам с мартенситной основой.

Низкая износостойкость чугуна ИЧ280Х30Н2, по-видимому, объясняется наличием в его структуре ферритной составляющей, заэвтектических карбидов и наличием цементита.

Высокохромистые чугуны (при толщине отливки до 20 мм) обладают высокой кавитационной стойкостью, в 20–30 раз превышающей кавитационную стойкость стали Ст.3, и успешно применяются для изготовления деталей машин, подвергающихся кавитационно-эрозионному износу.

## 2.5. УДАРНО-АБРАЗИВНОЕ ИЗНАШИВАНИЕ

Износ является комплексным процессом, на который, кроме чисто абразивной составляющей (тоже зависящей от многих факторов — скорости, крупности, твердости абразива, угла атаки и др.), нередко воздействуют коррозия и другие факторы.

Рассмотрим влияние абразивного износа и ударных нагрузок на стойкость деталей из белых чугунов, абстрагируясь от других факторов.

В условиях абразивного износа типа микрорезания и относительно небольших ударов (детали шламовых насосов и классификаторов, пологие течи и др.) белые износостойкие чугуны зарекомендовали себя как весьма стойкие материалы, в 4–30 раз превосходящие по стойкости конструкционные стали.

В условиях, когда износ, в основном, имеет характер микрорезания, но сопровождается периодическими сильными ударами, детали из белых износостойких чугунов оказались непригодны из-за поломок ввиду хрупкости этих сплавов. Проблема применения белых чугунов для таких условий эксплуатации была решена автором с созданием комбинированных и композитных отливок: белый чугун—сталь [28, 30–34, 36], хорошо себя зарекомендовавших для защиты от износа кузовов крупных карьерных автосамосвалов, днищ ковшей драглайнов, течек и др.

Во многих условиях работы износ сопровождается большими напряжениями на поверхности детали, вызывающими эффект усталости от частых повторяющихся ударов, и приводит к полидеформационному и хрупкому разрушению их поверхности.

Ударно-абразивный износ сопровождается кавитационными, газо- и гидроабразивными процессами при большой скорости потока абразивных частиц и т.п. Этот вид износа наблюдается в зубьях и стенках ковшей лопат, грузящих, содержащие кварц, руды черных и цветных металлов, билах, щеках и конусах дробильных агрегатов и т.п.

Как правило, для таких условий работы используют детали из аустенитных марганцовистых сталей типа 110Г13Л, малоуглеродистых мартенситных сталей, сталей, защищенных износостойкими наплавками.

Детали, работающие в условиях ударно-абразивного износа, имеют низкий срок службы. Так на погрузке железистых кварцитов зуб ковша экскаватора служит 3–5 дней, конуса дробилок, измельчающих крепкие и абразивные руды, служат около 20 дней, била молотковых дробилок даже при дроблении сравнительно мягких минералов и угля служат 5–7 дней и т.п.

Условия процесса хрупкого разрушения поверхности детали зависят от многих факторов, связанных как с интенсивностью износа и его характером, так и с составом и структурой металла деталей [57, 58, 118, 128].

В [137] задача поиска материала и конструкции для работы в условиях абразивного износа и ударных нагрузок разбивается на две самостоятельные задачи в соответствии с условиями работы детали:

(а) ударное воздействие абразива, когда деталь в целом не испытывает нагрузок, которые могут вызвать ее макроразрушение (поломку), но износ поверхности резко ускоряется и приобретает характер, отличающийся от микрорезания;

(б) абразивный износ, сопровождающийся большими динамическими нагрузками на деталь, которые создают опасность макроразрушения и препятствуют применению относительно хрупких износостойких материалов (работа зубьев ковша экскаватора, течек для крупных кусков угля и руды в открытых карьерах, некоторых деталей проходческого и добычного оборудования, дробилок и т.п.).

Отметим, что приведенная в [137] классификация условий абразивного износа недостаточна. Ведь абразивный износ с большими динамическими нагрузками и высокими удельными давлениями не только приводит к поломкам деталей (макроразрушение по [137]), но и к изменению вида износа, наблюдающегося при микрорезании. Износ в этих условиях имеет другой характер – многократное деформирование поверхности происходит с образованием своеобразных стружек и вытянутых чечевицеобразных углублений на разрушаемой металлической поверхности вязких сталей, а также хрупкому выкрошиванию заэвтектических сталей и чугунов, вызываемому усталостными эффектами от повторяющихся ударов [122].

Использование композитных отливок (сталь – износостойкий белый чугун) позволило устранить при эксплуатации поломки броней течек для крупных кусков руды и зубьев ковшей экскаваторов, но не увеличило срок службы этих деталей – он не превышал срока службы традиционных деталей из стали 110Г13Л, так как вставки из белого хромистого чугуна подвергались хрупкому выкрошиванию. Но применение броней (плит) сталь – износостойкий чугун для условий периодических больших динамических нагрузок и износа, в основном, типа микрорезания (днища кузовов самосвалов грузоподъемностью 110 т, наружная часть днища ковшей драглайнов емкостью 15 м<sup>3</sup> и др.) позволило в 4–5 раз повысить срок службы этих машин.

Представление о силе этих ударов можно составить, зная, что по техническим условиям допускается падение кусков руды размерами

1,5 м в двух измерениях с высоты 1,2 м на днище кузова автосамосвала.

Представляется, что кроме износа, описываемого в пункте (а) [137], следует выделить еще два вида ударно-абразивного износа [вместо пункта (б)]:

(б) абразивный износ, сопровождаемый большими динамическими нагрузками на деталь, вызывающими усталостное и хрупкое разрушение и иногда макроразрушение деталей;

(в) износ, в основном, типа микрорезания, сопровождаемый периодическими сильными ударами.

Вид износа, изложенный в пункте (б), характерен для работы зубьев ковшей экскаваторов, конусов и щек дробилок, бил и т.п. А характер износа, описанный в пункте (в), соответствует условиям работы днищ ковшей драглайнов, кузовов крупных автосамосвалов и т.п.

В связи с изложенным представлялось важным изучить граничные условия работы белых износостойких чугунов для определения области их применения.

**Влияние угла атаки.** При сравнительно малых (до  $30^\circ$ ) углах атаки работают многие детали, подвергающиеся абразивному износу, — колеса, корпуса и бронедиски шламовых насосов, трубы и т.д. Однако нередки случаи, когда угол между вектором скорости абразивных частиц и изнашивающейся поверхностью детали (угол атаки) близок к  $90^\circ$ . В этих условиях работают колена трубопроводов, дефлекторы дождевальных машин и т.п.

Влияние угла атаки на гидроабразивное изнашивание белых чугунов изучалось на установке ПВ-12 при скорости потока 36 м/с, размере кварцевых частиц 0,2–0,3 мм,  $HV$  кварца 1000, концентрации частиц 6,6 г/л [118].

Результаты исследования износостойкости чугуна ИЧ290Х12М и чугунов с 12 % Сг и разным содержанием углерода в зависимости от угла атаки, полученные автором в сотрудничестве с М.М. Тененбаумом и Э.Л. Ароновым, приведены в табл. 2.22, 2.23.

Белые чугуны наиболее износостойки при малых углах атаки ( $10^\circ$ ) в отличие от пластичных сталей (в наших опытах сталь Ст.3), которые более стойки при углах, близких к  $90^\circ$  (табл. 2.22). Если при малых углах атаки с увеличением содержания углерода и, следовательно, количества карбидной фазы, износостойкость сплавов растет, то при больших углах атаки ( $70^\circ$ ) износостойкость практически постоянна при всех содержаниях углерода (табл. 2.21). При других скоростях перемещения абразивных частиц величины износостойкости при разных уг-

Таблица 2.22

**Износостойкость, мин/мм<sup>3</sup>, чугуна ИЧ290Х12М  
в зависимости от угла атаки**

Материал	10°	25°	40°	55°	70°	85°
Чугун ИЧ290Х12М (2,8 % С)	11,2	8,05	6,0	6,2	6,84	7,7
Сталь Ст.3 (эталон)	3,0	2,5	2,0	2,5	36	3,8

Таблица 2.23

**Износостойкость, мин/мм<sup>2</sup>, чугунов с 12 % Сг  
в зависимости от угла атаки и содержания углерода**

С, %	HV	10°	25°	70°
3,94	850	—	8,20	6,52
2,8	790	11,2	8,05	6,84
1,89	750	—	5,30	6,66
1,53	720	—	4,38	6,42

лах атаки и содержаниях углерода будут отличны от значений, приведенных в табл. 2.22 и 2.23.

**Влияние скорости движения абразивных частиц.** Интенсивность износа в большой степени зависит от скорости перемещения абразивных частиц, которая определяет их кинетическую энергию к моменту встречи с изнашиваемой поверхностью.

Зависимость износа  $w$  от скорости  $v$  абразивных частиц:

$$w = a v^n,$$

где  $a$  – коэффициент, равный величине износа при  $v = 1$  м/с;  $n$  – показатель, характеризующий чувствительность изнашиваемых материалов к изменению скорости.

Из данных табл. 2.24 следует, что белые чугуны типа ИЧ290Х12М более чувствительны к изменению скорости, чем пластичные стали (Ст.3), и менее чувствительны, чем сталь У12 и базальт.

Автором с З.М. Гамольской, В.М. Гутерман и С.П. Козыревым [61] изучалось на струеударной установке влияние скорости перемещения абразивных частиц на износостойкость чугуна при угле атаки,

Таблица 2.24

**Чувствительность материалов к изменению скорости потока абразивных частиц (по данным М.М. Тененбаума и Э.Л. Аронова)**

Материал	$a^*$	$n^*$
Сталь Ст.3	$1,31 \cdot 10^{-2}$	1,50
Чугун ИЧХ12М	$2,76 \cdot 10^{-3}$	1,75
Сталь У12	$1,32 \cdot 10^{-3}$	2,00
Базальт	$4,09 \cdot 10^{-4}$	3,00

\* В формуле  $w$ .

близком к  $90^\circ$ . Результаты исследования (табл. 2.25) показывают, что износостойкость белых чугунов при больших скоростях перемещения абразивных частиц резко снижается. Снижение износостойкости при повышении скорости наблюдается и при малых углах атаки (до  $30^\circ$ ), что, по-видимому, связано с воздействием нормальной составляющей скорости абразивных частиц, которое при высоких скоростях и, следовательно, при больших энергиях удара приводит к хрупкому разрушению материала.

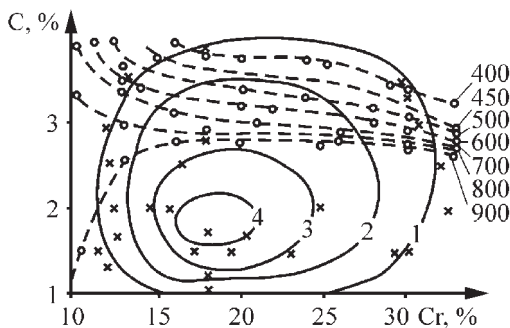
В работе [137] показано, что при ориентировке карбидов перпендикулярно изнашиваемой поверхности износостойкость чугуна ИЧ300Х18ГЗ существенно выше, чем при ориентировке их параллельно изнашиваемой поверхности. Причем отношение коэффициентов износостойкости при разной ориентировке карбидов составило 2,9 для угла атаки  $30^\circ$ , 1,9 – для  $60^\circ$  и 1,5 – для  $90^\circ$ . Преимущества благоприятной ориентировки карбидов уменьшаются с увеличением

Таблица 2.25

**Влияние скорости перемещения абразивных частиц при угле атаки  $90^\circ$  на износостойкость материалов**

Материал	Твердость	$K$ при $v$ , м/с		
		20	40	80
Сталь 20 (эталон)	<i>HB</i> 123–143	1	1	1
Сталь 40Х	<i>HRC</i> 51–55	2,0	1,65	1,42
Чугун ИЧХ12М	<i>HRC</i> 60–64	5,3	3,5	2,1





**Рис. 2.30.** Влияние содержания углерода и хрома на прочность (штриховые) и ударно-абразивную стойкость (сплошные) чугунов, содержащих Si и Mn до 1 %. Числа у кривых —  $\sigma_n$ , Н/мм<sup>2</sup>

нормальной составляющей удара, но остаются существенными даже при лобовом ударе [137].

В [101, 106] приведены результаты изучения ударно-абразивной стойкости белых хромистых чугунов. Относительную ударно-абразивную стойкость изучали на центробежном ускорителе ЦУК-3. Скорость вращения ротора составляла 60 м/с, абразив — чугунная дробь размером 0,8–1 мм, расход дробы на один опыт — 15,9 кг, угол атаки — 90°. Исследовали чугуны, содержащие 1,5–4,0 % С и 12–30 % Cr.

Результаты исследования ударно-абразивной стойкости и прочности белых чугунов в зависимости от содержания углерода и хрома представлены на рис. 2.30.

Авторы [101] считают, что максимальной ударно-абразивной стойкостью обладают чугуны, содержащие 17–22 % Cr и 1,5–2,2 % С. Прочность сплавов по мере увеличения количества углерода, т.е. карбидов, уменьшается. В ходе испытаний при угле атаки 90° на стенде ПВ-12 со струеударной установкой при скорости 80 м/с стойкость белых хромистых чугунов была выше стойкости конструкционных сталей и, в частности, эталона из стали 20 или Ст.3 в 2–4 раза.

В условиях сильных, непрерывных ударов детали из белых хромистых чугунов (футеровки крупных шаровых мельниц, вставки композитных плит и др.) имели стойкость, близкую стойкости стали 110Г13Л.

Промышленные испытания шаровых мельниц МШР 4,0×5,0 с футеровками из чугуна ИЧ210Х12Г5 были проведены на Северном ГОК (в Кривом Роге). Эти футеровки были изготовлены в литейном цехе НКЗТМ (Украина) отливкой в земляные формы с холодильником на рабочей (волновой) поверхности. Диаметр мельницы — 4 м, руда — железистые кварциты, с содержанием железа 28–30 %, диа-

метр мелющих шаров – 125 мм. Срок службы серийных футеровок из стали 110Г13Л – 5–6 мес.

Наблюдение за футеровками из чугуна ИЧ210Х12Г5 показало, что после 1 мес. работы поверхность футеровок была ровной, без хрупких разрушений, износ незначителен, затем он резко увеличился, и срок службы опытных футеровок из чугуна ИЧ210Х12Г5 был примерно равен сроку службы серийных футеровок из стали 110Г13Л. По-видимому, в начале работы футеровок из чугуна ИЧ210Х12Г5 износу сопротивлялся поверхностный слой, состоящий из мелких карбидов, ориентированных своей вертикальной осью перпендикулярно движению абразивного материала. И этот же слой хорошо сопротивлялся ударам падающих при помол мелющих шаров. Однако после удаления поверхностного слоя износу подвергались более глубокие слои футеровки, структура которых, по-видимому, менее сопротивлялась ударно-абразивному износу.

Подобная картина наблюдалась и при испытании на Алмалыкском ГМК (Узбекистан).

Наш опыт применения вставок из белых хромистых чугунов для изготовления зубьев ковшей экскаваторов, броней на разгрузочном горле конусной дробилки (куски железистых кварцитов размером до 150 мм) показал, что в этих условиях работы эти сплавы имеют срок службы, не превышающий срока службы стали 110Г13Л.

Наблюдение за вставками плит, защищавших торцевую часть боковых стенок ковша на погрузке железистых кварцитов, показало, что вставки имеют неровную поверхность с выступами и впадинами. Такая поверхность отличалась от гладкой ("окатанной") поверхности вставок из белых хромистых чугунов, работавших в условиях износа типа микрорезания.

Промышленные испытания привели к необходимости изучить возможность использования белых хромистых чугунов при высоких динамических нагрузках. Предполагалось, что увеличение скорости кристаллизации и, в результате, уменьшение размеров карбидов приведут к увеличению стойкости таких сплавов в условиях ударно-абразивного износа. Проведенные ранее испытания (см. табл. 2.22–2.25, рис. 2.30) не позволяли оценить стойкость белых хромистых чугунов в зависимости от их структуры при высоких динамических нагрузках. Зная о значительном влиянии на износостойкость при износе типа микрорезания размера карбидов [29], предполагали, что этот фактор окажет большое влияние на стойкость белых хромистых чугунов при высоких динамических нагрузках.

Для этой цели нами совместно с Е.Е. Остапенко на центробежном ускорителе ЦУК-3М было проведено изучение ударно-абразивной стойкости белых хромистых чугунов при высоких динамических нагрузках. Исследование велось при угле атаки  $90^\circ$  и скорости абразивных частиц 70 и 128,7 м/с, массе абразива в одном испытании 5 кг. Гранулометрический состав песка:

Размер ячейки сита, мм . . . . .	0,63	0,4	0,315	0,2	0,16	0,1	–0,1
Выход, % . . . . .	0,1	0,2	0,4	3,4	10	78	7,4

Разные скорости охлаждения (кристаллизации) отливок получали вследствие разной теплопроводности материала литейной формы (песок и металл) и разной толщины отливок-образцов – от 1,2 мм до 25 мм. Проведены также испытания стойкости образцов чугуна ИЧ280Х18Г2 и твердого сплава ВК-6 на дробеметном стенде, где поток остроугольных частиц дробы размером 1–1,4 мм ударялся в образцы при скорости 60 м/с и угле атаки  $\alpha = 90^\circ$ . Эталон из стали Ст.3 имел твердость  $HV = 123 \div 143$ .

Результаты испытания приведены в табл. 2.26. Для сравнения результаты испытания на износ приведены в работе И.Р. Клейса [57].

Испытания показали (см. табл. 2.26), что при скорости частиц песка 70 м/с и угле атаки  $90^\circ$  с ускорением процесса кристаллизации и уменьшением размера карбидов износостойкость белого хромистого чугуна типа ИЧ280Х18Г2 увеличивается в 2,5–3,3 раза. При дальнейшем увеличении скорости частиц песка до 128,7 м/с стойкость образцов чугуна ИЧ280Х18Г2 резко уменьшается – до уровня стойкости эталона из малоуглеродистой ферритно-перлитной стали.

Согласно [57] (см. табл. 2.26), образцы из чугуна 15 % Cr–Mo, испытанные кварцевым песком ( $HV 1100$ ), при скорости 70 м/с имели износостойкость – 0,6, т.е. ниже стойкости эталона из малоуглеродистой стали. Однако, при большей скорости – 100 м/с, но при более мягком абразиве – известняке ( $HV 190$ ) износостойкость этого сплава равнялась 3,8. Низкую износостойкость – 0,52 показала аустенитная марганцовистая сталь 110Г13Л.

Образцы стали Х12 (полученные экструдированием мелких частиц расплавленного жидкого сплава) при скорости песка 70 м/с имели износостойкость 1,66.

Твердые W–Co-сплавы ВК-3 и ВК-6 при всех условиях испытания (песок, чугунная дробь, более высокие скорости) показали исключительно высокую стойкость в условиях ударно-абразивного износа – в

Таблица 2.26

## Относительная износостойкость некоторых материалов при угле атаки 90°

Испытуемый материал	Материал формы	Толщина отливки, мм	Твердость образца HV	Абразив		K при v <sub>абр</sub> , м/с	
				название	HV	70	128,7
Чугун ИЧ280Х18Г2 2,85 % С; 20,5 % Cr; 2,5 % Mn То же " "	Песок	25	868	Песок	1000—1200	1,07	0,77
	Сталь	2,2	746	То же	То же	1,96	—
	То же	2,0	" "	" "	" "	2,5	—
Чугун ИЧ260Х18Г2 2,6 % С; 18,6 % Cr; 2,0 % Mn То же	Сталь	4	804	Песок	1000—1200	1,66	—
	То же	1,2	" "	То же	То же	3,3	1,05—1,35
	Сталь Х12, экструдированная 2,0 % С; 16 % Cr	—	804	Песок	" "	1,66	—
Сталь 110Г13Л 1,16 % С; 12,6 % Mn То же	Песок	100	162	Песок	1000—1200	0,52	—
	То же	То же	То же	Чугунная дробь ДЧК-1	HV 365	0,7	—
	Чугун ИЧ300Х18Г2 3 % С; 18 % Cr; 2,5 % Mn	25	804	Чугунная дробь	HV 365	v = 60 м/с 1,09	—

Окончание табл. 2.26

Испытываемый материал	Материал формы	Толщина отливки, мм	Твердость образца <i>HV</i>	Абразив		K при $v_{обр}$ , м/с	
				название	<i>HV</i>	70	128,7
Твердый сплав ВК-6	—	—	2000	Чугунная дробь	<i>HV</i> 365	$v = 60$ м/с 50	—
Твердый сплав ВК-3	—	—	1600	Песок	1000–1200	—	$v = 165$ м/с 47
Чугун 15 % Cr–Mo (3 % C; 16 % Cr; 3 % Mo)	—	—	554	То же	1150–1250	0,6	—
	То же	—	620	—	—	—	$v = 100$ м/с 0,9
—	—	—	614	Извест- няк	190	—	$v = 100$ м/с 3,8
—	—	—	554	Полевой шпатель	830	1,2	—
Эталон Ст.3 0,24 % C; 0,54 % Mn; 0,22 % Si	—	—	133	Песок	1000–1200	1	1
	—	—		Чугунная дробь	<i>HV</i> 365	1	—

47–50 раз выше эталона. Отметим, что эти результаты для ВК-3 получены при скорости частиц песка 165 м/с.

Хотя испытания на износ остроугольной дробью велись при скорости 60 м/с, необходимо учесть, что масса частиц дробы и, соответственно, ее кинетическая энергия при ударе значительно превосходили соответствующую энергию частиц песка. Образцы чугуна ИЧ300Х18Г2 при испытании дробью имели износостойкость, равную эталону – 1,09, а сталь 110Г13Л – 0,7.

В [145, 152] также отмечается, что при ударно-абразивном износе с уменьшением толщины деталей и, соответственно, уменьшением размера карбидов увеличивается стойкость Cr–Mn-чугунов.

В [145, 152] показано, что при испытании чугунной дробью со скоростью 60 м/с и угле атаки 90°, уменьшением размера карбидов с 10 до 4–5 мкм ударно-абразивная стойкость хромистых чугунов увеличивается более чем вдвое.

Наши исследования показали, что уменьшение размеров карбидов значительно увеличивает стойкость белых хромистых чугунов при ударно-абразивном износе, так как критические условия хрупкого разрушения поверхности деталей сдвигаются в направлении более высоких напряжений и более твердых и прочных абразивов. Поэтому в зависимости от условий эксплуатации – твердости и скорости абразива, угла атаки и др. следует принимать решение о целесообразности использования белых хромистых чугунов и о технологии, обеспечивающей оптимальный срок службы деталей.

Низкая стойкость белых хромистых чугунов при интенсивном ударном износе в наших опытах при 128 м/с, по-видимому, объясняется структурой карбидов этих сплавов.

Тригональный карбид  $(Cr, Fe)_7C_3$  обладает выраженной анизотропией, по-видимому, вызванной разным типом связей между атомами – ковалентной вдоль оси  $c$  и металлической по осям  $a$  и  $b$  [137].

В результате скорость роста кристалла по оси  $c$  намного выше, чем по другим направлениям, и растущий первичный кристалл  $(Cr, Fe)_7C_3$  приобретает форму длинной шестигранной призмы.

Карбид  $Cr_7C_3$  имеет гексагональную кристаллическую решетку с большой разницей между параметрами решетки  $a$  и  $c$ , достигающей трех раз.

Из общих соображений, а также из исследований [3, 29, 52] следует, что при увеличении карбидного зерна интенсивность изнашивания возрастает при всех углах атаки независимо от вида абразива.

В [52] проводилось исследование влияния величины карбидов карбидо-хромовых спеченных твердых сплавов с Ni-связкой на их

стойкость при гидроабразивном износе. Условия испытания: несущая среда — вода, абразивы — оксиды железа твердостью 5–8 кН/мм<sup>2</sup> и кварцевый песок твердостью 1100–1200 *HV*, скорость струи — 80 м/с, концентрация твердых частиц в смеси — 1 мас. %, величина абразива 0,1–0,3 мм, углы атаки 30°, 60° и 90°.

При увеличении карбидного зерна интенсивность изнашивания у всех испытываемых сплавов возрастает при всех углах атаки. Однако интенсивность износа при угле 90° вдвое выше, чем при угле 30°. Авторы работы [52] объясняют влияние размера карбидов на износостойкость тем, что при ударе частиц песка о поверхность сплава превалирует растрескивание крупных карбидных зерен. Известно, что прочность крупных карбидных зерен меньше, чем мелких, при разрушении в них образуются длинные трещины и, вместе с тем, увеличивается объем повреждений. Эти результаты хорошо согласуются с данными наших исследований (см. табл. 2.26). При столкновении с материалом частицы большей твердости (песок) способны создать более высокие контактные напряжения в поверхностном слое материала, особенно в условиях их раздробления, что приводит к повышению износа по сравнению с воздействием менее твердых частиц.

Интересно, что при ударно-абразивном износе наблюдается кажущийся парадокс: чем относительно меньше в белом хромистом чугуна карбидов, тем выше его стойкость (см. рис. 2.30), это же явление наблюдается и при кавитации (см. рис. 2.28), которая является разновидностью ударно-абразивного износа. При исследовании микроструктуры образцов хромистых чугунов, подвергавшихся кавитации (см. рис. 2.27), хорошо видно, что износ этих сплавов начинается с разрушения карбидной фазы.

По-видимому, высокая износостойкость твердых сплавов типа ВК-6 при ударно-абразивном износе определяется не только большим количеством твердых карбидов в их составе, но прочной и компактной структурой этих карбидов, способствующих их высокому сопротивлению ударным нагрузкам. Об этом же свидетельствует разница в износостойкости твердых сплавов и хромистых чугунов при износе типа микрорезания и ударно-абразивном. Так, износостойкости сплава ВК-6 и чугуна ИЧ280Х12М, 15 % Cr–Mo при износе типа микрорезания песком разнятся примерно в три раза (см. табл. 2.3), а при ударно-абразивном износе чугунной дробью и песком — в 50 раз (см. табл. 2.26).

О том, что высокая износостойкость твердых сплавов ВК определяется в значительной степени типом карбидов, а не только их количеством, свидетельствуют и данные [52], согласно которым спечен-

ные карбидохромовые сплавы, содержащие до 90 % карбидов (Ni-связка, скорость 80 м/с, угол атаки 90°, абразив—кварцевый песок), показали стойкость, равную 0,5 от стойкости эталона из стали 45, несмотря на большое количество карбидов.

Вероятно, применение белых чугунов с карбидами, имеющими более компактную кристаллическую решетку, например кубическую, позволит использовать эти сплавы в условиях ударно-абразивного износа при более высоких динамических нагрузках.

Благоприятная форма — шаровидная — в ванадиевых чугунах привела к резкому повышению пластичности этих сплавов, уникальному для белых чугунов удлинению до 8 %.

В работах [112–115] приводятся данные, что чугуны, содержащие 5,5–10, 5 % V при 2,1–3,8 % C, 0,3–2,5 % Si, 3,5–20 % Mn, 5,0–9,5 % Cr, обладают высокой износостойкостью при динамических нагрузках и прочностью. Эти свойства получаются при отношении V:Cr = 0,7÷1,1, суммарном содержании этих элементов 12–18 %. Ударная вязкость на надрезанных образцах достигает 400–500 Дж/м<sup>2</sup>, а относительная износостойкость в 2–8 раз превышает износостойкость такого чугуна, содержащего 0,2–2,5 % V.

Хотя по данным [112] трудно судить о величине ударной составляющей износа при испытании, тем не менее превосходство ванадиевого чугуна несомненно.

Согласно [114], ванадиевые чугуны разделяют на три типа.

1 — чугуны с содержанием, мас. %: 3–3,5 C; 2,5–4,0 Mn; до 1 Si; 6–10 Cr и 6–8 V. Эти сплавы имеют высокую прочность ( $\sigma_B = 580\div 630$  Н/мм<sup>2</sup>), твердость  $\geq 60$  HRC и высокое сопротивление износу, которое не уступает твердым сплавам ВК-8 и ВК-10, но имеют более высокую ударную вязкость.

2 — сплавы, содержащие, мас. %: 2,2–2,5 C; 5–7 Mn; около 1,0 Si; 6–6,5 V и 6–6,5 Cr. Металл имеет разреженную структуру эвтектик с заметным преобладанием А+ МС эвтектик; после закалки сплав имеет полностью инвертированную структуру с разреженной бинарной эвтектикой и тонкими изолированными включениями карбидов  $M_7C_3$ . При высокой прочности ( $\sigma_B = 650\div 700$  Н/мм<sup>2</sup>) сплав обладает высокой пластичностью, удлинением до 3 %, высоким сопротивлением ударам и твердостью до 40 HRC.

3 — сплавы, содержащие, мас. %: 1,6–2 C; до 0,7 Mn; 1–2 Si; 6–7 V; 5–6 Cr и до 3,5 Mo. После термообработки — закалки и двукратного отпуска при 540–560 °C структура состоит из разреженной бинарной эвтектики, тонких включений карбида  $M_7C_3$  и мартенситной матрицы. При твердости 61–65 HRC сплав обладает высоким со-



противлением износу, превосходящим инструментальную сталь P18, и хорошей стойкостью при 550–580 °С. Этот сплав может быть использован для изготовления литых инструментов [114].

В более поздней работе Г.И. Сильмана и его сотр. [115] была исследована износостойкость Cr–V-чугунов в виде порошков, наплавленных на сталь 45. Испытание велось на лабораторной установке и на деталях землеройных машин, работающих в условиях низких температур.

Для зубьев ковша, работающих при энергии удара от 200 до 600 Дж/м<sup>2</sup> рекомендуется содержание в сплаве 2,8–3,0 % С и 3–4 % Mn. Были испытаны электроды с 2,8 % С, 9 % Cr, 8 % V, 2 % Si и 5 % Mn. Испытания показали увеличение в три раза срока службы испытываемых деталей. Авторы [115] для деталей, работающих в условиях ударно-абразивного износа, при энергии удара до 400 Дж/м<sup>2</sup> рекомендуют применять Cr–V-чугун с мартенситно-аустенитной матрицей и содержанием карбидов в структуре около 30 %. При энергии удара, превышающей 400 Дж/м<sup>2</sup>, рекомендуется чугун с аустенитной матрицей и 20–25 % карбидов в структуре.

Несомненно, что уменьшение размеров карбидов, придание им компактной формы и повышение их твердости приводят к более высокой ударно-абразивной стойкости белых чугунов.

Представляется целесообразным проведение широких лабораторных и промышленных испытаний белых чугунов с компактными карбидами типа VC, TiC в условиях ударно-абразивного износа с высокими динамическими нагрузками.

В табл. 2.27–2.30, по данным [56], приводятся свойства карбидов хрома, ванадия, титана, вольфрама. Интересно, что обладающие высокой твердостью эти карбиды имеют либо кубическую решетку, либо решетку с осями *a* и *c*, различающимися размерами на ≤ 60 %. Тогда как в карбиде хрома Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub>, содержащемся в наиболее распространенных белых чугунах, эти размеры отличаются около 3 раз, что, по-видимому, и приводит к меньшей прочности этого карбида.

В [56] отмечается, что карбид ванадия обладает высокой твердостью, прост в получении и недорогостоящ. Несмотря на это, он не нашел широкого применения в производстве твердых сплавов из-за относительно высокой хрупкости. В работах Ю.А. Геллера [41] и Г.И. Сильмана [114, 115] показано, что применение сплавов с карбидами ванадия дает возможность повысить стойкость деталей, работающих в условиях ударно-абразивного износа. В США сплавы с карбидами ванадия широко используются для производства инструментальных сталей.

Таблица 2.27

## Свойства карбидов хрома [56]

Свойства	$\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ (5,33 % С)	$\text{Cr}_7\text{C}_3$ (9,0 % С)	$\text{Cr}_3\text{C}_2$ (13,33 % С)
Кристаллическая решетка	Кубическая $D 8_4$	Гексагональная $C 4/3 V$	Орторомбическая $D 5_{10}$
Период решетки, нм	1,0638	$a = 1,398$ $c = 0,4523$	$a = 0,2821$ $b = 0,552$ $c = 1,146$
$\rho$ , г/см <sup>3</sup> : расчетная экспериментальная	0,6954 0,70	0,6898 0,69	0,6659 0,668 [400]
Микротвердость $HV$ , Н/мм <sup>2</sup>	16 500	22 000 [202]	22 800 [217]
Хрупкость	—	—	—
$t_{\text{пл}}$ , °С	1520 (разлагается) [363]	1780 (разлагается) [363]	1895 (разлагается) [363]
ТКЛР, $\alpha$	$10,1 \cdot 10^{-6}$	$10,6 \cdot 10^{-6}$	$10,3 \cdot 10^{-6}$ [399]
$-\Delta H_{298}$ , кДж/моль	68,8	191,1	88,2 [233]
$\rho$ , мкОм·см	—	—	75
Постоянная Холла	—	—	-0,47

Таблица 2.28

## Свойства карбидов ванадия [56]

Свойства	V <sub>2</sub> C (10,54 %)	VC (19,08 %)
Кристаллическая решетка	Гексагональная $L_13$	Кубическая $B_1$
Период решетки, нм	$a = 0,2906$ [40] $c = 0,4597$	0,4812 [40] –
$\rho$ , г/см <sup>3</sup> :		
расчетная	0,562	0,571
экспериментальная	–	0,576
Микротвердость $HV$ , Н/мм <sup>2</sup>	20 000	29 440 [217]
$E$ , кН/мм <sup>2</sup>	–	276
$t_{пл}$ , °С	1850 (разлагается)	2830 [23]
$-\Delta H_{298}$ , кДж/моль	–	112 [314]
$\rho$ , мкОм·см	–	60 [236]

Таблица 2.29

## Свойства карбидов титана (20,05 % C) [56]

Свойства	TiC
Кристаллическая решетка	Кубическая гранецентрированная $B_1$
Период решетки, нм	0,43316 [10]
$\rho$ , г/см <sup>3</sup> :	
расчетная	0,4939
экспериментальная	0,493
Микротвердость $HV$ , Н/мм <sup>2</sup>	32 000 (3200) [104]
$E$ , кН/мм <sup>2</sup>	322 [220]
$\sigma_B$ при изгибе, Н/мм <sup>2</sup>	280–400 [210]
$t_{пл}$ , °С	3160±100 [23]
$t_K$ , °С	4300
ТКЛР, $\alpha$	$7,42 \cdot 10^{-6}$
$\lambda$ , Вт/(м·К)	21
$c$ , Дж/(моль·К)	32

Таблица 2.30

## Свойства карбидов вольфрама [56]

Свойства	W <sub>2</sub> C (10,54 %)	WC (19,08 %)
Кристаллическая решетка	Гексагональная [459] компактная L'3	Простая [60] гексагональная*
Период решетки, нм	$a = 0,298$ [60] $c = 0,471$	$a = 0,2900$ [60] $c = 0,2831$
$\rho$ , г/см <sup>3</sup> :		
расчетная	1,723	1,567
экспериментальная	1,72	1,57 [60]
Микротвердость $HV$ , Н/мм <sup>2</sup>	1990 [217]	2080 [217]
$E$ , кН/мм <sup>2</sup>	428	727 [220]
$\sigma_b$ , Н/мм <sup>2</sup>		
при растяжении	< WC	350 [35]
при изгибе	< WC	560 (56)
$t_{пл}$ , °C	2700±50 [439]	2600 [439]
$\lambda$ , Вт/(м·К)	–	121,8
$c$ , Дж/(моль·К)	–	0,14
$-\Delta H_{298}$ , кДж/моль	–	–35,2 (–8,4) [229]
$\rho$ , мкОм·см	80 [55]	22 [236]

Необходимо дальнейшее изучение воздействия разных методов: легирования, модифицирования, инокулирования, пластической деформации и т.д. на улучшение структуры белых чугунов.

## Глава 3

# МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

---

---

### 3.1. ОБЩИЕ СВЕДЕНИЯ

Главное свойство белых износостойких чугунов – высокая износостойкость. Белые хромистые чугуны по износостойкости превосходят стали и серые чугуны в 4–12 раз. Однако для определения возможности их применения в разных условиях важно знать характеристики конструкционной прочности.

Сведения о механических свойствах белых чугунов часто несопоставимы из-за применения разных образцов и методов испытания.

Механическая обработка и испытание образцов из белого чугуна, особенно мартенситного, затруднительны, и поэтому сравнительно мало данных о прочности таких чугунов на разрыв.

В [87] приводятся данные Флинна и Чапина, которые на образцах, отлитых в специальные песчаные формы (V-blocks), провели испытание прочности белых чугунов на растяжение и получили следующие результаты. Предел прочности при растяжении белого перлитного чугуна, содержащего 1,5 % Cr, составляет 240–320 Н/мм<sup>2</sup>, никелехромистых чугунов с карбидами (Fe, Cr)<sub>3</sub>C в литом состоянии – около 220 Н/мм<sup>2</sup>, а отпущенных при 260 °С – 350 Н/мм<sup>2</sup>.

Результаты испытания на растяжение нихарда (3,4 % С, 2 % Cr и 4 % Ni) и высокохромистого чугуна (2,6 % С и 26 % Cr) приведены в табл. 3.1.

Структура белых чугунов с высоким содержанием хрома состоит из разобщенных тригональных карбидов (Cr, Fe)<sub>7</sub>C<sub>3</sub>. Поэтому чугуны такого типа обладают значительно большей вязкостью, чем низколегированные белые чугуны с карбидами (Fe, Cr)<sub>3</sub>C, образующими непрерывную карбидную фазу.

Таблица 3.1

**Свойства белых чугунов — нихарда и высокохромистого [87]**

Чугун	$\sigma_B$ , Н/мм <sup>2</sup>	$\delta = \delta_{упр} +$ $+ \delta_{пл}$ , %	$E$ , кН/мм <sup>2</sup>	$HВ$
Нихард	210–420	0,1–0,35	168–182	500–700
Высокохромистый	595	0,2–0,4	220	450–650

Многие авторы [12, 14, 85, 87] отмечают, что повышение содержания углерода при постоянной концентрации хрома вызывает ухудшение механических свойств, которое Ю.Г. Бобро [14] связывает с увеличением количества карбидной фазы в чугунах.

Согласно [59], для достижения наилучших механических свойств высокохромистых (14–25 % Cr) чугунов следует придерживаться их эвтектического состава. В [87] рекомендуется применять высокохромистые чугуны (26 % Cr) с содержанием углерода не выше 2,6 %, а чугуны с 12 % Cr – с 3,5–3,7 % C, так как при увеличении содержания углерода в структуре чугунов появляются крупные хрупкие иглы заэвтектических карбидов, которые резко снижают прочность чугунов.

На механические свойства белых чугунов влияет и содержание хрома. В работе [1] приводятся данные Кинцэла и Фрэнкса о том, что увеличение содержания хрома до 5 % снижает прочность чугуна, при 12–15 % Cr прочность достигает максимума и затем остается постоянной до 27 % Cr.

В [86, 87] указывается, что остаточный аустенит матрицы чугуна клаймэкс аллой-42, видимо, повышает вязкость отливок. И.К. Походня считает, что закалка наплавленного металла типа стали X12 от высоких температур на аустенитную структуру повышает их сопротивляемость ударным нагрузкам.

Нами по единой методике были изучены механические свойства ряда наиболее часто применяемых белых чугунов, химический состав которых приведен в табл. 3.2. Изучение предела прочности при растяжении проводилось на образцах диаметром 18 мм, получаемых литьем в стержневые формы без последующей механической обработки. Исследование предела прочности при изгибе проводилось на образцах диаметром 30 мм и расстоянием между опорами 300 мм, отлитых в оболочковые формы на пульвербакелите.

Как следует из табл. 3.2, высокохромистые чугуны ИЧ290Х28Н2, ИЧ260Х17Н3Г3, ИЧ290Х12М, ИЧ290Х12Г5, 15 % Cr–Mo с карбидами типа (Cr, Fe)<sub>7</sub>C<sub>3</sub> имеют большую прочность при изгибе и большую стрелу прогиба, чем чугуны с карбидами цементитного типа – ИЧХ2Н4 (нихард-2) и нелегированный белый чугун. Предел прочности при растяжении высокохромистых чугунов ИЧ290Х12М и ИЧ290Х12Г3 значительно (в 1,5 раза) выше, чем чугуна ИЧХ2Н4 (нихард-2).

Прочность при изгибе белых чугунов такая же, как у лучших марок модифицированного серого чугуна с пластинчатым графитом. Повышение предела прочности и стрелы прогиба (на 15–25 %) наблюдает-

Таблица 3.2

## Механические свойства белых чугунов при разных режимах термической обработки [29]

Чугун	Термообработка	$\sigma_{н}$ , Н/мм <sup>2</sup>	$f^*$ , мм	$\sigma_{в}$ , Н/мм <sup>2</sup>
Белый перлитный	Отпуск 2 ч при 200 °С	$\frac{330}{280-380}$	$\frac{1,4}{1,1-1,6}$	—
		$\frac{470}{400-480}$	$\frac{1,7}{1,6-1,8}$	—
		$\frac{590}{550-610}$	$\frac{2,1}{2,0-2,15}$	266
Нихард-2	Отпуск 3 ч при 230–250 °С	$\frac{490}{480-500}$	$\frac{1,7}{1,6-2,1}$	—
		$\frac{590}{570-610}$	$\frac{2,2}{2,1-2,3}$	—
		$\frac{610}{560-660}$	$\frac{2,0}{1,5-2,1}$	—
ИЧ290Х28Н2	Отпуск 2 ч при 560–580 °С	$\frac{490}{460-530}$	$\frac{1,5}{1,4-1,6}$	—
		Закалка от 860–880 °С на воздухе, отпуск 3 ч при 230–250 °С		
		Отпуск 2 ч при 560–580 °С		
ИЧ290Х28Н2	Отпуск 2 ч при 560–580 °С	$\frac{490}{460-530}$	$\frac{1,5}{1,4-1,6}$	—
		Отжиг при 880–900 °С, закалка от 1100 °С на воздухе, отпуск 3 ч при 520–560 °С		
		Отпуск 2 ч при 560–580 °С		

ИЧ260Х17Н3Г3	Без термообработки	$\frac{550}{450-640}$	$\frac{2,1}{1,6-2,5}$	—
	Отпуск 3 ч при 600—615 °С	$\frac{620}{580-660}$	$\frac{2,4}{2,3-2,5}$	—
	Двухкратный отжиг при 860—880 °С	$\frac{480}{470-490}$	$\frac{1,9}{1,8-2,1}$	—
Клаймэкс ал-лой-42 (15 % Cr—Mo)	Закалка от 950 °С на воздухе, отпуск 2 ч при 200 °С	$\frac{730}{610-880}$	$\frac{2,3}{1,9-2,6}$	—
	ИЧ290Х12М	$\frac{740}{650-880}$	$\frac{2,3}{1,9-2,6}$	413,3
ИЧ290Х12Г5	Закалка от 820 °С на воздухе, отпуск 2 ч при 200 °С	$\frac{700}{650-740}$	$\frac{2,25}{2,0-2,75}$	383

П р и м е ч а н и е. В числителе — средние, в знаменателе — крайние значения.

\*Стрела прогиба.



ся при отпуске. Оно связано со снятием напряжений, обусловленных низкой теплопроводностью белых чугунов, фазовыми превращениями, связанными с выделениями дисперсных карбидов (ИЧ290Х28Н2, ИЧ260Х17НЗГЗ), промежуточным превращением аустенита (ИЧХ2Н4, ИЧ260Х17НЗГЗ) [64, 126].

Отметим хорошее совпадение результатов наших испытаний и данных [47] по прочности на разрыв чугуна нихард-2.

Механические свойства обычно применяемых марок белых чугунов определяются типом, размерами, формой первичных и эвтектических карбидов в гораздо большей степени, чем характеристиками металлической основы.

### 3.2. ВЛИЯНИЕ КАРБИДОВ

Механические свойства зависят, в основном, от типа, количества и размеров карбидов, которые, в свою очередь, определяются химическим составом чугунов и технологией изготовления деталей.

**Тип карбидов** в исследовании изменяли легированием базисного чугуна (2,7–3,1 % С) хромом от 5 до 31,1 % [27, 29]. Количество карбидов во всех чугунах было примерно одинаковым: 26,6–32 % и только в сплавах с 29–31 % Сг достигало 35 мас. %. Механические свойства изучали на литых образцах, после 2 ч отпуска при 200 °С.

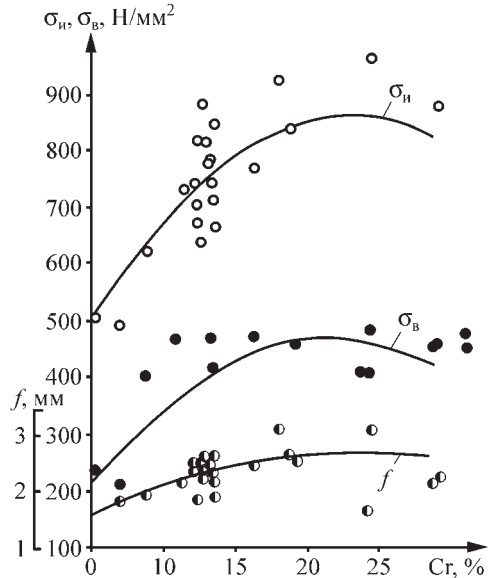
Изменение механических свойств белых чугунов с ростом содержания хрома хорошо объясняется изменением структуры этих сплавов. Механические свойства низки до тех пор (5,07–7 % Сг) (рис. 3.1), пока карбидная фаза в сплаве кристаллизуется в виде непрерывного ледебуритного каркаса. Начиная с 8,85 % Сг, механические свойства улучшаются, что связано с появлением больших участков изолированных тригональных карбидов хрома. Максимальная прочность в исследуемых чугунах наблюдается, когда карбидная фаза состоит в основном из карбидов тригонального типа  $M_7C_3$  – при 12–19 % Сг.

Данные исследования хорошо согласуются с данными работы [59], в которой также отмечается улучшение механических свойств белых чугунов, карбидная фаза которых состоит из изолированных тригональных карбидов хрома.

При содержании 25 % Сг и выше структура излома образцов становится грубой, игольчатой.

Тенденция к понижению механических свойств чугунов с 3 % С, содержащих свыше 25 % Сг, по-видимому, объясняется изменением типа карбидов – появлением игл заэвтектических карбидов и увеличением их количества.

Рис. 3.1. Влияние содержания хрома на механические свойства чугуна



Изучение влияния структуры чугуна с тригональными карбидами хрома на повышение механических свойств белых износостойких чугунов привело к созданию "эвтектического" нихарда (содержащего 7,5–15 % Cr, 3–5 % Ni) [47].

**Количество карбидов** изменялось в результате повышения содержания углерода от 1,53 до 4,4 % при постоянном содержании хрома (12–14,8 %). Влияние содержания углерода на механические свойства изучали на литых образцах, после 2 ч отпуска при 200 °С и после закалки на воздухе и 2 ч отпуска при 200 °С. Плавки с низким содержанием углерода (до 2 %) закаливали при 950–980 °С, а с содержанием 2,5–4,2 % С — при 900–930 °С. Из рис. 3.2 следует, что по мере повышения содержания углерода механические свойства чугунов снижаются, что связано с увеличением количества хрупкой фазы — карбидов. Эта закономерность отмечается также и в [14].

При содержании углерода, близком к 3,5 %, наблюдается резкое, скачкообразное снижение предела прочности при растяжении (рис. 3.2). Указанное явление связано с изменением характера карбидной фазы — появлением крупных, хрупких игл заэвтектических карбидов и, возможно, наличием цементита.

Кроме того, при содержании  $\geq 3,5\%$  С изменяется характер излома: от мелкозернистого и равномерного — к грубоигльчатому.

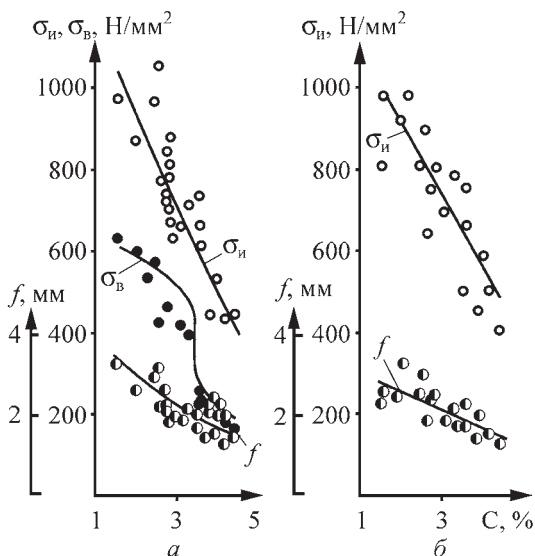


Рис. 3.2. Влияние содержания углерода на механические свойства чугунов (12–14 % Cr) после отпуска при 200 °С (а), заковки и отпуска при 200 °С (б)

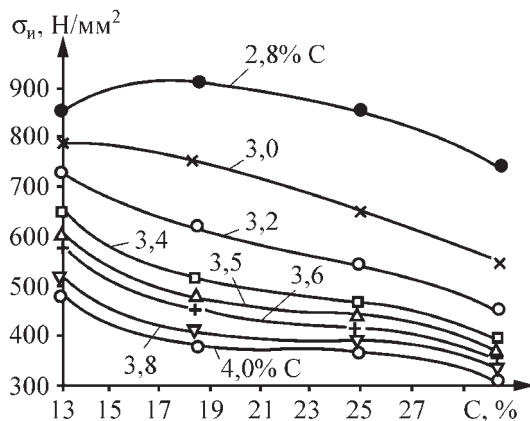
Резкое падение механических свойств белых чугунов с появлением в их структуре заэвтектических карбидов отмечается и в [87].

На прочность так же, как и на износостойкость, большее влияние оказывает содержание углерода, чем содержание хрома (рис. 3.3) [63]. Так, увеличение содержания углерода с 2,8 % до 3,54 % снижает прочность на изгиб ( $\sigma_{\text{изг}}$ ) в два раза, а увеличение содержания хрома в 2,5 раза (с 12,0 до 30,0 %) — только в 1,3 раза, что связано с разным влиянием этих элементов на изменение количества карбидов. Изменение содержания в хромистом чугуне углерода, например на 0,7 % (с 2,8 до 3,5 %), увеличивает количество карбидов на 10 % [26], а увеличение содержания хрома на 18 % (с 12 до 30 %) в чугуне с 3 % С повышает количество карбидов только на 3–5 % [26].

В зависимости от содержания хрома прочность чугунов резко снижается при разной концентрации углерода, в сплавах с более высоким содержанием хрома — при меньших концентрациях углерода, что вызывается образованием хрупких крупных игл заэвтектических карбидов при меньшем содержании углерода.

**Размеры карбидов** изменяются в результате разной скорости охлаждения отливок при кристаллизации. Разные скорости охлаждения получали, используя отливки (песчаные или металлические) разных толщин и формы с разной теплопроводностью.

Рис. 3.3. Сравнительное влияние хрома и углерода на прочность белых чугунов [63]



Заготовки образцов для испытаний на изгиб вырезали из предварительно отожженных специальных литых заготовок — плит и ступенек.

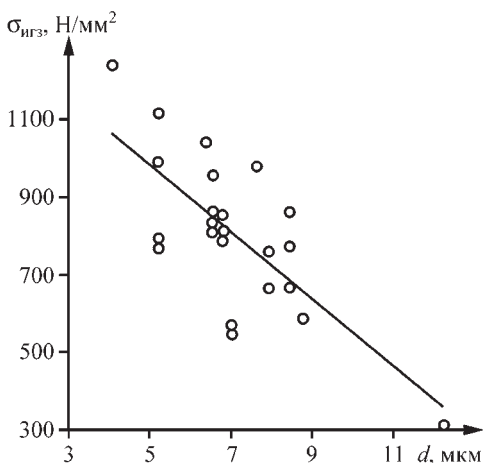
Затем точением изготавливали образцы диаметром 12 мм и длиной 130 мм, которые закаливали на воздухе с 930 °С, а затем отпускали 2 ч при 200 °С.

Из табл. 2.6, рис. 3.4 видно, что с увеличением размера карбидов, вызванным уменьшением скорости охлаждения при кристаллизации предел прочности при изгибе понижается.

Так, при увеличении размера карбидов с 4–5 мкм до 10–12 мкм прочность на изгиб хромистого чугуна (3 % С, 12–14 % Cr) снижается с 1230 Н/мм<sup>2</sup> до 310 Н/мм<sup>2</sup>, т.е. в 4 раза. Такое снижение получено при сравнении прочности образцов из отливки сечением 15 мм, отлитой в металлическую форму, и образцов, вырезанных из плиты толщиной 100 мм (100×400×400 мм), отлитой в песчаную форму.

Важно отметить, что при отливке этой плиты (100×400×400 мм) в металлическую форму прочность на изгиб резко выросла и составила 980 Н/мм<sup>2</sup>, т.е. практически была равна прочности тонкостенных отливок — клину с размерами 25×160×135 мм, отлитому в песчаную форму.

Автором и его сотрудниками [27, 29] получено убедительное доказательство большого влияния размера карбидов не только на износостойкость хромистых чугунов, но и на их прочность. Отсюда следует важность применения технологий, уменьшающих размер карбидов, и, в первую очередь, использования технологии отливки толсто-стенных деталей в металлические формы.



**Рис. 3.4.** Влияние величины карбидов ( $d$ ) на прочность чугуна ИЧ290Х12М

Повышение прочности, пластичности и вязкости износостойких сплавов возможно с изменением формы, размеров и взаимного расположения карбидной составляющей структуры. Это подтверждается резким повышением механических свойств и, прежде всего, пластичности белых ванадиевых чугунов с "шаровидными" карбидами. Сочетание "шаровидных" карбидов и аустенитной матрицы дает возможность достичь такой пластичности ванадиевых чугунов, которую трудно получить в чугунах с цементитными либо тригональными карбидами хрома. Из табл. 3.3 видно, что ряд ванадиевых чугунов обладает большим относительным удлинением (до 8 %).

*Таблица 3.3*

**Механические свойства ванадиевых чугунов\***

С	Mn	V	$\sigma_B$ , Н/мм <sup>2</sup>	$\delta$ , %	НВ
1,96	4,53	6,82	547	1,5	311
2,06	7,31	6,92	737	3,0	293
1,84	9,68	7,01	708	5,5	302
2,38	12,77	6,82	857	8,0	302
1,98	17,34	5,91	789	3,0	302

\*Пат. 7603 (Япония) 1962.

Относительное удлинение белых чугунов с тригональными карбидами хрома составляет 0,2–0,4 %. Высокая пластичность некоторых чугунов достигается ванадиевыми карбидами и аустенитной матрицей. Однако для получения высокой износостойкости применение мартенситной матрицы намного эффективнее, чем стабильной аустенитной.

Возможно, что при больших ударных нагрузках эти сплавы будут эффективны. Однако в условиях абразивного износа с микрорезанием износостойкость таких чугунов со стабильной аустенитной основой (см. табл. 3.3) будет невысока.

Значительно повышает прочность и пластичность карбидных износостойких сплавов горячая пластическая деформация отливок — ковка или прокатка.

В [47] приведены данные об обработке давлением в горячем состоянии чугуна нихард, после которой значительно улучшаются прочность и вязкость изделий. Микроструктура нихарда, прошедшего ковку, состоит из сравнительно изолированных карбидов, вместо непрерывной ледебуритной сетки в литом нихарде.

В [19] приводятся данные о резком увеличении пластичности и прочности белого чугуна, содержащего, %: 2,4–3,2 C; 0,4–0,6 Si; 0,3–0,5 Mn; 0,1–1,5 Cr; 0,2–0,5 Ni; 0,2–0,6 V; 0,1–0,5 Mo, горячей пластической деформацией. Деформация при 850–1050 °C привела к появлению у образцов из этого чугуна удлинения  $\delta = 2,5$  %, тогда как в литом состоянии оно отсутствовало.

В литературе имеются скудные сведения об экспериментальных работах по горячей деформации отливок из белых чугунов и нет данных о серийном применении этой технологии.

Необходимо дальнейшее проведение работ по повышению прочности и пластичности белых износостойких чугунов за счет создания структур с более мелкими и компактными карбидами. Использование легирующих элементов дает возможность получить в чугуне компактные карбиды типа VC, TiC и др. Возможность улучшения структуры белых чугунов дает применение разных методов воздействия на сплав в период кристаллизации, в частности, ввод инокуляторов (суспензирование), модифицирование.

### 3.3. ВЛИЯНИЕ МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ ОСНОВЫ

Влияние металлической основы на прочность белых чугунов намного ниже влияния карбидов.

Состояние металлической основы хромистых чугунов, значительно влияющее на износостойкость этих сплавов (износостойкость

перлитной и мартенситной основы отличается в три раза), воздействует и на их механические свойства.

Отпуск при 200–450 °С, практически не изменяющий структуру металлической основы, приводит к небольшому увеличению прочности на изгиб и не изменяет стрелу прогиба [137].

Закалка с 1100 °С для получения аустенитной металлической основы не только не увеличивает прочность чугуна, но даже приводит к ее уменьшению, что, по-видимому, связано с образованием мартенсита в процессе деформации образцов. Е.В. Рожкова находила мартенсит в зоне разрушения образцов для определения прочности из чугуна ИЧ300Х12М, закаленного с 1100 °С на воздухе и отпущенного 2 ч при 200 °С.

Снижение прочности этого чугуна с аустенитной металлической основой, по-видимому, связано с дополнительными напряжениями в зоне образования трещин при появлении мартенсита, имеющего разницу с аустенитом в объеме около 6 %.

И только при отпуске при  $t \approx 600$  °С наблюдаются значительное (приблизительно в два раза) увеличение стрелы прогиба и некоторое увеличение прочности на изгиб [137]. Однако при  $t_{\text{отп}} \approx 600$  °С металлическая основа состоит из продуктов распада мартенсита и аустенита, твердость чугуна  $HRC$  49–52, что приводит к значительному уменьшению износостойкости ( $K = 4,6$ ), тогда как при  $t_{\text{отп}} = 200 \div 450$  °С  $K = 10,0 \div 10,6$ .

Поэтому рекомендуется проводить отпуск отливок из белого хромистого чугуна при  $t \leq 450$  °С, чтобы структура металлической основы оставалась мартенситной с остаточным метастабильным аустенитом.

В [88] отмечается, что чугун с 15 % Cr, 3 % Mo и 3,3–3,6 % C после закалки отличается самой высокой стойкостью к абразивному износу. Однако некоторые толстостенные отливки из этого чугуна из-за недостаточной прокаливаемости содержат продукты распада аустенита, в том числе перлит.

В крупных стержневых мельницах иногда наблюдается разрушение футеровочных плит под ударами стержней. Образцы разрушенных плит содержат значительное количество продуктов перлитного распада. Образцы из неразрушившихся плит имели мартенситную и мартенситно-аустенитную структуру. Изучение комплекта футеровок, прошедшего тщательный контроль и имевшего только мартенситную металлическую основу без продуктов перлитного распада, показало, что в этом случае разрушение футеровок не наблюдалось.

Таблица 3.4

**Механические свойства литых и мехообработанных образцов [136]**

Заготовки	Диаметр образца, мм	Поверхность образца	$\sigma_{\text{изг}}$ , Н/мм <sup>2</sup> , при	
			1,76 % С	2,37 % С
Длина 340 мм	30	Литая	506–770	595–700
Клиновья проба	12	Обработанная ( $R_z = 20$ )	1130–1370	1060–1300

Очень показателен пример преимущества чугунов с мартенситной структурой не только для получения высокой износостойкости, но и для обеспечения высоких механических свойств.

Точность определения механических свойств белых чугунов зависит от качества применяемых образцов.

Во многих случаях испытаний во ВНИИНТУглемаш наблюдалось, что образцы, изготовленные механической обработкой из клина 25×130×160 мм, имели значительно более высокие показатели прочности при изгибе, чем литые образцы диаметром 30 мм и длиной 340 мм. Так, при испытании высокохромистого чугуна (30–31 % Cr, 0,7 % Si, 2,8–2,9 % Mn и 1,76–2,37 % C) эта разница удваивалась (табл. 3.4).

По-видимому, причина заключается в недостатках стандартной литой пробы (диаметром 30 мм и длиной 340 мм), используемой при определении прочности серых чугунов, но малоприспособленной для белых чугунов с большой линейной и объемной усадкой. Возможно, что влияет и чистота поверхности образцов. Поэтому более объективные показатели дают испытания образцов, вырезанных из клиновой пробы, хотя для ряда белых чугунов это связано с трудностями механической обработки.



## Глава 4

# ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

---

---

### 4.1. ЛИТЕЙНЫЕ СВОЙСТВА БЕЛЫХ ЧУГУНОВ

Белые износостойкие чугуны характеризуются большой усадкой, низкими теплопроводностью и пластичностью, склонностью к образованию холодных и горячих трещин. Знание литейных свойств этих сплавов позволяет находить оптимальную конструкцию и технологию изготовления отливок из белых чугунов, дает возможность надежного производства этих отливок. Опыт изготовления широкой номенклатуры деталей из белых чугунов на Баймакском машзаводе, Соколовско-Сарбайском ГОК, Губкинском РМЗ и др. предприятиях показал, что при правильно выбранных конструкции и технологии изготовления отливки уровень брака этих отливок не превышает уровень брака соответствующей номенклатуры литья из стали 110Г13Л.

#### *Жидкотекучесть и усадка*

Большинство исследователей [25, 29, 47, 59, 62, 86] отмечают сравнительно хорошую жидкотекучесть белых чугунов. Высокохромистые чугуны в ковше и при заливке кажутся более вязкими, чем нелегированные чугуны, что связано с образованием поверхностной пленки оксидов хрома. Однако они обладают хорошей жидкотекучестью и хорошо заполняют формы сложной конфигурации [29, 86].

Практическую жидкотекучесть определяли по длине спирали Кери с сечением витка в форме трапеции с основаниями 5 и 8,4 мм и высотой 8,2 мм. Металл с температурой 1400 °С, что примерно на 100 °С превышало температуру ликвидуса белых чугунов (табл. 4.1), заливали в форму, верх которой изготавливали из сухой песчано-глинистой смеси. Полость спирали размещалась в верхней полуформе.

Все исследуемые чугуны (см. табл. 2.1) обладают сравнительно хорошей жидкотекучестью, превышающей жидкотекучесть стали, но уступающей жидкотекучести серого чугуна (3,4 % С; 2,2 % Si и 0,8 % Mn), которая при температуре заливки 1380 °С составляла 800 мм. Самую низкую жидкотекучесть имел белый перлитный чугун с минимальной теплоемкостью и самым большим интервалом кристаллизации.

Жидкотекучесть чугуна ИЧ280Х12М так же, как и серого чугуна, связана линейной зависимостью с температурой его перегрева (см. рис. 4.3).

Таблица 4.1

## Результаты исследования литейных свойств некоторых белых чугунов

Чугун	$t_L, ^\circ\text{C}$	$t_S, ^\circ\text{C}$	$\rho, \text{г/см}^3$	Усадка, %		Жидкотекучесть* <sup>2</sup> при 1400 °С, мм	Балл* <sup>3</sup> по склонности к горячим трещинам* <sup>2</sup>
				линейная* <sup>2</sup>	объемная		
Нихард-2	1278–1235	1145–1150	0,772	$\frac{2,0}{1,9-2,2}$	8,9	$\frac{400}{310-500}$	$\frac{1}{1-2}$
ИЧ290Х28Н2	1290–1300	1255–1275	0,746	$\frac{1,94}{1,65-2,2}$	7,5	$\frac{350}{300-400}$	$\frac{3}{3-4}$
ИЧ260Х17Н3Г3	1280–1300	1240–1265	0,755–0,763	$\frac{2,0}{1,9-2,2}$	7,5	$\frac{440}{370-500}$	$\frac{3}{3-4}$
СЛ-1* <sup>1</sup>	—	1145	0,766	1,8	7,75	$\frac{240}{230-260}$	—
ИЧ290Х12М	1280–1295	1220–1225	0,763	$\frac{1,83}{1,8-1,85}$	7,8	$\frac{530}{500-560}$	$\frac{2}{2-3}$

\*<sup>1</sup> Перлитный белый. Пробы заливались при 1360 °С, остальные — при 1400 °С.

\*<sup>2</sup> В числителе — средние значения, в знаменателе — диапазон.

\*<sup>3</sup> Балл 1 — наибольшая склонность к горячим трещинам, балл 4 — наименьшая.

Значительная линейная усадка — около 2 % — белых чугунов (табл. 4.1) — один из факторов, обуславливающих их склонность к образованию холодных и горячих трещин

Эти сплавы обладают большой объемной усадкой — около 8 %, что определяет необходимость применения прибылей, сравнимых с применяемыми для стальных отливок.

При изготовлении отливок из чугуна с 3 % С и 12 % Сг в металлических формах размер прибылей может быть значительно уменьшен за счет "питания отливок из ковша", благодаря хорошей жидкотекучести, небольшому интервалу кристаллизации этого сплава и высокой скоростью отвода тепла металлической формой, что обеспечивает послойное затвердевание отливки.

Для определения оптимального состава белых чугунов изучалось влияние содержания углерода и хрома на литейные свойства этих сплавов. Содержание этих элементов изменялось в пределах 1,53–4,15 % для углерода и 12,84–31,5 % для хрома при постоянном содержании остальных элементов — 1,4–1,6 % Мо, 0,4–0,7 % Si и Mn (табл. 4.2). Все плавки перегревали до 1500 °С, пробы заливали при температуре на 100 °С выше температуры плавления соответствующего сплава.

Из табл. 4.2 и рис. 4.1, 4.2 следует, что с увеличением содержания углерода жидкотекучесть высокохромистых чугунов повышается (см.

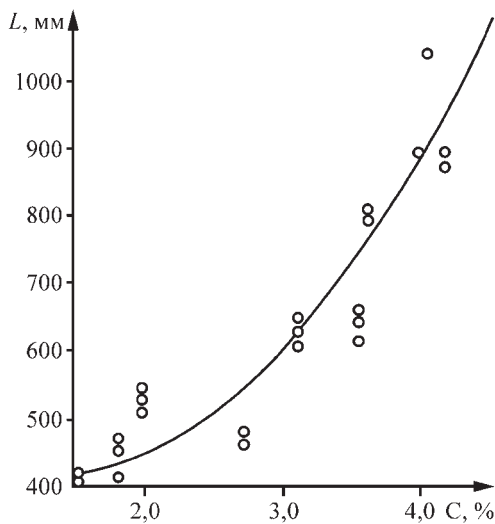


Рис. 4.1. Жидкотекучесть ( $L$ ) хромистого чугуна (12–14 % Сг) в зависимости от содержания углерода

Таблица 4.2

## Влияние содержания углерода и хрома на литейные свойства высокохромистых чугунов

Содержание, %		Температура, °С			Линейная усадка, %	Жидкотекучесть, мм
C	Cr	ликвидус	солидус	заливки проб		
1,53	12,6	1410	—	1490—1500	—	415, 410
1,53	13,0	—	—	—	2,18	—
1,8	12,2	—	—	—	1,91	470, 460, 420
2,19	13,5	1335	1220	1440—1460	—	—
1,96	13,1	1370	—	—	1,8	550, 530, 520
1,98	13,6	1340	—	—	—	—
3,02	12,84	1265	1220	—	—	—
3,03	13,2	1285	1220	1370—1380	—	—
3,10	13,7	1280	—	—	1,74	650, 640, 610
3,6	13,0	1210	1210	—	—	—
3,55	12,9	—	—	1310—1330	—	660, 650, 610
3,57	14,2	1230	—	—	1,64	820, 800
3,67	13,5	1225	—	—	—	—
3,94	12,1	1230	—	—	—	1050, 900
4,15	13,8	—	—	1320—1330	1,78	880, 900
4,0	12,3	1220	1180	—	—	—

Окончание табл. 4.2

Содержание, %		Температура, °С			Линейная усадка, %	Жидкогекучесть, мм
С	Сг	ликвидус	солидус	заливки проб		
2,86	18,1	1280	—	—	—	765, 610
2,78	18,8	1290	1230	1390—1400	—	—
2,84	17,9	1275	1250	—	—	—
2,85	16,4	—	—	—	2,13	520, 500
2,72	24,5	1280	—	—	1,99	850, 700
2,79	23,8	1280	—	1380—1400	2,0	—
2,84	24,3	—	—	—	1,98	930, 900 850
2,80	29,3	1300	—	—	—	1100, 1000
2,84	31,5	1260	1260	1390—1400	2,12	—
2,92	29,0	—	—	—	2,08	1000, 1020, 1050

Рис. 4.2. Жидкотекучесть чугуна (2,8–3,2 % C) в зависимости от содержания хрома

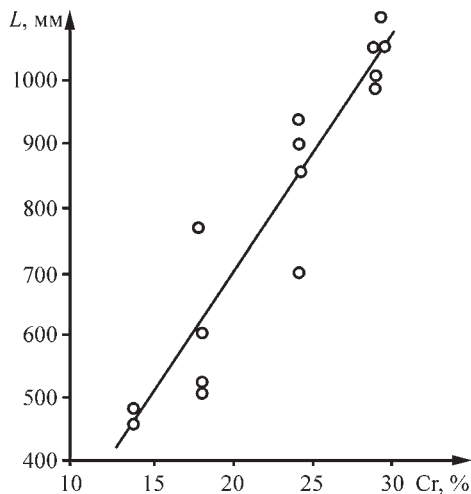


рис. 4.1), а линейная усадка снижается. Повышение содержания хрома также увеличивает жидкотекучесть чугунов (см. рис. 4.2). Повышение содержания хрома в интервале 18–30 % практически не влияет на линейную усадку чугунов. Повышение жидкотекучести с увеличением содержания углерода и хрома в этих сплавах, по-видимому, объясняется возрастанием их теплоемкости.

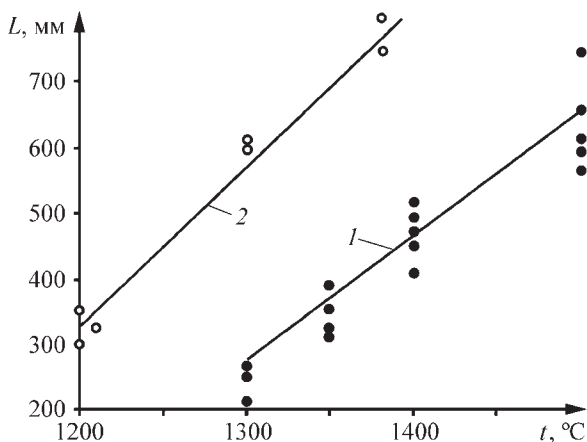


Рис. 4.3. Жидкотекучесть чугунов в зависимости от температуры заливки: 1 – чугун ИЧ290Х12М; 2 – серый чугун

С увеличением температуры заливки чугунов (с 3 % С и 12 % Cr) их жидкотекучесть линейно увеличивается и при 1500 °С достигает 600 мм по спирали Кери (рис. 4.3).

Жидкотекучесть чугуна ИЧ290Х12М (2,8–3,2 % С; 12–14 % Cr; 1,4–1,6 % Мо; 0,4–0,8 % Si и Mn) связана линейной зависимостью с температурой его перегрева (см. рис. 4.3).

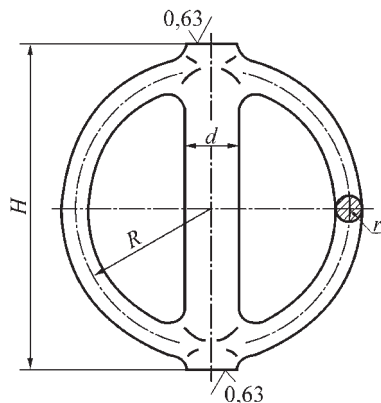
Как видно из рис. 4.3, высокохромистые чугуны (12–14 % Cr) обладают высокой жидкотекучестью, близкой к жидкотекучести серого чугуна.

### Горячие и холодные трещины

Образование горячих и холодных трещин в отливках из белых чугунов связано с малой теплопроводностью и пластичностью, а также большой линейной усадкой этих сплавов. Эти свойства в разностенных отливках приводят к значительному перепаду температур и при затрудненной усадке вызывают образование горячих трещин.

*Склонность к образованию горячих трещин* определяли по технологической пробе – кольцу с бобышкой. Внутренняя поверхность кольца (с диаметром 160 мм, толщиной 4 мм, высотой 30 мм с плоской бобышкой толщиной 20 мм и длиной 40 мм) образовывалась сухими песчано-глинистыми стержнями, податливость которых зависела от состава стержневой смеси. Податливость стержней изменяли за счет различного содержания глины (от 7 до 20 %). В наиболее податливую смесь добавляли 4 % опилок. Показатель стойкости к горячим трещинам определяли появлением трещины в бобышке. Результаты исследования, приведенные в табл. 4.1, показывают, что белый перлитный чугун наиболее склонен к образованию горячих трещин – технологические пробы из этого сплава имели трещины при всех составах стержневых смесей и, в том числе, при наиболее податливой, содержащей 4 % опилок. Почти такой же низкой стойкостью к горячим трещинам отличается чугун нихард-2 – пробы из этого сплава имели трещины при всех составах стержней, за исключением наиболее податливого состава с 4 % опилок – балл 1. Наименьшую склонность к образованию горячих трещин показали чугуны с высоким содержанием хрома – ИЧ290Х28Н2, ИЧ210Х30ГЗ, а также чугун ИЧ260Х17НЗГЗ, возможно, благодаря тому, что составы этих чугунов ближе к эвтектическому [46].

Рис. 4.4. Проба-решетка для определения остаточных напряжений



Я.М. Довгалецкий [46] рекомендует для предотвращения образования горячих трещин в отливках из высокохромистых чугунов производить заливку при температуре не более 1380 °С.

**Склонность к образованию холодных трещин.** Практика работы литейных цехов показывает, что белые чугуны склонны к образованию холодных трещин. Это явление связано с низкими теплопроводностью и пластичностью и большим модулем упругости белых чугунов. Так, по данным [42], у высокохромистого чугуна  $\lambda = 1,7 \text{ Вт/(м}\cdot\text{К)}$ ,  $E = 170 \text{ кН/мм}^2$ , тогда как у серого чугуна  $\lambda = 50\div 73 \text{ Вт/(м}\cdot\text{К)}$  и  $E = 84\div 140 \text{ кН/мм}^2$ .

Склонность к образованию холодных трещин – одну из основных характеристик, определяющих технологичность белого чугуна, – изучали по величине остаточных напряжений в специальной пробе-решетке (рис. 4.4), допускающей значительные деформации при изгибе, хорошо поддающиеся измерению [111].

Для получения сравнительной оценки склонности к образованию холодных трещин в сырой песчано-глинистой форме отливали пробу-решетку (рис. 4.4) с центральной массивной перемычкой. После выбивки и очистки плоские перемычки шлифовали и длину  $H$  перемычки измеряли с точностью 1 мкм. Затем центральную перемычку разрезали абразивным кругом толщиной 2 мм. После этого снова измеряли  $H$  и определяли упругую остаточную деформацию  $\Delta H$  для расчета усилия  $P$ , действовавшего в решетке до ее разрезания, и напряжения в кольце и перемычке.



Для расчета усилия  $P$  пользовались формулой:

$$P = 5,2 r^4 E \Delta H / R^3,$$

где  $r$  – радиус сечения кольца;  $E$  – модуль упругости, кН/мм<sup>2</sup>;  $\Delta H$  – остаточная деформация;  $R$  – средний радиус решетки, мм.

Максимальные растягивающие напряжения в кольце определяли по формуле:

$$\sigma_{\text{ост}} = 0,4 (RP / r^3).$$

Модуль упругости принят для чугуна 220 кН/мм<sup>2</sup>, для стали 210 кН/мм<sup>2</sup>.

Остаточные напряжения в усадочной решетке зависят от содержания в чугуне углерода и хрома и, в результате этого, от эвтектичности чугуна (рис. 4.5, табл. 4.3).

Максимальные остаточные напряжения 150–370 Н/мм<sup>2</sup> наблюдаются в доэвтектических чугунах с 12 % Cr. В чугунах с 30 % Cr остаточные напряжения значительно ниже – 28–130 Н/мм<sup>2</sup>.

По формуле [146] была рассчитана степень эвтектичности чугунов

$$S_3 = \frac{\% C}{4,3 - 0,3(\% Si) + 0,03(\% Mn) - 0,07(\% Ni) - 0,05(\% Cr)}.$$

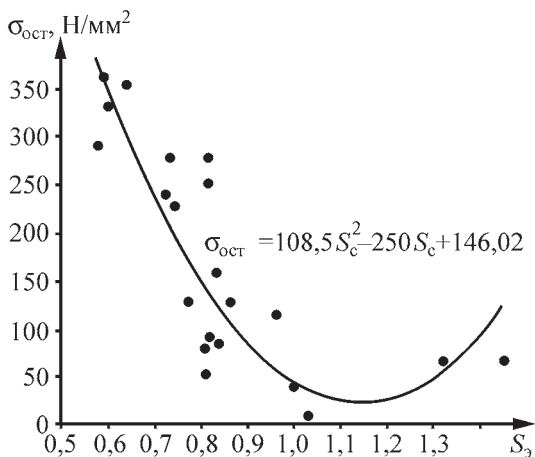


Рис. 4.5. Влияние степени эвтектичности белых хромистых чугунов на уровень остаточных напряжений

Таблица 4.3

## Величина остаточных напряжений различных сплавов [136]

Сплав	$\Delta H$ , мм	$P$ , кг	$\sigma_{\text{ост}}$ , Н/мм <sup>2</sup>
Сталь 30Л	0,057	116,6	34
ИЧ220Х12ГЗМ	0,577	1292,8	367
	0,560	1311,0	360
ИЧ210Х12Г4	0,523	1224,4	336
	0,455	1065,2	292
ИЧ280Х12Г5	0,375	903,7	243
	0,440	1030,1	283
	0,405	864,8	254
	0,398	904,9	234
	0,440	939,6	276
ИЧ290Х12ГЗМ	0,235	615,3	161
	0,197	504,6	129
ИЧ290Х28Н2	0,125	270,0	79
	0,160	374,6	103
	0,044	98,6	28
	0,103	241,1	66
	0,103	241,1	66
ИЧ210Х30ГЗ	0,010	234,0	60
	0,085	199,0	55
	0,143	334,8	92
	0,130	327,1	85
	0,203	475,2	130
	0,170	457,4	114

Из рис. 4.5 видно, что уровень остаточных напряжений хромистого чугуна уменьшается с приближением его состава к эвтектическому.

## 4.2. ФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА БЕЛЫХ ХРОМИСТЫХ ЧУГУНОВ

Белые хромистые чугуны обладают высокой износостойкостью и удовлетворительной прочностью. Они относятся к перспективным материалам, используемым для изготовления оборудования, применяемого в энергетике, металлургии и других отраслях промышленности для размола, обогащения и транспортировки минерального сырья.

Для понимания закономерностей процессов кристаллизации и износа необходимо исследовать теплофизические характеристики этих чугунов.

Исследовали изменение теплоемкости  $c_p$ , теплопроводности  $\lambda$ , удельного электросопротивления  $\rho$  и модуля нормальной упругости  $E$  белых хромистых чугунов в зависимости от содержания углерода и хрома при 20–950 °С [9, 10].

Химический состав, мас. %, исследованных чугунов:

Элемент . . . . .	C	Si	Mn	Cr
Сплав:				
№ 1 . . . . .	2,2	0,29	0,48	13,5
№ 2 . . . . .	2,6	0,4	0,6	13,8
№ 3 . . . . .	2,9	0,4	0,51	13,6
№ 4 . . . . .	3,6	0,44	0,51	13,7
№ 5 . . . . .	4,0	0,5	0,67	13,6
№ 6 . . . . .	3,1	0,37	0,58	33,5
№ 7 . . . . .	2,8	0,92	0,62	29,2
№ 8 . . . . .	2,5	0,62	0,75	23,0
№ 9 . . . . .	3,0	1,6	0,61	16,7

Содержание фосфора и серы не превышает 0,08 и 0,04 % соответственно. Перед определением физических свойств образцы отжигали 2 ч при 860 °С (охлаждение вели со скоростью 50 °С/ч). Кривые изменения свойств (рис. 4.6) построены по данным [10]. На кривых изменения модуля упругости и электросопротивления в зависимости от изменения содержания хрома имеется максимум, соответствующий

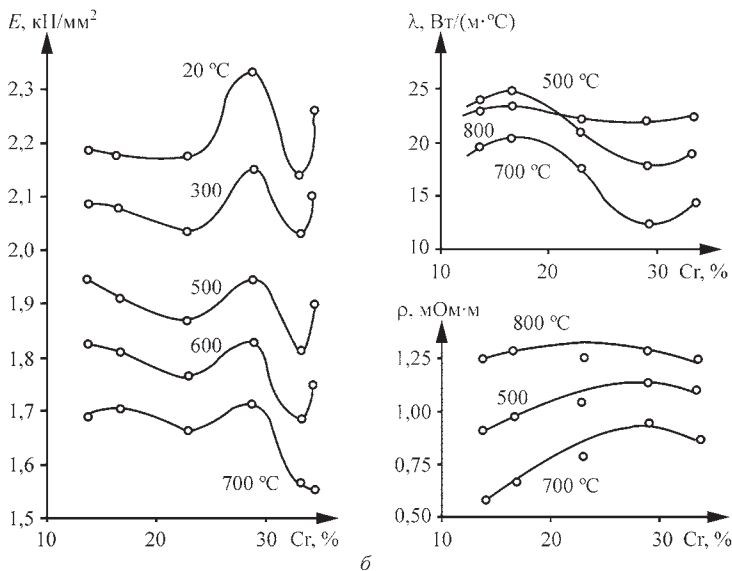
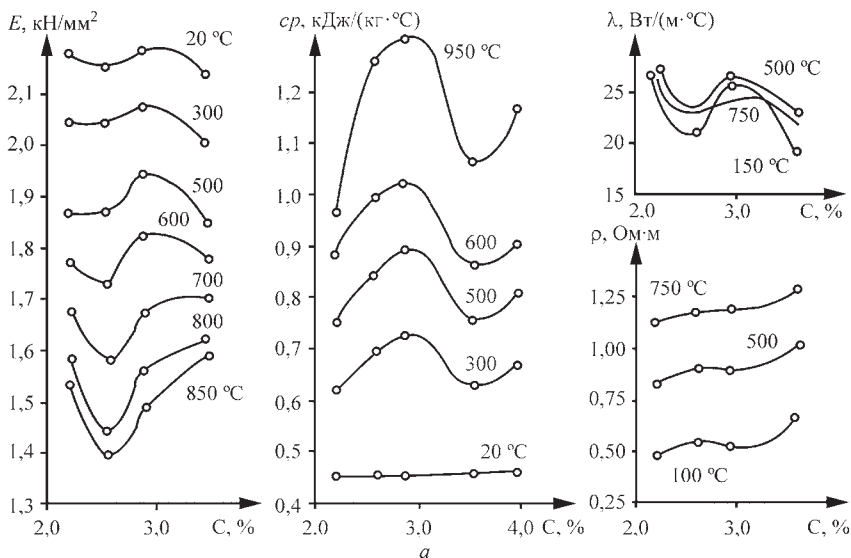


Рис. 4.6. Зависимость физических свойств от изменения содержания углерода (а) и хрома (б)

~ 29 % Cr. Коэффициент теплопроводности чугуна такого состава минимальный.

Такое изменение свойств, по-видимому, связано с увеличением количества карбидов и содержания хрома в матрице (рис. 4.7), что вызывает смещение критических точек. Так, при увеличении содержания хрома от 13,6 до 33,5 % точка Кюри  $A_2$  снижается от 750 до 538 °С, а температура  $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения повышается от 803 до 850 °С [10].

Кривые зависимости модуля упругости и теплопроводности от содержания углерода имеют экстремумы при 2,6 и 2,9 % С (см. рис. 4.6, а). На кривых изменения теплоемкости при 2,9 % С наблюдается максимум, а при 3,6 % С – минимум.

Такой характер изменения физических свойств, вероятно, зависит от количества и типа карбидов, а также от химического состава матрицы при изменении содержания углерода. С увеличением содержания углерода от 2,0 до 4,0 % в чугунах с 12–14 % Cr количество карбидов увеличивается от 20 до 47 %. В этих чугунах при низком содержании углерода содержатся карбиды двух типов:  $M_{23}C_6$  и  $M_7C_3$ ; с увеличением углерода количество карбида  $M_{23}C_6$  уменьшается, а при содержании выше 3,3 % С появляется карбид  $M_3C$ . С увеличением содержания углерода матрица обедняется хромом (см. рис. 4.7).

Из данных, представленных на рис. 4.6, б, следует, что чугун с 29 % Cr и 2,8 % С имеет наибольшие модуль упругости, удельное электросопротивление и наименьшую теплопроводность. Такой чугун близок к эвтектическому; он имеет наибольшее количество однородно распределенных мелких карбидов типа  $M_7C_3$  [26, 63]. Наличие мелких карбидов вызывает увеличение числа рассеивающих центров, а следовательно, уменьшает проводимость. Уменьшение теплопроводности и увеличение модуля упругости способствует увеличению термических напряжений в деталях, работающих при изменении температуры, и повышает склонность к образованию трещин при литье и термической обработке.

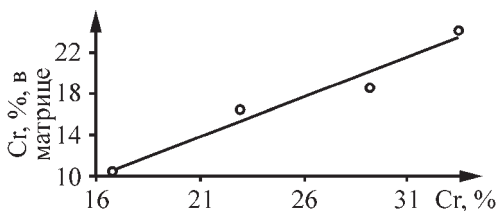
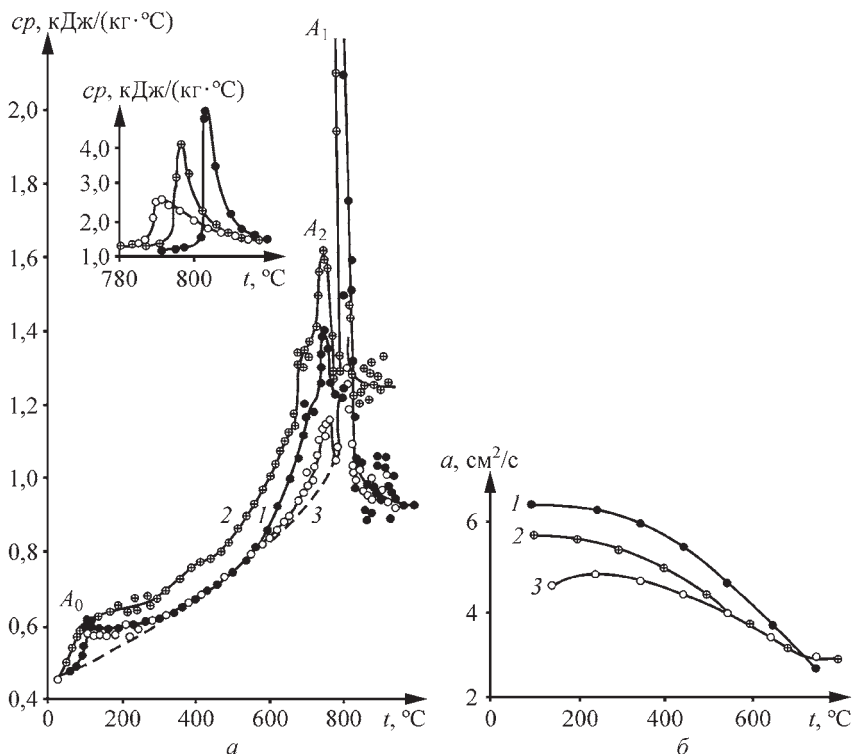


Рис. 4.7. Изменение содержания хрома в матрице в зависимости от содержания хрома в чугуне с 2,5–3 % С



**Рис. 4.8. Температурные зависимости теплоемкости (а) и температуропроводности (б) чугунов:**  
 1 — 2,2 % С; 2 — 2,9 % С; 3 — 3,6 % С

Наибольшую теплопроводность имеет чугун с 13,6 % Сг и 2,9 % С. Содержание углерода в нем ниже эвтектического, количество мелких карбидов меньше, чем в чугуне с 29 % Сг и 2,8 % С.

На рис. 4.6, а представлена температурная зависимость истинной теплоемкости чугунов, содержащих 2,2–4,0 % С. По кривым теплоемкости на рис. 4.8, а рассчитали тепловые эффекты методом графического интегрирования.

Тепловой эффект при 50–350 °С связан с потерей магнитных свойств карбидами (точка  $A_0$ ) и с распадом матрицы. Величина теплового эффекта растет от 7 до 12 кДж/кг с увеличением содержания углерода, так как растет количество карбидной фазы.

Пики при 750 °С связаны с потерей магнитных свойств матрицей (точка  $A_2$ ). С увеличением содержания углерода этот тепловой эффект уменьшается от 21 (2,2 % С) до 6 кДж/кг (3,6 % С).

Температурный интервал этого превращения сужается от 225 °С (550–775 °С) у чугуна с 2,2 % С до 125 °С (650–775 °С) у чугуна с 3,6 % С. Сужение температурного интервала и уменьшение величины теплового эффекта магнитного превращения, вероятно, обусловлены обеднением матрицы Сг и Fe и ростом содержания углерода. Изменение содержания углерода от 2,2 до 3,6 % не влияет на положение точки Кюри. Магнитные свойства исчезают при 750 °С, причем изменение от 0 до 8 % Сг в твердом растворе матрицы практически не повлияло на положение точки  $A_2$ .

Наибольшее изменение теплоемкости происходит при  $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращении, т.е. в точке  $A_1$  (см. рис. 4.8, а). С увеличением содержания углерода от 2,2 до 3,6 % в чугунах с ~13,6 % Сг температура начала превращения понижается от 803 до 788 °С (см. вставку на рис. 4.8, а); одновременно уменьшается и величина пика теплоемкости от 5 до 2,5 кДж/(кг·°С). Тепловой эффект  $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения растет с увеличением содержания углерода от 21 (2,9 % С) до 28 кДж/(кг·°С) при 3,6 % С.

На рис. 4.8, б показано изменение температуропроводности чугунов с разным содержанием углерода, рассчитанной по формуле

$$a = \lambda / (\rho c_p),$$

где  $\rho$  – плотность;  $\lambda$  – теплопроводность;  $c_p$  – теплоемкость.

Увеличение содержания углерода в чугуне снижает температуропроводность.

**Выводы.** 1. Чугун с 2,9 % С и 13,6 % Сг имеет наибольшую, а чугун с 2,8 % С и 29 % Сг – наименьшую из исследованных сплавов теплопроводность при наибольшем модуле нормальной упругости и удельном электросопротивлении.

2. В отличие от сталей в исследованных чугунах температура  $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения ( $A_1$ ) более высокая, чем температура Кюри ( $A_2$ ).

3. Увеличение содержания углерода от 2,2 до 3,6 % в чугунах с ~13,6 % Сг не влияет на температуру  $A_2$ , но уменьшает тепловой эффект и температурный интервал магнитного превращения.

4. С увеличением содержания углерода от 2,2 до 3,6 % в чугунах с ~13,6 % Сг снижается температура и расширяется температурный интервал  $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения.

### 4.3. ОБРАБАТЫВАЕМОСТЬ РЕЗАНИЕМ\*

Из высоколегированных белых чугунов изготавливают детали машин, работающие в условиях абразивного и гидроабразивного износа. Нередко требуется значительная точность изготовления этих деталей — иногда до второго класса, например, в угле-, землесосах. Получить отливки такой точности, особенно массой 100–200 кг, практически невозможно.

Известно, что при изготовлении деталей из стали 110Г13Л успешно применяют электроэрозионную обработку.

Электроэрозионная разрезка литых образцов из чугуна ИЧ290Х12М твердостью *HRC* 45–47 привела к образованию в них трещин до 0,7 мм, снижению механических свойств и была признана непригодной для этих сплавов.

При выборе чугуна для изготовления деталей с большим объемом механической обработки необходимо учитывать обрабатываемость сплава. Поэтому изучение обрабатываемости резанием белых чугунов являлось актуальной задачей.

Обработка резанием белых чугунов затруднена из-за их высокой твердости. Трудности, связанные с механической обработкой сложных деталей из износостойких чугунов, иногда вынуждают отказываться от труднообрабатываемых сплавов либо менять их химический состав для улучшения обрабатываемости. Последнее нередко приводит к снижению износостойкости деталей.

В большинстве случаев детали из белых чугунов стремятся изготавливать с минимальным объемом механической обработки, оставляя лишь небольшие припуски, которые после заковки снимаются шлифованием [84, 86, 126]. Перед шлифованием рекомендуется провести отпуск для снятия напряжений в отливках.

При необходимости обработки резанием чугуна 15 % Cr—Mo (клаймэкс аллой-42) рекомендуется содержание углерода не более 3 %. Улучшение обрабатываемости этого чугуна может быть достигнуто отжигом: медленным нагревом до 810–870 °С, выдержкой при этой температуре около 8 ч и медленным охлаждением с печью. После отжига и механической обработки детали должны быть закалены по режиму: относительно медленный нагрев до 1040 °С и охлаждение на воздухе.

В РТМ 28–61 детали из чугуна ИЧ290Х28Н2, имеющие в литом состоянии *HV* 500–600, рекомендуется обрабатывать резами с

\*Исследование проводил А.Я. Гринберг.



пластинками из сплава ВК-6М со скоростью 15–20 м/мин и подачи 0,4–0,6 мм/об при глубине резания 4–5 мм. Отжиг снижает твердость и дает возможность увеличить скорость резания в 1,5 раза. Литые детали из чугуна ИЧХ15М2 обрабатывают по режиму для литых деталей из чугуна ИЧХ28Н2, а отожженные отливки обрабатываются со скоростью 40–50 м/мин. Скорость резания неотожженных отливок из чугуна нихард не превышает (согласно РТМ 28–61) 15–25 м/мин при подаче 0,3–0,4 мм/об и глубине резания 4–5 мм. Рекомендуемые в РТМ 28–61 режимы обработки деталей из чугуна ИЧХ28Н2 и нихарда, завышены.

Практика ряда заводов показывает, что обработка деталей из чугуна ИЧ290Х28Н2 затруднительна, и резание деталей из этого сплава осуществляется при скорости 8–12 м/мин. Аналогичные или более низкие скорости резания (4,6–10,7 м/мин при подаче 0,5–0,7 мм/об и глубине 2–3 мм) применяются при обработке деталей из нихарда, которые имеют обрабатываемость, близкую к обрабатываемости чугуна ИЧ290Х28Н2 [47].

Для механической обработки деталей из нихарда рекомендуется [47] применять резцы с припаянными твердосплавными пластинками. Резец должен быть достаточно жестким, толщиной около 40 мм, с отрицательным передним углом от 5 до 17°. Угол увеличивается при повышении твердости обрабатываемого металла. Скорость резания невысокая – примерно 7,6 м/мин. Глубина резания: при обточке торца 1,27 мм, при расточке – 9,5 мм. Подача, наоборот: при обточке торца 0,6 мм, расточке – 0,13 мм.

Обрабатываемость наиболее применяемых белых чугунов изучали (по единой методике) методом торцевого точения отливаемых в песчаной форме образцов – дисков диаметром 295 мм, толщиной 30 мм, с центровым отверстием диаметром 60 мм для захода резца. Все заготовки термообработывались [29, 86, 87]. Резание выполняли резцом с пластинкой твердого сплава ВК-6М. Геометрические параметры режущей части резцов были приняты по результатам исследований обрабатываемости чугуна ИЧ290Х28Н2 [125].

Сравнение обрабатываемости резанием чугунов сводилось к установлению скоростей резания при точении, обеспечивающих одинаковую стойкость инструмента при одинаковой величине затупления и одинаковой геометрии режущей части резца и постоянной глубине резания и подаче. Коэффициент скорости резания определялся как отношение скоростей резания при часовой стойкости резца для исследуемого чугуна и чугуна ИЧ290Х28Н2,

Таблица 4.4

**Химический состав, мас. %, плавок для определения обрабатываемости резанием белых износостойких чугунов [153]**

Чугун	C	Si	Mn	Cr	Прочие
Белый перлитный	2,64	0,87	0,6	0,14	0,14 Ni
Нихард-2	2,9	0,77	0,85	1,75	4,27 Ni
ИЧ290Х28Н2	2,84	0,98	0,86	28,9	2,2 Ni
ИЧ260Х17Н3ГЗ	2,72	0,76	2,42	17,2	2,5 Ni
Клаймэкс аллой-42 (15-3)	2,85	0,63	0,94	17,15	3,4 Mo
ИЧ280Х12М	2,9	0,72	0,76	12,2	1,5 Mo
ИЧ210Х30ГЗ	2,05	0,82	3,45	29,5	0,05 Ti 0,05 Zn

показавшего самую низкую обрабатываемость среди исследованных сплавов и принятого за эталон.

Результаты исследования обрабатываемости чугунов промышленных марок (табл. 4.4, 4.5) подтверждены многолетней практикой ряда предприятий.

**Зависимость обрабатываемости чугунов от их химического состава и структуры.** Исследовали влияние содержания углерода, хрома и марганца на обрабатываемость чугунов. Втулки диаметром 140 мм отливали в кокиль и затем отжигали по режиму: 3 ч выдержка при 860–880 °С, охлаждение со скоростью около 40 °С/ч. Образцы в таком состоянии обрабатывали на токарном станке при скорости резания от 13,8 до 33 м/мин, подаче 0,15 мм/об и глубине резания 2 мм резцом с пластиной из сплава ВК-6М.

**Влияние хрома.** Наличие в структуре белых чугунов большого количества твердых карбидов затрудняет механическую обработку этих сплавов. Вместе с тем, уже давно была отмечена удовлетворительная обрабатываемость чугуна, содержащего 12 % Cr [59]. В [42] отмечено, что при высокой твердости (*HRC* 24–46) высокохромистый чугун Х34 удовлетворительно обрабатывается. Исследованиями [39] было установлено резкое улучшение обрабатываемости белых чугунов при содержании > 10 % Cr. Так, чугун ИЧХ12М обрабатывается вдвое лучше, чем белый перлитный чугун.

Таблица 4.5

## Обрабатываемость резанием некоторых белых чугунов [39]

Чугун	Термообра- ботка	HRC	HV карбидов	HV металлической основы		V <sub>рез</sub> , м/мин при часовой стойкости резца (t = 2 мм, S = 0,29 мм/об)	Кoeffи- циент скорости резания
				в сердце- вине	у поверх- ности		
Белый перлитный	Без ТО	46	850–1050	П 330–390	П 330–390	15	2,0
Нихард-2	3 ч отпуск при 230–250 °С	58	840–950	М+А 500–600	М+А 680–830	8,0	1,1
ИЧ290Х28Н2	3 ч отпуск при 560–580 °С	54	1200–1500	Ф+А 440–480	Ф+А 440–500	7,4	1,0
	3 ч отжиг при 930–950 °С	50	1220–1500	–	–	7,9	1,1
ИЧ260Х17Н3Г3	3 ч отпуск при 600–615 °С	48	1100–1400	А 480–530	М+А 890–520	11,5	1,6

15 % Cr-Mo (Клаймэкс аллой-42)	3 ч отжиг при 860–880 °С	33–36	1340–1500	П 300–400	П 300–400	31,6	4,3
ИЧ280Х12М	То же	36–38	1200–1500	П 300–400	П 300–400	32	4,3
ИЧХ280Х12М	– " –	28–33	1280–1480	П 300–400	П 300–400	33,3	4,5
ИЧ210Х30Г3	Литой	34	1200–1500	Ф+А 230–320	Ф+А 230–320	48–57	7,0

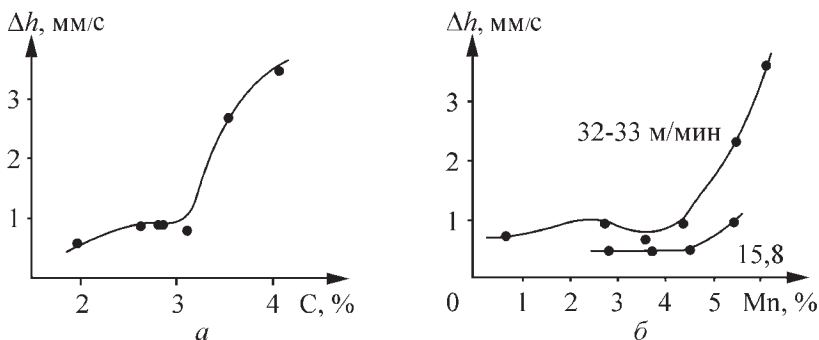
Примечание. М – мартенсит, А – аустенит, П – перлит, Ф – феррит;  $t$  – глубина резания,  $S$  – подача.

Оба чугуна имеют одинаковую твердость металлической основы, а твердость карбидов в чугуне ИЧ280Х12М даже выше. Белые чугуны с карбидами типа  $M_3C$  образуют непрерывный каркас карбидов в отличие от чугунов, содержащих более 10 % Cr, у которых структура состоит из изолированных тригональных карбидов в аустенитно-хромистокарбидной эвтектике. Удаление из обрабатываемого металла изолированных карбидов значительно легче, чем карбидов, связанных в непрерывный и поэтому жесткий каркас.

Повышение содержания хрома с 12 до 24 % в чугуне с 3 % C, 1,5 % Mo и 0,8 % Mn незначительно влияет на обрабатываемость, более высокое содержание хрома (30 %) ухудшает обрабатываемость чугуна. Это связано с появлением в структуре крупных заэвтектических карбидов и повышением твердости металлической основы в результате легирования ее хромом.

*Влияние углерода.* Повышение содержания углерода с 1,5 до 4,15 % в чугуне с 12 % Cr и 1,5 % Mo сопровождалось увеличением количества карбидов и твердости, что привело к ухудшению обрабатываемости сплава, о которой судили по интенсивности износа резца (рис. 4.9, а). Стойкость резца снижается по мере увеличения количества карбидов, особенно резкое ее снижение наблюдается при появлении в структуре заэвтектических карбидов и сетки цементита.

*Влияние металлической основы.* Результаты проведенного нами исследования обрабатываемости белых чугунов (см. табл. 4.5) показывают, что влияние металлической основы не менее важно, чем влияние карбидной фазы.



**Рис. 4.9.** Зависимость износа  $\Delta h$  резца от содержания:

а – углерода в чугуне с 12 % Cr и 1,5 % Mo при скорости резания 31–33 м/мин; б – марганца в чугуне с 12 % Cr при разных скоростях резания (у кривых)

С понижением твердости металлической основы обрабатываемость сплавов улучшается. Если карбиды, даже достаточно твердые, прочно закреплены в металлической основе, резание идет сравнительно легко, так как карбиды без значительных усилий удаляются резцом из мягкой матрицы, как, например, в отожженных чугунах 15–3 (клаймэкс аллой-42), ИЧ290Х12М и высокохромистом чугуне Х34.

При прочном закреплении карбидных частиц обрабатываемость резко ухудшается. Оценивать способность металлической основы закреплять карбидные частицы можно по ее микротвердости. Однако сравнение микроструктуры металлической основы сплавов в исходном состоянии (до обработки) не всегда дает полное представление об обрабатываемости.

Анализ результатов (см. табл. 4.5) показал, что даже сплавы, сходные до механической обработки по количеству и твердости структурных составляющих, резко отличаются по обрабатываемости. Так, скорость резания чугуна ИЧ260Х17Н3ГЗ втрое ниже, чем чугунов клаймэкс аллой-42 и ИЧ290Х12М. При этом в структуре обоих чугунов содержатся примерно равные количества карбидов с одинаковой микротвердостью. Микротвердость основы этих сплавов отличается всего на 1,0–1,5 кН/мм<sup>2</sup>. Причина, по-видимому, заключается в том, что микротвердость аустенитной основы чугуна ИЧ260Х17Н3ГЗ под действием усилий резания резко возрастает. Действительно, разница в микротвердости основы этого сплава на расстоянии 0,05 мм от обработанной поверхности и 1,0 мм от нее для ИЧ260Х17Н3ГЗ составляет свыше 3,0 кН/мм<sup>2</sup> (рис. 4.10).

Значительный рост микротвердости основы после обработки резанием наблюдается также у чугунов нихард-2 и ИЧ290Х28Н2 (см.

**Рис. 4.10.** Микротвердость металлической основы сплавов в зависимости от деформации (при обработке резанием):  
1 – ИЧХ2Н4;  
2 – ИЧ290Х28Н2; 3 – ИЧ260Х17Н3ГЗ; 4 – 15 % Cr–Mo (клаймэкс аллой-42)



рис. 4.10). В структуре металлической основы этих чугунов имеется значительное количество аустенита. Как следует из приведенных данных, резкое повышение твердости металлической основы при резании связано с интенсивным наклепом аустенита износостойких белых чугунов, который иногда, по-видимому, сопровождается мартенситным превращением.

Исследование микроструктуры чугуна ИЧ260Х17Н3ГЗ магнитно-структурным методом показало, что область вблизи обработанной поверхности имеет значительно больше магнитной фазы, чем центральная область образца, не претерпевшая наклепа при резании. Это может служить подтверждением мартенситного превращения в области резания под действием механической обработки.

Сравнительно хорошая обрабатываемость чугунов клэймэкс аллой-42 и ИЧ290Х12М (скорость резания около 30 м/мин) обусловлена перлитной основой, слабо удерживающей карбидные частицы и не подвергающейся наклепу при резании (см. рис. 4.10 и табл. 4.5). Этим же объясняется и сравнительно хорошая обрабатываемость чугуна Х34, имеющего ферритную металлическую основу.

Представляет интерес исследование влияния содержания марганца на обрабатываемость чугуна с 12 % Cr. Установлено, что для обрабатываемых чугунов содержание марганца не должно превышать 4 % (рис. 4.9, б). Сравнительно хорошая обрабатываемость резанием чугунов с содержанием марганца до 4 % обусловлена полным распадом аустенита и невысокой твердостью зернистого перлита этих сплавов после их отжига.

Как показали исследования [135] методами карбидного и локального рентгеноспектрального анализа на приборе MAP-1 по методу внешнего эталона, с увеличением содержания марганца в чугуне увеличивается его содержание в металлической основе сплава, причем зависимость между ними близка к линейной. Так, при содержании в чугуне 2 и 5 % Mn содержание его в металлической основе составляет соответственно 1,5 и 4,5 %.

Рост содержания марганца в металлической основе сопровождается увеличением твердости зернистого перлита после отжига, что отрицательно сказывается на обрабатываемости чугуна. Увеличение марганца ведет также к появлению в структуре отожженного чугуна остаточного аустенита:

Содержание марганца, % . . . . .	0,6	2,0	3,2	4,2	5,8
Количество аустенита в отожженном					
Cr—Mo-чугуне, % . . . . .	3	4	5	10	22

При пластических деформациях в зоне резания в процессе обработки поверхностный слой чугуна упрочняется в результате наклепа и фазовых превращений аустенита, особенно при высоком содержании марганца в аустените. Так, измерение микротвердости у обработанной поверхности и в сердцевине образцов из чугуна с содержанием 2 % Mn дали почти одинаковые результаты, у образцов же из чугуна с 5 % Mn разница в микротвердости сердцевины и поверхности достигает почти 200 ед. Введение до 1,5 % Mo в чугун, содержащий 12 % Cr и 3 % Mn, не ухудшает его обрабатываемости – твердость этого чугуна после отжига не увеличилась.

Наблюдается резкое ухудшение обрабатываемости Cr–Mn–Mo-чугунов (3,0 % C, 3,6 % Mn, 0,6 % Mo) при содержании > 20 % Cr, что обусловлено не только увеличением количества первичных карбидов, но и повышением твердости чугуна в результате легирования металлической основы хромом. Такое явление характерно и для Cr–Mo-чугунов.

Износостойкие чугуны, применяемые для изготовления деталей, подлежащих механической обработке, должны содержать 12–18 % Cr, не более 3,5 % C и до 4 % Mn. Такие пределы содержания элементов допускают возможность регулирования структуры металлической основы чугунов для обеспечения хорошей обрабатываемости после отжига и достаточной прокаливаемости и, следовательно, износостойкости для сравнительно толстостенных деталей после воздушной закалки.

Практически нельзя улучшить обрабатываемость после термической обработки таких чугунов, как нихард, ИЧ290Х28Н2, ИЧ260Х17Н3Г3, что объясняется избыточным легированием этих чугунов, стабильностью аустенита и невозможностью получения продуктов перлитного распада.

В литом состоянии структура металлической основы воздушно-закаливаемых хромистых чугунов, легированных марганцем либо марганцем и молибденом, содержит значительное количество аустенита. Поэтому, несмотря на относительно невысокую твердость – *HRC* 37–47, в литом состоянии эти чугуны обрабатывать резанием очень трудно из-за наклепа и мартенситного превращения аустенита: скорость резания не превышает 12 м/мин, тогда как после отжига и сравнительно близких значений твердости (*HRC* 35–38) и перлитной структуры металлической основы эти же чугуны обрабатывают при скоростях 30–35 м/мин.

Ясно, что макротвердость белого чугуна не является объективным показателем его обрабатываемости резанием.



Хорошая обрабатываемость чугунов, содержащих около 30 % Cr, 1,7–2,2 % C и около 3 % Mn, объясняется наличием в литом состоянии участков феррита с микротвердостью около  $HV$  200, сравнительно меньшим количеством карбидов и увеличением расстояния между ними, способствующими улучшению обрабатываемости, которая в 1,5 раза превышает обрабатываемость чугунов с 12–18 % Cr.

Таким образом, характеристика металлической основы является одним из основных факторов, определяющих обрабатываемость чугуна. Химический состав износостойких обрабатываемых чугунов должен быть подобран так, чтобы в процессе отжига твердый раствор максимально обеднялся легирующими элементами, происходил полный распад аустенита до структур типа зернистого перлита, имеющего сравнительно низкую микротвердость. Вместе с тем, после нагрева под закалку легирование твердого раствора должно быть достаточным, чтобы при охлаждении на воздухе обеспечить подавление перлитного превращения в заданных сечениях для получения высокой износостойкости чугуна. Примером такого правильно подобранного состава являются чугуны клэймэкс аллой-42 (15 % Cr и 3 % Mo), ИЧ290Х12ГЗМ (12 % Cr, 3,4–3,8 % Mn и 0,5–0,8 % Mo), ИЧ300Х18Г2 (18 % Cr, 2,5–3,0 % Mn).

Выводы относительно выбора составов чугунов распространяются только на детали, обрабатываемые резанием. Применение для обработки чугунов новых методов – электрофизических, электрохимических и т.п. позволит иначе подойти к выбору составов и режимов термической обработки этих сплавов.

## Глава 5

# КОНСТРУИРОВАНИЕ ОТЛИВОК

### 5.1. ТРЕБОВАНИЯ К КОНСТРУИРОВАНИЮ ОТЛИВОК

При конструировании отливок из белых чугунов необходимо учитывать некоторые особенности этих сплавов – большую твердость и практическое отсутствие пластичности, низкие теплопроводность и большую линейную и объемную усадки.

Большая твердость затрудняет механическую обработку этих сплавов, а некоторые операции, как, например, долбление шпоночных канавок, нарезка резьбы в отверстиях – трудно осуществимы. Поэтому при необходимости выполнения таких операций применяют специальные стальные вставки, втулки и т.п.

Малая пластичность и теплопроводность при большой усадке определяют склонность белых чугунов к образованию горячих и холодных трещин. Все это вызывает необходимость создания конструкции отливок и технологии их изготовления, учитывающих специфику этих сплавов. Практика многих литейных цехов, изготавливающих отливки из белых хромистых чугунов, показывает, что при учете этих условий брак таких отливок не превышает брака аналогичных отливок из стали. При конструировании деталей из белых чугунов, учитывая их низкую пластичность, следует избегать острых углов, тонких сечений, провисающих и незакрепленных выступов.

Белые чугуны сравнительно хорошо жидкотекучи, что позволяет отливать детали с толщиной стенок до 4–6 мм. При разработке конструкции отливок из любого литейного сплава нужно стремиться, чтобы стенки этих отливок были одинаковой или мало отличающейся толщины во избежание неравномерности их охлаждения и образования высоких остаточных напряжений в литой детали.

Уменьшение опасности образования трещин как при литье, так и при термической обработке обеспечивается плавными переходами от одного сечения к другому, отсутствием острых углов, выполнением при механической обработке радиусов, фасок.

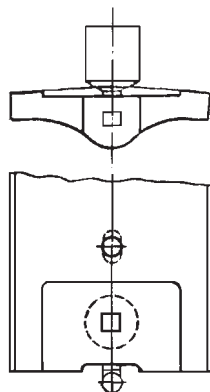
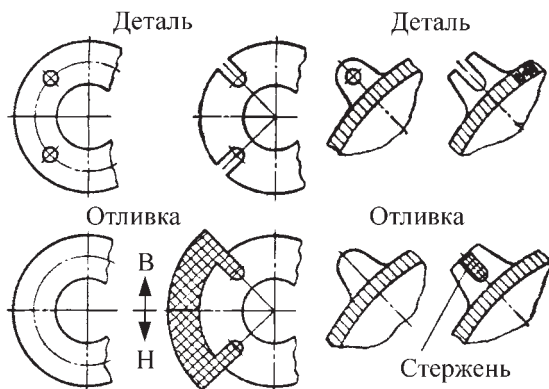


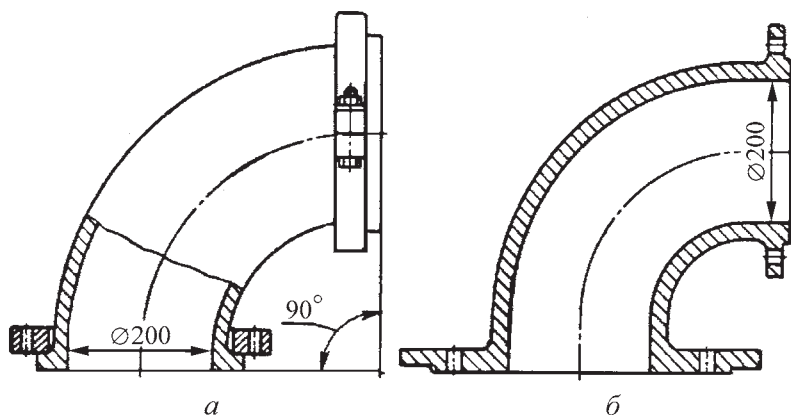
Рис. 5.1. Выемки в отливке бронеплиты шаровой мельницы



**Рис. 5.2. Изменение конструкции фланцев для ликвидации механической обработки**

Создание специальных выемок в отливке (рис. 5.1) обеспечивает возможность ликвидировать операции зачистки и обдирки абразивными кругами остатков легко отделяемых прибылей и питателей.

Для уменьшения или ликвидации механической обработки прибегают к изменению конструкции деталей. Так, например, отверстия во фланцах и крепежных узлах заменяют прорезями (рис. 5.2), что дает возможность применять отливки без механической обработки. Применение при соединении колен пульпопроводов накладных разъемных фланцев (рис. 5.3, *a*) позволило не только избежать трудоемкого



**Рис. 5.3. Колено с накладными фланцами (*a*) и колено с отверстиями во фланце (*б*)**

изготовления отверстий во фланцах (рис. 5.3, б), но и существенно упростить отливку, выполняя короткие фланцы.

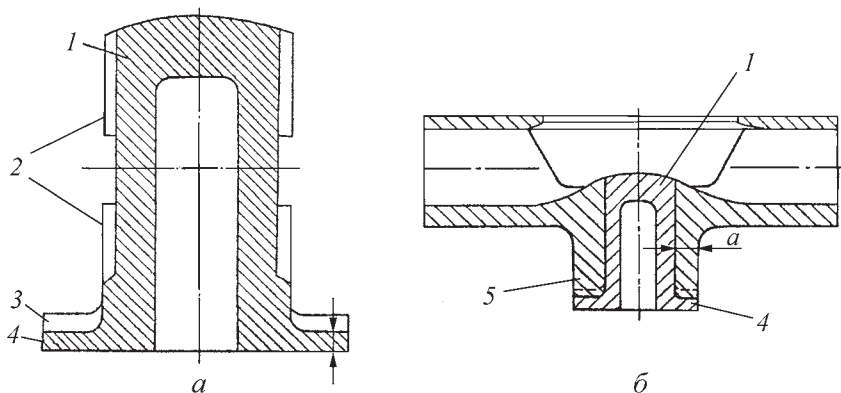
Распространенным приемом, позволяющим "обрабатывать" белые чугуны, является применение вставок и вкладышей из стали либо серого чугуна. Нередко вставки изготовляют в виде втулок или колец, в которых растачивается отверстие под вал и выполняется шпоночная канавка, либо устанавливается только вставка для изготовления шпоночной канавки, а отверстие под вал растачивается в теле отливки. Необходимость установки вставок под шпоночную канавку объясняется тем, что если при небольших скоростях резания можно обработать отверстие под вал в теле отливки из белого чугуна, то выполнить механической обработкой шпоночную канавку в чугуне типа ИЧ290Х28Н2 практически невозможно.

Применение вставок становится необходимым и когда в конструкции детали нужно выполнить отверстие с резьбой.

Вставки должны быть очищены от ржавчины и грязи, рекомендуется применять луженые вставки. Для предотвращения вскипов от конденсации влаги на вставках после сборки формы необходимо подогреть вставки и устанавливать их в форму непосредственно перед заливкой.

Для предотвращения трещин каждая вставка должна быть минимальной толщины (10–15 мм) и окружена слоем металла, вдвое превышающим толщину вставки; слой металла вокруг вставки должен быть одинаковой толщины. Наружная поверхность вставки должна иметь проточки или прорези, чтобы обеспечить закрепление вставки в отливке. Для предохранения от появления трещин желательно подводить металл в форму рядом со вставкой, но не против вставки, чтобы обеспечить надежное сцепление вставки без ее расплавления.

Для обеспечения механической обработки ступиц рабочих колес насосов применяют специальную технологию с использованием легкоплавких сплавов типа баббита. При этом отверстие в ступице отливают большего размера, чем окончательный размер; внутренняя поверхность ступицы должна иметь выступы или впадины для закрепления легкоплавкого сплава. Внутрь ступицы вставляют формующую втулку, имеющую конус для облегчения ее извлечения. В зазор между втулкой и внутренней поверхностью ступицы заливают сплав, который затем легко обрабатывают до требуемых размеров. Преимуществом такой технологии является устранение опасности образования трещин при изготовлении и эксплуатации деталей (типа рабочих колес насосов) со стальными и чугунными вкладышами и вставками.



**Рис. 5.4.** Стальная втулка (*а*) ступицы рабочего колеса (*б*) шламового насоса (2 – продольные ребра, 1, 3–5 – см. текст)

При необходимости сравнительно большого объема механической обработки рабочих колес шламовых насосов применяют втулки специальной конструкции (рис. 5.4), позволяющей упростить торцевую обработку ступицы [89].

Втулка (1) выполнена с фланцем (4) толщиной 0,3–0,5 от толщины стенки ступицы (5). Радиальные ребра (3) имеют переменную ширину и высоту, составляющие 0,8–1,4 от толщины фланца. Такое выполнение позволяет исключить проворачивание втулки в ступице (5) рабочего колеса (рис. 5.4, б) и обеспечить их прочное соединение, уменьшить величину напряжений, вызываемых затрудненной усадкой износостойкого сплава, облегчить механическую обработку торца ступицы.

Белые чугуны широко используются для изготовления футеровок, защищающих от износа барабаны и торцы шаровых и стержневых мельниц, течек, бункеров и т.п.

Имеется большой опыт конструирования, изготовления и эксплуатации таких футеровок из чугуна нихард [47]. Этот опыт может быть использован и при изготовлении и эксплуатации футеровок из других марок белого чугуна.

Бронеплиты из нихарда широко применяются для работы в шаровых и стержневых мельницах и во многих случаях являются стандартными как для новых мельниц, так и в качестве сменных. Однако, если необходимо иметь удовлетворительный срок службы в условиях действия значительных ударных нагрузок, например, в разгрузочных ре-

шетках мельниц диаметром 3 м, существенно, чтобы конструкция учитывала непластичную природу этого материала.

В конструкции необходимо избегать острых углов, тонких протяженных сечений, провисающих и незакрепленных выступов.

Типичные виды бронеплит из нихарда для стержневых и шаровых мельниц вместе с основными данными о мельницах и мелющих элементах приведены ниже.

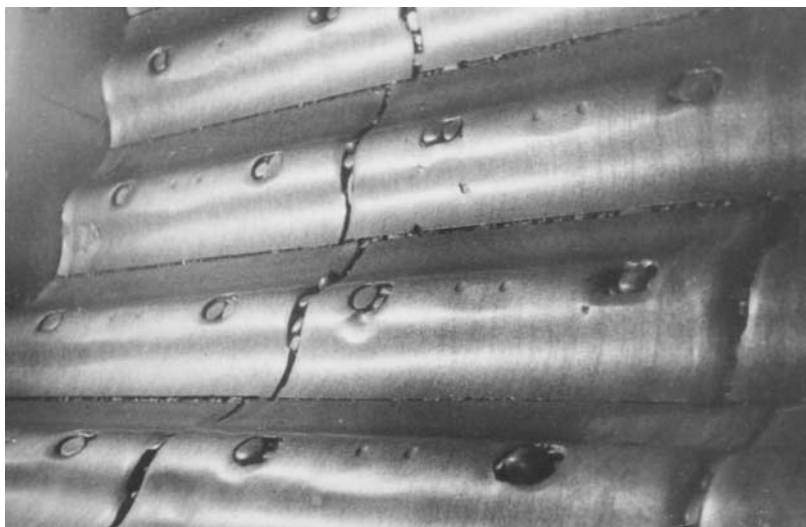
Трудно дать общие рекомендации относительно минимального сечения бронеплит из нихарда; в табл. 5.1 приведены ориентировочные указания для тех, кто не знаком с их применением. Более тонкие бронеплиты могут применяться и применяются в соответствии с конкретными условиями работы, но приведенные величины могут рассматриваться как основа для расчета.

При конструировании отливки необходимо учитывать условия производства и последующей эксплуатации проектируемой отливки. Это дает возможность определить допустимость и целесообразность изменений в конструкции отливки. Иногда незначительные изменения в конструкции или размерах детали могут упростить технологию изготовления и обеспечить высокую эффективность ее применения, улучшить работу оборудования. Например, по техническим условиям завода-изготовителя футеровки барабана шаровой мельницы МШР 36×50 должны отливаться из стали 110Г13Л. При сборке этих футеровок на барабане мельницы между ними предусматривался зазор 6–8 мм. При сборке часть футеровок не помещалась между соседними футеровками из-за колебаний габаритных размеров футеровок, смещения осей их болтовых отверстий, а также из-за неточной разметки отверстий под болты на барабане мельницы. Поэтому при монтаже часть футеровок приходилось подгонять резкой их автогенном.

Таблица 5.1

**Минимальная толщина бронеплит мельниц в зависимости от диаметра мельницы и размеров мелющих тел [47]**

Диаметр мельницы, м	Толщина футеровок в зависимости от диаметра шаров и стержней, мм			
	25	51	76	102
1,8	38	51	64	76
2,4	44	57	70	83
3,0	51	64	76	89



**Рис. 5.5. Шаровая мельница МШР 36×50 с футеровкой из чугуна ИЧ290Х12Г5**

При этом, в процессе работы мельницы эти футеровки сдвигались с мест их установки, растягивали и перекашивали крепежные болты, что вызывало появление течи, а также повреждение стальной обечайки барабана мельницы.

На Соколовско-Сарбайском ГОК на мельницах МШР 36×50 при замене футеровок из стали 110Г13Л футеровками из износостойких чугунов ИЧ290Х12Г5 и ИЧ210Х12Г5 были уменьшены габаритные размеры футеровок, расчетный зазор между ними был доведен до 20 мм. Таким образом, была устранена необходимость подгонки футеровок по месту, что было невозможно для футеровок из белых чугунов. Практика эксплуатации показала, что в увеличенный зазор стали забиваться изношенные шары, это привело к образованию монолитного свода (рис. 5.5) и, в результате, к сокращению частой и трудоемкой подтяжки болтов.

## **5.2. КОМБИНИРОВАННЫЕ И КОМПОЗИТНЫЕ ОТЛИВКИ**

В результате работ автора и его сотрудников комбинированные и композитные отливки широко используются для защиты от износа оборудования горно-обогатительных комбинатов, обогатительных

фабрик черной и цветной металлургии, угольной промышленности [21, 28, 30–34, 36]. Для дальнейшего изложения необходимо определить некоторые вопросы терминологии. Нередко комбинированными называют отливки, имеющие вязкую стальную базу и внедренные в нее в процессе литья износостойкие вставки из белых хромистых чугунов. Этим же названием – "комбинированные" – обозначают детали, состоящие из износостойких отливок белых чугунов со стальными закладными частями, которые служат для крепления сваркой к защищаемой стальной детали. Так как эти два типа деталей отличаются конструкцией, технологией изготовления и эксплуатационными свойствами, то для удобства классификации и изложения в этой работе им даются разные названия.

*Композитными* назовем отливки с вязкой стальной основой (базой) и внедренными в эту основу в процессе литья износостойкими вставками, как правило, из белых хромистых чугунов.

*Комбинированными* назовем отливки из белых чугунов со стальными закладными частями, приваренные к стальным деталям или прилитые к этим деталям.

При абразивном износе типа микрорезания, сопровождаемого ударами, целесообразно применение комбинированных отливок.

Примером конструкции комбинированной детали является лопасть смесителя [33]. На рис. 5.6 показана комбинированная лопасть смесителя, состоящая из пластины 1 с хвостовиком 2, износостойкой накладкой 3, которая состоит из износостойкой части 4, стальной планки 5 с буртиками 6 и износостойких выступов 7. Износостойкая накладка 3 через стальную планку 5 при помощи сварных швов прочно соединена с пластиной 1. Наличие у стальной планки 5 буртиков 6 высотой 0,5–1,0 толщины литой износостойкой части обеспечивает прочное соединение планки 5 с этой литой износостойкой частью. Буртики 6 расположены под углом 45–75° к плоскости планки 5, чтобы надежно удерживать износостойкую часть 4. При угле, меньшем 45°, создается большой запас на износ, но при этом менее прочно удерживается износостойкая часть 4 из-за малой толщины слоя износостойкого сплава под буртиком 6, при увеличении ударных нагрузок применяют буртики 6, отогнутые под углом 75°. П-образное сечение износостойкой накладкой позволяет за счет выступов 7 защитить от износа малостойкую часть стальной пластины 1 лопасти. Износостойкую накладку 3 изготавливают из двух частей – планки 5 из стального листа толщиной 3–6 мм и литой износостойкой части 4 накладкой 3. В стальном листе штамповкой пробивают отверстия и одновременно отбортовывают буртики. В литейную форму, имеющую



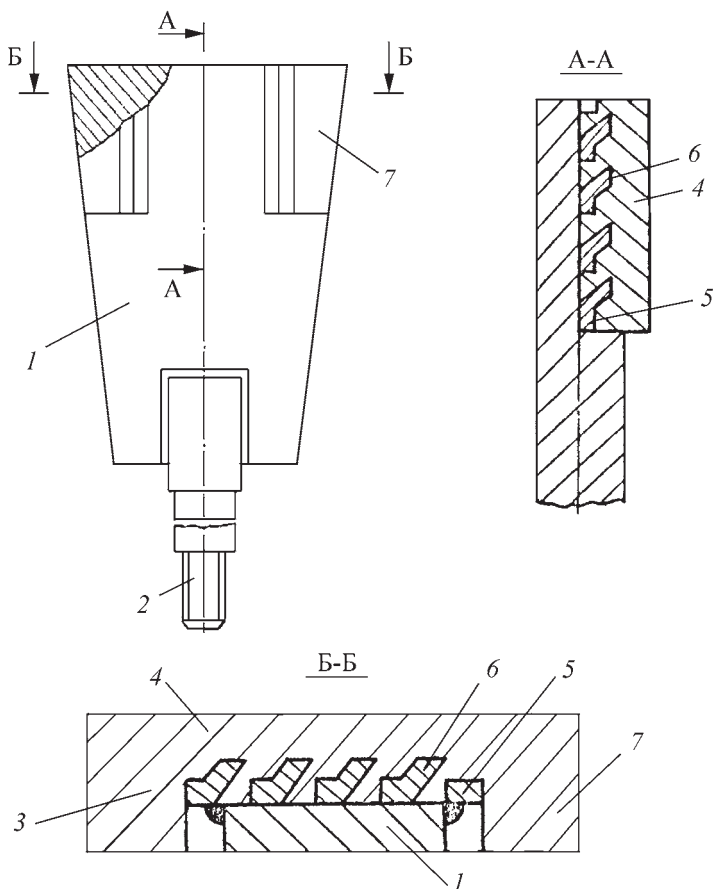


Рис. 5.6. Комбинированная лопасть смесителя

конфигурацию износостойкой накладки 3, устанавливают отштампованный лист 5 с буртиками 6. После сборки литейную форму заливают износостойким сплавом, чаще всего – белым хромистым чугуном. Полученную деталь очищают и термически обрабатывают. Такая конструкция износостойкой накладки 3 позволяет при помощи сварки надежно соединить ее с пластиной 1. Для предотвращения образования трещин при сварке расстояние между боковыми поверхностями пластины 1 и выступами 7 должно быть не менее 10 мм.

Такая конструкция лопасти смесителя хорошо себя зарекомендовала на предприятиях промышленности строительных материалов. Так, на Котельском кирпичном заводе лопасть глиномешалки с износостойкой накладкой из чугуна ИЧ300Х18ГЗ проработала 4 месяца вместо 1 месяца работы серийных стальных лопастей.

На Лебединском ГОК на спирали механического классификатора обычно применяли монолитные футеровки из хромистых чугунов ИЧ290Х28Н2 и ИЧ290Х18ГЗ, которые служили около 2400 часов. Однако хрупкость этих деталей нередко приводила к их поломкам и, как следствие, к аварийным остановкам классификатора.

Был испытан вариант штампо-литых футеровок классификатора (рис. 5.7). Предварительно из листа стали Ст.3 толщиной 3–4 мм вырезалась заготовка, которая штамповалась для получения ребер жесткости и отверстий, края которых были обрамлены "выступами", имевшими наклон около  $30^\circ$  в сторону, противоположную оси отверстия. Эти "выступы" и частично отверстия обеспечивали прочное соединение штамповки с прилитой частью футеровки (рис. 5.8) при заливке хромистого чугуна в металлическую форму.

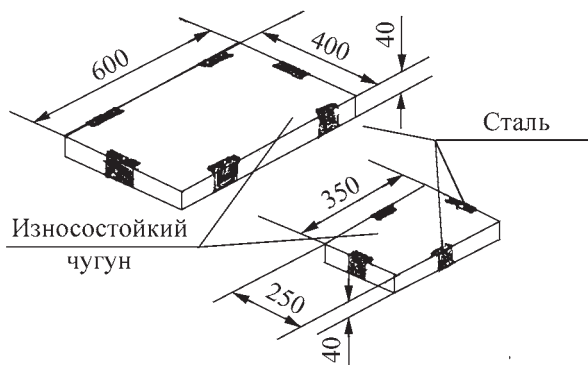


Рис. 5.7. Штампо-литая футеровка классификатора



Рис. 5.8. Кокиль с установленной в него стальной штампованной частью футеровки классификатора

Спираль классификатора имеет максимальный износ на внешнем диаметре, где обычно и крепились монолитные футеровки из белого чугуна. Однако и на расстоянии около 200 мм выше этих футеровок происходил износ несущих стальных конструкций классификатора. И, хотя износ на этом расстоянии значительно меньше, чем на внешнем диаметре, малоизносостойкие стальные конструкции быстро приходили в негодность и требовали частых ремонтов. Стальная часть штампо-литой футеровки успешно защищала эти конструкции и изнашивалась одновременно с износостойкой литой частью футеровки. Опытные штампо-литые футеровки были установлены на погружную часть спирали, где она подвержена максимальному износу. При эксплуатации 48 опытных футеровок не было ни одного случая поломки и падения в ванну классификатора, тогда как из 48 контрольных монолитных футеровок восемь были разрушены и упали в ванну. Обычно футеровки (брони) течек, бункеров и т.п., изготавливаемые из белых хромистых чугунов, имеют специальные отверстия для их крепления болтами к защищаемой поверхности. Как правило, в местах расположения болтовых отверстий на этих бронях наблюдается максимальный износ, вызываемый завихрениями, образующимися у этих отверстий. Кроме того, процесс крепления болтами трудоемок и неудобен. Автором и его сотрудниками была разработана [37] конструкция бронеплит со стальными вставками по боковым торцам этих бронеплит (рис. 5.9). Такая конструкция – без болтовых отверстий – ликвидировала завихрения, уменьшив износ и этим повысив срок службы броней. Это также уменьшило трудоемкость монтажа при замене крепления болтами простой приваркой стальных вставок к защищаемой поверхности.



**Рис. 5.9. Схема футеровки износостойким чугуном со стальными закладными частями**

Ликвидация песчаных стержней позволила создать очень высокопроизводительную технологию отливки таких плит в вытряхные кокили с непосредственной заливкой металла в полость литейной формы и, несмотря на отсутствие прибылей, получить плотные, без рыхлот, отливки.

В условиях абразивного износа белые износостойкие чугуны превосходят по стойкости сталь 110Г13Л и углеродистые стали в 5–10 раз. Однако в условиях, где абразивный износ сопровождается периодическими сильными и средними ударами – крупные автосамосвалы, ковши драглайнов, футеровки стержневых мельниц, – монолитные футеровки часто ломаются и поэтому непригодны для таких условий работы. Конструкция композитных отливок сталь–износостойкий чугун [21, 28, 30, 32, 36] создана автором и его сотрудниками для условий износа с периодическими ударами.

В основу конструирования композитных отливок (рис. 5.10) заложен принцип защиты поверхности вязкой стальной основы (1) вставками из износостойкого белого чугуна (2) со стороны рабочей поверхности по определенной схеме, например, в шахматном порядке и др. Схема зависит от типа детали и условий ее работы – вида и размера абразива, угла атаки, скорости абразива. Износостойкие вставки ограничивают прохождение абразива и защищают от износа вязкую стальную основу. Создается так называемый теневой эффект – износостойкая вставка, немного возвышаясь над стальной основой, защищает ее от потока абразива. Чем крупнее куски абразива, тем больше может быть расстояние между вставками. При увеличении угла атаки необходимо максимально сближать ряды износостойких вставок. Эксперименты показали, что наиболее эффективны износостойкие вставки, установленные перпендикулярно направлению движения абразива. При расположении вставок вдоль потока абразива износ броней увеличился в десятки раз. Для предотвращения быстрого износа броней из-за их неправильной установки были сконструированы комбинированные отливки с диагональным (рис. 5.11) или шевронным расположением вставок, что позволило получать высокую износостойкость независимо от расположения осей этих броней.

Износостойкие вставки имеют обратный конус, что обеспечивает

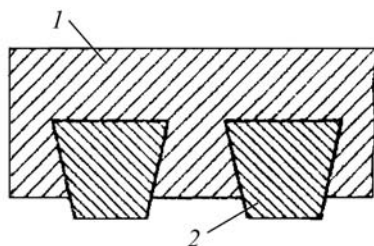


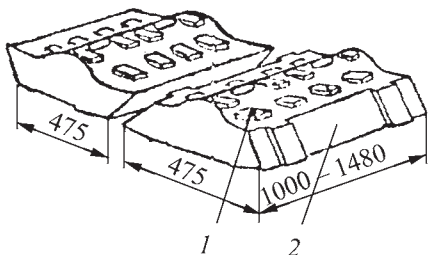
Рис. 5.10. Схема установки в вязкую стальную основу 1 вставок 2



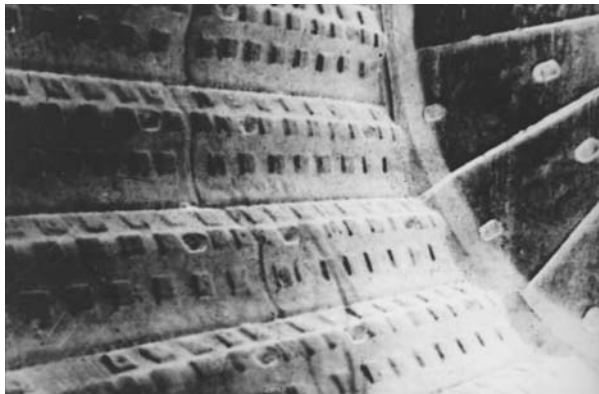
**Рис. 5.11. Композитные отливки (плиты) с диагональным расположением вставок**

их прочное закрепление в стальной основе (см. рис. 5.10), работоспособность до значительного износа (50–70 %) даже при образовании во вставках трещин от ударов крупными кусками абразива.

При создании конструкции футеровок для стержневой мельницы МСЦ 32×45 диаметром 3,2 м и стержнями диаметром 100 мм была изменена конструкция броней. Вместо параллельных торцов броней и зазора между ними была создана клиновая конструкция броней (рис. 5.12), при которой броня-клин при затяжке болтов обеспечивала жесткое скрепление всего комплекта броней. На боковых поверхностях броней были сделаны небольшие площадки для контакта броней (выступающие на 5–8 мм над этой поверхностью), что упростило обрубку и очистку броней и обеспечило надежное соеднение всего комплекта броней. Если при старой конструкции приходилось очень часто подтягивать болты, удерживающие брони, из-за разбалтывания их стержневой массой, то в новой клиновой конструкции эта



**Рис. 5.12. Схема композитных отливок клиновой брони стержневых мельниц:**  
1 – износостойкий чугун,  
2 – углеродистая сталь



**Рис. 5.13. Внутренняя часть стержневой мельницы МСЦ 32×45 с клиновыми композитными бронями**

операция сведена к минимуму. На рис. 5.13 показана внутренняя часть стержневой мельницы с композитными бронями.

Высокая износостойкость и надежность работы футеровок мельниц, бункеров, течек дали импульс к широкому применению композитных конструкций сталь – износостойкий чугун для создания гаммы износостойких деталей. Так, например, этот принцип был успешно использован при создании шнека для прессования кирпича (рис. 5.14) [31] и др.



**Рис. 5.14. Шнек для транспортирования абразивных материалов (композитная отливка лопасти)**

Таблица 5.2

## Химический состав, мас. %, сплавов для композитных отливок

Сплав	C	Si	Mn	Cr	Ti	Zr	S, ≤	P, ≤
ИЧ290Х12Г5	2,6–3,0	≤ 0,7	4,5–5,2	11,0–18,0	–	–	–	–
ИЧ210Х12Г5	1,9–2,3	0,4–0,8	4,5–5,5	11,0–14,0	–	–	0,08	0,08
ИЧ210Х30Г3	1,7–2,35	0,5–0,9	2,8–3,5	29,0–33,0	0,05–0,1	0,05–0,1	0,06	0,1
ИЧ300Х18Г3	2,8–3,1	0,5–0,8	3,2–4,0	17,0–21,0	0,05–0,1	0,05–0,1	0,06	0,1
30Л	0,27–0,35	0,20–0,52	0,45–0,90	–	–	–	0,03–0,06	0,03–0,06
35Л	0,32–0,40	0,20–0,52	0,45–0,90	–	–	–	0,03–0,06	0,03–0,06

Композитные отливки в виде плит разного размера широко применяются для защиты от износа большой номенклатуры добычного и обогатительного оборудования [36]. Такие плиты позволили значительно повысить срок службы днищ кузовов крупных (110 т) автосамосвалов, днищ ковшей драглайнов и мехлопат, роторных экскаваторов, стержневых и шаровых мельниц, течек и т.д.

В зависимости от условий эксплуатации вставки изготавливают из износостойких чугунов ИЧ210Х12Г5, ИЧ290Х12Г5, ИЧ300Х18Г3, ИЧ210Х30Г3 (табл. 5.2).

Стальная основа комбинированных отливок, в основном, изготавливается из сталей 30Л и 35Л (см. табл. 5.2). Для условий работы в нейтральных средах применяют вставки из чугуна ИЧ300Х18Г3 и ИЧ210Х12Г5; для абразивно-коррозионных сред — из чугуна ИЧ210Х30Г3 (см. табл. 5.2).

Применение композитных плит более крупного размера или отливка малых плит, соединенных одна с другой при помощи перемычек (отливаемых из сплава основы и создаваемых при литье), позволит значительно уменьшить трудоемкость при монтаже и при варке таких плит к защищаемой поверхности горных машин, особенно, когда эти поверхности (как у карьерных самосвалов) достигают больших размеров. Небольшие плиты с перемычками имеют преимущество перед большими плитами, подверженными короблению при литье и требующими последующей правки.



## Глава 6

# ТЕХНОЛОГИЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ОТЛИВОК

---

---

### 6.1. ПЛАВКА

Отметим, что при разработке технологии изготовления отливок из белых чугунов так же, как и при их конструировании (гл. 5), необходимо учитывать некоторые особенности этих сплавов – большую твердость, практическое отсутствие пластичности, низкую теплопроводность, большую линейную и объемную усадку.

Несмотря на эти особенности, при тщательно отработанных конструкции и технологии производство отливок из белых износостойких чугунов не вызывает больших затруднений, чем производство отливок из стали 110Г13Л.

Общий брак футеровок из износостойких белых чугунов на Баймакском машиностроительном заводе, ССГОК и др. не превышает величины брака при изготовлении аналогичных деталей из стали 110Г13Л, составляет 5–6 % [137].

Плавка белых хромистых чугунов возможна практически во всех плавильных агрегатах, в которых выплавляют сталь, – дуговых, индукционных печах с основной и кислой футеровкой.

В качестве шихтовых материалов используют: стальной лом, перелдельный чугун с низким содержанием кремния, феррохром от ФХ 010 до ФХ 800, ферромарганец ФМН 1,0, ФМН-1,5, ферротитан Ти0 или Ти1, силикоцирконий СиЦр 50-1, ферросилиций ФС 75, кусковую свежееобожженную известь, бракованные отливки, литники и прибыли, изношенные детали из белых чугунов. Рекомендуется использовать на плавку до 30 % отходов.

Все шихтовые материалы должны быть чистыми, не иметь следов масел, краски. Ферротитан, силикоцирконий и ферромарганец необходимо прокалить.

Типовой состав шихты для выплавки износостойких чугунов ИЧ190Х30ГЗ и ИЧ210Х30ГЗ приведен в табл. 6.1.

Применение низкоуглеродистого феррохрома (ФХ 010, ФХ 015) обеспечивает хорошее качество сплава. В средне- и высокоуглеродистом феррохроме присутствуют крупные карбиды хрома, которые не успевают раствориться в жидком металле при обычных для белых чугунов температуре и времени плавки.

В ходе лабораторных и промышленных испытаний выяснилось, что при одном и том же химическом составе свойства хромистых чу-

Таблица 6.1

## Типовой состав, мас. %, шихты износостойкого чугуна ВУ-10

Чугун	Чугун предель- ный МЗ	Ферро- хром ФХ 010	Ферро- хром ФХ 200	Ферро- хром ФХ 650	Ферро- хром ФХ 800	Ферро- марганец ФМН-1,0	Сталь- ной лом А2	Собст- венные отходы	Сили- ко- цир- коний
	33,0	41,2	—	—	—	3,5	2,1	15	0,2
ИЧ170Х30ГЗ	18,6	—	41,2	—	—	3,5	21,5	15	0,2
	—	19,7	—	21,5	—	3,5	40,1	15	0,2
	—	25,2	—	—	16,0	3,5	40,1	15	0,2
	33,2	40	—	—	2,7	3,5	0,4	15	0,2
ИЧ190Х30ГЗ	20,0	—	43,0	—	—	3,5	18,3	15	0,2
	—	18,8	—	24,2	—	3,5	38,3	15	0,2
	—	24,2	—	—	18,8	3,5	38,3	15	0,2
	37,0	37,65	—	—	5,85	3,5	1,3	15	0,2
ИЧ210Х30ГЗ	24,5	—	43,0	—	—	3,5	13,3	15	0,2
	—	14,0	—	27,0	—	3,5	40,3	15	0,2
	—	21,5	—	—	21,5	3,5	38,3	15	0,2

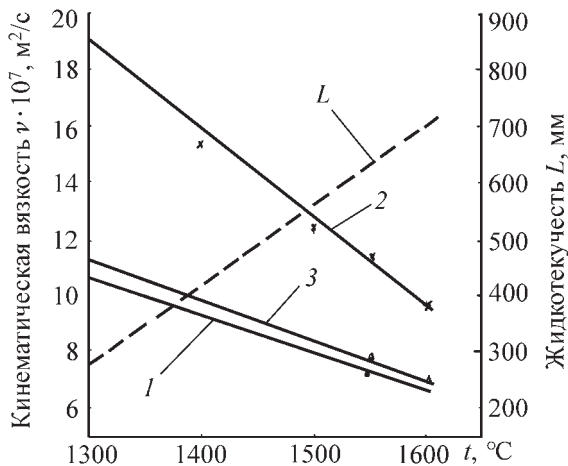
Примечания. 1. При расчете принято, что чугун МЗ содержит 4% С. 2. Для кислотной печи угар марганца 25%.

гунов в значительной степени зависят от типа шихтовых материалов. Использование высокоуглеродистого феррохрома отрицательно влияет на свойства чугуна. Заэвтектические карбиды, вносимые в расплав феррохромом, не успевают раствориться и служат центрами кристаллизации карбидной фазы. В результате в структуре отливок формируются крупные карбиды, ухудшающие прочность и износостойкость хромистого чугуна.

Изотермическая выдержка расплава в печи при повышенных температурах снижает вязкость расплава при шихте с высокоуглеродистым феррохромом, и она становится сопоставимой с вязкостью чугунов, выплавленных на низкоуглеродистом феррохроме ФХ 010 (рис. 6.1). Результаты исследования [105] показали, что для снижения содержания карбидов в расплаве с 15–18 % до 2–3 % необходима 15-мин выдержка сплава при 1500–1550 °С.

Регулируя время и температуру выдержки при плавке, можно значительно уменьшить стоимость отливок за счет применения в шихте сравнительно дешевого высокоуглеродистого феррохрома типа ФХ 800, не снижая эксплуатационных свойств этих отливок.

**Плавка в индукционных печах с кислой футеровкой.** В тигель, очищенный от металла и шлака предыдущей плавки, загружается шихта в



**Рис. 6.1.** Влияние температуры на кинематическую вязкость ( $\nu$ ) хромистых чугунов (2,9–3,1 % С; 13,0–13,7 % Cr) при использовании в шихте низко- и высокоуглеродистого феррохрома

1 – ФХ 010; 2 – ФХ 800 при выдержке после расплавления 5 мин; 3 – ФХ 800 при выдержке после расплавления 15–20 мин [105]

следующем порядке. На дно тигля насыпают небольшой слой мелко-го феррохрома, поверх которого укладывают чушки передельного чугуна и куски стального лома вперемешку с феррохромом.

Нагрев и расплавление ведут с максимальной мощностью. Емкость конденсаторных батарей выбирают так, чтобы  $\cos\varphi$  был равен единице, следя, чтобы по мере расплавления шихты не образовались мосты – их необходимо разрушать, осаживая шихту. Для разжижения густого малоподвижного шлака в печь дают свежесожженную кусковую известь из расчета ее содержания в шлаке в количестве 10–15 %; большее содержание извести приводит к интенсивному разъеданию кислой футеровки.

После расплавления шихты снимают шлак и наводят новый из сухой формовочной смеси или кварцевого песка из расчета 2–3 % шлака от массы садки. Металл перегревают до 1500–1520 °С. При плавке на высокоуглеродистом феррохроме эта температура доводится до 1550 °С. Затем, не снимая шлака, вводят прокаленный ферромарганец. Через 10–15 мин после этого, при температуре расплава 1500 °С, снимают шлак, при необходимости дают мелкий (2–3 мм) силикоцирконий и приступают к разливке [76].

***Плавка в индукционных печах с основной футеровкой – магнетитовой или хромомagnesитовой.*** Она практически не отличается от плавки в кислых тиглях и ведется по аналогичному режиму. Главное отличие: угар марганца при основной футеровке – 5 %, а при кислой – 25 %, и шлак наводят смесью магнетитового или хромомagnesитового порошка с кусковой известью.

Ниже приводится пример технологии выплавки износостойких чугунов в индукционной печи с кислой футеровкой емкостью 900 кг [77].

Для набивки тигля используется кварцит с содержанием 95 % кремнекислоты и небольшими примесями оксидов кальция, магния, железа и глинозема. Приготавливая огнеупорную массу, сухой кварцит размалывают и просеивают для получения двух фракций: первой с размером зерен 3,5–1,5 мм и второй – 1,5 мм и меньше.

Состав огнеупорной массы для набивки тигля: 35 % – фракция 3,5 – 1,5 мм, 63,5 % – фракция 1,5 мм и меньше, 1,5 % – техническая борная кислота.

Перед набивкой тигля внутреннюю часть и дно катушки индуктора обкладывают в два слоя асбестом толщиной 10–12 мм. Сухую огнеупорную массу насыпают на дно катушки слоями 20–30 мм и затем каждый слой слегка утрамбовывают. Толщина подины – 220 мм. После этого на подину по центру устанавливают шаблон в форме усеченного

конуса. Для надежного фиксирования шаблона на его дно укладывают груз, а верхнюю часть шаблона закрепляют деревянными клиньями. Тигель набивают равномерными слоями высотой 30–40 мм, которые утрамбовывают. Перед набивкой каждого последующего слоя поверхность утрамбованного слоя разрыхляют металлическим стержнем. После набивки тигля и удаления груза изготавливают воротник тигля из шамотного кирпича. Перед закрепительной плавкой тигель сушат по следующему режиму:

Выдержка, мин . . . . .	40	40	40	30	30	30	30
Мощность генератора, кВт . . .	20	30	40	50	60	70	80

В процессе сушки тигля температура воды на выходе из индуктора 30–50 °С. Тигель сушат без шихты, не допуская оплавления шаблона.

После сушки проводят закрепительную плавку, в тигель загружают чугунную шихту, постепенно повышая мощность генератора.

Износостойкий чугун начинают плавить сразу после закрепительной плавки. Особенное внимание придают осторожному загрузению шихты, чтобы не повредить стенки тигля.

В процессе расплавления шихты тщательно следят за ее осадкой, не допуская заклинивания или образования "мостов" в верхних слоях тигля, так как мгновенная осадка заклинившейся шихты приводит к выбросу жидкого металла. Поэтому шихту систематически осаживают и добавляют оставшиеся шихтовые материалы.

Зеркало жидкого металла засыпают шлаковой смесью: 65 % формочной земли, 25 % извести (прокаленной и молотой), 10 % молотого плавикового шпата. На протяжении всей плавки не допускается оголения зеркала металла.

После расплавления всей шихты шлак скачивают и наводят новый. Раскисление при выплавке износостойких чугунов не проводят.

После выпуска металла тигель очищают от металла и шлака и загружают шихту для следующей плавки. При выплавке износостойких хромистых чугунов срок службы кислой футеровки составляет 25–30 плавков.

**Выплавка хромистых износостойких чугунов в дуговых электроплавильных печах.** Она ведется как с кислой, так и с основной футеровкой.

При плавке в дуговых печах феррохром загружают в первую очередь и помещают ближе к откосам печи, чтобы уменьшить его угар. Затем заваливают чушки передельного чугуна и стальной лом. После загрузки шихты расплавление ведут по максимальной мощности.

Плавку в печи с кислой футеровкой проводят без окислительного периода. Густой железистый шлак разжижают, вводя в печь 5–10 % от массы шлака свежееобожженной извести. По мере расплавления проводят подвалку шихты. После расплавления всей шихты расплав нагревают до 1500 °С, вводят ферромарганец и выдерживают 10–15 мин, не снимая шлака. Через 8–10 мин после ввода ферромарганца измеряют температуру, которая должна быть в пределах 1500–1520 °С, снимают шлак и, выпуская металл в ковш, при заполнении его на треть на струю присаживают расчетное количество мелкого (2–3 мм) силикоциркония. Ковш перед разливкой должен быть разогрет до 900 °С, т.е. докрасна.

Расплавление хромистых чугунов в печах с основной футеровкой проводят методом оплавления свежих материалов без окисления и скачивания шлака. Этот процесс аналогичен описанному для печи с кислой футеровкой.

После расплавления всей шихты для разжижения шлака в печь загружают кусковую свежееобожженную известь.

Количество шлака должно составлять 2–3 % от массы металла, который нагревают до 1500–1520 °С, а затем, не снимая шлака, загружают прокаленный ферромарганец. Через 10–12 мин измеряют температуру, которая должна достигать 1500–1520 °С, удаляют шлак и выпускают металл в ковш, при этом на струю дают дробленый (2–3 мм) силикоцирконий.

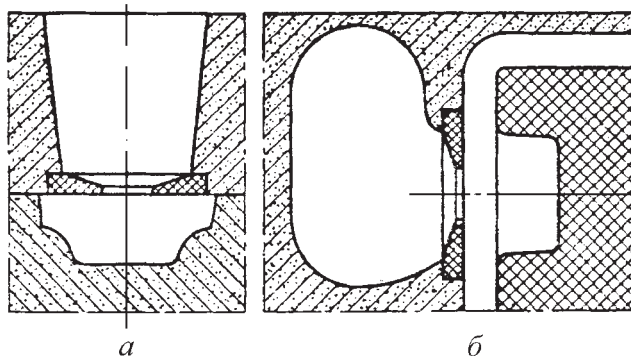
Для определения необходимого количества ферромарганца, вводимого в расплав, надо учитывать, что в печах с основной футеровкой угар марганца составляет 5 %.

При выплавке износостойких хромистых чугунов в кислой дуговой электропечи ферромарганец загружают в ковш и подогревают вместе с ним до 800–900 °С. Рекомендуемый размер кусков (для ковша емкостью 3 т) не более 50 мм. Угар марганца, вводимого в ковш, составляет 10–12 %. Ферромарганец размером 50 мм можно загрузить в кислую печь непосредственно перед выпуском металла. Ферромарганец должен быть предварительно просушен.

Рекомендуется при капитальном ремонте печей провести 2–3 плавки углеродистой стали и только после этого выплавлять износостойкие чугуны.

## 6.2. ЛИТЕЙНАЯ ФОРМА

Белые чугуны весьма склонны к образованию усадочных раковин, и поэтому при отливке из этих сплавов следует устанавливать прибы-



**Рис. 6.2. Легкоотделяемые прибыли:**  
верхняя (а) и боковая (б)

ли так же, как при отливке из стали. Применяются верхние и боковые прибыли. По возможности металл следует заливать через прибыли, что гарантирует направленное его затвердевание. Ввиду трудности любой обработки белых чугунов, прибыли должны быть легко отделяемыми, посредством "перезима". Для этого тонкий стержень помещают между прибылью и отливкой (рис. 6.2).

Разделительные стержни изготавливают из стержневой жидкостекольной смеси. Для массивных прибылей применяют разделительные стержни из шамотоглинистых, хромомангезитоглинистых смесей. Установка нескольких прибылей вместо одной большой позволяет выровнять скорость охлаждения разных частей отливки, что способствует уменьшению термических напряжений. Прибыли рекомендуется рассчитывать по нормам для стального литья.

Литниковая система отливок из белых чугунов, особенно типа ни-хард, из-за их меньшей жидкотекучести должна иметь бо́льшую (на 20–40 %) площадь сечения, чем у отливок из серого чугуна. Питатели, как и прибыли, должны иметь пережимы в месте их соединения с отливкой, чтобы они легко отбивались. Если позволяет конструкция отливки, то питатели и прибыли следует заглублять в тело отливки так, чтобы остающиеся после отбивки питателей и прибылей выступы не выходили за пределы контура сопрягаемой с другими деталями поверхности отливки.

Отмечается [42, 53], что для получения минимальных термических напряжений необходимо подводить питатели в тонкие части отливки и рассредоточивать подвод металла.

Во избежание затрудненной усадки литниковая система не должна образовывать жесткой связи с отливкой. Этого можно достичь, заливая металл через два стояка.

**Технология формы.** Поскольку белые чугуны склонны к образованию трещин, то нужно применять технологию, обеспечивающую получение отливок с минимально возможными напряжениями. Снизить напряжения можно уменьшением скорости охлаждения отливки в форме, выравниванием температуры разных частей отливки, уменьшением механического торможения усадки.

Применение песчаных форм вместо металлических позволяет получить более медленное и равномерное охлаждение отливки, уменьшает механическое торможение усадки, что обеспечивает получение меньших напряжений. Сухие формы лучше, чем сырые, обеспечивают медленное охлаждение отливки, но создают большее механическое сопротивление усадке. Поэтому сухие формы способствуют устранению холодных трещин и увеличивают (по сравнению с сырыми) опасность появления горячих трещин.

Основная мера для борьбы с горячими трещинами – повышение податливости формовочных смесей и устранение причин, затрудняющих усадку. При производстве отливок из износостойких сплавов рекомендуется для увеличения податливости стержней изготавливать их из смеси, содержащей не менее 20 % опилок и не более 5 % глины. Следует подбирать такие смеси, которые при нагреве быстро теряют свою прочность и минимально сопротивляются усадке при высоких температурах.

Стержни для отливок из износостойких чугунов на Антрацитовском рудоремонтном заводе изготавливали из смеси состава, %: песок Часов-Ярского карьера – 30, огнеупорная глина – 5, горелая формовочная смесь – 45, древесные опилки – 20.

При изготовлении стержней из этой смеси для рабочих колес насоса 10УВЛХ2М (масса 150 кг) иногда появлялись горячие трещины, которые вызывались недостаточной податливостью стержней из этой смеси.

Тогда песок Часов-Ярского карьера, содержащий 12–15 % глины заменили песком, в котором содержание глины не превышало 5 %. Это увеличило податливость стержней и ликвидировало брак по трещинам [76].

Применение форм, в частности металлических и с холодильниками, ускоряющими кристаллизацию, позволяет получать высокую износостойкость и прочность массивных отливок.



Установка специальных наружных и внутренних холодильников в массивных частях отливок способствует выравниванию температур по сечению детали и, следовательно, уменьшению напряжений в отливках.

**Продолжительность выдержки отливок в форме.** Увеличение времени выдержки отливок в форме способствует уменьшению напряжений. Продолжительность выдержки зависит от геометрии и массы отливок. Например, сравнительно компактные и равностенные отливки рабочих колес насосов 8ШНВ диаметром 500 мм (масса 130 кг) из чугуна ИЧ290Х12М выбивали из формы через 5–6 ч после заливки, при этом трещины отсутствовали. Тонкостенные отливки рабочих колес насосов 10УВЛХ2М диаметром 650 мм (массой 150 кг) необходимо выдерживать в форме не менее 12 ч; выбивка этих отливок через 6 ч после заливки привела к образованию холодных трещин на дисках колес. Крупные и сложные рабочие колеса насосов 20ГР-8 и 20Р-11 выдерживают в форме около 72 ч. Отливки типа бронеплит мельниц следует выдерживать в форме 8–24 ч, в зависимости от толщины и массы отливки. Хорош оказался способ быстрой выбивки из металлических форм отливок рабочих колес и корпусов насосов массой до 400 кг и футеровок мельниц массой до 500 кг.

Эти отливки через 12–15 мин после заливки извлекались из металлических форм и укладывались в углубления (на песчаную постель), а затем засыпались слоем сухого песка. Температура отливок при выбивке была 800–900 °С. Такая технология полностью устраняла появление холодных трещин в отливках.

Для отливок из белых чугунов в зависимости от их назначения, сложности, массовости изготовления выбирают тот или иной вид литейной формы, стержней, режима охлаждения и т.п.

**Детали шламовых насосов.** Улитки, бронедиски и рабочие колеса – наиболее массовые, изготавливаемые из белых чугунов.

Отливка этих деталей (небольшой массы и с одинаковой толщиной стенок) не представляет больших трудностей. Изготовление же крупногабаритных отливок со стенками разной толщины затруднительно из-за склонности таких деталей к трещинообразованию, поэтому требуется очень тщательная отработка технологии.

На большинстве отечественных предприятий детали насосов изготавливают из чугунов ИЧ290Х28Н2, ИЧ290Х18Г3.

В табл. 6.2 приведены состав и свойства формовочных и стержневых смесей, применяемых при изготовлении отливок шламовых насосов в литейном цехе Соколовско-Сарбайского ГОК.

Таблица 6.2

**Формовочные и стержневые смеси, применяемые при изготовлении отливок шламовых насосов**

Смесь	Состав, об. %					
	кварцевый песок 1К025А	глина огнеупорная	отработанная формовочная смесь	древесные опилки	жидкое стекло	NaOH
№ 1. Наполнительная формовочная	—	—	100	—	—	—
№ 2. Облицовочная формовочная	24,5	2,5	73	—	—	—
№ 3. Облицовочная жидкостекольная	98	2	—	—	7	—
№ 4. Стержневая жидкостекольная	86	—	—	14	4,5	0,45
№ 5. Стержневая для центральных стержней	78	4	—	18	—	—

Смесь	Состав, об. %		Физико-механические свойства			
	мазут	сульфитная барда	газопроницаемость	$\sigma_{в}^{сж}$ , Н/мм <sup>2</sup> , во влажном состоянии	$\sigma_{в}^{раст}$ , Н/мм <sup>2</sup> , в сухом состоянии	W, %
№ 1. Наполнительная формовочная	—	—	50	—	—	5–6
№ 2. Облицовочная формовочная	—	3,3	100	3,5–5,0	—	4,5–5,5

Окончание табл. 6.2

Смесь	Состав, об. %		Физико-механические свойства			
	мазут	сульфитная барда	газопроницаемость	$\sigma_{в}^{сж}$ , Н/мм <sup>2</sup> , во влажном состоянии	$\sigma_{в}^{раст}$ , Н/мм <sup>2</sup> , в сухом состоянии	W, %
№ 3. Облицовочная жидкостекольная	—	—	—	—	—	—
№ 4. Стержневая жидкостекольная	0,45	—	100	1,0–1,7	100	3–8
№ 5. Стержневая для центровых стержней	—	4	100	2,0	80–100	4–5

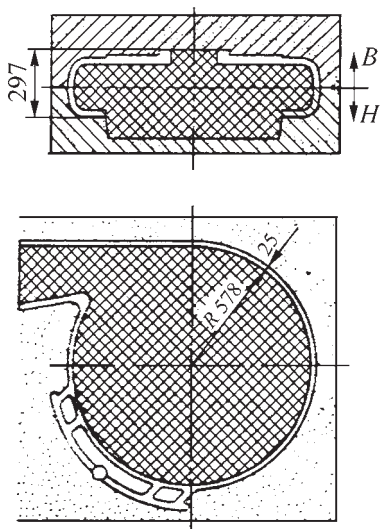


Рис. 6.3. Схема формовки отливки улитки насоса 12ГР-8 (масса около 485 кг)

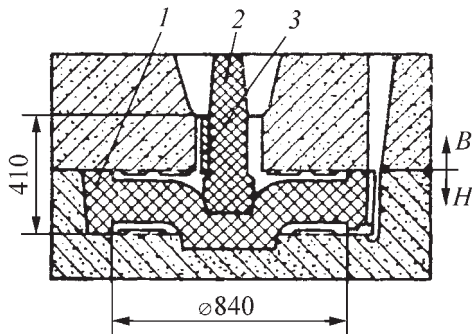
Улитка отливается в песчаных формах, облицовочный слой которых изготавливается из смеси № 2 (см. табл. 6.2), внутренняя поверхность детали оформляется стержнем. На рис. 6.3 показана схема формовки отливки улитки насоса 12ГР-8 (масса ее около 485 кг). Металл подводится по разьему формы к наружной поверхности отливки через четыре питателя сечением 15×34 мм каждый.

Бронедиски отливают в песчаных формах из жидкостекольной смеси № 4, продуваемой CO<sub>2</sub>.

Применение этой смеси позволило резко снизить брак по ужиминам.

Подвод металла (при отливке бронедиска насоса 12ГР-8 массой

Рис. 6.4. Схема формовки отливки рабочего колеса насоса (массой около 280 кг) насоса 12ГР-8 (1 – 3 см. текст)



80 кг) осуществляется по разъему формы к внутренней поверхности отливки через четыре питателя сечением 12×26 мм каждый.

Для увеличения податливости стержней в стержневые смеси вводят значительное количество опилок.

*Рабочие колеса.* Металл подводится к нижнему диску через четыре питателя высотой 15 мм и шириной 34 мм каждый (рис. 6.4). Отливка изготавливается в песчаных формах, наружный слой – из облицовочной смеси № 3 (см. табл. 6.2).

Стержень 1, изготавливаемый из жидкостекольной (с опилками) смеси № 4, покрывают цирконовой краской и подсушивают. Стержень 2 изготавливают из стержневой смеси № 5. Перед установкой в форму стержня 2 к нему крепят (устанавливают в паз стержня и привязывают проволокой) вставку 3 из стали Ст.3. Вставка и проволока должны быть тщательно очищены от ржавчины. Форму заливают при 1350–1400 °С. Отливка остывает в форме 14–20 ч, затем, после выбивки и очистки от стержней, очищается в дробеструйной камере. Питатели и заливы отбивают, а их остатки зачищают абразивными кругами, прибыль отрезают на токарном станке в процессе механической обработки отливки.

Термическую обработку отливок из чугуна ИЧ290Х28Н2 обычно не проводят. Рекомендуется [16] отливки из чугуна ИЧХ16МТ выдерживать в форме после заливки из расчета 1 ч на каждые 10 кг залитого металла.

Отливка рабочих колес насосов типа 5ГР-8, 8ГР-8 (масса 80 и 100 кг соответственно) и др. (более мелких, чем 12ГР-8) нередко выполняется без прибыли, а усадочная раковина в термическом узле ступицы колеса устраняется с применением разных холодильников.

Отливка по такой схеме (рис. 6.5) и механическая обработка большой партии рабочих колес насосов 6ФШ-7а из чугуна ИЧ290Х12ГЗМ показали рациональность этой технологии, дающей возможность получить плотные, без раковин, отливки, не применяя прибыли.

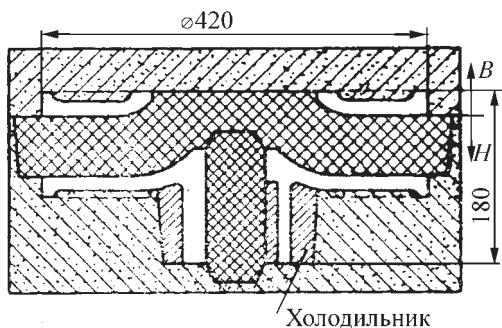


Рис. 6.5. Схема формовки с холодильником (у ступицы) рабочего колеса насоса 6ФШ-7а (масса около 90 кг)

На Балхашском ГМК при обогащении медной руды применялись шламовые насосы 8НП. Рабочие колеса этих насосов изготовлялись с дисками разной толщины, так как диск со стороны нагнетания изнашивался быстрее и поэтому выполнялся более толстым.

Схема формовки рабочих колес 8НП приведена на рис. 6.6. Однако такая технология не обеспечивала устранения усадочных рыхлот в толстом диске и, несмотря на утолщение этого диска, незначительно увеличивала срок службы детали.

Была разработана технология (рис. 6.7) с применением металлического вкладыша-холодильника, позволившего устранить усадочные рыхлоты и обеспечить значительное увеличение срока службы рабочего колеса и насоса 8НП.

*Отливка деталей шламовых насосов в металлические формы.* В большинстве случаев конструкторы шламовых насосов, зная трудности механической обработки деталей из белых чугунов, стремятся проектировать детали этих машин с минимальным объемом механической обработки. Часто механическая обработка сводится к так на-

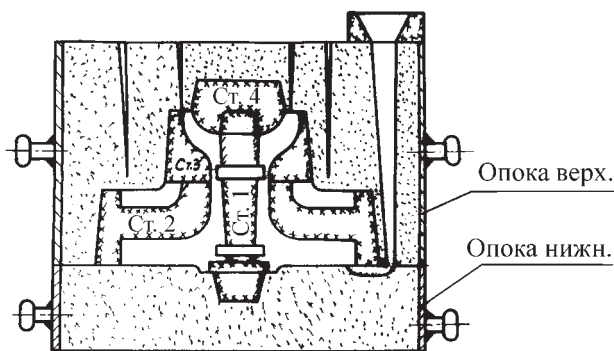


Рис. 6.6. Схема формовки рабочих колес 8НП

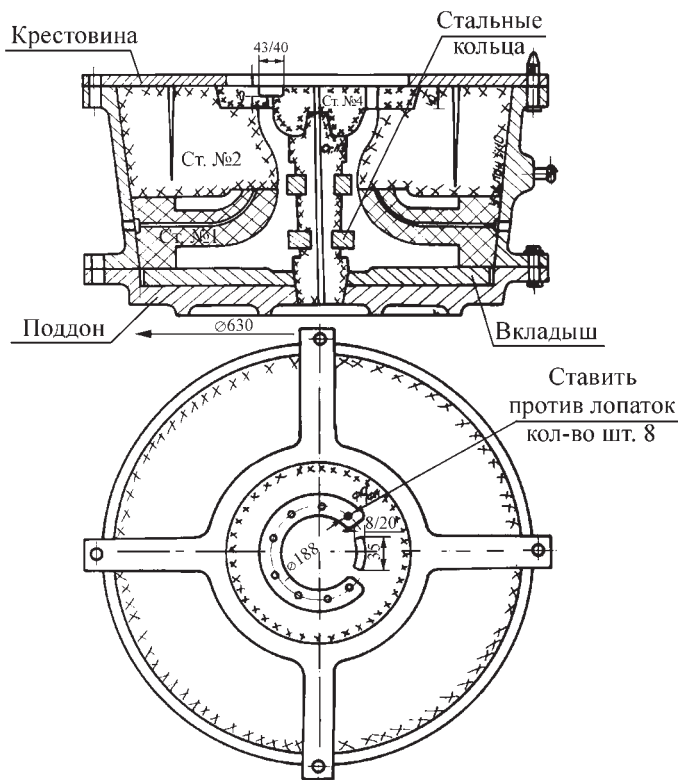


Рис. 6.7. Схема формовки рабочих колес 8НП с применением холодильника (вкладыша)

зываемой проверке поверхностей, так как отливка в земляные формы не обеспечивает достаточной точности, и на отливках иногда имеются выступы (из-за неравномерной плотности земляной формы). Эти обстоятельства вынуждают проводить 100 %-ную механическую обработку деталей шламовых насосов.

Автором и Г.П. Остяковым<sup>1</sup> была проведена работа по созданию технологии отливки в металлические формы таких сложных деталей, как крупногабаритные рабочие колеса (около 200 кг), улиты (рабочие корпуса) (около 400 кг). Созданы конструкции типовых кокилей для отливки этих деталей.

<sup>1</sup>В работе принимали участие В.К. Томаев, А.С. Манылов и др.

Разработаны режимы заливки и выбивки отливок. В зависимости от массы отливки установлено оптимальное время нахождения отливки в форме после ее заливки.

Для рабочих колес массой 125 кг это время составляет 8 мин, для колес массой около 200 кг время до выбивки — 12 мин. Небольшие рабочие колеса массой около 25 кг извлекают из кокиля через 3–4 мин. Все эти отливки после выбивки укладывают в контейнер либо в углубление на формовочном плацу и затем засыпают сухим песком или горелой землей. Такая технология позволяет уменьшить высокие напряжения, вызванные разностью температур разных частей отливки. Увеличение времени нахождения отливки в металлической форме больше рекомендованного времени приводит к образованию холодных трещин в сложных отливках. Представляется, что установка на кокильном участке ямных термических печей для помещения в них отливок после извлечения их из кокиля повысит надежность получения этих отливок без трещин, снизит трудоемкость процесса и запыленность в цехе. Это также поможет снизить расход энергии, необходимой на нагрев отливок под закалку, которую можно будет осуществлять, извлекая эти отливки на воздух по достижении ими температуры закали.

Металлические формы перед заливкой окрашивают цирконовой краской при температуре этой формы около 200 °С, которая получается нагревом формы в сушильных печах, либо за счет температуры формы, сохранившейся от предшествующей заливки.

На рис. 6.8 показана установка песчаного стержня в нижнюю форму кокиля, на рис. 6.9 — кокиль и отливка рабочего колеса (масса 280 кг), на рис. 6.10 — процесс заливки металлической формы для отливки рабочих колес.

Применение кокильной технологии для отливки деталей шламовых насосов значительно увеличило точность отливок, что позволило во многих случаях свести всю мехобработку рабочего колеса к расточке стальной втулки под вал и выполнению в ней шпоночного паза. Улучшилась структура металла за счет ускорения кристаллизации, что повысило срок службы этих отливок. Упростился процесс балансировки, который в ряде случаев вместо трудоемкой фрезеровки дисков рабочего колеса был заменен на приварку балансирующих стальных грузиков к вогнутой части лопатки, которая практически не изнашивается в процессе работы насоса. При необходимости, для улучшения процесса приварки балансирующих грузиков на вогнутой стороне лопатки устанавливаются (во время литья) стальные вставки.



Рис. 6.8. Установка песчаного стержня в нижнюю форму кокиля

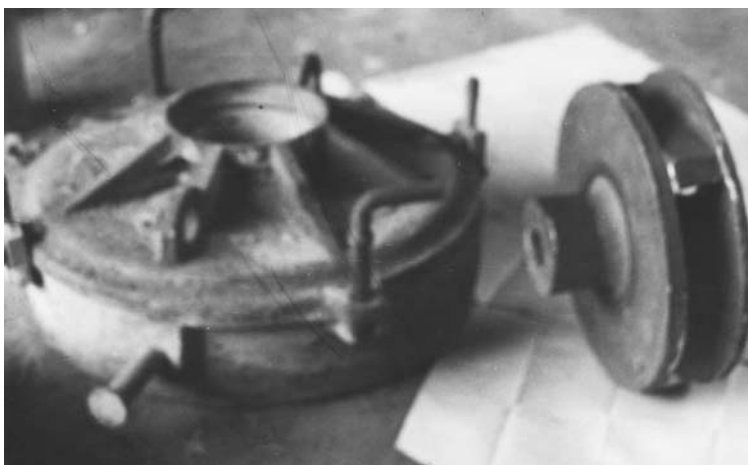


Рис. 6.9. Кокиль и отливка рабочего колеса





Рис. 6.10. Заливка кокиля для отливки рабочих колес

Обычно верхняя и нижняя полуформы кокиля перед заливкой скрепляются скобами с деревянными подкладками для предотвращения раскрытия кокиля под воздействием гидростатического и динамического давления жидкого металла. Деревянные подкладки обеспечивают возможность упругой деформации частей кокиля и предотвращение его коробления. Однако установка этих подкладок не дает полной надежности скрепления частей кокиля. Нами была разработана регулируемая пружинная скоба (рис. 6.11), обеспечивающая надежное скрепление полуформ кокиля [35].

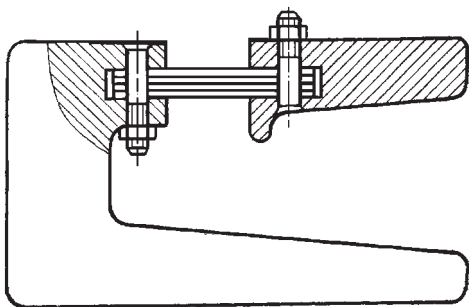


Рис. 6.11. Регулируемая пружинная скоба (запорное устройство кокиля)

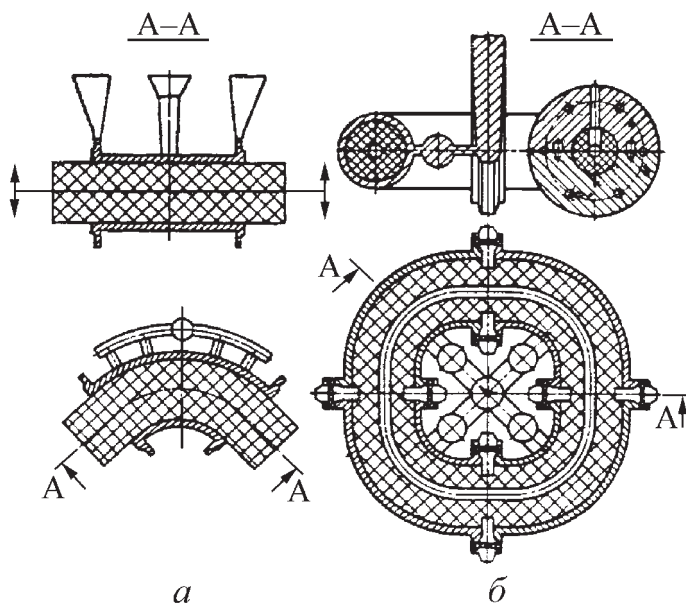


Рис. 6.12. Схема формовки колен из стали 35Л (*а*) и из белого чугуна ИЧ290Х12Г5 (*б*)

Линейная усадка отливки при проектировании кокиля принимается равной 2,5 %, эта величина иногда уточняется по результатам отливки.

**Колена пульповодов.** Обычно колена изготавливаются сварными либо литыми из углеродистой стали 35Л (рис. 6.12, *а*).

Наиболее износостойкие материалы (белые хромистые чугуны) для изготовления колен применяются редко из-за плохой обрабатываемости.

ВНИИПТУглемашем и ремонтно-механическим заводом ССГОК разработано<sup>1</sup> несколько вариантов технологии отливки колен из износостойкого чугуна ИЧХ12Г5 (рис. 6.12, *б*, 6.13).

При разработке данной технологии учитывались особенности износостойких белых хромистых чугунов, в частности плохая их обрабатываемость резанием.

<sup>1</sup>В разработке технологии принимали участие Ф.З. Вунштейн, Л.Е. Дрожжилова, И.С. Маркин, П.Е. Нелюбин, П.И. Степанков.

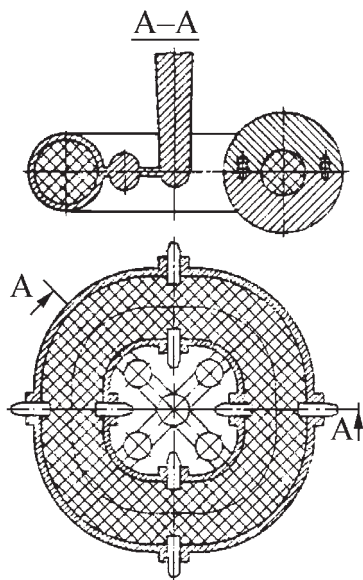


Рис. 6.13. Схема формовки колен ( $\varnothing$  250–350 мм) с короткими фланцами

Фланцы колен диаметром 250–350 мм существенно уменьшены и выполняются без отверстий. Колена соединяются накладными разъемными фланцами (см. рис. 5.3), которые могут быть использованы многократно.

В некоторых случаях (при отливке колен большого диаметра) наблюдались трещины по фланцам, в плоскости разреза формы. При замене холодильников песчаными стержнями таких же размеров брак был полностью устранен. Оказалось также целесообразным (в некоторых случаях) формовать одновременно не четыре, а только два колена, чтобы сделать более свободным выход газов через знаки центрального стержня.

Небольшие колена (диаметром 150–200 мм) отливаются с четырьмя пазами во фланцах, так как по условиям монтажа применить накладные фланцы для этих колен не представлялось возможным.

**Бронеплиты (футеровки) шаровых и стержневых мельниц.** Во всех случаях при толщине бронеплиты более 50 мм ее следует изготавливать

Предложенная технология полностью исключает механическую обработку фланцев. Формуются одновременно четыре колена, образующие сплошное кольцо. Между фланцами колен устанавливаются холодильники (из двух половин, на штырях), в которых устанавливаются стержни, образующие во фланцах отверстия для болтов (рис. 6.12, б).

Газы отводятся из центрального кольцевого стержня через отверстия в знаковых частях этого стержня и холодильниках. Стояк находится в центре кольца, образованного коленами.

Во избежание усадочной пористости в месте подвода металла к отливкам на питателях устанавливаются небольшие закрытые шаровые прибыли (рис. 6.12, б).

В дальнейшем указанная технология была изменена (рис. 6.13). Для этого пришлось изменить и конструкцию деталей, и метод их соединения.

методами, ускоряющими процесс кристаллизации. При меньших толщинах может применяться обычная технология в песчаные формы.

Технология изготовления бронеплит в песчаных формах с холодильником может быть быстро налажена, требует меньших затрат на оснастку и меньшего контроля (по сравнению с отливкой в кокили) для получения отливок без брака, особенно по трещинам.

Эту технологию можно рекомендовать при изготовлении небольших партий деталей, когда затраты на дорогостоящие кокили не оправдываются, и в случае изготовления сложных отливок, которые трудно получить без брака в кокилях.

Бронеплиты, полученные в кокилях, более износостойки, чем бронеплиты, отлитые в песчаных или песчаных с холодильниками формах. Кроме того, при значительном объеме производства применение кокилей более экономично по сравнению с другими технологическими процессами. Так, применение кокилей в литейном цехе ремонтного завода ССГОК позволило в шесть – восемь раз увеличить производительность труда по сравнению с ручной формовкой, снизить трудоемкость очистки, освободить часть формовочно-заливочного участка, повысить выход годного. При разработке технологии отливки массивных деталей из чугунов ИЧ290Х12Г5, ИЧ290Х12Г3М и т.п. в кокиль линейная усадка принимается равной 2,4–2,7 %, при литье в песчаные формы – 1,8–2,2 %.

**Песчаные формы с холодильниками.** Толщина холодильника должна быть примерно равна охлаждаемому сечению отливки. Холодильники изготавливаются из серого чугуна, стали, меди или графита. Применение местных холодильников позволяет иметь такой их набор, который можно использовать для изготовления нескольких типов бронеплит (футеровок), однако охлаждение отливок при этом менее эффективно, чем при монолитном холодильнике.

На рис. 6.14 показана типовая схема формовки бронеплиты в песчаную форму с холодильником. Песчаную форму получают формовкой на формовочной машине или вручную.

Обычно плиту заливают рабочей поверхностью вниз – на холодильник, который находится в нижней половине формы. В [47] отмечают, что при отливке бронеплиты из нихарда поверхность плиты, противоположная рабочей, после охлаждения оказывается вогнутой на величину 6 мм на длине 900 мм, т.е. в соотношении одной линейной единицы по вертикали на 150 ед. по горизонтали. Учитывая, что эта поверхность должна плотно прилегать к поверхности барабана мельницы (во избежание образования значительных напряжений и

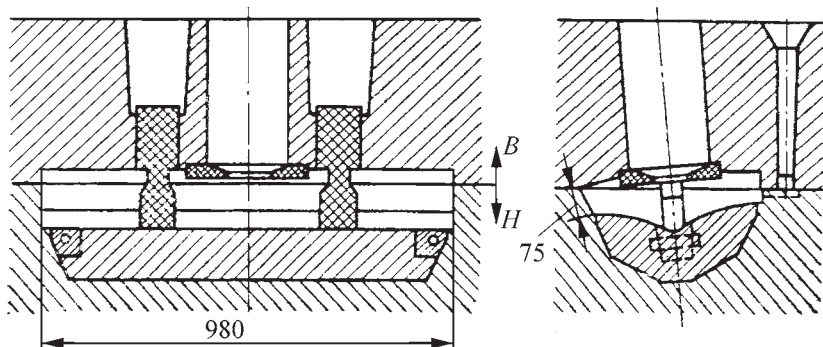


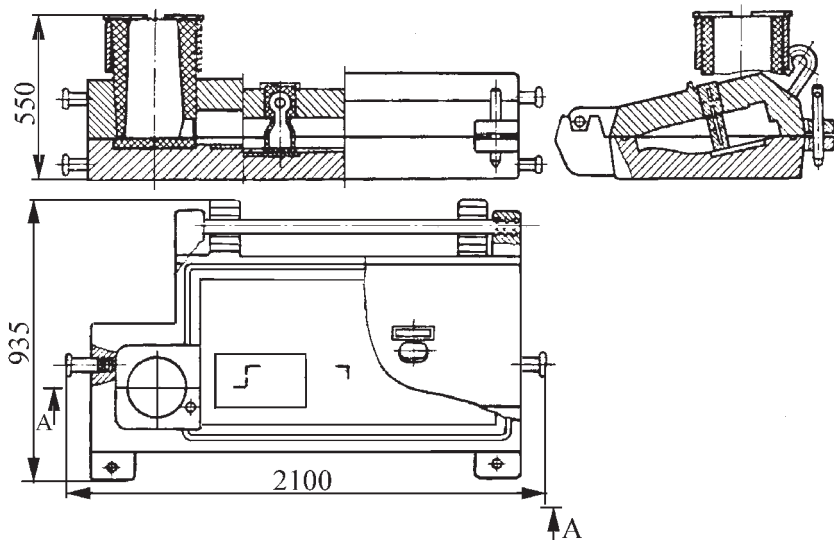
Рис. 6.14. Схема формовки бронеплиты в песчаную форму с холодильником

поломок), следует предусмотреть на модели соответствующую выпуклость, так называемый обратный прогиб, который обеспечит получение ровной поверхности после охлаждения отливки. Обычно обратный прогиб делают только на верхней поверхности модели, т.е. на стороне прилегания отливки к барабану мельницы, так как коробление рабочей поверхности бронеплиты практически не имеет значения.

Опыт серийного изготовления в песчаных формах с холодильником бронеплит (волновой формы) из чугуна ИЧ290Х12Г5 длиной 705 мм и массой 140 кг показал, что такие отливки практически не имеют коробления. При отливке по аналогичной технологии бронеплит длиной 1000 и 1100 мм и массой около 300 кг коробление не превышало 4 мм, что значительно ниже допуска на коробление, который по техническим условиям на изготовление этих отливок составляет 6 мм на 1000 мм длины.

**Кокили** нашли широкое применение при массовом изготовлении футеровок шаровых и стержневых мельниц. Применение кокильной технологии позволяет улучшить структуру толстостенных отливок из белого чугуна — за счет ускорения кристаллизации значительно уменьшаются размеры карбидов. Как было показано в гл. 2I (табл. 2.5 и рис. 2.8), ускорение кристаллизации плиты толщиной 100 мм в два раза повышает ее стойкость в условиях износа типа микрорезания. В условиях ударно-абразивного износа этот фактор может оказаться более значительным. Важное следствие отливки толстостенных футеровок в кокиль — значительное повышение их прочности.

Широко применяемая конструкция кокиля показана на рис. 6.15 [47]. Как правило, минимальная толщина нижней полуформы долж-



**Рис. 6.15. Кокиль для отливки бронеплиты, заливаемый через прибыль**

на быть не меньше толщины отливки. Верхняя полуформа может быть тоньше нижней, но не менее половины толщины отливки.

Заливка ведется через прибыль, полость которой размещается в песчаном стержне. Отверстие в стержне, через которое осуществляется питание отливки, должно быть достаточных размеров, чтобы металл не затвердел до окончания кристаллизации в полости формы.

Практика ССГОК показала, что при длине отливки около 980 мм и максимальной толщине 110 мм и массе 320 кг диаметр питателя должен быть не меньше 50 мм, при более толстой отливке питатель также должен быть увеличен.

В табл. 6.3 приводятся данные о размере прибылей и питателей в зависимости от размеров и массы бронеплиты из нихарда.

Однако при выполнении достаточно большого питателя для массивных отливок возникают трудности, связанные с зачисткой абразивным кругом остатков питателя. Кроме того, в данной технологии при увеличении длины отливки свыше 1000 мм питание отливки с одного торца становится недостаточным, и приходится устанавливать прибыли с обоих торцов, что, кроме усложнения конструкции формы, затрудняет заливку, так как требуется одновременная заливка двумя ковшами.

Таблица 6.3

**Размеры прибылей и питателей бронеплиты с одним гребнем [47]**

Бронеплита			Прибыль		Питатель	
$S_{\max}$ , мм	$L$ , м	$m$ , кг	$D$ , мм	$H$ , мм	$D$ , мм	$L$ , мм
76	0,60	86	127	254	31,5	12,5
76	0,45	64	114	228	31,5	12,5
127	0,91	227	178	355	51,0	19,0
127	0,60	150	152	305	51,0	19,0
152	0,91	341	203	406	63,5	19,0
152	0,60	236	178	355	63,5	19,0

Примечание.  $S$  – толщина,  $L$  – длина,  $D$  – диаметр,  $m$  – масса.

Трудности удаления питателя и надежного питания больших отливок были в значительной степени преодолены в новой технологии отливки бронеплит, разработанной сотрудниками ВНИИПТУглемаша и ССГОК<sup>1</sup>.

Основная особенность новой технологии – установка легко отделяемой прибыли не с торца, а на верхней (по заливке) поверхности отливки, и изменение конструкции отливки, позволяющее заглубить шейку прибыли в ее тело (рис. 6.16). При этом отбиваемый выступ – шейка прибыли оказывается ниже поверхности прилегания отливки к поверхности барабана мельницы, поэтому не требуется весьма трудоемкого процесса зачистки абразивным кругом этого выступа. Размеры шейки прибыли 60×80 мм при высоте 15–20 мм обеспечивают надежное питание, гарантирующее отсутствие усадочных раковин в отливке массой до 500 кг.

Литниковая система размещается в стержнях 1, 2, 3, изготовляемых из жидкостекольной песчаной смеси. Стержни для достаточной прочности рекомендуется подвергать тепловой сушке.

Коллектор и питатели выполняются в стержнях 1 и 2, которые (без склеивания) вкладываются в гнездо нижней полуформы 6. Стержень 3, в котором выполняется стояк и прибыль, устанавливается на стержни 1 и 2 после сборки формы – установки верхней полуфор-

<sup>1</sup>В разработке технологии принимали участие Ф.З. Вунштейн, И.С. Маркин, И.Г. Гогель, В.Ф. Молотай, Г.М. Бергер, П.И. Степанков и П.Е. Нелюбин.

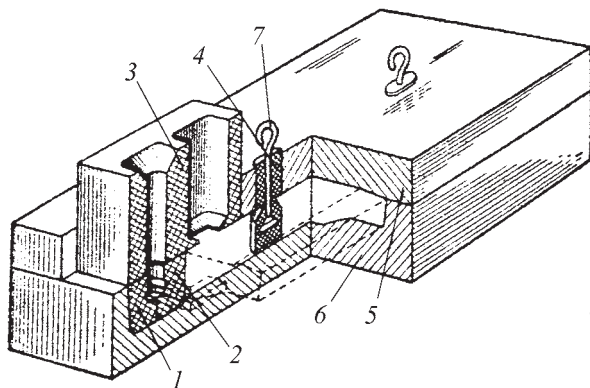


Рис. 6.16. Кокиль конструкции ВНИИПТУглемаш – ССГОК  
(1 – 7 см. текст)

мы 5. Сечение каждого из двух питателей  $15 \times 50$  мм. Применение прибыли относительно малого объема (диаметр 120 и высота 300 мм) оказалось возможным вследствие того, что из-за большой скорости охлаждения в кокиле кристаллизация значительной части бронеплиты происходит еще до окончания заливки. Отливка фактически питается из ковша, и прибыль служит для компенсации усадки уже значительно меньшего объема металла в центральной части отливки.

Благодаря тому, что полость прибыли выполняется в песчаном стержне со значительно меньшей по сравнению с кокилем теплопроводностью, прибыль действует весьма эффективно: усадочная раковина в прибыли составляет  $3/4$  ее объема. Объем прибыли при отливке бронеплит массой 300 и 500 кг примерно в четыре раза меньше объема прибыли, применяемой при отливке в песчаной форме. Стержни 4, формирующие в отливке отверстия для болтов, изготавливаются из магнезитовой стержневой смеси на жидком стекле. Они устанавливаются после сборки формы через знаковые отверстия в верхней полуформе и нагружаются во избежание всплывания при заливке. Для предотвращения образования заливов в болтовых отверстиях стержни 4 необходимо плотно прижимать к поверхности нижней полуформы. В эти стержни закладываются крючки 7, служащие для подъема и транспортирования отливки.

Кокиль крепится четырьмя клиновыми замками; материал клиньев – твердые породы дерева, например, дуб. Применение клиньев из дерева необходимо в качестве компенсатора деформаций, возникаю-



щих при нагреве кокиля после заливки. Жесткое скрепление полуформ может привести к их разрушению.

**Подготовка формы и заливка.** Кокили перед заливкой должны иметь температуру около 200 °С. Формы подогреваются специальной газовой или керосиновой горелкой. Нагрев может осуществляться и в сушилах для форм и стержней. При регулярной многосменной работе подогрев форм не нужен. Практика эксплуатации кокилей для отливки бронеплит мельниц показала, что в месте подвода питателей часто размывается нижняя полуформа и к ней приваривается отливка. Поэтому рекомендуется в размываемой зоне в нижней полуформе выполнять углубление размером примерно 120×150×20 мм, которое набивают магнезитовой смесью на жидком стекле и тщательно сушат горелкой. Неполная просушка приводит к вскипу и браку отливки.

Рекомендуется устанавливать кокиль с наклоном примерно 2° в сторону питателей, что позволяет создавать резервуар жидкого металла, из которого заливается отливка. Это помогает замедлить образование трещин и разгара в нижней полуформе в месте подвода металла.

Краски на форму наносят кистью или пульверизатором через 1–2 ч после выбивки отливки на еще горячую поверхность формы, чтобы гарантировать полное высыхание краски и избежать вскипов. Могут применяться разные краски. На ССГОК, например, применяется цирконовая краска, разведенная до консистенции густой сметаны. Применяют также краску, состоящую из 35–45 % молотого шамота, 6–8 % жидкого стекла, 47–59 % воды.

Для улучшения охлаждения кокиль следует устанавливать на подставки типа рельсов. Для более полного удаления воздуха и газов из полости формы в противоположном от литниковой системы конце верхней полуформы сверлят отверстия диаметром 20–30 мм, набиваемые стержневой смесью на жидком стекле, в которой прокалываются вентиляционные каналы диаметром 3–4 мм. Перед заливкой тщательно проверяется скрепление полуформ и нагружение всех стержней, которые могут быть подняты гидростатическим давлением металла.

При изготовлении бронеплит из чугуна типа ИЧ290Х12Г5 заливку в кокиль ведут при 1340–1400 °С, из чугуна ИЧ290Х18Г3 – при 1340–1380 °С. Более низкие температуры вызывают образование сплав и неслитин, а более высокие – перегрев формы и приваривание отливки и, как следствие, снижение ее стойкости. Металл надо заливать относительно быстро. Продолжительность заливки бронеплит массой 300–500 кг составляет 40–60 с.

**Удаление и охлаждение отливок.** Клинья, скрепляющие форму, удаляют через 5–7 мин по окончании заливки. Через 9–10 мин (здесь

и далее время отсчета с конца заливки для отливок массой 300–500 кг отделяют прибыль или разрушают стержень, оформляющий ее, что облегчает съем верхней полуформы (см. рис. 6.16). Через 10–15 мин верхнюю полуформу снимают и отливку мостовым краном, цепь которого прикрепляется к крюкам 7, установленным в стержне 4, переносят в томильный короб либо в печь-термостат, нагретую до температуры 600 °С. Для повышения безопасности и надежности извлечения отливки из нижней полуформы кокиля крюки 7 имеют поперечный стержень, длина которого больше размера болтового отверстия, что предотвращает падение отливки во время ее транспортировки. Удаляют крюк 7 во время обрубки, выбивая его в направлении поперечного стержня.

После выбивки отливка должна быть быстро (за 1–2 мин) засыпана слоем песка 15–20 мм. После выбивки всех отливок данной партии их засыпают 60–100-мм слоем песка. При изготовлении бронеплит из нихарда используется другой метод замедленного охлаждения — на прокладках высотой 50–75 мм с укрыванием асбестовыми листами [47].

Ранняя выбивка отливок и замедленное их охлаждение под слоем песка или в термостате необходимы для выравнивания температур по сечению отливок и медленного их охлаждения. Несоблюдение этих условий (особенно для массивных и разностенных отливок) приводит к возникновению больших внутренних напряжений и появлению холодных трещин.

***Лифтеры мельниц бесшарового измельчения.*** Эти детали должны обладать высокой износостойкостью и прочностью, поэтому лучше всего их изготавливать в кокилях. Рассмотрим технологию, разработанную во ВНИИПТУглемаше (рис. 6.17). Большая часть отливки формируется кокилем толщиной около 100 мм. В связи с наличием в данной отливке выступов применять полностью металлическую форму нельзя, так как в верхней полуформе создается затрудненная усадка. Поэтому применяли песчаную верхнюю полуформу, в которой располагается сравнительно медленно охлаждающаяся прибыль.

В верхней полуформе крепится стержень 5, который формирует "шейку" — пережим легкоотбиваемой прибыли.

К лифтеру предъявляются довольно жесткие требования по точности размеров между осями отверстий (которые выполняются стержнями б) и расстоянию их от краев отливки. Следовательно, в кокиле знаки под стержни б должны быть выполнены механической обработкой. Чтобы снизить объем механической обработки, отверстие для знака стержня б в нижней металлической полуформе 1 было выполнено

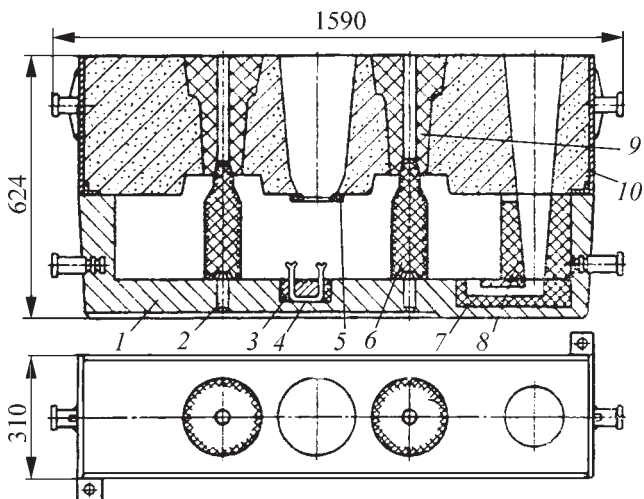


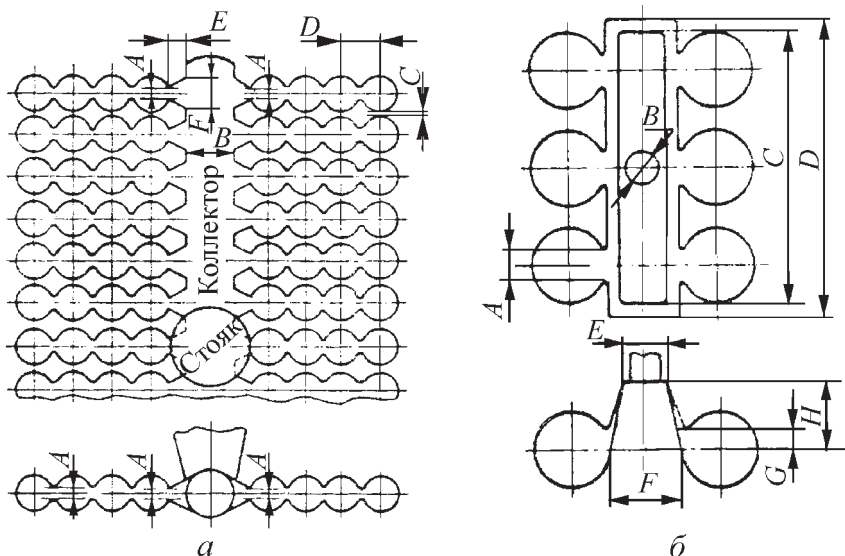
Рис. 6.17. Кокиль для отливки лифтеров (1 – 10 см. текст)

не в виде обычной конусной полости, а в виде металлического "грибка" 2, который фиксируется цилиндрическим отверстием небольшого диаметра. В нижней (по установке в форму) части стержней 6 имеется полость, фиксирующая стержень в нижней полуформе; от смещения и всплывания эти стержни предохраняются стержнями 9, изготавливаемыми из песчаной смеси (либо металлическими), устанавливаемыми в верхнюю полуформу после сборки формы. В нижней полуформе имеется углубление, в которое устанавливается стержень 3 с заформованной в него скобой 4 (изготавливаемой из стали Ст.3), которая заливается в лифтер и необходима для удобства установки лифтера на мельницу. Ярусная литниковая система, выполняемая стержнями 7 и 8 и верхней полуформой 10, позволяет плавно подводить металл и обеспечивает поступление наиболее горячего металла в прибыль.

Заливка ведется при температуре 1400 °С. Лифтеры из чугунов типа ИЧ290Х12ГЗМ и ИЧ290Х12Г5 подвергаются закалке на воздухе и отпуску. При повышенных требованиях к прочности деталей содержание углерода в чугунах должно составлять 2–2,4 %.

**Мелющие тела.** Ими измельчают сырье (руды, уголь и др.) ударным воздействием.

Чтобы получить хорошие эксплуатационные свойства этих тел, необходима технология, обеспечивающая устранение усадочной пористости и раковин.



**Рис. 6.18. Схема формовки размольных шаров:**

*а* – диаметром 13–51 мм (см. табл. 6.4), *б* – диаметром 60–100 мм (см. табл. 6.5)

На рис. 6.18, *а*, *б* приведены схемы формовки и литниковая система для отливки размольных шаров (из нихарда) диаметром от 13 до 51 мм (табл. 6.4) и для отливки крупных шаров диаметром от 60 до 100 мм (табл. 6.5) [47].

Химический состав нихарда для шаров определяется их размерами. Для шаров диаметром от 15 до 100 мм рекомендуется следующее содержание элементов: 2,8–3,2 % С; 0,3–0,7 % Si; 0,4–0,5 % Mn; по 0,1% S и P; 1,8–2,0 % Cr; 3,2–4,4 % Ni, причем более низкие значения углерода и кремния и более высокие никеля и хрома относятся к более крупным шарам (диаметром 60–100 мм). Для обеспечения поверхности шара без дефектов необходимо, чтобы температура заливки была не ниже 1400 °С, оптимальная температура заливки около 1470 °С [47]. При изготовлении шаров из нихарда большое внимание уделяется их термической обработке. Все шары подвергают отпуску при 275 °С в течение 4–16 ч (продолжительность выдержки определяется размером шара и количеством остаточного аустенита). При значительных ударных нагрузках, особенно для шаров большого диамет-

Таблица 6.4

**Размеры литниковой системы, мм, для шаров диаметром  
от 13 до 51 мм [47]**

Диаметр шара, мм	<i>A</i>	<i>B</i>	<i>C</i>	<i>D</i>	<i>E</i>	<i>F</i>
13	4	19	5	14	3	13
16	5	25	5	17	5	13
19	6	27	5	20	5	14
22	6	29	5	23	6	16
15	6	30	4	26	6	16
32	8	38	6	33	6	21
38	9	46	8	39	8	25
51	13	60	9	52	9	28

Таблица 6.5

**Размеры литниковой системы, мм, для шаров диаметром  
от 60 до 100 мм [47]**

Диаметр шара, мм	<i>A</i>	<i>B</i>	<i>C</i>	<i>D</i>	<i>E</i>	<i>F</i>	<i>G</i>	<i>H</i>
60	31	25	211	224	40	51	18	51
70	31	25	241	267	43	57	18	66
100	43	25	361	381	64	76	25	89

ра, применяют двойную термическую обработку: 4–6-ч выдержку при 450 °С, охлаждение в печи или на воздухе до 275 °С и 4–16-ч выдержку при этой температуре. Цель такой термической обработки – устранение всего остаточного аустенита и снятие напряжений для придания шарам максимальной стойкости в условиях многократных ударных нагрузок.

При термообработке для создания одинаковых температурных условий во всей печи шары укладывают в перфорированные контейнеры слоями высотой не более 100 мм для шаров диаметром 15–25 мм и высотой до 150 мм для шаров диаметром 25–50 мм, предусматривая воздушные зазоры между соседними слоями [61].

Отмечается [88], что при измельчении клинкера применение чугуна 12 Cr–Mo для мелющих шаров диаметром до 75 мм привело к повышению в 10 раз стойкости к абразивному износу этих шаров по сравнению с коваными стальными шарами.

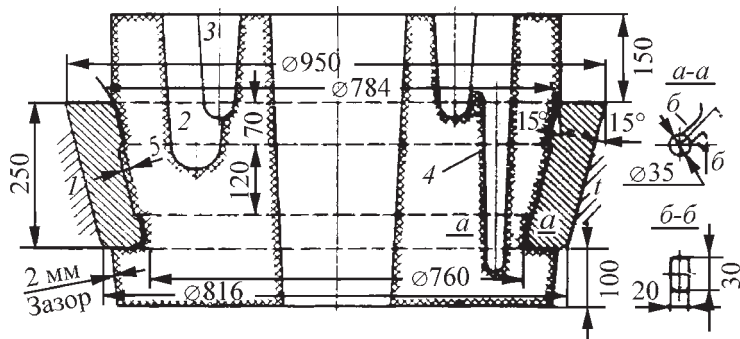
Мелющие цилиндры размером 20×30 и 25×40 мм, отливаемые из белого чугуна в песчаных формах, имеют низкую износостойкость вследствие раковин и рыхлот, получающихся при этой технологии. О.А. Несвижский [83] рекомендует отливать эллипсоиды и мелкие шары (т.е. детали, подобные мелющим цилиндрам) на центробежной кокильной машине, формы которой охлаждаются водой. Однако при этом процессе стойкость кокилей невысока.

Наиболее высокая стойкость (1000 заливок) была у кокилей из углеродистой (0,25–0,3 % С) стали. Снижение трудоемкости изготовления кокилей обеспечивалось их конструкцией; они выполнены из отдельных секторов, отливаемых в оболочковые формы без механической обработки. В [83] отмечается, что хотя производительность на центробежной кокильной машине ниже, чем на карусельно-кокильной, она обеспечивает более высокое качество отливок. Отливка на карусельно-кокильной машине приводит к неполному заполнению формы, в результате чего до 30 % отливок получают укороченными и имеют внутри рыхлоты и газовые раковины.

**Бандажи валков размольных мельниц.** Отливки изготавливают в песчаных формах (наиболее распространенный метод) или в кокилях с использованием сплошного кольца, формирующего внешнюю (рабочую) поверхность бандажа. Первая технология не требует сложной литейной оснастки, вторая – обеспечивает более высокую износостойкость при эксплуатации и является более экономичной при условии изготовления больших партий отливок и достаточно высокой стойкости кокилей. Рекомендуется подогревать кокили так, чтобы к моменту заливки они имели температуру около 120 °С [47].

При отливке в кокиль бандажи из нихарда можно получать сплошь белыми либо с белой наружной и серой, либо половинчатой, внутренней зоной, что облегчает ее механическую обработку. На ряде предприятий при отливке насквозь белых бандажей во внутреннюю поверхность заливают вставки из стали или серого чугуна, которые облегчают механическую обработку.

При изготовлении бандажей в песчаной форме с применением наружных холодильников сплав нихард заливают через кольцевую прибыль, которая соединяется с отливкой восемью питателями, каждый диаметром 19 мм. Масса прибыли ≈100 кг при массе отливки 360 кг. Температура заливки 1340–1370 °С. После заливки бандажи должны



**Рис. 6.19. Кокиль для отливки бандажей:**

1 – кокиль; 2 – литниковая чаша; 3 – кольцевой коллектор; 4 – шесть стоек по окружности

медленно охлаждаться в форме, а затем пройти отпуск при 275 °С в течение 4–16 ч; продолжительность выдержки определяется сечением и массой отливки.

И.О. Цыпиным с сотр. [138] была предложена и внедрена в производство технология отливки бандажей из чугуна ИЧ300Х13Г3М в кокиль (рис. 6.19).

Литниковую систему размещали в стержне так, что шесть вертикальных литниковых каналов, подводящих к отливке металл сифоном, в конце заливки оказывались отделенными один от другого и при затвердевании не образовывали жесткой связи, что в сочетании с податливым полым стержнем предотвращало образование трещин. Питатели, повернутые на 45° от радиального направления, сообщают металлу вращательное движение в полости формы, что обеспечивает всплывание песчаных засоров к внутренней (нерабочей) поверхности бандажа.

Бандажи и плиты изготовляют из чугуна ИЧ300Х13Г3М (3,0–3,4 % С; 0,4–0,8 % Si; 3,0–3,6 % Mn; 12,0–15,0 % Cr; 0,6–0,8 % Mo; не более 0,08 % P и 0,04 % S), выплавляемого в дуговой электропечи. Для улучшения механической обработки чугун подвергался отжигу с последующими закалкой с 950 °С на воздухе и отпуском.

### Еще раз о кокильной технологии

При описании технологии изготовления в металлические формы рабочих колес шламовых насосов и футеровок размольных мельниц



**Рис. 6.20.** Сечение монолитной футеровки (шаровой мельницы диаметром 3,6 м), отлитой в металлическую форму

отмечалось, что эта технология дает возможность получать более точные, износостойкие и прочные отливки из белых чугунов. Уменьшается трудоемкость изготовления отливок, растет производительность труда, уменьшается расход жидкого металла за счет сокращения размера прибылей и более эффективной их работы.

На рис. 6.20 показано сечение монолитной футеровки (шаровой мельницы диаметром 3,6 м), отлитой из чугуна ИЧ300Х12Г5 в металлическую форму. В сечении этой футеровки не видно никаких литейных дефектов.

Ускоренная кристаллизация отливок, изготавливаемых в кокиль, позволяет отказаться от прибылей, а зачастую и литников для деталей типа плит толщиной до 40 мм.

Так, отливка плит толщиной 40 мм (с влитыми монтажными стальными вставками) ведется в открытые вытряхные кокили (типа изложниц), установленные на раму, жидкий металл подается из ковша непосредственно в полость кокиля. Благодаря "питанию из ковша" плиты имеют плотную структуру практически во всем сечении отливки.

По такой же технологии отливаются сегменты классификаторов.

Эффективность кокильной технологии привела к тому, что более 90 % всех отливок из белых хромистых чугунов в литейном цехе завода КМАрудоремонт изготавливается в металлических формах.



### 6.3. ИЗГОТОВЛЕНИЕ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ФОРМ

Металлические формы для рабочих колес шламовых насосов изготавливают из стальных отливок, которые затем механически обрабатывают для получения точных размеров.

Кокили для отливки футеровок изготавливают в химически твердеющие формы, поверхности, формирующие геометрию футеровки, окрашивают противопопригарной краской и в дальнейшем не подвергают механической обработке. Обрабатывают только поверхности соединения полуформ и места установки стержней. Стойкость полуформ из серого чугуна СЧ 18-36 составляет свыше 400 заливок. Полуформы перед мехобработкой рекомендуется отпустить при 200 °С.

В работе [47] рекомендуется изготавливать кокили для бронеплит из серого чугуна следующего состава, %: 3,5–4,0 С; 1,5–2,0 Si; 0,3–0,6 Mn; не более 0,15 S и P.

Авторы [47] считают, что срок службы кокилей может быть увеличен, если применить модифицирование, которое уменьшает склонность к термическим трещинам и термическому расширению.

Используют чугун следующего состава, %: 3,5–4,0 С; 1,25–1,5 Si (включая добавки ферросилиция при модифицировании); 0,50–0,75 Mn; 1,75–2,25 Ni; 0,4–0,6 Cr; 0,3–0,5 Mo.

Отливки из этого чугуна рекомендуется термообработать при 550 °С и охлаждать вместе с печью.

При изготовлении кокилей для отливки броней мельниц необходимо предусмотреть возможность быстрого удаления воздуха и газов при заливке этих кокилей. Для этого в верхней полуформе (в противоположной от литников стороне) выполняют одно-два отверстия, заполняемые стержневой смесью, с каналами диаметром 3–4 мм. Другой способ предотвращения образования воздушных мешков — насечки и узкие щели по разьему кокиля. Этой же цели служат прибыли и стержни для получения болтовых отверстий.

Для заделки мелких дефектов на поверхности кокиля применяют смеси следующего состава: кварцевая мука — 65 %, огнеупорная глина — 30–35 %, жидкое стекло — до необходимой консистенции.

### 6.4. ИЗГОТОВЛЕНИЕ КОМПОЗИТНЫХ ОТЛИВОК

Композитные отливки состоят из стальной основы с влитыми в нее износостойкими вставками, как правило, из белых хромистых чугунов.

Разделение во времени процесса изготовления износостойких элементов и заливки основы сталью снимает многие сложности, имеющиеся при изготовлении биметаллических отливок.

Для изготовления композитной отливки в сырой форме по модели формируют полость, имеющую геометрию (с учетом усадки) будущей отливки, например, футеровки. В этой же полости выполнены углубления – знаки, по которым устанавливают заранее отлитые износостойкие вставки, имеющие обратный конус. После сборки формы ее заливают жидкой сталью 30Л либо 35Л при 1550–1570 °С. После выбивки и очистки отливку закаляют на воздухе с температуры, соответствующей оптимальной температуре закалки данного белого чугуна, а также учитывая толщину отливки и условия ее охлаждения (т.е. величину стопки).

Ввиду того, что температура заливки стали на 200–250 °С выше температуры ликвидуса белых хромистых чугунов, возможны случаи подплавления вставок и образования диффузионной связи между основой и вставками. В биметаллических отливках такое соединение создается намеренно. Однако при изготовлении деталей, работающих в условиях износа со значительными ударами, расплавление вставок нежелательно из-за охрупчивания стали за счет неконтролируемого легирования ее углеродом, хромом и другими элементами, входящими в состав хромистого чугуна. Поэтому предпочтительнее механическое закрепление вставок. В этом случае, при образовании во вставке трещины, она не распространится в стальную основу, а при диффузионной связи между вставкой и стальной основой – трещина развивается в основу через хрупкий промежуточный слой. Для предотвращения подплавления вставок для каждой детали выбирают параметры литниковой системы, теплового узла вокруг вставки и, в отдельных случаях, вставки необходимо покрывать красками, предотвращающими приваривание.

Был проведен экспериментальный анализ изготовления комбинированных деталей типа плит и брусков из стали 30Л, армированных вставками из чугуна ИЧ210Х30ГЗ. Температура заливки стали 1550–1570 °С. Установлено, что при отношении масс вставок ( $m$ ) к массе стальной основы ( $M$ ) более 0,08 подплавления вставок не происходит.

В ряде случаев при изготовлении комбинированных плит в стальной основе около вставок образуются единичные горячие трещины. Такие трещины чаще образуются при заливке формы перегретой сталью или применении длинных вставок. Для борьбы с горячими трещинами следует изготавливать вставки без острых углов, а также под-

бирать размер вставок и составы сталей, обеспечивающих минимальное образование горячих трещин. Очевидно, и это подтверждает практика, что уменьшение длины вставок позволяет сократить и ликвидировать горячие трещины.

При эксплуатации композитных плит с основой из сталей 30 и 35Л, имеющих горячие трещины длиной до 15 мм, в условиях износа с ударами не наблюдались поломки таких деталей.

Износостойкие вставки изготавливаются отливкой в сырые стопочные формы. После охлаждения их очищают в дробеметных барабанах.

Более крупные вставки для плит толщиной 45–60 мм изготавливают отливкой в кокиль, что позволяет увеличить срок службы таких плит, благодаря уменьшению размеров карбидов в этих вставках. Целесообразно (при наличии возможностей литейного цеха) отливать все износостойкие вставки в металлические формы.

## 6.5. ВЫБИВКА, ОБРУБКА И ОЧИСТКА ЛИТЬЯ

Время выдержки отливок в форме зависит от их сложности и массы.

Отливки рабочих колес массой около 100 кг удаляются из земляной формы через 5–6 ч после заливки. Более сложные и тяжелые отливки рабочих колес массой 150–300 кг удаляют из земляной формы через 12–20 ч.

Технология выбивки броней шаровых мельниц массой 300–500 кг, отливаемых в кокиль, описана выше. Время выбивки броней течек размером 500×300×40 мм из кокилей не регламентируется. Эти отливки могут быть удалены из кокиля через 4–5 мин после заливки. Иногда выбивка этих отливок происходит после нескольких часов пребывания в кокиле, т.е. практически по достижении ими температуры цеха. Во всех случаях отливки не имели трещин.

При использовании легко отделяемых прибылей их отбивка не вызывает затруднений и не приводит к образованию трещин.

Основные операции по обрубке и очистке литья от пригара удобнее выполнять после термообработки – отжига и закалки, когда внутренние напряжения и возможность образования холодных трещин минимальны.

До термической обработки удаляют литники, прибыли и стержни.

Прибыли, как правило, проектируются легко отделяемыми и заглубленными в тело отливки, чтобы можно было легко отбить прибыль и избежать необходимости удаления ее остатков, что можно вы-

полнить только абразивными кругами (это очень трудоемкая операция).

При расположении легко отделяемой прибыли на свободной поверхности отливки (не сопрягающейся при монтаже с другими деталями) ее можно не заглабливать в тело отливки.

Питатели конструируются с пережимами для удобства обламывания их у тела отливки. Если позволяет конструкция детали, то питатели целесообразно заглаблить в тело отливки, чтобы оставшиеся после обламывания питателей выступы не выходили за пределы контура сопрягаемой с другими деталями поверхности отливки [77].

При отбивке прибылей у массивных и разностенных отливок типа рабочих колес их целесообразно укладывать на песчаную постель для снижения риска образования трещин. Очищают литье от пригара и окалины в дробеметных или дробеструйных камерах.

Для контроля размеров отливки, соосности отверстий под болты и расстояния между ними применяют специальные калибры и шаблоны. Как правило, кроме размеров контролируют химический состав отливок и их твердость, а иногда, после термообработки, и структуру. Твердость и структуру можно определять на специальных образцах. Так, для контроля бронеплит применяют образец, имеющий форму и размеры, соответствующие отверстию под болт в бронеплите, куда этот образец укладывают перед термообработкой. Такой способ, дающий возможность образцу проходить весь температурно-временной режим термообработки аналогично контролируемой отливке, позволяет по твердости и структуре образца судить о качестве термообработки и эксплуатационных свойствах отливки.

## 6.6. ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

Термическая обработка – одна из важнейших технологических операций изготовления деталей из белых износостойких чугунов; она в значительной степени определяет величину износостойкости этих деталей и возможность их механической обработки. Увеличивая температуру закалки, можно повысить прокаливаемость деталей из этих сплавов.

Как правило, отливки из белых чугунов, не прошедшие термообработку, содержат значительное количество сравнительно мягких структурных составляющих – феррит, перлит. Последующая закалка на воздухе позволяет получить мартенситную или мартенситно-аустенитную металлическую основу чугуна и существенно (нередко вдвое) повысить его износостойкость.

Отливки из чугунов ИЧ290Х12М, ИЧ290Х18Г2 после литья имеют твердость *HRC* 45–50, а после закалки на воздухе их твердость достигает *HRC* 60–65 и, соответственно, резко возрастает износостойкость. Белый чугун ИЧ210Х30Г3 после литья имеет твердость *HRC* 42–44, а после закалки на воздухе его твердость возрастает до *HRC* 53–58.

Нередко детали из белых чугунов, требующие большого объема механической обработки, отжигают для улучшения обрабатываемости и, не проводя необходимой после этого закалки на воздухе для получения мартенситной структуры, отправляют такие детали на эксплуатацию, практически вдвое снижая потенциальную износостойкость этих сплавов.

**Отжиг.** Отливки из чугунов ИЧ290Х12М, ИЧ290Х18Г2 до отжига имеют твердость *HRC* 45–50, и их механическая обработка затруднительна. Поэтому отливки с большим объемом мехобработки следует отжигать для улучшения их обрабатываемости.

Для отливок сложной конфигурации – массивных и с большой разницей в толщине стенок – рекомендуется следующий режим отжига. Литые после предварительной обрубки загружаются в печь с температурой не выше 200 °С и выдерживаются в ней не менее часа для прогрева отливок. Температуру в печи поднимают до 600 °С со скоростью не более 70 °С/ч. Затем быстро увеличивают температуру до 860 °С и выдерживают отливки при ней из расчета час – на каждые 25 мм толщины этих отливок. После выдержки отливки охлаждают с печью до 400 °С со скоростью не более 50 °С/ч, а затем на воздухе. Небольшие и равностенные отливки можно нагревать от 200 до 860 °С значительно быстрее.

Располагать отливки в печи надо так, чтобы уберечь их от местного перегрева от форсунок, электронагревателей и т.п.

Отжигать отливки можно в печах разного типа. Так, на Антрацитовском и Губкинском рудоремонтных заводах для отжига использовали электронагревательные печи, на Лаптевском машиностроительном – газовые, на Ново-Криворожском ГОК и тресте Донецкугледобогатение отжиг проводили в печах, работающих на жидком и твердом топливе [76].

**Закалка и отпуск.** Детали из сплавов ИЧ290Х12М, ИЧ290Х12Г3М и ИЧ290Х18Г2 закалывают после механической обработки для придания им высокой твердости. Для этого их загружают в печь, температура которой не должна превышать 500 °С и выдерживают 1–2 ч при этой температуре. Укладывать детали на подине печи надо так, чтобы при нагреве они не деформировали своим весом одна другую.

После выдержки при 600 °С быстро поднимают температуру до оптимальной для этого сплава, а также толщины детали и массы садки. Эта температура для чугуна ИЧ290Х12М 920–940 °С; для ИЧ290Х12Г3М 880–900 °С; для ИЧ290Х18Г2 и ИЧ290Х18Г3 920–950 °С. Время выдержки при данных температурах выбирается из расчета час – на 25 мм сечения детали. После выдержки детали быстро выгружают на пол цеха. Иногда для ускорения охлаждения массивных деталей их обдувают мощными вентиляторами.

Нагретые детали, выгружаемые из печи, имеют низкую прочность, и поэтому во избежание деформации их необходимо оберегать от ударов и значительных растягивающих воздействий.

Отпускать детали нужно сразу же после закалки, что уменьшает опасность образования трещин. Обычно детали отпускают 2 ч при 200 °С.

Указанные режимы закалки применяются и для отливок, не подвергающихся механической обработке.

Учитывая большие массу и толщину отливок футеровок мельниц и сравнительно низкую теплопроводность белых чугунов, нагрев под закалку этих отливок нужно проводить медленно. В противном случае возможно разрушение отливок вследствие неравномерного нагрева, приводящего к образованию больших термических напряжений.

Особенно опасен начальный тепловой удар. Поэтому отливки следует помещать в печь, предварительно нагретую до 200–300 °С (чаще всего специальный нагрев не требуется, так как печь имеет эту температуру от предыдущей термообработки), и, не включая нагревателей, выдержать отливки при этой температуре 2–3 ч. Дальнейший нагрев идет в соответствии с рис. 6.21.

На ССГОК на подину камерной печи емкостью 10 т укладывается два ряда бронеплит (по 8–12 шт. в ряду). Первый ряд отливок укладывают на чугунные балки подины, а следующий ряд – на жароупорные прокладки, которые устанавливают на отливки первого ряда. После нагрева подина выкатывается, отливки (сначала один ряд, а затем другой) снимаются специальным приспособлением – "вилами" и укладываются на полу цеха.

При недостаточной прокаливаемости сплава, очень толстостенных деталях, больших садках рекомендуется увеличивать интенсивность охлаждения за счет обдува отливок мощными вентиляторами.

После охлаждения отливки отпускают 4 ч при 250–300 °С. Такая укладка и охлаждение отливок при практическом отсутствии теплообмена между ними обеспечивает необходимую скорость охлаждения

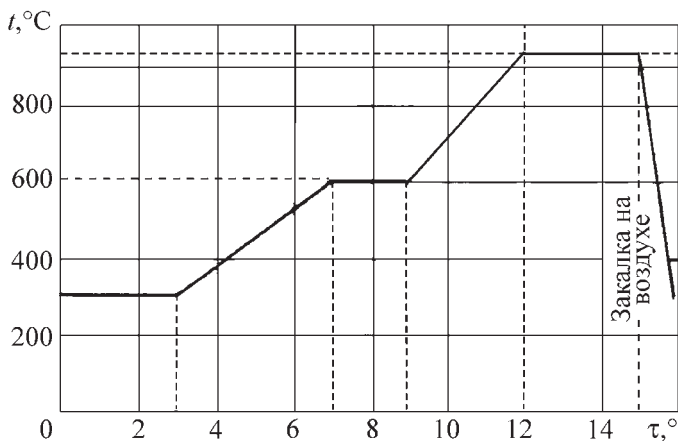


Рис. 6.21. Режим нагрева бронеплит под закалку

и, как следствие, износостойкую мартенситно-аустенитную структуру металлической основы.

Термическая обработка бронеплит из нихарда, как правило, заключается в 4-ч отпуске при 275 °C плюс дополнительно 1 ч на каждые 25 мм максимальной толщины отливки [26].

Печь для термической обработки в момент загрузки может иметь заданную температуру или температуру цеха.

Для бронеплит из нихарда, которые должны иметь особенно высокую стойкость при повторных ударных нагрузках, рекомендуется двойная термическая обработка — вначале при 450 °C и затем при 275 °C.

## 6.7. МЕХАНИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

Опыт механической обработки большого количества деталей из чугунов типа ИЧ290Х12М показывает, что их лучше всего обрабатывать резцами с твердосплавными пластинками ВК-6М со скоростью резания 30 м/мин при глубине резания 2 мм, подаче 0,29 мм/об, при часовой стойкости резца. Отливки обрабатывали на токарных, фрезерных, строгальных, долбежных и сверлильных станках. Резьбу нарезали на токарных, сверлильных станках и вручную — метчиками из сталей Р9 и Р18 [76].

При механической обработке для плавного перехода от одной поверхности к другой, как правило, выполняли радиусы и фаски.

При расточке уплотнительных колец, втулок щелевых уплотнений и ступиц рабочих колес углесосов 10УВЛХ2М оставляли припуск на шлифовку (после закалки) от 0,2 до 0,4 мм на сторону в зависимости от диаметра.

Особенность хромистых чугунов типа ИЧ290Х12М – незначительное коробление деталей в процессе закалки.

Детали типа бронедисков углесоса 8ШНВ (рис. 6.22), имеющие диаметр около 600 мм, изготовленные по 3-му классу точности, после закалки сохранили все чертежные размеры, и их устанавливали на насос без дополнительной механической обработки.

Глухие конусные отверстия рабочих колес углесоса 8ШНВ и цилиндрические (диаметр  $\leq 50$  мм) колес углесосов других типов после закалки не шлифовали, а зачищали наждачной бумагой. Благодаря повышенной окалиностойкости хромистых чугунов не было необходимости зачищать перед сборкой другие поверхности деталей.

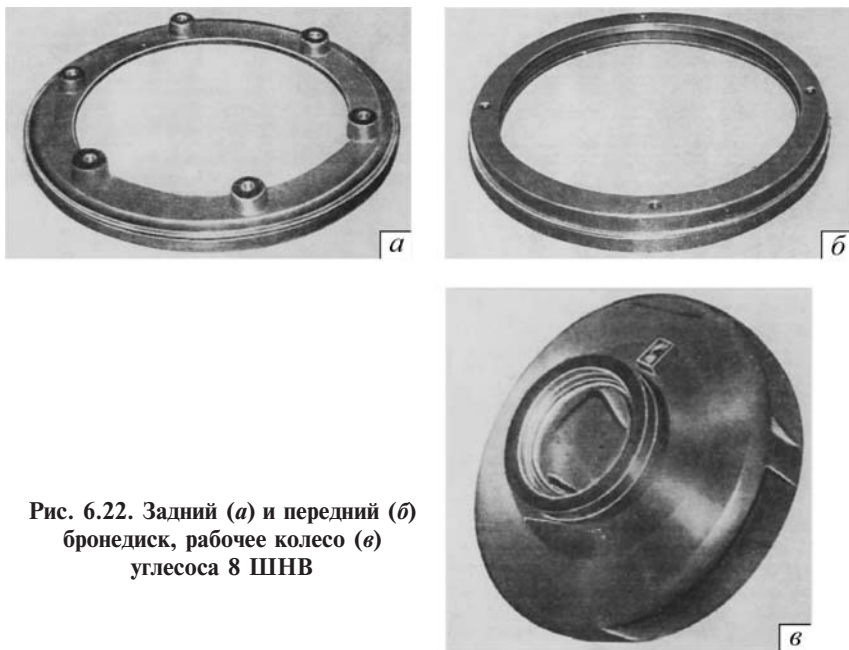
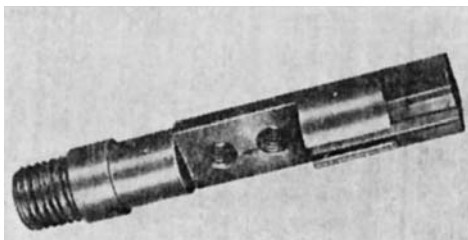


Рис. 6.22. Задний (а) и передний (б) бронедиск, рабочее колесо (в) углесоса 8 ШНВ





**Рис. 6.23. Демонстрационный образец обрабатываемости чугуна ИЧ210Х30Г3**

Сборка насосов с деталями из хромистых чугунов ИЧ290Х12М и ИЧ290Х12ГЗМ проводилась по обычной технологии сборки насосов со стальными деталями.

Механическая обработка деталей из высокохромистых чугунов ИЧ190Х30Г3 и ИЧ210Х30Г3 проводится на отливках, не подвергаемых отжигу.

При механической обработке отливок из этих сплавов применяли инструменты, оснащенные твердосплавной пластинкой ВК-8 и инструменты из быстрорежущей стали.

Обрабатываемость высокохромистых чугунов зависит от содержания в них углерода и марганца, определяющих границу области  $\gamma$ -фазы.

На рис. 6.23 показан образец из чугуна ИЧ210Х30Г3, содержащего, %: 2,23 С; 31 Cr; 3,2 Mn; 0,7 Si; 0,05 Ti, свидетельствующий о вполне удовлетворительной обрабатываемости этого сплава резанием. В отливках из чугуна ИЧ210Х30Г3 можно обычным инструментом нарезать резьбу и долбить пазы в отличие от отливок из чугунов ИЧ290Х28Н2 и нихарда, в которых эти операции практически выполнить невозможно.

Хорошая обрабатываемость чугунов ИЧ190Х30Г3 и ИЧ210Х30Г3 обусловлена тем, что детали из них после отливки имеют ферритную структуру металлической основы и обладают сравнительно невысокой твердостью. Чугун, содержащий 1,94 % С, после литья имеет твердость *HRC* 31–32, а содержащий 2,25 % С – *HRC* 41–43.

После закалки на воздухе с 1100 °С плита размерами 200×800×800 мм из чугуна с 1,94 % С имеет твердость *HRC* 51–53, а из чугуна с 2,25 % С *HRC* 54–55.

При механической обработке белых чугунов рекомендуется [138] применять твердые сплавы ВК6М, ВК6 и ВК-8 для черновой и получистовой обработки, для чистовой – ВК2, ВК3. Оптимальные геомет-

Таблица 6.6

**Скорость резания при различных видах механической обработки  
износостойких белых чугунов [138]**

Чугун	Вид обработки	Материал инструмента	Скорость резания
ИЧ300Х13ГЗМ	Точение	ВК6	$v = \frac{12,4}{T^{0,18} t^{0,15} S^{0,53}}$
	Фрезерование	ВК6	$v = \frac{3 D^{0,22}}{T^{0,24} S^{0,75} t^{0,9} b^{0,55}}$
	Сверление	P18	$v = \frac{0,183 D^{0,83}}{T^{0,26} S^{0,6}}$
Нихард	Точение	ВК6	$v = \frac{9,8}{T^{0,33} t^{0,23} S^{0,54}}$
	Фрезерование	ВК6	$v = \frac{11 D^{0,22}}{T^{0,24} S^{0,75} t^{0,53} b^{0,5}}$

Примечание. Обозначения см. ранее в тексте.

рические параметры резцов при точении:  $\gamma = -20^\circ$ ,  $\lambda = 10^\circ$ ,  $\alpha = 1,2 \div 8^\circ$ ,  $\varphi = 60^\circ$ ,  $\varphi^1 = 10^\circ$ ,  $r = 1$  мм.

Для чугунов нихард и ИЧ300Х13ГЗМ рекомендуются [138] режимы механической обработки в соответствии с формулами в табл. 6.6.

## Глава 7

# ВЛИЯНИЕ УСЛОВИЙ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ И ЛЕГИРОВАНИЯ НА СВОЙСТВА БЕЛЫХ ЧУГУНОВ

---

---

### 7.1. СКОРОСТЬ ОХЛАЖДЕНИЯ

Скорость охлаждения расплава при кристаллизации – важнейший фактор, определяющий первичную структуру белых чугунов и, в первую очередь, размер карбидов. Как было показано в наших опытах [29] (см. табл. 2.5, рис. 2.8, 3.4) изменение размера карбидов за счет разной скорости кристаллизации приводит к двукратному изменению износостойкости и трех-четырёхкратному изменению прочности на изгиб белого хромистого чугуна. Из рис. 2.8 следует, что в высокохромистом (12 %) чугуне максимальное уменьшение среднего размера карбидов с ростом скорости охлаждения происходит при скорости до 10 °С/мин, и размеры карбидов отличаются в три раза. Дальнейшее увеличение скорости охлаждения практически не изменяет размеров карбидов. Скорость охлаждения отливки определяется приведенной толщиной стенки отливки, теплопроводностью стенок литейной формы, температурой заливки.

При увеличении толщины стенок отливки увеличивается разница в скорости охлаждения поверхности и внутренних слоев отливки. При использовании песчаных форм (см. табл. 2.5) размер карбидов в отливке сечением 15 мм составляет 4 мкм, а в отливке сечением 100 мм – 12,3 мкм, соответственно износостойкость первой отливки почти вдвое выше, чем у второй, еще более значительна разница в их прочности.

Применение металлических форм, увеличивающих скорость охлаждения отливки, позволяет получить в плите толщиной 100 мм практически такую же износостойкость и прочность, как и в тонкостенных отливках, заливаемых в песчаную форму (см. табл. 2.5).

В более поздней работе [72] подтверждены наши выводы о большом влиянии размеров карбидов на износостойкость белых хромистых чугунов. При исследовании износостойкости заэвтектического высокохромистого (35 % Cr и 5 % C) чугуна [72] для образцов использовали водоохлаждаемые медные формы. Круглые образцы имели диаметр 35 мм и толщину 10 мм. На охлаждаемой поверхности образца образовалась очень тонкая карбидная структура – в три-четыре раза более мелкая, чем на "неохлаждаемой" поверхности.

При испытании на износ на установке "Кариолис" поверхность образца (примыкающая к охлаждаемой форме) была примерно в



четыре раза более износостойка, чем слои образца на расстоянии 5 мм от охлаждаемой поверхности [72].

Исходя из наших исследований [29], для отливок толщиной более 40 мм целесообразно применять металлические формы.

## 7.2. НАПРАВЛЕНИЕ ТЕПЛОТВОДА

Влияние ультразвука, вибрации и направления теплоотвода при кристаллизации отливок из белых чугунов на их структуру и свойства изучалось в лаборатории износостойких сплавов ВНИИПТУГЛЕМАШа под руководством И.И. Цыпина [137].

Влияние направленного теплоотвода изучали на небольшом слитке, используя установку для моделирования условий кристаллизации массивных отливок из чугуна ИЧ300Х12М. Образцы вырезали из слитков параллельно и перпендикулярно направлению теплоотвода. Износостойкость образцов, вырезанных перпендикулярно направлению теплоотвода слитков, была выше износостойкости образцов, вырезанных из тех же слитков, но параллельных направлению теплоотвода, при всех исследованных скоростях охлаждения слитков в диапазоне 0,95–4,0 °С/мин (табл. 7.1). Коэффициент анизотропии 1,25–1,85, влияние направления кристаллизации было

Таблица 7.1

**Влияние направления теплоотвода на износостойкость чугуна (~3 % С, 12 % Cr) [137]**

$\tau_{\text{охл}}^{*1}$ , мин	$v_{\text{охл}}^{*1}$ , °С/мин	HRC	$K^{*2}$	$k_{\text{аниз}}^{*3}$
20	4,0	63–65	7,1/9,5	1,34
		61–62	6,4/8,5	1,33
28	2,9	62–63	6,3/7,9	1,24
		61–62	5,6/7,4	1,32
84	0,95	63–65	3,3/6,1	1,85

П р и м е ч а н и я. 1. Термообработка – закалка с 930 °С в масле, 2-ч отпуск при 200 °С.

2. Испытание на износ по методу Штауфера.

\*<sup>1</sup> В интервале кристаллизации. \*<sup>2</sup> Числитель – ось образца параллельна теплоотводу, знаменатель – перпендикулярна. \*<sup>3</sup>  $k_{\text{аниз}}$  – коэффициент анизотропии.

тем больше, чем медленнее охлаждался слиток. По-видимому, это связано с тем, что при расположении оси дендрита первичного аустенита и оси базового карбида эвтектической колонии параллельно изнашиваемой поверхности карбида слабее закреплены в металлической основе из-за малой глубины их залегания в этой основе [137].

Вероятно, имеет значение также анизотропия твердости карбида  $\text{Cr}_7\text{C}_3$ , которая вдоль оси *c* при измерении микротвердости составляла  $HV$  1444, а в перпендикулярном направлении –  $HV$  950 [137]. Эти исследования также подтверждают преимущества применения металлических форм перед песчаными при изготовлении отливок из белых износостойких чугунов как за счет измельчения карбидов, так и благодаря их благоприятному расположению по отношению к изнашиваемому материалу.

### 7.3. КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ В ПОЛЕ УПРУГИХ КОЛЕБАНИЙ

Ультразвуковые колебания (УЗК) при затверждении расплава значительно воздействуют на ход кристаллизации и первичную структуру. При изучении влияния УЗК использовали волновод магнитострикционного преобразователя ПМС-7А, работающего с генератором УЗГ-10У. Частота колебаний 19,7–20 кГц, амплитуда колебаний в холодном состоянии 20 мкм, подводимая мощность 520 кВт/м<sup>2</sup> [134, 137]. В каждой плавке отливали один обработанный УЗ и один контрольный слиток.

Изучали влияние УЗК на кристаллизацию доэвтектического чугуна с 3 % С, 14 % Cr (с Mn и Mo) и заэвтектического с 4,8 % С и 13 % Cr.

Исследование микроструктуры показало, что значительное влияние УЗК распространяется на прилегающую к волноводу небольшую зону слитка, высотой 6–9 мм. Максимальные структурные изменения (в сравнении с контрольным слитком) произошли в слое толщиной около 3,5 мм, примыкающем к волноводу. В этой области доэвтектические чугуны практически полностью утрачивают строение, обычное для аустенито-хромисто-карбидной эвтектики, – исчезает розеточная структура эвтектических колоний, трудно выделить дендриты первичного аустенита. Карбиды коагулируют, становятся более компактными, размеры карбидов уменьшаются [134]. В контрольном слитке средний размер карбида в параллельном направлении теплоотвода слое составил 49,1 мкм, в перпенди-

кулярном – 7,3 мкм. В обработанном УЗ слитке эти размеры составили соответственно 13,6 и 12,8 мкм.

В [134] отмечается, что при существующей мощности УЗ генераторов зона влияния ограничена небольшим участком у волновода, и такая технология может найти применение для изделий небольшого объема.

Исследовалось также влияние низкочастотных колебаний (50 Гц) на кристаллизацию и механические свойства белых чугунов [137]. Вибрация повлияла на макро- и микроструктуру образцов. Дендритное расположение карбидов в контрольных образцах сменилось разноориентированным после вибрации, размеры карбидов практически не изменились.

Воздействие вибрации в ряде случаев немного увеличило прочность на изгиб, особенно в образцах с повышенным (3,37 %) содержанием углерода.

#### 7.4. ЛЕГИРОВАНИЕ, МОДИФИЦИРОВАНИЕ И ВВОД ИНОКУЛЯТОРОВ

В работе [7] исследовалось влияние кремния и добавок мишметалла на структуру доэвтектического хромистого чугуна, содержащего, мас. %: 2,56 С, 16,8 Сг, 1,77 Ni, 1,93 Мо. Металл плавил в 10-кг печи и разливали чугун в металлическую форму. Куски металла повторно плавил в 1-кг печи в среде аргона и дополнительно вводили в печь разные количества кремния: 1; 2 и 5 % и мишметалла: 0,1 и 0,3 %, а затем заливали в стальную форму, получая образец размерами 15×25×20 мм. Обнаружено, что кремний измельчает дендритную структуру и увеличивает эвтектическую карбидную фракцию. Ввод мишметалла привел к снижению аустенитных дендритов, но не повлиял существенно на структуру карбидов.

В работе [8] исследовали влияние от 0,1 до 2 % Ti на свойства доэвтектического хромистого чугуна, содержавшего 2,5 % С и 16 % Сг. Твердость матрицы возросла. Однако добавка титана практически не изменила прочность сплава.

Влияние титана на свойства коммерческого чугуна 15 % Сг–Мо исследовалось в работе [4]. Изучали чугун, содержащий, мас. %: 2,33–2,42 С; 14,93–16,89 Сг; 0,49–1,94 Si; 0,85–1,15 Mn; 0,36–0,7 Ni; ≈3 Мо. В сплав добавляем 0,1–0,25–0,38 % Ti. При добавке 0,38 % Ti и после 6-ч аустенизации с 1050 °С проводили испытание на износ абразивом Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Эти испытания показали увеличение на 30 % абразивной стойкости чугуна. Авторы [4] считают, что повышение

износостойкости чугуна можно связать с повышением твердости металлической матрицы. Увеличение износостойкости на 30 % при испытании очень твердым абразивом  $Al_2O_3$  – хороший результат, так как очень твердый абразив нивелирует разницу в износостойкости материалов. По-видимому, испытание абразивом типа кварца покажет более высокую разницу в износостойкости исследуемого сплава и стали, из которой изготавливаются эталоны.

Такое предположение сделано на основании наших испытаний на износ на кварцевой и корундовой шкурках (см. табл. 2.3). В этих испытаниях чугун ИЧ290Х12М на кварцевой шкурке превзошел эталон из стали 20 в 10–11 раз, а на корундовой шкурке это превосходство снизилось до 2,58. Такая же картина наблюдалась и при испытании других износостойких белых чугунов.

Заэвтектические белые высокохромистые чугуны привлекали исследователей и эксплуатационников более высоким (по сравнению с эвтектическими чугунами) содержанием твердых и износостойких карбидов  $M_7C_3$  [20].

Однако применение высокохромистых заэвтектических чугунов (ВХЗЧ) вызывало большие затруднения из-за их низких механических свойств, хрупкости и высокого уровня брака при изготовлении отливок [20]. Отмечается [74], что механические свойства ВХЗЧ могут быть улучшены легированием и технологией, обеспечивающей нужную структуру сплава.

Модифицирование и инокулирование [51] широко используются для измельчения структуры сплавов. Однако в большинстве случаев попытка модифицирования ВХЗЧ для улучшения структуры первичных карбидов имела небольшой успех [8], а применение инокулирования требует заливки при более низкой температуре, что ограничивает применение этой технологии [50].

Износостойкие высокохромистые эвтектические чугуны широко применяют для изготовления шламовых насосов, оборудования для обогащения минералов в цементной, угольной промышленности и др. [29, 53, 55, 72, 94, 117].

При добыче содержащих нефть песков (Канада, Северная Альберта) традиционно применявшиеся эвтектические хромистые чугуны не обеспечивали достаточной стойкости оборудования. Стремление снизить большие экономические потери от износа насосов, перекачивающих абразивные пульпы, привело к использованию заэвтектических хромистых чугунов [72]: А12 (30 % Cr, 4,5 % C) и А217 (35 % Cr, 5 % C).

Износостойкий чугу́н А217 имел мелкие первичные карбиды. Чугун А61 по химическому составу аналогичен чугу́ну А12, но с мелкими первичными карбидами. Применение заэвтектических чугунов А61 и А217 с мелкими первичными карбидами позволило в 1,7–3 раза повысить срок службы рабочих колес насосов и других деталей по сравнению с ранее применявшимися эвтектическими хромистыми чугунами А05 и заэвтектическими А12 с крупными первичными карбидами.

Применение сплава А217 вместо А12 (с крупными карбидами) повысило стойкость разгрузочной втулки с 1350 ч до 3600 ч. Замена эвтектического сплава А05 на заэвтектический А61 с мелкими карбидами увеличило стойкость рабочих колес с 2500 ч до 5500 ч, т.е. в 2,2 раза.

В [72] не сообщается о методах, использованных для измельчения карбидов в заэвтектических хромистых чугунах, что, по-видимому, связано с экономическими интересами фирм, изготавливающих оборудование и финансировавших это исследование.

Некоторое представление о методах измельчения карбидов в заэвтектических хромистых чугунах можно составить по публикациям [50, 133]. В [133] отмечается, что титан влияет на морфологию первичных карбидов  $M_7C_3$  в заэвтектическом чугу́не, делая их более мелкими. Исследование [133] было сосредоточено на изучении влияния легирования разными количествами ферротитана на структуру и величину карбидов ВХЗЧ, содержащего 4 % С и 20 % Cr.

Химический состав экспериментальных образцов и количество вводимого титана, мас. % [133]:

Образец . . . . .	№ 1	№ 2	№ 3	№ 4
С . . . . .	4,0	3,95	3,90	3,86
Cr . . . . .	20,0	19,74	19,50	19,29
Ti . . . . .	0	0,50	1,0	1,5

Металл выплавлялся в 10-кг среднечастотной индукционной печи. Для шихты использовали высокоуглеродистый феррохром, низкоуглеродистую сталь и чушковый чугу́н. Металл доводился до температуры 1580–1600 °С. После расплавления металла он раскислялся чистым Al (0,05–0,15 %), после чего добавляли ферротитан в разных количествах. Расплавленный металл заливали при 1380 °С в сухую песчаную форму. Размеры образцов, мм: 60×60×200. Металлографическое исследование проводилось на их поверхности.



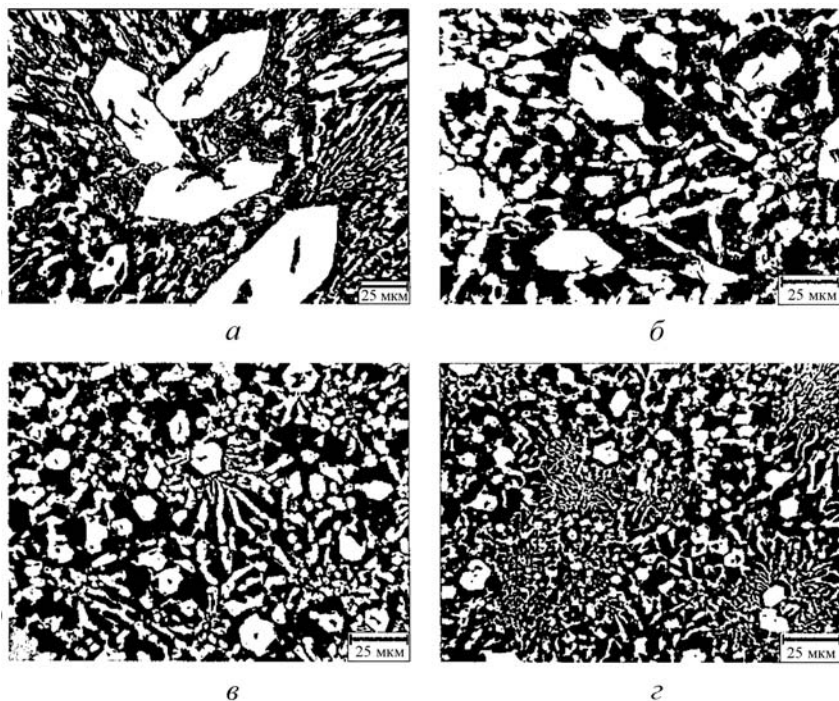
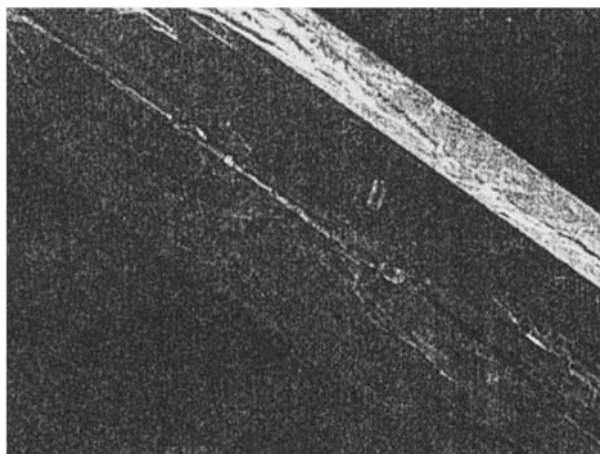


Рис. 7.1. Микроструктура образцов заэвтектического хромистого чугуна без добавки Ti (*a*) и с добавкой 0,5 % Ti (*б*), 1 % Ti (*в*), 1,5 % Ti (*г*) [133]

Микроструктура образцов чугуна с разным количеством титана приведена на рис. 7.1 и 7.2.

На рис. 7.1, *a* видно, что микроструктура ВХЗЧ без добавки титана состоит из крупных первичных карбидов  $M_7C_3$ , имеющих гексагональную форму и типичную эвтектическую структуру матрицы. Рис. 7.2 показывает значительную разницу в размерах первичных карбидов. Морфология первичных карбидов улучшается по мере увеличения концентрации титана в сплаве. Очевидно, ввод титана имеет большое влияние на строение первичных карбидов в ВХЗЧ.

Соотношение эквивалентных диаметров карбидов резко уменьшается при увеличении в ВХЗЧ содержания титана (рис. 7.3). Ожидалось, что титан и углерод могут растворяться в расплавленном металле, и возможна химическая реакция  $[Ti] + [C] = TiC$  между

*а**б*

**Рис. 7.2.** Первичные карбиды в образцах ВХЗС без (*а*) и с добавкой 1,5 % Ti (*б*), изображение получено на СЭМ [133]

этиmi элементами. При этом, вероятно, образующиеся частицы TiC поглощают тепло жидкого сплава при кристаллизации [133]. При вводе титана в количестве 1,5 % размер карбидов резко уменьшился —

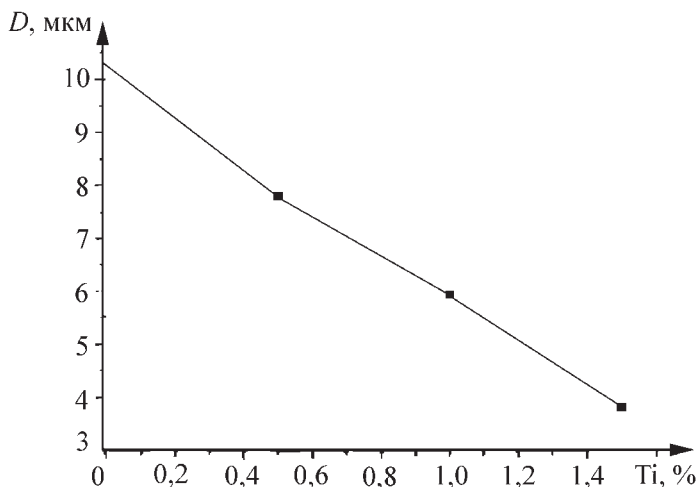


Рис. 7.3. Влияние количества титана в сплаве на величину эквивалентного диаметра карбидов в ВХЗЧ [133]

до 4 мкм вместо 10 мкм при отсутствии этого элемента в сплаве. При уменьшении размеров карбидов возрастают механические свойства чугуна и его износостойкость, как это было показано в [29].

В [50] изучалось влияние модифицирования и инокулирования на структуру и вязкость заэвтектического чугуна, содержащего 4 % С и 20 % Сг, при более высоких (1380 °С) температурах заливки, чем те, которые применялись в работе [8]. Сплав выплавлялся в средне-частотной индукционной 20-кг печи. Шихта состояла из чистого стального скрапа, чушкового чугуна и феррохрома, содержащего 63 % Сг. На дно нагретого ковша укладывали примерно 1,2 % модификатора, главным образом содержащего Fe, Si, Re, Al и изготовленный исследователями сплав (3,0–3,5 % С, 3–5 % Mn, 3–4 % Cr, 0,5–3,0 % Nb, 0,2–1,8 % V, 0,1–1,0 % Si, 0,005–0,04 N, ост. Fe).

Частицы инокулятора состояли из сплава, содержащего 0,7–1,2 % С, 0,6–1,2 % Mn, 0,4–1,2 % Si,  $\leq 0,05$  % P и S. Эти частицы имели размер 0,125–0,180 мм и равномерно вводились в расплав через заливочную чашу вертикального литника литейной жидкостекольной формы. В литейной форме отливались образцы 20×20×110 мм без

Таблица 7.2

## Состав, мас. %, ВЗХЧ и воздействие на материал [50]

Образец	C	Si	Mn	Cr	P	S	Воздействие
$A_1$	4,03	1,13	0,45	20,35	0,04	0,05	—
$A_2$	4,03	1,13	0,45	20,35	0,04	0,05	Модифицирование (М)
$B_1$	3,93	1,15	0,58	19,84	0,03	0,05	Ввод 2,1 % частиц инокулятора (И)
$B_2$	3,93	1,15	0,58	19,84	0,03	0,05	М + И

надреза для испытания на удар. После отливки эти образцы отпускались 2 ч при 250 °С.

Расплав раскисляли алюминием при 1550 °С, после чего жидкий металл переливали в ковш, а затем заливали в форму. Химический состав заэвтектического чугуна и методы воздействия на сплав приведены в табл. 7.2.

Результаты трех испытаний на удар [50]:

Образец . . . . .	$A_1$	$A_2$	$B_1$	$B_2$
$a$ , Дж/м <sup>2</sup> . . . . .				
опыт 1 . . . . .	290	460	540	620
опыт 2 . . . . .	220	420	570	650
опыт 3 . . . . .	230	420	550	600
$a_{\text{сред}}$ , Дж/м <sup>2</sup> . . . . .	250	430	550	620

Это исследование [50] показало, что модифицирование и ввод частиц инокулятора в 1,7–2,48 раз увеличили ударную вязкость ВЗХЧ. Воздействие инокуляторов на ударную вязкость сплава оказалось более значительным, чем модифицирование – увеличение вязкости в 2,2 и 1,7 раза соответственно. Совместное воздействие модифицирования и инокулирования дало небольшое (13 %) увеличение вязкости сплава по сравнению с только инокулированием. По-видимому, добавка частиц инокулятора увеличивает скорость кристаллизации и увеличивает число центров кристал-

лизации. Авторы [50] также считают, ссылаясь на ряд работ, что инокулирование может увеличивать скорость кристаллизации и затвердевания сплава, улучшая распределение, снижая температурный интервал кристаллизации. Таким образом, время кристаллизации сокращается и растворенное вещество может хорошо воздействовать на расплав.

Имеющие высокую температуру плавления карбиды и нитриды, такие как NbC, TiN, TiC и др., могут действовать как гетерогенные зародыши карбида  $M_7C_3$  [133], способствуя измельчению карбида  $M_7C_3$ . Рений и алюминий, являющиеся поверхностно-активными элементами [91–93, 147], значительно раскисляют металл и удаляют серу, могут очистить расплав. Так как кремний не растворяется в карбидах  $M_7C_3$  [148], он может концентрироваться преимущественно на поверхности растущих карбидов  $M_7C_3$ , препятствуя их росту и способствуя их измельчению.

Таким образом, ударная вязкость повышается в результате измельчения первичных карбидов. В более ранней работе [133] показано, что резкое уменьшение размеров карбидов в заэвтектическом высокохромистом чугуна достигается вводом в сплав 1,5 % Ti. Сравнивая микроструктуры и размер карбидов, приведенные в [133] и [50], трудно заметить большую разницу этих структур. Поэтому неясно, дает ли дополнительное воздействие на размер карбидов добавка модифицирующего агента Fe–Si–Re и сделанного авторами [50] вспомогательного многокомпонентного сплава по сравнению с добавками титана до 1,5 %.

Авторы [6] с целью повышения прочности высокохромистых белых износостойких чугунов предложили модифицировать их металлическим магнием или магнийсодержащими веществами в количестве, обеспечивающем ввод магния в жидкий чугун (0,15–0,40 %). По мнению авторов [6], обработка белого чугуна магнием приводит к очистке его поверхностно-активных элементов, т.е. к рафинированию и созданию ультрадисперсных центров кристаллизации, приводящих к образованию мелкодисперсной карбидной фазы. Исследование вели на высокохромистом чугуна ИЧХ20РТ. Авторы [6] считают, что влияние магниевого модификатора обнаруживается уже при 0,1 % содержания в сплаве этого элемента. Содержание магния 0,2–0,3 % дает максимальную прочность и износостойкость, которые снижаются при содержании магния 0,4 %.

При оптимальном содержании магния в высокохромистом белом чугуна (по сравнению с немодифицированным сплавом) прочность

при растяжении увеличивается в 1,5–2 раза, ударная вязкость – в 1,5 раза, износостойкость – в 1,3–1,5 раза.

Для улучшения качества отливок из белого износостойкого чугуна предлагается [103], вводить бориды редкоземельных металлов (РЗМ). По данным [103], в чугун, содержащий, мас. %: 1,8–3,2 С, 0,4–0,8 Si, 0,5–1,5 Mn, 16–22 Cr, 0,5–1,5 Cu, введение 0,68–3,4 % боридов РЗМ привело к повышению ударно-абразивной стойкости в 1,6–2,1 раза, предела прочности на изгиб при 500 °С в 1,33–1,66 раза и устойчивости к отпуску с 450 до 600 °С.

В [104] сообщается, что повышение свойств белого износ-коррозионно-стойкого чугуна достигается обработкой 5–15 мас. % ниобийсодержащей лигатурой (12–15 % Nb, 4,5–5 % С, 26–30 % Cr, – ост. Fe). Предложенный чугун содержит, мас. %: 1,8–2,8 С; 0,4–0,8 Si; 0,5–1,5 Mn; 0,5–1,5 Cu; 26–30 Cr; 0,3–1,3 Ti; 0,5–2,2 Nb, ост. Fe. По данным [104], добавка ниобийсодержащей лигатуры повышает прочность при изгибе в 1,2–1,3 раза, абразивную стойкость в 1,5–2,6 раза, ударно-абразивную стойкость в 1,5–5,5 раза и абразивно-коррозионную стойкость в 1,5 раза.

Авторы [104] считают, что высокая абразивная стойкость предлагаемого сплава достигается за счет увеличения количества карбидов [в частности, карбидов (Nb, Ti)C, обладающих высокой микротвердостью ( $H_{50} \geq 2000$ )]. По-видимому, эти тугоплавкие карбиды являются центрами кристаллизации, что способствует измельчению карбидов в сплаве. Технология получения этого чугуна заключается в следующем: сначала шихту расплавляют в индукционной печи и расплав доводят до 1550 °С. Затем за 2–3 мин до выпуска в печь добавляют 3–17 % ниобийсодержащей лигатуры [104].

Модифицирование белых чугунов титаном, РЗЭ, магнием и др., применение инокуляторов – эффективные средства, значительно повышающие прочность и износостойкость этих чугунов. Использование этих технологий для изготовления отливок из заэвтектических белых чугунов позволяет повысить их прочность и технологичность, даст возможность использовать их высокую износостойкость, определяемую высоким содержанием карбидов – свыше 40 %.

# Глава 8

## ЭКСПЛУАТАЦИЯ ОТЛИВОК

---

---

### 8.1. ВВЕДЕНИЕ

Лабораторные и стендовые испытания разных сплавов позволяют определить влияние их состава и структуры на важнейшие свойства — износостойкость в разных средах, механические свойства, прокаливаемость, литейные свойства и др. Однако окончательное определение качества сплавов и их применимости для серийного производства может быть сделано только после обширных промышленных испытаний и эксплуатации. Ниже приводятся результаты таких испытаний в нейтральных средах при износе типа микрорезания, в абразивно-коррозионных средах и при ударно-абразивном износе.

Перечисленные виды изнашивания нередко сопровождаются другими видами износа. Например, мы относим к износу в нейтральных средах абразивное воздействие пульпы, состоящей из песка и воды, хотя известно, что присутствие воды или ее растворов всегда вызывает коррозию металла. Если абразивное воздействие интенсивно, то в этом случае коррозионная составляющая не влияет существенно на потерю металла, так как металл удаляется абразивом, не успев прородировать. При испытаниях на Ново-Криворожском ГОК рабочие колеса из чугуна ИЧ300Х12М имели срок службы в 1,4 раза больший, чем из чугуна ИЧ300Х28Н2 как в водопесчаной среде, так и при сухом износе (на стенде ХЧ-Б на кремниевой шкурке).

Сравнение стойкости других сплавов показывает, что удачно подобранная схема лабораторных испытаний позволяет быстро и экономно выявить наиболее перспективные сплавы для последующих промышленных испытаний.

В табл. 8.1 приведены типовые случаи применения деталей из износостойких белых чугунов.

### 8.2. ЭКСПЛУАТАЦИЯ В НЕЙТРАЛЬНЫХ СРЕДАХ

Некоторые результаты эксплуатации деталей из белых чугунов приведены в табл. 8.2.

Из приведенных в табл. 8.2 данных можно сделать ряд выводов.

*Во-первых*, наблюдается близкое совпадение результатов испытаний белых чугунов на лабораторных стендах (в частности, установка ЛП-3М) (см. табл. 2.3) и в условиях эксплуатации промышленных агрегатов (табл. 8.2). Так, чугун ИЧ300Х12М на лабораторной установке ЛП-3М показал износостойкость, в 10–11 раз превышающую стойкость стали 20 и стали Ст.3. При добыче гравия и песка бронедиски

Таблица 8.1

## Область применения отливок из белых чугунов

Агрегаты и детали	Тип износа, среда	Область применения, условия работы
Землесосы, рабочие колеса, корпуса, бронедиски	Микрорезание, нейтральная	Строительная промышленность, добыча песка, гравия
Шламовые насосы (рабочие колеса, корпуса, бронедиски), трубы, колена, корпуса гидроклонов, сегменты классификаторов, роторы и статоры флотомашины, брони течек и рудоспусков	Микрорезание, нейтральная	<u>Черная металлургия</u> Обогащение и гидротранспорт железистых кварцитов (28—30 % Fe)
То же	Микрорезание, в основном коррозионная	<u>Цветная металлургия</u> Обогащение руд цветных металлов
— " —	То же	<u>Угольная промышленность</u> Обогащение углей
Шламовые насосы (рабочие колеса, корпуса, бронедиски), трубы, колена, течки, шнеки, дымососы, брони дробилок	— " —	<u>Энергетика</u> Оборудование для удаления золы и шлака, транспорт угля
Шнеки, втулки и конусы пуштообразователей, лопатки и ножи смесителей, пилы, мундштуки штампов	Микрорезание, нейтральная	<u>Промышленность стройматериалов</u> Оборудование для изготовления кирпича, керамической плитки



Окончание табл. 8.1

Агрегаты и детали	Тип износа, среда	Область применения, условия работы
Шаровые мельницы ( $D \leq 3,6$ м), II–III стадия, футеровки (брони), черпаки	Удар и микрорезание, нейтральная	<u>Черная металлургия</u> Размол руды (кварциты)
Шаровые мельницы ( $D \leq 3,2$ м), I стадия, футеровки (брони)	Удар и микрорезание, коррозионная	<u>Цветная металлургия</u> Размол руды цветных металлов
Шаровые мельницы ( $D \leq 3,2$ м), I стадия, футеровки (брони)	Ударно-абразивный и абразивно-коррозионный	<u>Цветная металлургия</u>
Стержневые мельницы ( $D \leq 3,2$ м), футеровки (брони)	Микрорезание и ударно-абразивный, нейтральная	<u>Черная металлургия</u> Размол железистых кварцитов (28–30 % Fe) стержни $\varnothing 80–110$ мм
Оборудование дробильно-обогаительных фабрик, брони отбойных стенок, бортов питателей, течек	Микрорезание и ударно-абразивный, коррозионная	<u>Цветная металлургия</u> Размол руд, стержни диаметром 80–120 мм
Молотковые мельницы, била и брони	Ударно-абразивный износ, микрорезание, нейтральная	<u>Черная и цветная металлургия</u> Транспортировка крупных кусков руды — до 300 мм
	То же	<u>Энергетика, промышленность стройматериалов, помол угля и др.</u>

Шаровые мельницы, шары, шильтебсы	Ударно-абразивный износ, микрорезание, нейтральная, коррозионная	<u>Черная, цветная металлургия, цементная промышленность,</u> размол руды, клинкера и др.
Драглайны, полосы износа днищ ковшей	То же	<u>Угольная промышленность, черная и цветная металлургия.</u> добыча угля и сланца, вскрыша, размер кусков до 1,0 м
Экскаваторы, днища и проставки, механизм открывания ковша, полосы износа	– " –	То же
Большие автосамосвалы (25–200-т) днища	– " –	– " –
Роторные экскаваторы, отбойные стенки, приемные течки	– " –	Открытая добыча бурых углей
Прокатное оборудование, рабочие валки, ролики, проводки	– " –	<u>Черная и цветная металлургия, горячая и холодная прокатка</u>

Таблица 8.2

## Результаты эксплуатации деталей горно-обогатительного оборудования

Машина, деталь	Материал		Срок службы		Повышение срока службы за счет применения новых сплавов	Характер (условия) работы и место проведения испытаний
	I	II	I	II		
Шламовый насос 8ГР-8М	ИЧ290Х28Н2	ИЧ290Х12М	1000 ч	1400 ч	1,4 раза	Обогащение железной руды, Ново-Криворожский горно-обогатительный комбинат
Землесос 8НЗУ, бронедиски	Сталь Ст.3	ИЧ290Х12М	Переработано 5 тыс. м <sup>3</sup> грунта	Переработано 60 тыс. м <sup>3</sup> грунта	12 раз	Добыча гравия и песка. Река Сакмара, Оренбургская область
То же	То же	ИЧ290Х12ГЗМ	120 ч (износ 50 %)	1000—1200 ч (износ 20—33 %)	8—10 раз	Добыча нерудных материалов. Карьер Академического управления, Главностромстройматериалы
Гидроциклон ГБ, насадки	Сталь 40ХЛ HRC 50	ИЧ290Х12М	20 дней	120 дней	6 раз	Обогащение угля в магнетитовой суспензии, Жилевская обогатительная фабрика

Бронеплиты рудоспусков	Сталь 110Г13Л	ИЧ290Х12Г5	2 мес.	8–12 мес.	4–6 раз	Транспортировка железной руды и породы на каскаде дробильной фабрики, Соколовско-Сарбайский горно-обогатительный комбинат (ССГОК)
Шламовый насос 8НП, рабочие колеса	Белый перлитный чугун, <i>НВ</i> 388	ИЧХ29012Г5	168 ч	420 ч	2,5 раза	Обогащение медной руды, Балхашский горно-металлургический комбинат
Валки* среднеходной мельницы МВС-140	Наплавленный сплав Т-620	ИЧ290Х12Г3М	400 ч	3793 ч (износ 10 %)	9	Размол каменного угля на Доброгорской ГРЭС [138]
То же	То же	Нихард	1890 ч	3793 ч (износ 20 %)	2	То же
Колена трубопровода ДУ-150	Сталь 35Л	ИЧХ29012Г5	7 мес.	18 мес. (испытания продолжаются), износ незначительный	Более 2 раз	Транспортировка пульпы на ССГОК

Окончание табл. 8.2

	Материал		Срок службы		Повышение срока службы за счет применения новых сплавов	Характер (условия) работы и методы проведения испытаний
	I	II	I	II		
Машина, деталь						
Бронеплиты (футеровки) шаровой мельницы (3600×5000 мм), II стадия	Сталь 110Г13Л	ИЧХ29012Г5	10–13 мес.	35 мес.	3 раза	Измельчение железной руды на обогатительной фабрике ССГОК. Бронеплиты отлиты в кокиль
Насадки гидромонитора	Сталь 40Х	ИЧ290Х12М	4–5 ч	30 ч	6–8 раз	Гидродобыча угля на шахте "Полысаевская-Северная", Кузбасс. Техническая вода, содержание твердого 30 г/л, давление 9–10 МПа

\* Валок изнашивается за 400 ч и подвергается вторичной наплавке.

землесоса 8НЗУ из чугуна ИЧ300Х12М имели срок службы, в 12 раз превысивший срок службы бронедисков из стали Ст.3. В лабораторных условиях образцы из чугуна ИЧ300Х12ГЗМ показали стойкость, в два раза превышающую стойкость чугуна нихард-2. Такое же соотношение износа получено при эксплуатации валков среднеходной мельницы МВС-140 при размоле каменного угля на Добротворской ГРЭС.

При сравнении стойкости бронеплит рудоспусков, транспортирующих железистые кварциты и породу на дробильной фабрике Соколовско-Сарбайского ГОК, изготовленных из стали 110Г13Л и чугуна ИЧ300Х12Г5, получены близкие показатели стойкости лабораторных и промышленных испытаний. Бронеплиты из чугуна ИЧ300Х12Г5 имели срок службы в четыре-шесть раз выше, чем из стали 110Г13Л.

*Во-вторых*, очевидно, что применение отливок из белых чугунов, содержащих 12–18 % Сг, для защиты агрегатов, подвергающихся износу типа микрорезания в нейтральных средах, позволяет до 10 раз повысить их срок службы по сравнению с углеродистыми сталями, сталью 110Г13Л, белым перлитным чугуном.

Столь же высокий результат получен в строительной промышленности при обогащении щебня фракции 5–20 мм на Вяземском ГОК. Течки грохота, зафутерованные плитами с размерами 30×350×400 мм из чугуна ИЧ320Х18ГЗ, после 13 мес. работы износились на 3–8 мм, тогда как обычно применяемые плиты толщиной 30 мм из стали Ст.3 служат месяц. Применение на медной обогатительной фабрике Алма-лыкского ГМК рабочих колес насоса 8ГРК-8 из чугуна ИЧ300Х18ГЗ на второй стадии измельчения повысило срок службы этих деталей до 3600 ч, тогда как обычно применявшиеся рабочие колеса из чугуна ИЧ300Х28Н2 служили 1000 ч. Эти насосы работают при содержании в пульпе 28–30 % твердого, имеющего следующий гранулометрический состав: +0,2 мм – 5–10 %; +0,074 – 20–30 %; 0,074 – 65–70 %. На Алма-лыкском ГМК на том же типе насоса на I стадии измельчения с более крупной фракцией твердого (+3 мм – 3,5 %; +1,0 – 29 %; +0,22 – 27 %; +0,074 – 36 %; –0,074 – 30 %) рабочие колеса из чугуна ИЧ300Х18ГЗ (отливка в кокиль) проработали 707 ч, а ранее применявшиеся рабочие колеса из чугуна ИЧХ28Н2 служили 200–220 ч. По-видимому, столь значительное превосходство в сроке службы рабочих колес из чугуна ИЧ300Х18ГЗ объясняется тем, что они отливались в металлические формы.

Столь же высокие результаты получены при изготовлении деталей из Сг–Мо- и Сг–Мп-чугунов. Дробометные лопатки из чугуна ИЧ300Х12М работали 160 ч вместо 20 ч (стальные), а брони на этом агрегате работали 2100 ч вместо 72 ч (стальные).

Значительно (в 7–20 раз) увеличился срок службы пустотообразователей, формирующих поверхностей при изготовлении кирпича.

Насосы ШН-150 работали на шахтах комбината "Ростовуголь" и треста "Красноармейскуголь" на установках для обогащения угля в тяжелых средах (песок, магнетит). Стойкость рабочих колес из чугуна ИЧ290Х12М сравнивалась с аналогичными деталями из сталей Ст.3, 40Х и стали Ст.3, наплавленной сплавом Т-590 [55],

Материал . . . . .	Ст.3	Ст.3–Т-590	Сталь 40Х	ИЧ290Х12М
Потери массы, г/ч . . . . .	47,0	26,3	23,1	11,6
Продолжительность работы, ч . . . . .	80	156	130	256
Пригодность к дальнейшей эксплуатации . . . . .	–	–	–	+

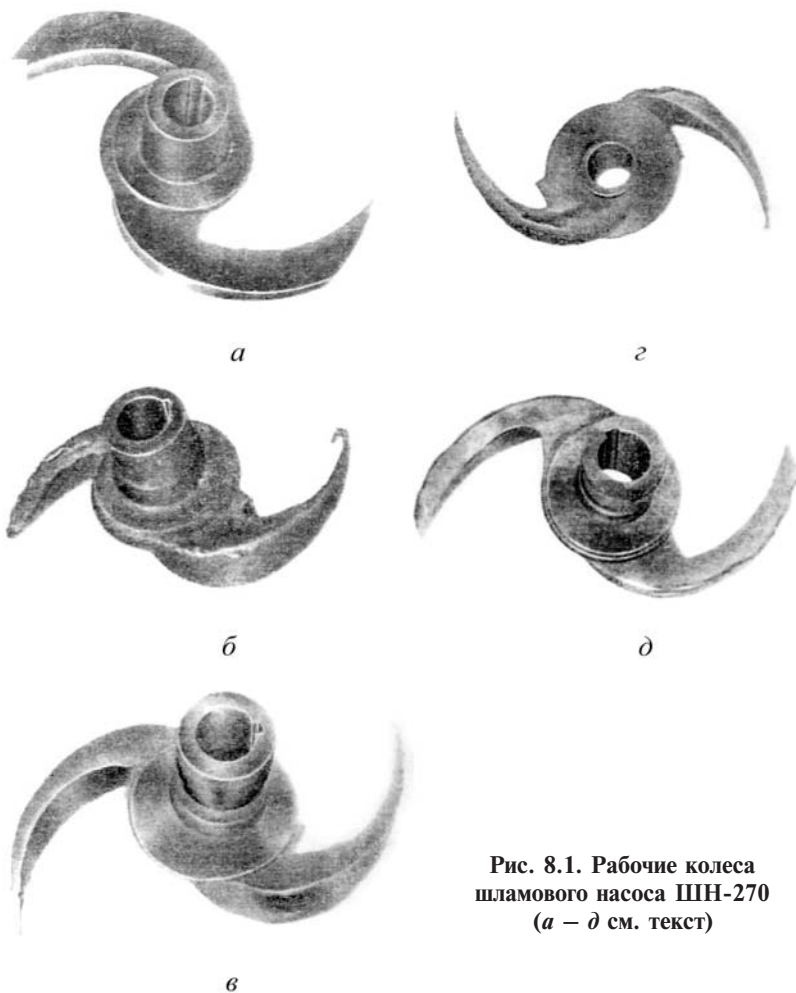
По-видимому, на результаты испытаний влияла коррозионная составляющая сернистых углей.

На рис. 8.1 (а–д) показаны новое (а) и изношенные из стали Ст.3 (б), стали 40Х (в), стали Ст.3 – сплава Т-590 (г) и чугуна ИЧ290Х12М (д) рабочие колеса.

Характер износа и продолжительность работы рабочих колес насоса 12ГР из чугунов 300Х12М (ИЧ290Х12М) (а), ИЧХ28Н2 (ИЧ300Х28Н2) (б) видны на рис. 8.2.

Можно сделать вывод, что при интенсивном абразивном износе типа микрорезания в нейтральной среде Cr–Mo- и Cr–Mn-чугуны типа ИЧ290Х12М, ИЧ290Х18ГЗ в 5–12 раз более износостойки, чем углеродистые стали и сталь 110Г13Л. Максимальная стойкость этих чугунов наблюдается в условиях износа сухим абразивом (руда, песок, щебень) или в пульпах, где абразивное воздействие намного превосходит коррозионную составляющую.

Очень важно, что такие длительные сроки службы деталей из Cr–Mo- и Cr–Mn-чугунов получены при точном соблюдении их составов и закалке на воздухе деталей для получения основы с мартенситной структурой. К сожалению, на многих предприятиях эксплуатируются отливки из указанных сплавов, которые не прошли закалку. Наблюдаются случаи установки деталей насосов, прошедших отжиг для облегчения механической обработки, без их последующей закалки. Указанные отступления от технических условий и техно-



**Рис. 8.1. Рабочие колеса  
шламового насоса ШН-270  
(а – д см. текст)**

логических инструкций сокращают в 1,5–3 раза срок службы износостойких деталей.

Применение на шаровой ( $D = 3,6$  м) мельнице (II стадия) (см. рис. 5.5) броней, отлитых в металлические формы, позволило в три раза повысить срок службы этих деталей (см. табл. 8.2). Несколько меньшее соотношение стойкости ИЧ300Х12Г5 и стали 110Г13Л на шаровой мельнице по сравнению со стендовыми испытаниями



*а**б*

Рис. 8.2. Изношенные чугунные рабочие колеса насоса 12ГР (а, б см. текст)

связано, возможно, с ударным воздействием шаров и коррозией при длительной (35 мес.) работе этих футеровок.

На обогатительных фабриках горно-обогатительных комбинатов (Лебединского, Соколовско-Сарбайского) срок службы броней течек повышен в четыре–восемь раз изготовлением их из чугуна ИЧ290Х12Г5 и, особенно, из чугуна ИЧ290Х18Г3 вместо стали 110Г13Л. По-видимому, в повышении стойкости, кроме замены сплава, существенную роль сыграли отливка этих броней в кокиль и применение стальных закладных частей вместо болтовых отверстий.

Отливка в кокиль привела к измельчению карбидов, а отсутствие отверстий под болты ликвидировало завихрения и усиленный износ в местах болтовых отверстий.

### 8.3. ЭКСПЛУАТАЦИЯ В АБРАЗИВНО-КОРРОЗИОННЫХ СРЕДАХ

Практика использования белых хромистых чугунов на предприятиях угольной промышленности и цветной металлургии показала, что в абразивных средах с высокой коррозионной активностью чугуны, содержащие 12–18 % Cr, оказались недостаточно эффективны. Исследование [136] показало, что увеличение содержания хрома в белом чугуне с 12 до 30 % снизило скорость коррозии в 5–50 раз в синтетической технической воде Башкирского медно-серного комбината. Эти же исследования показали, что высокое содержание углерода – свыше 2 % резко увеличивает скорость коррозии в чугунах с 30 % Cr и уменьшает их абразивно-коррозионную стойкость (см. п. 2.2).

Промышленные испытания и длительная эксплуатация показали, что именно этим объясняется более высокая стойкость чугунов ИЧ190Х30Г3 и ИЧ210Х30Г3 по сравнению с широко распространенным чугуном ИЧ290Х30Н2. Так, при перекачке медно-рудной пульпы срок службы рабочих колес пескового насоса 5ПС-10 из чугуна ИЧ210Х30Г3 в 1,32 раза выше, чем рабочих колес из чугуна ИЧ290Х30Н2. Срок службы рабочих колес из чугуна ИЧ210Х30Г3 на шламовых насосах ШН-210, перекачивающих магнетитовый концентрат с плотностью пульпы 1,95 г/см<sup>3</sup> при обогащении антрацита на объединении "Гуковуголь" и "Торезантрацит" составлял 1000–1500 ч по сравнению со 175 ч для рабочих колес из стали 30Л и серого чугуна и превосходил в 3–3,5 раза срок службы колес из чугуна ИЧХ14Г2Н.

Таблица 8.3

### Результаты испытания сегментов шнека горизонтального сепаратора СШ-15

Материал	Время работы сегмента, ч	Износ, мм	Темп износа, мм/ч
Резина	20–25	25	1
Сталь 30Г	500–800	20	$3,5 \cdot 10^{-2}$
Сталь 10ХЧНД	1081	25	$2,3 \cdot 10^{-2}$
Чугун ИЧ280Х12ГЗМ	2800	4–8	$2,1 \cdot 10^{-3}$
Чугун ИЧ210Х12Г5			
Чугун ИЧ210Х30Г3	8348*	2	$2,3 \cdot 10^{-4}$

\*Продолжал работать.

Очень наглядное преимущество чугуна ИЧ210Х30Г3 перед другими материалами выявило испытание сегментов горизонтального шнекового сепаратора СШ-15, применяемого для обогащения угля (табл. 8.3). Самыми быстроизнашиваемыми деталями, определяющими работоспособность сепаратора, являются накладки (сегменты), которые перемещают уголь и породу вдоль оси вращения шнека.

Эти испытания выявили десятикратное преимущество чугуна ИЧ210Х30Г3 перед чугунами, содержащими 12 % Сг и почти в 100 раз более высокую стойкость по сравнению со сталью 30Г и 10ХСНД.

На Учалинском ГОК на второй и третьей стадиях измельчения медной руды (шары диаметром 60–80 мм) применяются футеровки (брони) из чугуна ИЧ210Х30Г3, работающие 35 мес. (ранее применявшиеся футеровки из стали 110Г13Л служили 12–15 мес.).

На Башкирском медно-серном комбинате применение рабочих колес песковых насосов 8НП, 6НП и 5ПС-10 из чугуна ИЧ210Х30Г3 для перекачки пульпы медной руды, породы, концентрата привело к продлению срока службы этих насосов в 2,2–2,4 раза по сравнению с белым нелегированным чугуном.

Успешно применяется чугун ИЧ190Х30Г3 для изготовления проточной части насосов, работающих на гидрозолоудалении

тепловых электростанций. Рабочие колеса из чугуна ИЧ190Х30Г3 работают на насосах 12ГР-8Т на Рязанской ГРЭС для удаления шлака и золы (размер кусков достигает 50 мм) из котлов мощностью 300 МВт и служат от 910 до 1200 ч. Применявшиеся ранее рабочие колеса из чугуна ИЧ290Х30Н2 работали 530–600 ч, а из стали 25Л, наплавленные Т-590, – всего 200–220 ч.

Опыт эксплуатации чугунов ИЧ190Х30Г3 и ИЧ210Х30Г3 показал, что они особенно эффективны для работы в средах со сравнительно малой абразивностью и высокой коррозионной активностью. Такие условия характерны, в первую очередь, для предприятий, перерабатывающих и обогащающих угли, особенно сернистые. В этих условиях детали из чугунов ИЧ190Х30Г3 и ИЧ210Х30Г3 служат примерно в 10 раз дольше, чем из стали и серого чугуна, и в 3–10 раз дольше, чем из чугунов, содержащих 12–18 % Cr.

#### **8.4. ЭКСПЛУАТАЦИЯ В УСЛОВИЯХ АБРАЗИВНОГО ИЗНОСА С УДАРНЫМИ НАГРУЗКАМИ**

Как отмечалось, износ с ударными нагрузками при эксплуатации отливок из белых чугунов можно разделить на два вида:

1) абразивный износ, в основном имеющий характер микро-резания и сопровождающийся периодическими ударами, иногда приводящими к поломкам деталей из белых чугунов;

2) абразивный износ с частыми и сильными ударами и(или) высокими давлениями, вызывающими большие напряжения на поверхности детали, приводящими в результате усталости к хрупкому разрушению поверхности детали. Такие условия работы характерны для зубьев ковшей экскаваторов, молотков, конусов и щек дробильных агрегатов, броней больших шаровых мельниц I стадии измельчения диаметром 3,6 м и больше, где применяются шары диаметром 100–120 мм и др. Разумеется, при эксплуатации оборудования трудно установить четкую границу между этими двумя видами износа, так как в зависимости от многих условий износ может происходить как по первому, так и по второму сценарию, а иногда по двум сразу.

Тип износа зависит как от структуры металла, так и от условий эксплуатации – силы и скорости приложения нагрузки, угла атаки, твердости и остроугольности абразива и др. Так, при испытании на износ (угол атаки 90°, скорость 100 м/с) чугуна 15 % Cr–Mo (см. табл. 2.26) в зависимости от твердости абразива (известняк или песок) износ происходил по первому или по второму сценарию. При

сравнительно мягком абразиве – известняк *HV* 190 чугуна 15 % Cr–Mo превосходил углеродистую сталь в 3,8 раза, а при твердом и, вероятно, остроугольном абразиве – песок *HV* 1200 его износостойкость составляла 0,9 стойкости углеродистой стали.

Несмотря на высокую износостойкость белых хромистых чугунов, длительное время область их применения была ограничена эксплуатацией в условиях износа без ударных нагрузок.

В результате работ [28, 30–34, 36, 38], проведенных автором с сотр., были разработаны конструкция и технология изготовления комбинированных композитных отливок сталь–износостойкий чугун. Это позволило значительно раздвинуть границы применения белых износостойких чугунов, вторгнуться в те области, где, в основном, применялась аустенитная марганцовистая сталь 110Г13Л (сталь Гатфильда).

Как отмечалось в предыдущих разделах при износе типа микрорезания с ударными нагрузками, иногда приводящими к поломкам монолитных деталей из белых чугунов, целесообразно применение комбинированных деталей. В этой конструкции стальная часть детали воспринимает ударные и изгибающие нагрузки при монтаже и эксплуатации, а часть детали из белого чугуна защищает от износа уязвимые области этой детали.

В гл. 5 приведены примеры использования таких комбинированных деталей как лопасть смесителя и штамполитой футеровки спирали механического классификатора.

На Лебединском ГОК для измельчения руды применяют мельницы самоизмельчения – на I стадии ММС 90×30А, диаметром 9 м, на II стадии – МРГ 55×75, диаметром 5,5 м.

Узкое место работы мельницы ММС 90×30А – бутара, отсеивающая измельченную руду. На серийных мельницах бутара изготавливается из стального листа толщиной 20 мм и служит 3 мес.

Для продления срока службы была разработана и изготовлена комбинированная конусная часть бутары – наиболее изнашивающаяся часть. Конусная часть этой бутары состояла из стальной конусной рамы и установленных в ее окнах карт-сит из износостойкого чугуна ИЧ300Х18ГЗ со стальными закладными частями, которые приваривались к раме. После 3,5 мес. работы наблюдался незначительный износ круглых отверстий карт-сит диаметром 22 мм, они начинали приобретать овальную форму, вытянутую по ходу вращения мельницы. За это время цилиндрическая часть бутары из стального листа полностью изнашивалась, стенки истончились до 5–7 мм (при первоначальной толщине 20 мм). Комбинированная

конусная часть бутары была установлена на новый серийный цилиндр. Всего комбинированная конусная часть бутары отработала 6,5 мес., т.е. более чем вдвое дольше, чем конусные части серийной бутары из стального листа. Мельница с комбинированным конусом бутары переработала 835,7 тыс. т руды.

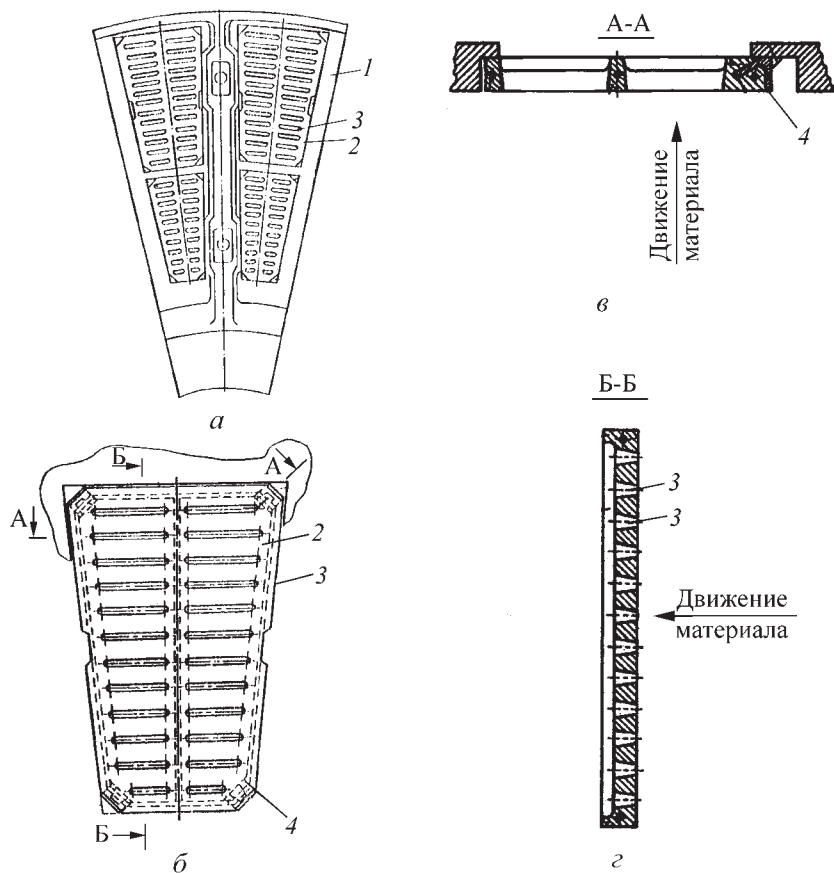
Сотрудники службы механика сняли с эксплуатации комбинированную конусную часть из-за значительного (по их мнению) износа.

На этом же обогащательном комбинате на мельнице МРГ 55×75 проходил промышленные испытания комплект комбинированных разгрузочных решеток для классификации руды (железных кварцитов). Обычно решетки для классификации руды изготавливаются из стали 110Г13Л. Невысокая износостойкость этой стали приводит к быстрому износу классифицирующих щелей. Такие решетки служат 7–8 мес.

Автором с Г.П. Остяковым были разработаны конструкция и технология изготовления комбинированных разгрузочных решеток (рис. 8.3). Разгрузочная решетка в плане имела размер 1238×1815×432 мм, при толщине 120 мм решеточного каркаса, изготовленного из стали 35Л. В каркасе 1 было четыре окна для установки износостойких карт-сит 2 с просеивающими щелями 3. Карты-сита толщиной 20 мм изготавливались из износостойкого чугуна ИЧ300Х18ГЗ с отливкой в металлическую форму. В процессе отливки их оснащали стальными вставками 4 для приварки к каркасу 1. В процессе работы мельницы измельчаемая руда нужной фракции проходит сквозь щели 3, а более крупный материал остается в рабочем пространстве мельницы и подвергается дальнейшему измельчению.

Размер щели 3 в износостойких картах-ситах 2 увеличивается медленнее, чем у решетки из стали 110Г13Л, и поэтому технологические показатели измельчения сохраняются дольше, чем достигаются увеличение срока службы решетки и сокращение количества ремонтов. Простая конструкция комбинированной решетки позволяет быстро проводить монтаж этой решетки.

Комплект комбинированных разгрузочных решеток отработал 16 мес., т.е. вдвое дольше обычно применяемых решеток из стали 110Г13Л. По мнению работников службы механика, дальнейшая эксплуатация этих решеток была невозможна из-за износа и ненадежности крепления карт-сит. Износ их поверхности составлял 5–7 мм.



**Рис. 8.3.** Разгрузочная решетка мельницы самоизмельчения типа МРГ55Х75:  
*а* – вид в плане; *б* – карта из чугуна ИЧ300Х18ГЗ; *в* – сечение А–А;  
*г* – сечение Б–Б (*1* – 4 см. текст)

Проблема надежного крепления карт-сит, по-видимому, может быть решена переносом сварного соединения с рабочей поверхности решетки на ее тыльную – нерабочую – поверхность.

К сожалению, слабое оснащение завода-изготовителя современным техническим оборудованием привело к установке незакаленных карт-сит как на мельнице ММС 90×30А, так и на мельнице

МРГ 55×75. Применение закаленных карт-сит позволяет в 1,5–2,5 раза увеличить продолжительность их службы.

Американская фирма ESCO производит плиты Dualmet™ Wear Tiles – комбинированные биметаллические детали из листа стали с отверстиями, с которыми скрепляется слой износостойкого чугуна. Такая конструкция приваривается к защищаемой поверхности и может успешно работать в условиях износа с небольшими ударами. Как показал наш опыт, при увеличении силы ударов происходят поломка и откалывание износостойкого слоя.

Более надежны плиты Abresoplate, выпускаемые фирмой "Abresco Laminated Wear Products". Эти плиты состоят из стального листа и припаянной к нему плиты из износостойкого чугуна 15 % Cr–Mo, содержащего 15–20 % Cr и 1–3 % Mo. При изготовлении плит Abresoplate необходимо тщательно готовить поверхности стального листа и литых износостойких плит для надежного соединения этих деталей пайкой.

По данным фирмы, эти плиты обладают высокой износостойкостью, в 10 раз превышающей стойкость стальных плит, имеющих твердость *HB* 400. По данным [67], применение плит Abresoplate для защиты от износа днища ковша драглайна емкостью 80 м<sup>3</sup> привело к увеличению надежности и значительному удешевлению проведения ремонтов. После 1500 ч работы и остановки на профилактический ремонт оказалось, что из 121 плиты Abresoplate только шесть–восемь этих плит (5,78 %) требовали замены. Это было большим достижением по сравнению с ранее применяемыми для защиты днища ковша стрежнями 15,8×15,8 мм, наплавляемыми карбидами хрома. Для защиты указанного днища применялось от 15 000 до 18 000 стержней. При обычном профилактическом ремонте требовалось заменить несколько тысяч стержней. Широкое применение композитных плит для защиты от износа днищ драглайнов на горных предприятиях России показала их преимущество в сравнении с плитами Abresoplate. При длительной эксплуатации на большом количестве драглайнов не было случаев поломки композитных плит. Технология изготовления таких плит значительно проще технологии изготовления плит Abresoplate.

Применение композитных отливок вызвано необходимостью обеспечить надежную работу агрегатов при износе, сопровождаемом ударами.

На обогатительной фабрике Соколовско-Сарбайского ГОК стержневые мельницы диаметром 3,2 м и стержнями диаметром 110 мм были оснащены монолитными футеровками из чугуна



ИЧ300Х12Г5, отлитыми в металлические формы. Эти футеровки показали высокую износостойкость. Однако в процессе эксплуатации несколько (две—четыре) футеровок полопались от ударов изогнутых стержней. В процессе работы стержневой мельницы, по мере износа стержней, некоторые из них изгибаются и их концы ударяют по футеровкам. Ввиду того, что монолитные футеровки из чугуна ИЧ290Х12Г5 не обеспечивали необходимую надежность работы стержневых мельниц, такие футеровки не нашли применения при эксплуатации на этих мельницах диаметром  $\geq 3,2$  м.

Автором и его сотрудниками было предложено изготавливать футеровки стержневой мельницы из композитных отливок: литая сталь 35Л — основа и износостойкие вставки из чугуна ИЧ290Х12Г5 [21, 28]. После успешных промышленных испытаний все стержневые мельницы ОФ ССГОК оснастили комбинированными футеровками (см. рис. 5.13). Такая конструкция футеровок полностью ликвидировала их поломки, а создание клиновой конструкции (см. рис. 5.12) [21]\* дало многократное сокращение остановок мельниц для подтяжки болтовых креплений. Такие композитные брони (футеровки) успешно работали на Коршуновском и Учалинском ГОК (табл. 8.4). На Соколовско-Сарбайском и Коршуновском ГОК срок службы композитных футеровок в 2,3–3 раза выше, чем у ранее применяемых бронеплит из стали 110Г13Л. На Учалинском ГОК это увеличение срока службы было меньше и составило 1,8 раза, что, возможно, связано с более крупными стержнями (диаметром 120 мм) и коррозией, при которой вставки из чугуна ИЧ300Х18Г3 недостаточно стойки из-за малой коррозионной стойкости таких чугунов (3 % С и 12–18 % Сг). Вероятно, изготовление вставок из более стойкого к коррозии чугуна ИЧ210Х30Г3 обеспечит более высокий срок службы. На эти размышления наводит опыт применения на этом же ГОК монолитных футеровок из износ-коррозионно-стойкого чугуна ИЧ210Х30Г3 для мельниц МШР 32×45 (вторая и третья стадии измельчения, диаметр шаров 60–80 мм), которые работают 35–36 мес., тогда как срок службы футеровок из стали 110Г13Л составлял 12–15 мес. [137].

Отметим удачное применение износостойкого чугуна ИЧ210Х12Г5 для изготовления футеровок барабанов шаровых и стержневых мельниц I стадии измельчения руд цветных металлов диаметром до

---

\* В работе принимали участие Ф.З. Вунштейн, И.Б. Гогель, В.Ф. Молотай, В.П. Приходько.

Таблица 8.4

## Результаты испытаний оборудования, защищенного композитными плитами

Оборудование	Традиционная сталь	Срок службы, мес.		Условия работы, предприятие
		традиционной стали	комбинированных отливок сталь – ИЧ300Х18Г3, ИЧ290Х12Г5	
Фулеровки стержневой мельницы, диаметр мельницы стержней: 3200/80 мм 3200/110 мм 3200/120 мм	Марганцовистая 110Г13Л (1,1 % С; 12 % Mn)	14	33	Измельчение железистых кварцитов (железо – 28–30 %) Коршуновский ГОК Соколово-Сарбайский ГОК, Казахстан Учалинский ГОК
		12	35	
		6	11	
Шаровая мельница: I стадия, 3200/80 – 100 мм	То же	9	19	Измельчение мелномолибденовой руды Зангензирский ГОК, Армения
Брони течек, дробильная фабрика	– " –	3 Толщина 80 мм	24 Толщина 45 мм	Транспортировка железистых кварцитов (28–30 % Fe) Лебединский ГОК

Окончание табл. 8.4

Оборудование	Традиционная сталь	Срок службы, мес.		Условия работы, предприятие
		традиционной стали	комбинированных отливок сталь – ИЧ300Х18Г3, ИЧ290Х12Г5	
Питатель, брони	Марганцовистая 110Г13Л (1,1 % С; 12 % Mn)	Размер кусков руды 300 мм		Транспортировка железистых кварцитов (28–30 % Fe), Лебединский ГОК
		4	16	
		Размер кусков руды 40 мм		
		12	40	
Борта пластинчатого питателя бункера	Углеродистая (0,22–0,26 % С)	Толщина стенки		Транспортировка железистых кварцитов (28–30 % Fe), Соколовско-Сарбайский ГОК, Казахстан
		20 мм	25 мм	
		2	24	
Драглайн: ковш 10 м <sup>3</sup> , стрела 60 м	Углеродистая рельс	3	14	Глина, песок, известняк, размер кусков 0,2–1,5 м, Тулауголь
		6	18	
Драглайн: ковш 15 м <sup>3</sup> , стрела 90 м	Углеродистая (0,22–0,26 % С)			Вскрыша, Лебединский и Стойленский ГОК

Ковш 8 м <sup>3</sup> , проставка	То же	6	24	Железистые кварциты (28–30 % Fe), куски руды до 0,6 м, Соколовско-Сарбайский ГОК, Казахстан
120-т автосамосвалы "Камазу", днище	Низколегированная	7	35	Железистые кварциты (28–30 % Fe), куски руды до 1 м, Лебединский ГОК
Погрузчик "Катерпилер", ковш 7 м <sup>3</sup>	Низколегированная Astralloy® HB 500	1	3	Погрузка гранита, куски – 40 мм, карьер Нью-Джерси, США

2,7 м включительно, работающих с шарами и стержнями до 100–125 мм.

Срок службы монолитных футеровок стержневых рудоразмольных мельниц МСЦ 21×30 и МСЦ 27×36 в результате применения броней, отлитых в кокиль из чугуна ИЧ210Х12Г5, увеличился в 2,0–2,5 раза по сравнению со сроком службы аналогичной футеровки из стали 110Г13Л (Зангезурский медно-молибденовый комбинат, Хрустальненский ГОК). На шаровых рудоразмольных мельницах I стадии измельчения МШЦ 27×36 и МШР 27×36 достигнуто увеличение срока службы футеровок из чугуна ИЧ210Х12Г5 в 1,6–2 раза по сравнению со сроком службы футеровок из стали 110Г13Л и 100Х2ГЛ (Башкирский МСК, Салаирское рудоуправление). Композитные брони, которыми оснащаются шаровые мельницы диаметром 3,2 м (МШР 32×31) с размером шаров 80–100 мм, размалывающие W–Моруду, служат 19 мес., а брони из стали 110Г13Л – 9 мес. [137]. Повышение срока службы в 1,8–2,5 раза футеровок из чугуна ИЧ300Х12Г5 на мельницах МШР 36×50 на II стадии измельчения (ССГОК) по сравнению с футеровками из стали 110Г13Л было не столь значительно, как на других агрегатах. Например, брони течек из чугуна ИЧ300Х12Г5 достигли срока службы, в пять–шесть раз превышающий срок службы аналогичных броней из стали 110Г13Л. По-видимому, ударные нагрузки в мельнице диаметром 3,6 м и коррозионное воздействие мокрого обогащения привели к сравнительно более низкому сроку службы.

Монолитные брони течек толщиной 40 мм из хромистых чугунов (особенно отлитые в кокиль и имеющие стальные закладные части) хорошо себя зарекомендовали при футеровке наклонных течек и в узлах пересыпки при небольшой разнице уровней и размерах кусков руды до 150 мм. Сравнительно длительные сроки службы монолитных футеровок (броней) мельниц и течек, при эксплуатации которых имеется значительная составляющая ударно-абразивного воздействия шаров и кусков руды, по-видимому, объясняются тем, что при литье в кокиль эти отливки приобретают структуру с мелкими карбидами, повышающую износостойкость и прочность сплава.

На дробильных фабриках (ДОФ) на течках и питателях размер кусков руды достигает 300 мм. В этих случаях эксплуатационники применяют композитные брони, позволяющие снять ограничение по размеру кусков и высоте их падения. На ДОФ Лебединского ГОК брони течек футеровались плитами из стали 110Г13Л толщиной 80 мм, которые служили 3 мес. (см. табл. 8.4). Кроме малого срока службы, большие трудности вызывал монтаж очень тяжелых

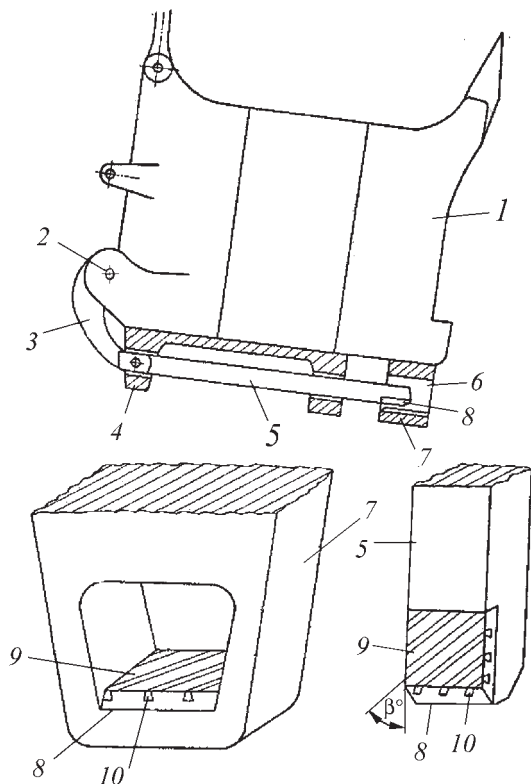
( $\approx$  100-кг) плит. После установки композитных 50-кг плит толщиной 45 мм срок службы увеличился в восемь раз – до двух лет, упростился монтаж. На этой же ДОФ брони питателей из стали 110Г13Л при размере кусков руды 300 мм служили 4 мес., а комбинированные со вставками из чугуна ИЧ300Х18Г3 – 16 мес. На ДОФ Соколовско-Сарбайского ГОК на бортах пластинчатого питателя промежуточного бункера вместо 20-мм листов углеродистой стали, которые служили только 2 мес., были установлены композитные плиты сталь – износостойкий чугун толщиной 25 мм, срок службы оборудования при этом достиг двух лет, т.е. увеличился в 12 раз.

Для защиты от износа узлов ковша экскаватора автором с сотр. были разработаны конструкции ковша [40] и узла механизма его открывания [32] с применением композитных плит.

На разрезе Грызловский (Тулауголь) к днищу ковша ЭКГ-4,6 были приварены комбинированные плиты толщиной 25 мм вместо рельсов, которые обычно приваривали к днищу. Комбинированные плиты, по мнению эксплуатационников, увеличат срок службы в шесть–восемь раз. Еще более разительный результат был достигнут на узле механизма открывания ковша экскаватора ЭКГ-4,6. Изготовление полос скольжения из композитных плиток [32] (рис. 8.4) вместо применявшейся каждые две недели наплавки электродами Т-590 позволило увеличить срок службы этого узла в 25–45 раз на разных экскаваторах. На этом же разрезе на днище ковша драглайна ЭШ 10/60 (емкость ковша 10 м<sup>3</sup>) были приварены композитные 25-мм плиты. За 9 мес. экскаватор переработал 2,05 млн м<sup>3</sup> горной массы (скальный грунт, известняк, песок, глина, размер кусков 200–1500 мм, твердость по шкале Протодяконова 8–10). Износ комбинированных плит составил около 30 %. Обычно на этом карьере днище ковша защищают приваркой к нему отрезков железнодорожных рельсов, которые служат 2,5–3 мес. Было достигнуто более чем трехкратное повышение срока службы, причем дальнейшая работа композитных плит продолжалась. Испытания проходили в зимних условиях при температуре воздуха до –44 °С.

На этом же разрезе на драглайне ЭШ 10/60, на малом балансире вместо стальных втулок со сроком службы 1,25 мес. были установлены биметаллические втулки сталь–износостойкий чугун, которые позволили увеличить срок службы в шесть–восемь раз.

На разрезе "Нарвский", Эстония, серийные ковши экскаваторов ЭШ 15/90 на вскрыше (известняк – 4–8 по Протодяконову, мергель, наносы, моренные отложения) имеют срок службы 6 мес.; при этом ежемесячно в забое проводится наплавка и подварка трещин в ковшах, а также приварка к днищу звеньев якорных цепей. Приварка



**Рис. 8.4.** Схема механизма открывания ковша, усиленного композитной плиткой

к днiщу композитных плит показала, что после 18 мес. работы эти плиты изнашивались с 28 мм до 5–6 мм.

Автором проведены сравнительные испытания композитных плит в США на карьере Маунт-Хоп, шт. Нью-Джерси. В карьере добывается гранитный камень, который затем дробится для получения высококачественного щебня. Композитные плиты сталь – износостойкий чугун размером 25×200×250 мм производства "КМА рудоремонт" были поставлены в США без термической обработки. Эти плиты приваривались к днiщу колесного погрузчика N526-988В мощностью 450 л.с., емкость ковша 7 м<sup>3</sup>, производство фирмы "Катерпиллер" (рис. 8.5). Обычно полосы износа изго-



**Рис. 8.5. Колесный погрузчик фирмы "Катерпиллер":**  
*a* — общий вид; *б* — ковш с композитными плитами; *в* — композитная плита, приваренная к ковшу



тавливают из низколегированной, малоуглеродистой мартенситной стали фирмы "Astralloy". Твердость этих плит 450 *HV*, размеры – 25,4×203×354 мм, срок службы 500 ч. Погрузчик погрузит гранитный щебень размером до 40 мм в самосвалы. Комбинированные плиты проработали 1500 ч, втрое превысив срок службы плит из стали Astralloy.

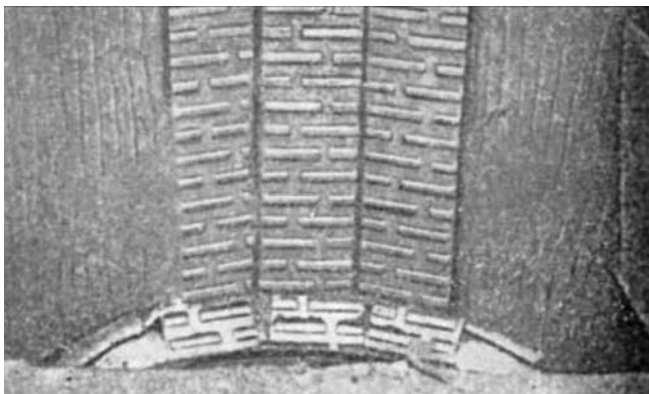
Применение высокопроизводительных экскаваторов с ковшами емкостью до 100 м<sup>3</sup> особенно остро ставит вопрос о надежной и долговечной работе деталей и узлов таких мощных и дорогостоящих машин. Как отмечалось, 1-ч простой драглайна с 80 м<sup>3</sup> ковшом обходится компании в 70 тыс. долл. Канады. И в этой связи широкое применение композитных отливок, например в виде плит, позволит значительно увеличить межремонтные сроки и принесет горным предприятиям большую экономию.

На рис. 8.6 показан работающий на вскрыше карьера Лебединского ГОК 15 м<sup>3</sup> ковш драглайна ЭШ 90/15, защищенный композитными плитами.

По такому же принципу защищаются от износа экскаваторы в угольной промышленности (Тулауголь, угольные разрезы Кузбасса). Роторные экскаваторы СРС(К)-470 применяются на крупнейшем бурoughольном разрезе "Богатырь" в Экибастузе. У этой мощной машины на брони приемной течки роторного колеса поток горной массы падает на течку под углом 10–15°; на отбойной стенке



Рис. 8.6. Ковш драглайна емкостью 15 м<sup>3</sup>, защищенный композитными плитами



**Рис. 8.7.** Отбойная стенка разгрузочного лотка роторного экскаватора. В центре – композитные плиты, с боков – стальные листы, наплавленные сплавом Т-590

разгрузочного лотка поток горной массы со скоростью 4,5 м/с падает на броневые плиты под углом, близким к 90°. Масса отдельных кусков достигает 270 кг. Брони из разных материалов (St 55-7, Ст.3, защищенной полосами наплавки Т-590) служат 2–3 мес.

Применение композитных отливок (сталь 35Л–чугун ИЧ210Х30ГЗ) позволило в 20–30 раз повысить стойкость броней по сравнению со сталью, наплавленной электродами Т-590 (рис. 8.7).

При добыче полезных ископаемых – руды, угля и др. не менее важными машинами являются карьерные автосамосвалы впечатляющей грузоподъемности – до 400 т. У этих машин сравнительно быстро изнашивается днище кузова, особенно в зоне выгрузки руды. Так, на Лебединском ГОК (ЛГОК) японские самосвалы "Камацу" грузоподъемностью 110 т (рис. 8.8) после 7 мес. работы и перевозки 882 тыс. т железистых кварцитов останавливаются на ремонт из-за износа днища кузова. При эксплуатации этих машин с кузовами, к днищам которых были приварены композитные плиты сталь–чугун ИЧ300Х18ГЗ размерами 250×200×25 мм, срок службы кузовов до ремонта повысился в пять раз и достиг 35 мес. Все самосвалы ЛГОК оснащены кузовами с композитными плитами. На Костомукшском ГОК эксплуатировались серийные автосамосвалы "Белаз-75191" грузоподъемностью 110 т. Днище кузовов этих машин во время ремонта защищалось приваренными стальными прутками, после чего



машина могла работать 7–8 мес. Применение, как и на Лебединском ГОК, аналогичных композитных плит позволило успешно эксплуатировать эти машины 21 мес., после чего работа машин продолжалась. При работе этих самосвалов соблюдалась высота погрузки – 1200 мм, максимальный габарит кусков руды – 1500 мм в двух измерениях. Крепость руды – 19 ед. по Протодяконову. Как отмечают эксплуатационники: очень важно, что при защите кузовов композитными плитами отсутствует деформация днища кузова.

В большинстве приведенных примеров повышение сроков службы машин достигалось использованием композитных плит, не прошедших закалку. Исключением является Соколовско-Сарбайский ГОК, где такая термообработка, как правило, проводится. Применение закалки композитных отливок – значительный резерв дальнейшего увеличения срока службы деталей. Закалка позволяет в 1,5–2,5 раза увеличить износостойкость композитных деталей. Не менее важный способ получения композитных плит с высоким сроком службы – изготовление износостойких вставок с карбидами, имеющими минимальный размер, измельчение карбидов в белых хромистых чугунах обеспечивается ускорением процесса кристаллизации за счет изготовления вставок меньших размеров и отливкой их в металлические формы.

Однако, несмотря на способность композитных деталей выдерживать большие периодические удары, применение этих деталей в условиях износа с большими напряжениями на поверхности детали оказалось неэффективным.

Так, установка на Лебединском ГОК композитных плит с вставками из высокохромистого чугуна ИЧ290Х18Г3 на разгрузочную часть после дробилки не привела к увеличению срока службы этих отливок по сравнению со сталью 110Г13Л. Аналогичная картина наблюдалась в США на разгрузочном "горле" конусной дробилки II стадии, где эти композитные плиты подвергались воздействию 150-мм кусков таконитовой руды.

Попытка применить на карьере Соколовско-Сарбайского ГОК на ковше экскаватора ЭКГ-6,3У зубья из стали 110Г13Л с влитыми в них

← Рис. 8.8. 110-т автосамосвалы "Камац" с кузовами, защищенными композитными плитами:

*a* – общий вид; *б* – разгрузочный край днища кузова

вставками из высокохромистого чугуна также не дала существенного повышения срока службы этих деталей. Опытные зубья работали на погрузке скального грунта на самосвалы. Положительным моментом этих испытаний является выяснение возможности армирования зубьев без опасности их поломки.

Необходимо проведение работ по созданию износостойких вставок для работы в условиях больших напряжений. Представляется, что перспективными материалами окажутся инструментальные стали, ванадиевые чугуны и твердые сплавы.

## Глава 9

# ПРОМЫШЛЕННЫЕ БЕЛЫЕ ИЗНОСОСТОЙКИЕ ЧУГУНЫ И ЭКОНОМИЧЕСКАЯ ЭФФЕКТИВНОСТЬ ИХ ПРИМЕНЕНИЯ

---

---

### 9.1. О ПРИМЕНЕНИИ БЕЛЫХ ЧУГУНОВ

В довоенный период применение белых чугунов в СССР находилось в зачаточном состоянии. Характерно, что в обширной монографии Н.Г. Гиршовича "Чугунное литье", изданной в 1949 г. [42], белым высокохромистым чугунам отведено несколько страниц, где главным образом освещается их коррозионная и жаростойкость. И всего несколько строчек посвящается использованию этих отливок для работы в условиях абразивного износа. Гораздо шире в СССР применялись отливки из отбеленного чугуна [17, 42] в качестве прокатных и размалывающих валков, вагонных колес и др.

В США значительный рост применения белых износостойких чугунов начался в начале шестидесятых годов XX в. [88].

Широкое применение белых износостойких чугунов в СССР началось в шестидесятые годы XX в. в связи с бурным развитием горной промышленности, созданием горно-обогачительных комбинатов, ростом производства строительных материалов и др. В этих отраслях ощущалась острая потребность в оборудовании, способном работать длительное время без остановок на ремонт. В начале эксплуатации Ново-Криворожского ГОК шламовые насосы типа 8ГР-8М с рабочими органами из серого чугуна и углеродистых сталей работали около 24 ч. На таких предприятиях имелось три нитки перекачивающего оборудования: когда на первой нитке работал насос, вторая была в резерве, а на третьей заменяли износившиеся рабочие органы.

### 9.2. СОСТАВЫ, СВОЙСТВА ПРОМЫШЛЕННЫХ ЧУГУНОВ

В табл. 9.1 приведены химический состав, микроструктура и области применения некоторых промышленных износостойких белых чугунов.

В настоящее время некоторые из этих чугунов не используются, ввиду появления новых, более эффективных чугунов.

Чугуны со структурой, состоящей из цементитных карбидов и перлитной основы типа ОИ-1, несмотря на дешевизну, мало пригодны для современного оборудования из-за низкой износостойкости этих сплавов.

Таблица 9.1

## Химический состав, мас. %, микроструктура и области применения износостойких белых чугунов

Чугун	C	Cr	Si	Mn	Ni	S	P		Другие элементы
							не более		
Перлитный	2,8–3,5	≤ 1,0	≤ 1,0	≤ 1,0	–	0,1	0,1	0,1	–
Перлитный ОИ-1	2,5–3,0	–	1,2–1,8	До 1,0	–	0,1	0,1	0,1	0,3–0,5 В
Перлитный ОИ-3	2,5–3,0	–	0,7–1,5	0,5–1,0	–	0,1	0,1	0,1	0,3–0,5 В 0,7–0,9 Ti
Перлитный ОИ-4	2,5–3,0	–	0,7–1,5	0,5–1,0	–	0,1	0,1	0,1	0,7–1,0 Ti
Хромистый ИЧХЗТД	2,6–3,6	2,0–3,0	0,7–1,5	0,5–1,0	До 0,5	0,05	0,1	0,1	0,7–1,0 Ti 0,5–0,8 Cu
Хромомарганцевый ИЧХГ7Д	3,0–3,8	3,0–5,0	1,4–1,8	6,0–8,0	До 0,5	0,05	0,1	0,1	До 0,7 Cu
Мартенситный нихард	2,7–3,6	1,5–2,6	0,4–0,7	0,4–0,7	3,0–5,0	0,15	0,3	0,3	–
Нихард с медью	2,7–3,6	2,0	0,4–0,7	0,4–0,7	< 3,5	0,15	0,3	0,3	< 1,5 Cu
Слав 3-2-1	3,3–3,65	1,0–2,0	0,25–0,6	0,5–0,8	1,5–3,25	0,15	0,3	0,3	0,4–1,1 Mo
Нихард-4	2,8–3,2	7,5–9,0	1,5–2,0	0,4–0,6	5,5–6,5	0,1	0,06	0,06	–
Высокохромистый ИЧ260Х17НЗГ3	2,4–2,8	14–22	0,5–0,7	1,3–3,5	1,8–3,5	0,1	0,1	0,1	–
Высокохромистый 15 % Cr–Mo	2,0–3,3	14,0–18,0	1,5 max	2,0 max	2,5 max	0,06	0,1	0,1	Mo 3,0 max Cu 1,2 max
Высокохромистый ИЧХ290Х12М	2,6–3,0	11,5–18,0	≤ 0,7	0,5–1,0	–	0,06	0,1	0,1	1,4–1,6 Mo
Высокохромистый ИЧ290Х12ГЗМ	2,5–3,2	12–15	0,4–0,7	3,4–3,9	–	0,06	1,0	1,0	0,5–0,8 Mo

Высокохромистый ИЧ290Х12Г5	2,6–3,0	11–18	≤ 0,7	4,5–5,2	–	0,06	0,1	–
Высокохромистый ИЧ300Х16МТ	2,8–3,2	15–18	До 1,0	До 1,0	–	0,08	0,08	1,0–1,5 Мо 0,5–1,0 Ti
Высокохромистый Х-34	1,5–2,2	32,0–36,0	1,3–1,7	0,5–0,8	–	0,1	0,1	–
Высокохромистый сормайт	2,3–3,5	28,0–35,0	2,5–3,5	1,0–1,5	3,0–5,0	–	–	–
Высокохромистый мартенситный	2,25–2,85	24,0–30,0	0,5–1,0	0,5–1,25	–	–	–	1,0 Мо
Высокохромистый ИЧ280Х28Н2(СС)	2,7–3,0	28,0–30,0	0,7–1,4	0,5–0,8	1,5–3,0	0,08	0,1	–
Высокохромистый ИЧ280Х28Н2М2	2,6–3,0	28,0–30,0	0,4–0,8	0,4–1,0	1,5–3,0	0,05	0,1	1,8–2,2 Мо
Высокохромистый ИЧ200Х33Н3	1,7–2,2	32,0–34,0	0,7–1,3	До 0,5	3,0–3,2	0,05	0,05	–
Высокохромистый ИЧ300Х33Н3	2,8–3,2	32,0–34,0	0,7–1,3	До 0,5	3,0–3,2	0,05	0,05	–
Ванадиевый с аусте- нитной основой (Япония)	1,5–4,8	< 7,0	< 7,0	5,0–17,0	8,0	–	–	2,0–15,0 V < 7,0 Мо < 3,0 Ti < 0,2 N <sub>2</sub>
Ванадиевый с мартен- ситной основой (Япония)	1,5–4,8	–	–	–	–	–	–	2,0–15,0 V



Продолжение табл. 9.1

Чугун	Термообработка	HRC	Микроструктура	Область применения	Источник
Перлитный	—	36—42	Карбиды $Fe_3C$ +перлит	Проевшающие поверхно- сти классификаторов, ло- патки дробометных ма- шин и др.	[87]
Перлитный ОИ-1	—	49—51	Карбиды $Fe_3C$ +пер- лит+феррит+бо- риды	Детали энергетического оборудования тепловых электростанций (лопатки, диски, брони дымососов и др.)	[62]
Перлитный ОИ-3	—	41—49	Карбиды $Fe_3C$ +сорбито- образный перлит	То же	[62]
Перлитный ОИ-4	—	45	Карбиды $Fe_3C$ +перлит	— " —	[62]
Хромистый ИЧХЗТД	3-ч отпуск при 220 °С	49—60	—	Детали, работающие в условиях абразивного из- носа	РТМ 28—61*
Хромомарганцевый ИЧХ4Г7Д	3-ч отпуск при 200 °С	46—49	—	То же	РТМ 28—61*
Мартенситный нихард	3-ч отпуск при 230 °С	50—62	Карбиды (Fe, Cr) <sub>3</sub> C+ аустенит + мартенсит	Мелющие тела, детали классификаторов и шла- мовых насосов, валки для размола угля, бронеплиты (футеровки) шаровых мельниц и др.	[11, 47, 84, 86, 129]
	Закалка от 860—880 °С на воздухе, отпуск при 230 °С	56	Карбиды (Fe, Cr) <sub>3</sub> C + мартен- сит + аустенит		



Нихард с медью	3-ч отпуск при 230 °С	—	То же	То же	[126]
Сплав 3-2-1	отпуск при 230 °С	55–62	— " —	— " —	[86]
Нихард-4	Без термообработки	50	Карбиды (Сг, Fe) <sub>7</sub> С <sub>3</sub> и (Fe, Сг) <sub>3</sub> С + мартенсит + аустенит	Шламовые насосы, импеллеры, мешалки для глины, улитки вентиляторов и колена трубопроводов, шары и бронеплиты мельниц	[47, 126]
	Нагрев до 750 °С, выдержка 8 ч, охлаждение на воздухе	54–62			
Высокохромистый ИЧ260Х17НЗГЗ	Отпуск при 600 °С	42–51	Карбиды (Сг, Fe) <sub>7</sub> С <sub>3</sub> + аустенит + троостосорбит	Детали углесосов и центрифуг	[25, 29]
Высокохромистый 15 % Сг–Мо	Закалка от 950–1070 °С на воздухе, отпуск при 230 °С	60–65	Карбиды (Сг, Fe) <sub>7</sub> С <sub>3</sub> + мартенсит + аустенит с точечными карбидами	Детали шламовых насосов, колодки спиральных классификаторов, бронеплиты (фугеровки) размольных мельниц. Детали со стенками толщиной до 125 мм	[85, 87, 88, 123]
Высокохромистый ИЧХ290Х12М	Закалка от 930 °С на воздухе, 2-ч отпуск при 200 °С	61–63	То же	Детали шламовых насосов, гидроклонов и другие детали со стенками толщиной до 30 мм	[25, 29]

Окончание табл. 9.1

Чугун	Термообработка	HRC	Микроструктура	Область применения	Источник
Высокохромистый ИЧ290Х12ГМ	Закалка от 820–920 °С на воздухе, 2-ч отпуск при 200 °С	61–63	Карбиды (Сr, Fe) <sub>7</sub> С <sub>3</sub> + мар- тенсит + аусте- нит с точечными карбидами	Детали шламовых насо- сов, гидрокiclонов, клас- сификаторов, флотома- шин, бронеплиты мель- ниц, валки и плиты сред- неходных мельниц и др. Детали со стенками тол- щиной до 150 мм	[70, 138]
Высокохромистый ИЧ290Х12Г5	То же	59–62	То же	Детали шламовых насо- сов, колена пульповодов, бронеплиты рудопусков и шаровых мельниц и другие детали со стенками толщиной до 90 мм	[68]
Высокохромистый ИЧ300Х16МТ	Закалка от 1050 °С на возду- хе, 3-ч отпуск при 400–500 °С	60–61	– " –	Детали шламовых насосов	[16, 54]
Высокохромистый Х-34	Без термообра- ботки	24–26	Карбиды (Сr, Fe) <sub>7</sub> С <sub>3</sub> и (Сr, Fe) <sub>4</sub> С + феррит	Лопасти бетономешалок, детали насосов и др.	[42]
Высокохромистый сормайт	То же	47–52	–	Быстроизнашивающиеся детали машин	[44]
Высокохромистый мартенситный	– " –	57	Карбиды (Сr, Fe) <sub>7</sub> С <sub>3</sub> и (Сr, Fe) <sub>4</sub> С + мар- тенсит + аусте- нит	Просеивающие поверхно- сти классификаторов и др.	[85, 87]



Высокохромистый ИЧ280Х28Н2(СС)	3-ч отпуск при 560 °С	47—55	Карбиды (Сг, Fe) <sub>7</sub> C <sub>3</sub> и (Сг, Fe) <sub>4</sub> C + аусте- нит + феррит + точечные карби- ды	Детали классификаторов, шламовых насосов, фло- томашин и др.	РТМ 28—61*
Высокохромистый ИЧ280Х28Н2М2	То же	55—60	То же	То же	То же
Высокохромистый ИЧ200Х33Н3	Без термообра- ботки	56	—	Детали, работающие в ус- ловиях абразивного изно- са, шламовые насосы и др., подвергающиеся ме- ханической обработке	[90]
Высокохромистый ИЧ300Х33Н3	То же	62	—	Детали, работающие в ус- ловиях абразивного изно- са, необрабатываемые ре- занием	[66, 90]
Ванадиевый с аустенитной основой (Япония)	Закалка от 1100 °С в масле	30—32	Карбиды вана- дия VC + аусте- нит	Била для дробления угля, пескоструйные сопла и другие детали, работаю- щие в условиях износа, сопровождаемого ударами	—
Ванадиевый с мар- тенситной основой (Япония)	Закалка от 820 °С в масле	62—64	Карбиды вана- дия VC + мар- тенит	То же	—

\* Гидромашинны, перекачивающие абразивные смеси. Применение износостойких сплавов для быстроизнашивающихся де-  
талей РТМ 28—61.

Для деталей сельскохозяйственных машин, работающих в условиях износа, в работе [75] рекомендуется использовать аустенитный марганцовистый чугун. В [108] исследовали низкоуглеродистый чугун с содержанием хрома около 6 %, который дополнительно легировали молибденом (до 3 %) и вольфрамом (до 10 %). При легировании марганцем до 5 % твердость и износостойкость увеличивались. При вводе ванадия твердость незначительно уменьшалась, а износостойкость увеличилась на 25 %. При легировании молибденом и вольфрамом твердость и износостойкость сплава в литом состоянии вначале увеличивается. Авторы [108] отмечают, что максимальные твердость и износостойкость наблюдались при содержании 1–2 % Mn, 2,5 % W и 1–2 % V. Низкотемпературный отпуск снижает твердость и износостойкость этих чугунов.

В американском стандарте "Износостойкие чугуны" A532/A532M–93a просто отмечается, что элементарные и низколегированные белые чугуны, состоящие из значительного количества карбидов железа и перлита, специально исключены из этого стандарта. Подобные замечания вытекают из понимания, что долговременная и надежная работа сложного, дорогого и высокопроизводительного оборудования оправдывает применение более дорогих, но высокоизносостойких легированных чугунов. Именно в этой связи началось применение чугуна нихард, содержащего 7–11 % Cr, что позволило обеспечить более высокую износостойкость по сравнению с чугунами нихард, содержащими 2–4 % Cr и имеющими цементитную структуру карбидов.

Китайскими исследователями [48, 49] утверждается, что шары для размольных мельниц предпочтительнее изготавливать из чугуна, содержащего средние количества хрома и кремния, чем из высокохромистых (15 % Cr) чугунов. В [48] сообщается, что Cr–Si чугуны по сравнению с высокохромистыми обладают более высокой сопротивляемостью усталостному разрушению и большей стойкостью к ударному износу. В [49] отмечается, что низкохромистые чугуны дешевы, но мало прочны и хрупки. Есть два пути решения этой проблемы: первый – применение чугунов с содержанием хрома более 13 % и второй – изменение механизма образования карбидов в чугунах с содержанием до 8 % Cr и до 4,5 % Si, превращая эти карбиды в изолированные и более тонкие. Исследовалось [49] влияние содержаний кремния (0,723–4,5 %) и хрома (2,0–8,0 %) на микроструктуру. Утверждается, что увеличение количества кремния и хрома приводит к изменению морфологии – от непрерывной сетки карбидов к изолированным и более тонким. Твердость карбидов и матрицы увеличива-

ется с увеличением количества хрома и кремния. Структура состоит из смеси карбидов  $Fe_3C$  и  $Cr_7C_3$ . Твердость матрицы – свыше  $HV 400$ ; при содержании кремния свыше 3 % прочность на удар падает. Когда содержание хрома достигает 5 %, сопротивление ударному износу у этих чугунов сравнимо с таковым у традиционных высокохромистых чугунов [49].

Трудно оценивать справедливость утверждения авторов работ [48, 49] о сравнимости сопротивления ударному износу низкохромистых чугунов (5 % Cr и 3 % Si) и традиционных высокохромистых чугунов в такой специфической области, в которой работают шары размольных мельниц. Однако не вызывает сомнений, что для деталей типа рабочих колес, броней течек и т.п., работающих в условиях абразивного износа типа микрорезания, такие чугуны менее эффективны, чем высокохромистые. Наличие в чугунах (5 % Cr и 3 % Si) карбидов цементитного типа  $Fe_3C$  и матрицы твердостью около  $HV 400$  предопределяет их более низкую износостойкость по сравнению с высокохромистыми чугунами в этих условиях работы.

Высокохромистые чугуны ИЧ290Х12М, ИЧ300Х16МТ, обладающие высокой износостойкостью и хорошей обрабатываемостью (после отжига), но малой прокаливаемостью, могут применяться только для тонкостенных деталей с большим объемом мехобработки. Высокохромистый чугун ИЧ260Х17Н3ГЗ при обычно применяемом составе (17 % Cr, 3 % Ni и 3 % Mn) обладает стабильной аустенитной основой, приводящей к относительно невысокой износостойкости в условиях износа типа микрорезания и плохой обрабатываемости резанием. Высокохромистый чугун Х-34 обладает хорошей коррозионной стойкостью в пульпах, содержащих серу и другие элементы, однако мягкая ферритная структура металлической основы сплава, твердость которого 24–26  $HRC$ , предопределяет его низкую стойкость из-за износа твердыми частицами пульпы.

Сравнительно широкое применение в СССР, России нашел чугун ИЧ290Х28Н2, несмотря на то, что он уступает по износостойкости и обрабатываемости таким сплавам, как 15 % Cr–Mo, ИЧ290Х18ГЗ. Однако чугун ИЧ290Х28Н2 обладает более высокой коррозионной стойкостью и меньшей склонностью к образованию холодных трещин, чем упомянутые сплавы, что определило широкое распространение чугуна ИЧ290Х28Н2.

При точном знании условий эксплуатации (абразивной, коррозионной составляющих) целесообразно применение специализированных чугунов, которые обладают более высокой стойкостью в этих областях.

## Химический состав по стандарту

Класс	Группа	Маркировка	C	Mn	Si	Ni
I	A	Ni–Cr–Hc	2,8–3,6	2,0 max	0,8 max	3,3–5,0
I	B	Ni–Cr–Lc	2,4–3,0	2,0 max	0,8 max	3,3–5,0
I	C	Ni–Cr–GB	2,5–3,7	2,0 max	0,8 max	4,0 max
I	D	Ni–HiCr	2,5–3,6	2,0 max	2,0 max	4,5–7,0
I	A	12 % Cr	2,0–3,3	2,0 max	1,5 max	2,5 max
I	B	15 % Cr–Mo	2,0–3,3	2,0 max	1,5 max	2,5 max
I	D	20 % Cr–Mo	2,0–3,3	2,0 max	1,0–2,2	2,5 max
II	A	25 % Cr	2,0–3,3	2,0 max	1,5 max	2,5 max

Примечание. Hc – сплав с высоким, Lc – с низким содержанием

Отмечается [119], что высоколегированные белые чугуны можно разделить на несколько классов: хромоникелевые (2,0–11,0% Cr и 4,0–7,0 % Ni), хромомолибденовые (11,0–23, 0% Cr и до 3 % Mo), высокохромистые (23–30 % Cr) и специальные белые чугуны. Эти чугуны имеют твердость *HB* 750 и мартенситную матрицу, которая получается при термообработке.

Американская практика использования промышленных белых износостойких чугунов определяется стандартом ASTM-A532/A532M–93a (табл. 9.2).

Т. Норман [88] отмечает, что износостойкий чугун 15 % Cr–Mo, содержащий 3,3–3,6 % углерода после полной закалки имеет самую высокую стойкость к абразивному износу по сравнению с другими чугунами. Однако толстостенные отливки из этого чугуна в результате закалки не получают полной мартенситной структуры, так как из-за высокого содержания углерода образуется перлит. В этой же работе [88] отмечается, что исследования в научно-исследовательской лаборатории фирмы "Клаймэкс" показали, что молибден, никель и марганец в сочетании или отдельно можно применять для устранения образования перлита при закалке толстостенных деталей из высокохромистого чугуна. Однако никель, марганец и, в меньшей степени, медь

Таблица 9.2

## ASTM-A532/A532M-93a

Cr	Mo	Cu	P	S
			не более	
1,4–4,0	1,0 max	–	0,3	0,15
1,4–4,0	1,0 max	–	0,3	0,15
1,0–2,0	1,0 max	–	0,3	0,15
7,0–11,0	1,5 max	–	0,1	0,15
11,0–14,0	3,0 max	1,2 max	0,10	0,06
14,0–18,0	3,0 max	1,2 max	0,10	0,06
18,0–23,0	3,0 max	1,2 max	0,10	0,06
23,0–30,0	3,0 max	1,2 max	0,10	0,06

углерода.

стабилизируют аустенит в структуре закаленных чугунов. Остаточный аустенит понижает абразивную стойкость чугунов, поэтому следует ограничивать содержание никеля, марганца и меди в этих сплавах.

В [88] отмечается, что введение в чугун 1,5–2,0 % Мо и 1 % Си приводит к более успешному подавлению образования перлита при закалке, чем только при добавке 3 % Мо. Такие сплавы широко применяются для изготовления футеровочных плит шаровых, стержневых и автогенных (самоизмельчения) мельниц и других деталей. По-видимому, эти исследования привели к появлению в стандарте ASTM-A532/A532M-93a (см. табл. 9.2) составов, содержащих марганец, никель, медь и молибден.

В Англии используют износостойкие чугуны, аналогичные применяемым в США, но более дифференцированные по содержанию углерода. В табл. 9.3 приводятся сведения о стандарте BSEEN 12513:2000, Англия, по данным фирмы T.H.Dick & Co.Ltd.

В СССР не было специального стандарта (ГОСТ) на белые износостойкие чугуны. Сведения о таких сплавах были включены в ГОСТ 7769-82 [139], регламентирующий химический состав и механические свойства легированного чугуна со специальными свойствами (табл. 9.4). Составители этого ГОСТа без должного критического



## Марки и химический состав, мас. %,

Чугун		$HV_{\min}$	C	Si	Mn
маркировка	номер				
EN-GJN-Hv350	EN-JN2019	350	2,4–2,9	0,4–1,5	0,2–1,0
EN-GJN-Hv520	EN-JN2029	520	2,5–3,0	≤ 0,8	≤ 0,8
EN-GJN-Hv550	EN-JN2039	550	3,0–3,5	≤ 0,8	≤ 0,8
EN-GJN-Hv600	EN-JN2049	600	2,5–3,5	1,5–2,5	0,3–0,8
EN-GJN-Hv600 (XCr11)	EN-JN3019	600	1,8–2,4 2,4–3,2 3,2–3,6	≤ 1,0	0,5–1,5
EN-GJN-Hv600 (XCr14)	EN-JN3029	600	1,8–2,4 2,4–3,2 3,2–3,6	≤ 1,0	0,5–1,5
EN-GJN-Hv600 (XCr18)	EN-JN3039	600	1,8–2,4 2,4–3,2 3,2–3,6	≤ 1,0	0,5–1,5
EN-GJN-Hv600	EN-JN3049	600	1,8–2,4 2,4–3,2 3,2–3,6	≤ 1,0	0,5–1,5

отбора включили в этот стандарт ряд малоизносостойких чугунов и, в то же время, не включили более эффективные марки таких чугунов, как, например, ИЧ290Х28Н2, ИЧ290Х18ГЗ, ИЧ210Х30ГЗ и др.

Предлагаемые в ГОСТ 7769–82 чугуны типа ЧХЗ, ЧХЗТ обладают низкой твердостью и малоизносостойки. Применение в чугуне КЧХ28Д2 1,5–2,0 % Si нецелесообразно из-за предельной растворимости этого элемента не более 1%. Остальная медь будет уменьшать износостойкость сплава из-за содержания в структуре островков меди, имеющих малую твердость. Завышение содержания кремния (иногда до 3,8 %) во многих чугунах приводит к снижению их твердости и износостойкости из-за образования ферритной, феррито-перлитной или перлитной матрицы. Понимание влияния кремния на

Таблица 9.3

**износостойких чугунов (Англия)**

P, ≤	S, ≤	Ni	Cr	Mo, ≤	Cu, ≤
–	–	–	≤ 2,0	–	–
0,10	0,10	3,0–5,5	1,5–3,0	–	–
0,10	0,10	3,0–5,5	1,5–3,0	–	–
0,08	0,08	4,5–6,5	8,0–10,0	–	–
0,08	0,08	≤ 2,0	11,0–14,0	3,0	1,2
0,08	0,08	≤ 2,0	14,0–18,0	3,0	1,2
0,08	0,08	≤ 2,0	18,0–23,0	3,0	1,2
0,08	0,08	≤ 2,0	23,0–28,0	3,0	1,2

структурообразование привело к ограничению его содержания во всех стандартах (см. табл. 9.2, 9.3).

В [29, 88] показано отрицательное влияние повышенного содержания кремния на твердость и износостойкость белых чугунов.

В [136] приведены данные, что в высокохромистом чугуне (2,0–2,25 % С, 30 % Cr, 3 % Mn) увеличение содержания кремния с 0,75 % до 2,18 % снижает твердость этого чугуна после закалки с *HRC* 57 до *HRC* 36.

Исследования [29] показали, что для улучшения прокаливаемости и, следовательно, получения твердой, прочной структуры металлической основы содержание кремния в износостойких чугунах не должно превышать 1 %.

## Химический состав и твердость износостойких

Чугун	C	Si	Mn	Cr
ЧХЗ	3,0–3,8	2,8–3,8	1,0	2,0–3,0
ЧХЗТ	2,6–3,6	0,7–1,5	1,0	2,0–3,0
ЧХ9Н5	2,8–3,6	1,2–2,0	0,5–1,5	8,0–9,5
ЧХ16	1,6–2,4	1,5–2,2	1,0	13,0–19,0
ЧХ16М2	2,4–3,6	0,5–1,5	1,5–2,5	13,0–19,0
ЧХ22	2,4–3,6	0,2–1,0	1,5–2,5	19,0–25,0
ЧХ22С	0,6–1,0	3,0–4,0	1,0	19,0–25,0
ЧХ28	0,5–1,6	0,5–1,5	1,0	25–30
ЧХ28Д2	2,2–3,0	0,5–1,5	1,5–2,5	25–30
ЧХ32	1,6–3,2	1,5–2,5	1,0	30–34
ЧХМДШ	3,0–3,6	2,0–2,8	0,6	0,2–0,4
ЧГ7Х4	3,0–3,8	1,4–2,0	6,0–8,0	3,0–5,0
ЧН4Х2	2,8–3,6	0,0–1,0	0,8–1,3	0,8–2,5

В [139] приведены данные ГОСТ 7769–82, Приложение 1.39 "Основные эксплуатационные свойства и область применения легированных чугунов". Некоторые рекомендации этого приложения необоснованны и вредны для применения.

Так, например, чугуны ЧХ28 и ЧХ32 характеризуются как имеющие высокое сопротивление износу, и из них рекомендуется изготавливать сопла для пескоструйных аппаратов и другие детали, подверженные абразивному износу. Дорогие высоколегированные (28–34 % Cr) чугуны, имеющие твердость *НВ* 200–350 и ферритную основу, явно непригодны в качестве износостойких, а значительно менее легированные (12–18 % Cr) и более дешевые чугуны обладают износостойкостью, в четыре-пять раз превышающей стойкость чугунов ЧХ28 и ЧХ32, которая мало отличается по износостойкости от углеродистых сталей.

Таблица 9.4

## чугунов по ГОСТ 7769–82

Ni	Cu	Mo, (V)	Ti	P	S	Твердость HB
				не более		
–	–	–	–	0,3	0,12	228–364
–	0,5–0,8	–	–	0,3	0,12	440–590
4,0–6,0	–	0–0,4	–	0,06	0,10	490–610
–	–	–	–	0,1	0,05	400–450
–	1,0–1,5	0,5–2,0	–	0,1	0,05	490–610
–	–	(0,15–0,35)	0,15–0,35	0,1	0,08	330–610
–	–	–	–	0,1	0,08	215–340
–	–	–	–	0,1	0,08	215–270
0,4–0,8	1,5–2,5	–	–	0,1	0,08	390–640
–	–	–	0,1–0,3	0,1	0,08	245–340
0,6–1,0	0,5–0,8	0,2–0,6	–	0,08	0,03	400–650
–	–	–	–	0,1	0,05	390–450
3,5–5,0	–	–	–	0,3	0,15	400–650

В институте ВНИИПТУглемаш в течение многих лет автором и его сотр. проводились работы по исследованию существующих и разработке новых износостойких белых чугунов.

Химический состав исследованных промышленных чугунов приведен в табл. 9.5. Изучались чугуны, получившие наибольшее распространение в России и за рубежом.

Результаты изучения эксплуатационных и технологических свойств промышленных марок белых износостойких чугунов приведены в табл. 9.6. Эти сплавы сравниваются с рядом сталей и твердым сплавом ВК-8.

При разработке чугунов новых марок ставилась задача создания специализированных сплавов для работы в условиях преимущественно нейтральных или абразивно-коррозионных сред. Универсальные сплавы, как, например чугун ИЧ290Х30Н2, имеют в 1,5 раза более

## Химический состав, мас. %, промышленных марок

Чугун	C	Cr	Si	Mn
Нихард 2	2,7–3,2	1,5–2,5	0,3–0,5	0,3–0,7
15 % Cr–Mo	2,0–3,3	14,0–18,0	≤ 1,5	≤ 2,0
ИЧ290Х12М	2,6–3,0	11,5–13,0	до 0,7	0,5–1,0
ИЧ290Х18Г2	2,7–3,0	17,0–19,0	0,5–0,8	2,5–3,1
ИЧ300Х18Г3	2,8–3,1	17,0–21,0	0,5–0,8	3,2–4,0
ИЧ290Х12Г5	2,6–3,0	12,0–14,0	0,5–0,9	4,5–5,2
ИЧ290Х30Н2	2,7–3,0	28,0–30,0	0,7–1,4	0,5–0,8
ИЧХ190Х30Г3	1,85–2,15	30,0–33,0	0,5–0,9	2,8–3,5
ИЧ210Х30Г3	2,05–2,35	30,0–33,0	0,5–0,9	2,8–3,5
ИЧ210Х12Г5	1,9–2,3	11,0–14,0	0,4–1,0	4,5–5,6

низкую износостойкость в нейтральных абразивных средах в сравнении с чугуном ИЧ290Х18Г2 и 15 % Cr–Mo и более чем в три раза уступают чугуны ИЧ210Х30Г3 в абразивно-коррозионных средах (табл. 9.6).

При выборе сплава для конкретной детали, работающей в определенных условиях, необходимо учитывать эксплуатационные и технологические характеристики этого сплава: износостойкость в нейтральных и коррозионных средах, механические свойства, склонность к образованию трещин, прокаливаемость, обрабатываемость резанием – для деталей, подвергающихся механической обработке.

Практически все исследованные белые чугуны обладают линейной ( $\approx 2\%$ ) и объемной ( $\approx 8\%$ ) усадкой. Эти сплавы сравнительно хорошо жидкотекучи, что позволяет отливать детали со стенками толщиной до 4 мм.

Как правило, отливки из белых чугунов закаляются на воздухе для получения максимальной износостойкости. Поэтому прокаливаем-

Таблица 9.5

**белых износостойких чугунов**

Ni	S	P	Другие элементы
	не более		
3,5–4,5	0,15	0,30	–
≤ 2,5	0,10	0,06	≤ 3,0 Mo, ≤ 1,2 Cu
–	0,06	0,10	1,4–1,6 Mo
–	0,06	0,10	0,05–0,1 Zr
–	0,06	0,1	0,05–0,1 Zr
–	0,06	0,1	–
1,5–3,0	0,06	0,10	–
–	0,06	0,10	0,05–0,1 Zr 0,05–0,1 Ti
–	0,06	0,10	0,05–0,1 Zr 0,05–0,1 Ti
–	0,06	0,10	–

мость является важной характеристикой белого чугуна. Она не только определяет возможность получения мартенситной структуры в детали необходимой толщины, но и является технологическим показателем возможности охлаждения на воздухе больших садок деталей, что упрощает процесс закалки.

Данные табл. 9.6 позволяют выбрать марку чугуна для деталей, работающих в определенных условиях эксплуатации.

Для условий эксплуатации в абразивных нейтральных средах деталей типа рабочих колес насосов, которые необходимо механически обрабатывать, хорош чугун ИЧ290Х18Г2, имеющий после отжига твердость *HRC* 35–39 и перлитную матрицу. Этот сплав после отжига сравнительно хорошо поддается точению и фрезерованию, обладает прокаливаемостью до 200 мм и сравнительно хорошими литейными свойствами, не уступает чугуну 15 % Cr–Mo по всем характеристикам, но более экономичен, так как не содержит дорогих молибдена и никеля.

Таблица 9.6

## Эксплуатационные и технологические характеристики промышленных марок белых износостойких чугунов

Сплав	HRC плиты толщиной, мм				Проклаиваемость, толщина, мм ≤	Коэффициент износостойкости		
	3	100	200	350		K <sub>1</sub>	K <sub>2</sub>	K <sub>3</sub>
Нихард-2	50–53	–	–	–		5,3	–	1,2
15 % Ст–Мо	62–65	–	–	–	180	11,0	–	–
ИЧ290Х12М	61–63	–	–	–	50	10,6	1,1	1,7
ИЧ290Х18Г2	62–63	–	62	59	200	11,0	–	–
ИЧ290Х18Г3	62	60,5	61,8	60,1	350	11,0	–	–
ИЧ290Х12Г5	54–60	60,0	61,0	60,0	400	7,0	1,2	–
ИЧ290Х30Н2	49–51	–	–	–	–	6,7	1,9	6,5
ИЧ210Х30Г3	53–58	–	54	–	–	6,9	6,2	14,0
ИЧ210Х12Г5	60–61	–	–	60	400	5,6	0,9	–
ВК-8	87,5	–	–	–	–	19,0	–	2,6
Ст.45	40–50	–	–	–	–	2,0–2,2	1,86	1,2
110Г13Л	163 HB	–	–	–	–	1,65	0,8	–
Сталь 20 (эталон)	121–143 HB	–	–	–	–	1,0	1,0	1,0

Сплав	Склонность к образованию трещин		Механические свойства, Н/мм <sup>2</sup>		Скорость резания при стойкости реза м/мин <sup>*2</sup>	Коэффициент скорости резания
	горячих	холодных	$\sigma_b$	$\sigma_{изг}$		
Нихард-2	Высокая	—	26,6	590	8,0	1,1
15 % Ст-Мо	—	Средняя <sup>*1</sup>	42,9	730	31,6	4,3
ИЧ290Х12М	Средняя	Средняя	41,0	740	33,3	4,5
ИЧ290Х18Г2	Средняя <sup>*1</sup>	Средняя <sup>*1</sup>	—	—	—	3,5 <sup>*1</sup>
ИЧ290Х18Г3	Средняя <sup>*1</sup>	Средняя <sup>*1</sup>	—	—	—	—
ИЧ290Х12Г5	—	Высокая	—	700	—	—
ИЧ290Х30Н2	Низкая	Низкая	40,7	610–658	7,4	1,0
ИЧ210Х30Г3	Низкая <sup>*1</sup>	Низкая	—	595–700	—	4,0
ИЧ210Х12Г5	—	—	—	900	—	—
ВК-8	—	—	—	1620	—	—
Ст.45	—	—	60	—	—	—
110Г13Л	—	—	70–100	—	—	—
Сталь 20 (эталон)	—	—	42	—	—	—

Примечание.  $K_1$  – абразивный износ,  $K_2$  – абразивно-коррозионный износ,  $K_3$  – абразивно-коррозионный износ в угле марки А.

<sup>\*1</sup> Расчетные данные. <sup>\*2</sup>  $t = 2$  мм;  $S = 0,29$  мм/об



При работе в нейтральных абразивных средах деталей большей толщины, не требующих механической обработки, применяется чугун ИЧ290Х18ГЗ с более высоким содержанием марганца. Из этого сплава изготавливают брони шаровых и стержневых мельниц, течек и др. Сплав отличается высокой износостойкостью и прокаливаемостью, достигающей толщины 400 мм. Высокая прокаливаемость чугуна ИЧ290Х18ГЗ позволяет надежно закаливать на воздухе большие садки отливок, упрощает процесс термообработки, обеспечивает получение мартенситной структуры в толстостенных отливках.

В [88] отмечена более высокая прокаливаемость чугунов типа 15 % Cr–Mo и 20 % Cr–Mo, содержащих дополнительно 1 % Si, по сравнению с чугуном 15 % Cr–Mo; в этой работе не приводятся конкретные данные о прокаливаемости. Отсутствие в чугуне ИЧ290Х18ГЗ дорогих никеля и молибдена, хорошие эксплуатационные и технологические свойства привели к широкому применению этого сплава.

Высокохромистые чугуны ИЧ190Х30ГЗ и ИЧ210Х30ГЗ были созданы для работы в условиях абразивно-коррозионного воздействия, которому подвержено оборудование для размола и обогащения угля и руд цветных металлов. Эти чугуны в условиях износа в нейтральных средах менее стойки, чем чугуны, содержащие 12–18 % Cr, но значительно превосходят их в условиях абразивно-коррозионного воздействия.

Так, чугун ИЧ210Х30ГЗ (см. табл. 9.6) при испытании в песчаной пульпе, pH 4 ( $K_2$ ) показал стойкость, в шесть раз превышающую стойкость чугуна ИЧ290Х12М, а при испытании в угольной пульпе ( $K_3$ ) это преимущество достигло восьми раз. Из табл. 9.6 видно, что чугун ИЧ210Х30ГЗ в абразивно-коррозионных средах в два-три раза более стоек, чем широко распространенный чугун ИЧ290Х30Н2. Лучшая обрабатываемость резанием и отсутствие никеля в чугуне ИЧ210Х30ГЗ дает этому сплаву дополнительные преимущества перед чугуном ИЧ290Х30Н2.

Для деталей с более значительным коррозионным воздействием применяется чугун ИЧ190Х30ГЗ с меньшим содержанием углерода, чем у чугуна ИЧ210Х30ГЗ.

Снижение содержания углерода в чугуне ИЧ190Х30ГЗ повышает коррозионную стойкость и обрабатываемость резанием этого сплава. В литом состоянии в деталях из чугуна ИЧ210Х30ГЗ можно обычным инструментом нарезать резьбу, долбить шпоночные пазы (рис. 6.24), что практически невозможно сделать в отливках из чугунов ИЧ290Х30Н2 и нихард. После мехобработки детали из этого чугуна проходят закалку на воздухе.

Приведенные в табл. 9.6 величины прочности на изгиб белых чугунов занижены. Это связано с тем, что определение прочности проводилось на стандартных образцах для серого чугуна, которые имели длину 340 мм и диаметр 30 мм.

Определение прочности на изгиб высокохромистых (30 % Cr) чугунов на механически обработанных образцах, вырезанных из стандартной клиновой пробы, дало увеличение этого показателя более чем в 1,8 раза (см. табл. 3.4).

### 9.3. ЭКОНОМИЧЕСКАЯ ЭФФЕКТИВНОСТЬ

При выборе того или иного материала для конкретной детали требуется учет большого комплекса свойств материала — как эксплуатационных, так и технологических. Предпочтение отдается тому материалу, использование которого будет наиболее экономично, с учетом всех затрат при изготовлении и эксплуатации детали. Разумеется, что уровень надежности работы детали должен учитываться при определении экономической эффективности в эксплуатации.

В затраты на эксплуатацию детали входят стоимость детали, затраты на замену детали или ее ремонт, убытки от простоев, связанные с выходом из строя этой детали.

К сожалению, у нас нет достоверных данных об убытках и недополучении прибыли от простоев оборудования, но они значительны, иногда во много раз превосходят затраты на стоимость деталей и их замену. Так, по данным [67], простой в течение часа драглайна с ковшом емкостью 80 м<sup>3</sup> обходится в 70 тыс. канадских долларов, а стоимость ремонта и заменяемых деталей — не более 2 тыс. долл. Эффективность применения разных материалов в условиях абразивного изнашивания можно определить по формуле

$$\mathcal{E}_o = C_{20Л} K / C_m ,$$

где  $\mathcal{E}_o$  — показатель относительной эффективности;  $C_{20Л}$  — стоимость 1 т деталей из стали 20Л;  $C_m$  — относительная стоимость 1 т деталей из сравниваемого материала;  $K$  — коэффициент относительной износостойкости сравниваемого материала.

Приведенные в табл. 9.7 данные позволяют оценить эффективность применения разных материалов и целесообразность их применения при малых углах атаки, но при больших скоростях потока ( $K_2$ ), а также при больших углах атаки ( $K_3$ ).

Таблица 9.7

**Износостойкость, прочность и относительная эффективность эксплуатации белых чугунов в сравнении с другими материалами [29]**

Материал	$HV$	$\rho$ , г/см <sup>3</sup>	$\sigma_{\text{вп}}$ Н/мм <sup>2</sup>	$\sigma_{\text{изг}}$ Н/мм <sup>2</sup>	$K_1$	$K_2$	$K_3$	$C_{\text{м}}$	$\Xi_{\text{в}}$
Сталь:									
20Л (эталон)	120–143	7,85	420	–	1,0	1,0	1,0	1,00	1,00
40ХЛ	187	7,85	850	–	1,4	–	–	1,04	1,35
40ХЛ	587	7,85	–	–	2,0	–	–	1,05	1,90
110Г13Л	163	7,85	550	–	1,6	–	–	1,14	1,40
СЧ18-36	170	7,16	180	360	0,8	1,1	0,68	0,79	1,01
Чугун с шаровидным графитом:									
ВЧ 60-2	255	7,1	600	–	1,06	–	–	1,0	1,06
То же	672	7,1	–	–	2,39	–	–	1,0	2,39
АМЧ5М	450	7,1	–	280–320	2,6	–	–	1,23	1,92
Белый перлитный чугун	352	7,66	–	–	3,0	–	–	0,96	3,12
Белый мартенситный никелевый чугун	600	7,72	266	590	5,3	–	–	1,97	2,7
Белый высокохромистый чугун: ИЧХ28Н2 ИЧХ12Г5	600 746	7,46 7,60	407 385	610–658 700	6,7 7,0	– –	– –	1,78 1,23	3,76 5,70

ИЧХ12Г5М	746	7,60	—	700	7,0	—	—	—	1,54	4,54
ВУ-4	600	7,60	—	900	6,0	—	—	—	1,23	4,88
ИЧХ12Г3М	804	7,60	335	640	8,5	—	—	—	1,0	5,0
ИЧХ12М	804	7,63	410	740	10,0	3,4	1,9	—	2,4	4,17
Клаймэкс аллой-42	804	7,60	429	730	11,0	—	—	—	3,42	3,20
ИЧХ16МТ	804	7,60	396	652	10,0	—	—	—	2,26	4,42
ИЧ290Х18Г3	804	7,60	—	—	10,0	—	—	—	1,30	7,69
Твердый сплав										
ВК-6	—	14,6	—	1590	29,0	—	—	—	76,0	0,38
ВК-6М	1600	14,6	—	1520	41,0	35	10	—	110,0	0,45
ВК-8	1500	14,4	—	1620	19,0	26	8,2	—	77,0	0,25
ВК-15	1100	14,0	—	1890	24,5	10	3,9	—	84,0	0,29
Ситалл АС-05-С-023	840	2,38	—	145	—	1,4	—	—	—	—
Шлакоситалл	800	2,5	—	90	—	1,6	0,42	—	—	—
Базальт литой	800	3,0	—	47	—	0,9	0,14	—	0,7	—
Капрон	10	1,12	62	95	0,14	0,3	0,31	—	9,8	0,014
Полипропилен	7	0,9	60	—	—	0,28	—	—	9,5	—
Резина на основе СКУ-8	90	1,36	30	—	—	1,0	2,4	—	9,5	—

Окончание табл. 9.7

Материал	$HV$	$\rho$ , г/см <sup>3</sup>	$\sigma_{вп}$ , Н/мм <sup>2</sup>	$\sigma_{изг}^*$ , Н/мм <sup>2</sup>	$K_1$	$K_2$	$K_3$	$C_M$	$\Xi_B$
Износостойкий наплавочный сплав: Т-620 <sup>*1</sup>	620	—	—	—	5	—	—	16,00	0,30
ФБХ-6-2 <sup>*2</sup>	775	—	—	—	12	—	—	8,35	1,44
КБХ-45 <sup>*2</sup>	644	7,54	—	—	—	3,1	2,2	—	—
Релит+сормайт-1	620	12,90	—	—	—	4,2	2,7	—	—

Примечание.  $K_1$  определен на установке ЛП-3М;  $K_2$  и  $K_3$  определены М.М. Тененбаумом на установке ПВ-12 при скорости потока 36 м/с.  $K_2$  определяется при угле атаки  $\alpha = 10^\circ$ , а  $K_3$  при  $\alpha = 70^\circ$ .

\*<sup>1</sup> Ручная, \*<sup>2</sup> автоматическая наплавка.  $C_M$  — относительная стоимость 1 т материала.

Стоимость литых сплавов определялась по условию изготовления из них сравнительно простых отливок типа бронеплит мельниц при выходе годного 60 %.

Данные, приведенные в табл. 9.7, взяты из работы, изданной в 1972 г. И хотя сведения об относительной стоимости материалов изменились, но соотношение между ними можно, по-видимому, считать стабильным. И эти данные могут служить для оценки эффективности использования разных материалов. Эти рассуждения подтверждаются стоимостью некоторых материалов в 2008 г. Так, относительная стоимость стали 110Г13Л и износостойкого чугуна ИЧХ12Г5 отличались в 1972 г. на 8 % [29]. В 2008 г. комбинат "КМАруда" закупил 1 т плит из стали 110Г13Л за 44 тыс. руб., а из износостойкого чугуна ИЧ30018Г3 (близкого по составу чугуна ИЧХ12Г5) – за 51 тыс. руб. – соотношение цен отличается на 16 %, т.е. разница составляет сравнительно небольшую величину по сравнению с ценами, приводимыми в [29].

Данные об износостойкости разных материалов, разумеется, не изменились и могут служить хорошим ориентиром при подборе материалов для изготовления деталей.

Стали 20Л, 40ХЛ, 110Г13Л, чугуны серый, с шаровидным графитом, аустенитный, марганцовистый дешевле белых легированных чугунов, но значительно более высокая износостойкость последних определяет их более высокую экономичность в эксплуатации – показатель  $\Theta_0$  белых чугунов (даже таких дорогих, как чугун клэймэкс аллой-42) в 2–5,7 раза выше, чем сталей и серых чугунов. Детали из белых чугунов более экономичны в эксплуатации, чем детали из твердых сплавов, так как последние превосходят белые чугуны в износостойкости в 2–10 раз, но дороже их в 25–100 раз. Разумеется, в условиях, когда должна быть обеспечена непрерывная работа агрегата или срок службы большой массивной детали определяется износом небольшого участка, применение твердых сплавов может оказаться целесообразным и более экономичным, чем использование белых чугунов.

Из табл. 9.7 следует, что при скоростях перемещения абразивных частиц около 36 м/с и малых углах атаки белые чугуны более износостойки и, по-видимому, экономичны, чем полимеры (полипропилен, капрон) и минеральные материалы (базальт, ситалл и шлакоситалл). К тому же указанные минеральные материалы имеют очень низкие механические свойства.

Однако при малых скоростях перемещения абразивных частиц, когда размеры частиц невелики и, особенно, когда изнашивание со-

провождается коррозией – стойкость и эффективность применения минеральных материалов резко возрастают и могут значительно превзойти стойкость металлических материалов, в том числе и белых чугунов. Об этом убедительно свидетельствует практика обогатительных фабрик, где шламопроводы, облицованные плитками из базальта, имеют длительный срок службы.

Резины слабо сопротивляются изнашиванию при малых углах атаки, однако при больших углах атаки износостойкость их резко возрастает и нередко превосходит белые чугуны.

Сравнение показателя относительной эффективности (см. табл. 9.7) износостойких наплавочных сплавов и белых чугунов показывает преимущество последних. Многие детали по характеру своей работы снимаются с эксплуатации при частичном их износе. В связи с этим был проведен примерный расчет стоимости изготовления бронеплиты рудоспуска – необрабатываемой детали (табл. 9.8) и бронедиска шламового насоса 8НЗУ – детали, подвергающейся механической обработке (табл. 9.9). Был сделан расчет и для бронедиска, армированного твердым сплавом ВК-6 (табл. 9.9). Данные показывают, что при износе, составляющем 60 % от толщины детали, применение белых чугунов значительно экономичнее (в четыре раза), чем стали 110Г13Л и чем износостойких наплавочных сплавов (в 2,5–10 раз).

Применять износостойкие наплавочные сплавы гораздо экономичнее, чем белые чугуны, когда при небольшом износе (2–3 мм) становится непригодной к работе массивная деталь или этот небольшой износ может быть снова восстановлен наплавкой. Преимущество наплавочных сплавов неоспоримо в случае значительных ударных нагрузок, когда использовались детали из белых чугунов, невозможно из-за их недостаточной пластичности. Расчет показывает, что армирование твердым сплавом деталей типа бронедисков насосов менее экономично, чем применение белых чугунов и износостойких наплавочных сплавов (см. табл. 9.9).

Результаты проведенного исследования позволяют проанализировать рациональность изготовления износостойких деталей из белых чугунов в зависимости от условий их эксплуатации, экономичности и технологии изготовления.

Определить оптимальный состав износостойкого чугуна с учетом влияния всех элементов на все свойства пока невозможно. Поэтому целесообразно находить этот состав по отдельным свойствам из условий работы и технологии изготовления детали.

Эксплуатация деталей из чугунов с тригональными карбидами – ИЧХ16МТ, ИЧХ12Г5, ИЧХ12Г3М, ИЧ290Х18Г3 и др. – более эконо-

Таблица 9.8

## Примерный расчет стоимости изготовления и эксплуатации броней (футеровок) рудоспуска

Материал	Стоимость 1 кг материала, руб. – коп.	Расход материала на одну броню, кг	Стоимость одной брони (С), руб. – коп.	$K_1$	Срок службы броней $T$ , мес.	Стоимость эксплуатации броней в месяц (С/Т), руб. – коп.
Сталь 110Г13Л	0–24	75	18–30	1,6	2	9–15
Чугун ИЧХ12Г5	0–26	75	19–90	7	8,8	2–26
Сталь Ст.3	0–10	28	2–80			
Наплавочный сплав Т-620	3–47	47	163–00	5	6,3	24–80
Сталь Ст.3	0–10	28	2–80			
Наплавочный сплав ФБХ-6-2	0–80	47	84–60	12	15	5–80

Примечание. Толщина детали 40 мм. Толщина наплавочного слоя Т-620 и ФБХ-6-2 принята равной величине допускаемого износа – 25 мм. Стоимость наплавки складывается из стоимостей материала и затрат на наплавочные работы методом автоматической (ФБХ-6-2) и ручной (Т-620) наплавки.



Таблица 9.9

## Примерный расчет стоимости изготовления и эксплуатации бронедиска шламмового насоса 8НЗУ

Материал	Стоимость 1 кг материала, р.-к.	Расход материала на один бронедиск, кг	Стоимость механической обработки одного бронедиска, руб.	Стоимость одного бронедиска (С), р.-к.	$K_1$	Относительная стоимость эксплуатации бронедисков ( $C/K_1$ ), руб.-коп.
Чугун ИЧХ12ГЗМ	0–36	30	6	16–80	8,5	1–97
Сталь Ст.3	0–10	15				
Наплавочный сплав Т-620	3–47	15	4	57,55	5	11–57
Сталь Ст.3	0–10	15				
Наплавочный сплав ФБХ-6-2	1–80	15	4	31–50	12	2–62
Сталь Ст.3	0–10	15				
Твердый сплав ВК-6	16–30	28	8	465–90	29	16–06

Примечание. Толщина детали 20 мм. Толщина наплавленного слоя и слоя твердого сплава ВК-6 принята равной величине допускаемого износа – 10 мм; эта же толщина для определения максимальной эффективности была принята и для хрупких наплавочных сплавов типа ФБХ-6-2. Стоимость наплавки складывается из стоимостей материала и затрат на наплавочные работы методом автоматической (ФБХ-6-2) и ручной (Т-620) наплавки.

мична, чем чугунов с цементитными карбидами — нихард, белый перлитный (см. табл. 9.7), не говоря уже о более низких механических свойствах и обрабатываемости чугунов с цементитными карбидами.

Наибольшей износостойкостью и сравнительно высокой прочностью обладают чугуны ИЧХ12М, ИЧХ16МТ, клэймэкс аллой-42, имеющие оптимальное, близкое к эвтектическому, количество тригональных карбидов и мартенситную металлическую основу.

Однако высокая стоимость этих сплавов из-за значительного содержания в них молибдена делает их менее экономичными по сравнению с чугунами ИЧХ12Г5, ВУ-4 и ИЧХ12Г3М, которые менее износостойки (тонкостенные детали), но в 1,7–2,8 раза дешевле, а чугун ИЧ290Х18Г3, обладая равной износостойкостью с молибденсодержащими чугунами — дешевле этих сплавов.

На экономическую эффективность применения белых чугунов большое влияние оказывает их прокаливаемость (табл. 9.10).

Таблица 9.10

**Износостойкость и экономичность эксплуатации отливок из белых чугунов в зависимости от их толщины**

Марка чугуна	K <sub>1</sub> для плиты толщиной, мм		Э <sub>0</sub> для плиты толщиной, мм		Максимальная толщина отливки, закаливаемой на воздухе, мм
	10	100	10	100	
ИЧ290Х12Г5	7	7	5,7	5,7	100
ВУ-4	6	6	4,88	4,88	~800
ИЧ290Х12Г3М	8,5	8,5	5,0	5,0	150
Клэймэкс аллой-42 (15 % Мо–Cr)	11	11	3,2	3,2	180
ИЧХ16МТ	10	4	4,42	1,77	50*
ИЧ290Х12М	10	4	4,17	1,67	50*
ИЧ290Х18Г3	10	10	7,69	7,69	400

\* Закалка от 1100 °С.



Так, сплавы, обладающие низкой прокаливаемостью (ИЧХ12М, ИЧХ15МТ) обладают высокой экономичностью только при небольших (до 50 мм) толщинах деталей; при более толстостенных деталях (100 мм) их экономичность снижается в 2,5 раза. Сплавы, обладающие высокой прокаливаемостью, сохраняют высокую экономичность (ИЧ290Х18Г3) при их применении в толстостенных деталях или даже их экономичность возрастает по сравнению со сплавами, имеющими более низкую прокаливаемость (ср., например, экономичность применения чугунов ИЧ290Х12М и ИЧ290Х18Г3 при толщинах 10 и 100 мм).

## Глава 10

# ВЫБОР ОПТИМАЛЬНОЙ СТРУКТУРЫ И СОСТАВА ОТЛИВОК

---

---

В результате длительных и трудоемких работ, проведенных в лаборатории износостойких сплавов ВНИИПТУглемаш, были сформулированы требования к структуре и составу белых износостойких чугунов, определяющие их оптимальные свойства — износостойкость, коррозионную стойкость, прочность, литейные свойства, обрабатываемость резанием.

Требования к составу и структуре определяются условиями работы деталей — абразивный износ типа микрорезания, абразивно-коррозионный износ, ударно-абразивный износ, и технологией их изготовления.

### Абразивный износ типа микрорезания

Износ без существенного коррозионного воздействия.

Типовые детали — рабочие колеса, корпуса и бронедиски шламовых насосов, трубы, наклонные течи и питатели, шнеки классификаторов, брони мельниц и т.п.

**Износостойкость.** Высокая износостойкость сплава в первую очередь определяется карбидной фазой и достигается при:

- максимальном количестве карбидов;
- максимальной твердости карбидов, превосходящей твердость абразива;
- минимальном размере карбидов;
- тригональных карбидах типа  $Cr_7C_3$ , ориентированных осью перпендикулярно изнашиваемой поверхности;
- применении сплавов с большим количеством ( $\geq 40\%$ ) заэвтектических карбидов при условии их значительного измельчения и удовлетворительных механических свойств сплавов.

**Металлическая основа** должна иметь мартенситную или мартенситно-аустенитную структуру, в которой аустенит метастабилен и под действием абразива переходит в мартенсит.

**Механические свойства.** Механические свойства белых чугунов также, в основном, определяются карбидной фазой.

Увеличение количества карбидов линейно снижает прочность сплава.

Изолированность карбидов, их компактная форма и уменьшение размеров улучшают механические свойства.

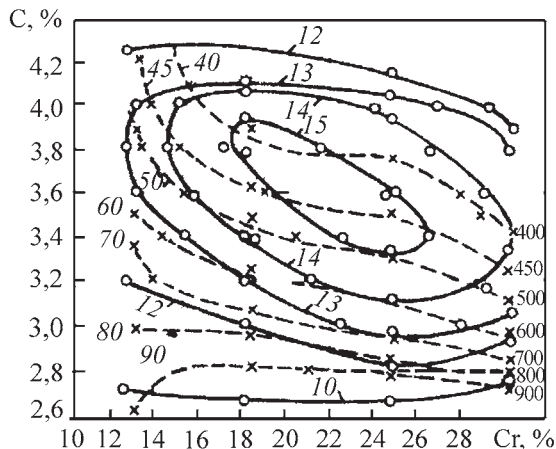


Рис. 10.1. Прочность (—), Н/мм<sup>2</sup>, и износостойкость (---) белых чугунов в зависимости от содержания в них хрома и углерода

Влияние *металлической основы* белых хромистых чугунов на их прочность незначительно. Небольшое увеличение прочности при отпуске 200 °С, по-видимому, связано со снятием закалочных напряжений.

В конкретных условиях эксплуатации необходимо найти оптимум между требуемой износостойкостью и механическими свойствами, обеспечивающими безаварийную работу детали. Для выбора оптимального состава Е.В. Рожковой была создана диаграмма, определяющая прочность и износостойкость белых чугунов в зависимости от содержания в них хрома и углерода (рис. 10.1), т.е. фактически от количества и типа карбидов.

**Литейные свойства.** Эвтектический состав белых хромистых чугунов обеспечивает наиболее благоприятные литейные свойства.

**Обрабатываемость резанием** белых износостойких чугунов определяется их структурой — типом и строением карбидов и металлической основы. Наилучшая обрабатываемость достигается при следующей структуре.

**Карбидная фаза** характеризуется максимальной изолированностью карбидов, отсутствием сплошного каркаса карбидов, наблюдаемого в ледобурите (такое благоприятное для резания расположение карбидов соответствует содержанию хрома в белом чугуне свыше 10 %); минимально возможным содержанием карбидов (резко ухудшается обраба-

тываемость при образовании заэвтектических карбидов – в чугунах с 12–18 % Cr при содержании углерода свыше 3,5 %).

*Металлическая основа* характеризуется зернистым перлитом после отжига, отсутствием метастабильного и стабильного аустенита.

Состав износостойких чугунов, подвергающихся механической обработке, должен быть сбалансирован так, чтобы в процессе отжига осуществлялось максимальное обеднение твердого раствора легирующими элементами, и происходил полный распад аустенита до структуры зернистого перлита.

Вместе с тем легирование твердого раствора должно быть достаточным, чтобы при последующей закалке на воздухе обеспечить высокую прокаливаемость и получение мартенситной или мартенситной с метастабильным аустенитом структуры металлической основы, обеспечивающей высокую износостойкость чугуна.

#### Абразивно-коррозионный износ

Износ, сопровождаемый сильным коррозионным воздействием, происходит при обогащении сернистых руд и углей. Типовые детали – рабочие органы шламовых насосов, флотомашин, классификаторов и т.п.

*Износостойкость. Карбидная фаза.* К ней предъявляются те же требования, что и при износе типа микрорезания в нейтральных средах. Однако увеличение количества углерода и карбидов в сплаве при неизменном содержании хрома снижает коррозионную стойкость чугуна из-за обеднения твердого раствора хромом. Поэтому при 30 % Cr количество углерода ограничивается 2 %, что примерно соответствует содержанию в сплаве 20 % карбидов. При увеличении количества хрома в чугуне возможно более высокое содержание углерода и, соответственно, карбидов без ухудшения коррозионной стойкости сплава.

*Металлическая основа* характеризуется мартенситной и бейнитной структурой, максимальной твердостью, высокой коррозионной стойкостью вследствие содержания в чугуне 2 % C и 30 % Cr.

Максимальное преимущество этих чугунов проявляется в условиях, где абразивная составляющая износа относительно невелика. Это относится к переработке и обогащению углей, особенно сернистых. Чугун ИЧ210Х30ГЗ в таких условиях работы показал стойкость, превышающую в 10 и более раз стойкость углеродистых сталей и белых чугунов с содержанием 12–18 % Cr.

**Механические свойства.** Белые чугуны, содержащие около 2 % С и 30 % Сг, обладают высокими механическими свойствами — прочность на изгиб свыше 100 кН/мм<sup>2</sup>.

**Литейные свойства.** Отливки из чугуна ИЧ210Х30ГЗ менее склонны к трещинообразованию, чем аналогичные отливки из чугунов, содержащих 3 % С и 12 % Сг. Сплав обладает хорошей жидкотекучестью.

**Обрабатываемость резанием.** Чугуны, содержащие 1,8–2,2 % С и 30 % Сг, проходят механическую обработку в литом состоянии. Твердость после отливки составляет для чугуна, содержащего 1,76 % С — *HRC* 22–24, 1,94 % С — *HRC* 31–32 и 2,25 % С — *HRC* 41–43.

В отливках из этих чугунов можно обычным инструментом нарезать резьбу, долбить шпоночные пазы в отличие от чугунов типа нихард и ИЧ280Х28Н2, в которых практически невозможно выполнить эти операции.

### Ударно-абразивный износ

Применительно к рассматриваемым нами белым чугунам этот износ имеет два вида:

1. Износ типа микрорезания, сопровождаемый сильными периодическими ударами, приводящими к разрушению детали. Представляет этот вид износа ковши драглайнов, брони течек и кузова автосамосвалов, транспортирующие крупные куски руды и т.п.

2. Износ, сопровождаемый сильными, многократными ударами и давлением, вызывающим большие напряжения на поверхности деталей, приводящими к их хрупкому и усталостному разрушению. Представителями этого вида износа являются зубья ковшей экскаваторов, била и брони молотковых дробилок, конуса и плиты дробилок и т.п.

Задача использования белых хромистых чугунов при первом виде износа решена применением комбинированных и, главным образом, композитных отливок сталь–белый чугун, позволяющих этим деталям работать без поломок.

Использование белых хромистых чугунов при втором типе ударно-абразивного износа оказалось неэффективным из-за их хрупкого и усталостного разрушения, по-видимому, связанного с тригональной структурой карбидов хрома типа  $M_7C_3$ .

Представляется, что для условий работы по второму типу износа более перспективны белые чугуны с карбидами V, Ti, W, Mo и, для

ряда условий, хромистые сплавы, прошедшие ковку или прокатку, приводящие к улучшению структуры карбидов хрома.

**Износостойкость.** При всех типах износа *карбидная фаза* должна отличаться минимальным размером, компактной структурой, максимальной твердостью.

*Металлическая основа* чугуна при втором типе износа должна соответствовать характеру напряжений на поверхности деталей.

При сравнительно невысоких напряжениях металлическая основа должна быть мартенситной.

При высоких напряжениях более перспективно применение стабильной аустенитной основы со вторичными карбидами.



## Список литературы

---

---

1. **Александров Н.Н., Ключнев Н.И.** Технология получения и свойства жаростойких чугунов. М.: Машиностроение, 1964.
2. **Антонов А.А.** Исследование изнашивания воздушно-абразивной струей. Автореф. дисс. канд. техн. наук, МИНХ и ГП им. Губкина, 1963.
3. **Антонов А.А.** Методика и некоторые результаты испытаний на износ сталей и чугуна воздушно-абразивной струей. Труды МИНХ и ГП им. И.М. Губкина, Гостоптехиздат, 1961.
4. **Arkan M.M. et al.** // *Wear*. 2001. Vol. 247. P. 231–235.
5. **Барон Л.И., Кузнецов А.В.** Абразивность горных пород при добычании. М.: Изд. АН СССР, 1961.
6. **Пат. РФ № 2.007.465.** Способ получения высокохромистых износостойких чугунов / В.Ф. Балашов, А.П. Холодный.
7. **Bedolla-Jacuinde A., Rainforth W.M.** // *Wear*. 2001. Vol 250. P. 449–461.
8. **Bedolla–Jacuinde A. et al.** // *Material Science and Engineering A*. 2005. Vol. 398. P. 297–308.
9. **Белякова П.Е., Гарбер М.Е., Рожкова Е.В.** Физические свойства белых хромистых чугунов // *МиТОМ*. 1975. № 12.
10. **Белякова П.Е. и др.** Теплофизические свойства износостойких чугунов // *Литейное производство*. 1973. № 12. С. 20–22.
11. **Berger.** Les aciers de moulage resistant a l’Abrasion // *Rewue universelle des mines*. 1962. Vol. 18. № 12. P. 667–675.
12. **Бобро Ю.Г.** Жаростойкие и ростоустойчивые чугуны. М.-Киев: Машгиз, 1960.
13. **Богачев И.Н., Минц Р.И.** Повышение кавитационно-эрозионной стойкости деталей машин. М.: Машиностроение, 1964.
14. **Богачев И.Н.** Металлография чугуна. М.-Свердловск: Машгиз, 1952.
15. **Боголюбов Б.Н.** Долговечность землеройных и дорожных машин. М.: Машиностроение, 1964.
16. **Болотов А.М. и др.** Отливка рабочих колес грунтовых насосов // *Литейное производство*. 1968. № 7.
17. **Бунин К.П.** Отбеленный чугун. М.-Свердловск: Metallurgizdat, 1947.
18. **Бунин К.П.** Основы металлографии чугуна. М.: Металлургия, 1969.
19. **Воробьева Э.Л. и др.** // *МиТОМ*. 1975. № 4.
20. **Wingmoon A. et al.** // *Acta Materlia*. 2005. Vol. 53. P. 4143.
21. **А.с. 1181187 (СССР).** Футеровка для дробильно-размельных машин / Ф.З. Вунштейн и др.
22. **Гамольская З.М., Гутерман В.М.** Износостойкость сталей в условиях гидроабразивного износа / Труды ВНИИПТУглемаш. Вып. 11. М.: Недра, 1966.

23. **Гамольская З.М., Гутерман В.М.** Износостойкость сталей, чугунов и твердых сплавов в условиях гидроабразивного изнашивания / Труды ВНИИПТУглемаш. Вып. 14. М.: Недра, 1970.

24. **Гамольская З.М., Гутерман В.М., Дидковская Н.А.** Исследование абразиво-коррозионного износа сталей и чугунов во влажных углях разных месторождений / Труды ВНИИПТУглемаш. Вып.17. М.: Недра, 1972.

25. **Гарбер М.Е., Зеликман И.Д., Цыпин И.И.** Исследование свойств износостойкого белого чугуна // Литейное производство. 1965. № 8.

26. **Гарбер М.Е. и др.** Влияние структуры на износостойкость белых чугунов // МиТОМ. 1968. № 11.

27. **Гарбер М.Е., Цыпин И.И.** Основы подбора состава и структуры износостойких отливок из белого чугуна // Литейное производство. 1970. № 2.

28. **А.с. № 308625 (СССР).** Футеровка для дробильно-размольных машин / М.Е. Гарбер и др.

29. **Гарбер М.Е.** Отливки из белых износостойких чугунов. М.: Машиностроение, 1972.

30. **Гарбер М.Е., Романов О.М., Цыпин И.И.** О производстве комбинированных (сталь – износостойкий чугун) отливок // Литейное производство. 1980. № 6.

31. **А.с. № 775390 (СССР).** Шнек для транспортирования абразивных материалов / М.Е. Гарбер и др.

32. **А.с. № 848537 (СССР).** Ковш экскаватора / М.Е. Гарбер., О.М. Романов, А.В. Можяев.

33. **А.с. № 1204384 (СССР).** Лопасть смесителя / М.Е. Гарбер, Н.А. Выборнов, Р.И. Полутис.

34. **А.с. № 1273162 (СССР).** Футеровка спирали механического классификатора / М.Е. Гарбер, И.И. Цыпин, О.В. Модзелевский и др.

35. **А.с. № 1360884 (СССР).** Запорное устройство кокиля / М.Е. Гарбер, А.М. Дербасов, И.И. Цыпин и др.

36. **А.с. № 1327961 (СССР).** Футеровка / М.Е. Гарбер, И.И. Цыпин, В.К. Томаев.

37. **А.с. № 1445783 (СССР).** Футеровка / М.Е. Гарбер, И.И. Цыпин, Г.П. Остяков, В.С. Павлов.

38. **Pat. 5328776 (USA).** Abrasion and Impact resistant composite casting and wear resistant surface provided thereafter / M. Garber, V. Amusin, K. Kim.

39. **Гарбер М.Е., Гринберг А.Я., Михайловская С.С.** Влияние структуры литых износостойких сплавов на их обрабатываемость / Труды ВНИИПТУглемаш. Вып.11. М.: Недра, 1966.

40. А.с. № 872660 (СССР). Ковш экскаватора / М.Е. Гарбер, О.М. Романов.
41. Геллер Ю.А. Инструментальные стали. М.: Metallurgizdat, 1966.
42. Гиршович Н.Г. Чугунное литье. М.-Л.: Metallurgizdat, 1949.
43. **Grilliant I.** Aspect metallurgique de la production du control et del'utilisation des fontes blanches martensitiques du Nicel—chrome "Ni- Hard" // Fonderie. 1963. № 208. P. 219—227.
44. **Гречин В.П.** Легированное чугунное литье. М.: Оборонгиз, 1952.
45. **Dodd I.** // Bulletin due Cercle d'etudes des metaux. 1973. Vol. 13. № 2.
46. **Довгалецкий Я.М.** Чугуны с особыми свойствами. М.: Metallurgizdat, 1957.
47. **Engineering Properties and Applications of Ni-Hard Martensitic White Cast Iron** / International Nickel Limited, London, 1965.
48. **Zhou Xiang-Liang et al.** // Journal of Iron and Steel Research (International). 2000, 03.
49. **Zhou Xiang-Liang et al.** Microstructure and Property of New Tipe White Cast Iron // Advanced Material Research. 2008. Vol. 51. P. 31—40.
50. **Zhi X., Xing J., Fu H., Gao Y.** // Materialwissenschaft und Werkstofftechnik. 2008. Vol. 39. № 6. P. 81—91.
51. **Zhai Q. et al.** // China Foundry Week. 2004. № 52.
52. **Калласс П.К. и др.** Гидроабразивный износ спеченных карбидохромовых сплавов // Трение и износ. 1980. Т. 1. № 5.
53. **Кантеник С.К., Рабинкий Р.Я.** Технология изготовления литых деталей из износостойких сплавов // Литейное производство. 1968. № 8.
54. **Кантеник С.К., Рабинкий Р.Я.** Исследование свойств высокохромистых износостойких чугунов // Литейное производство. 1970. № 1.
55. **Кельмансон В.И.** Промышленные испытания машин с деталями из износостойких чугунов / Труды ВНИИПТУглемаш. Вып. 11. М.: Недра, 1966.
56. **Киффер Р., Бенезовский Ф.** Твердые материалы. М.: Metallurgija, 1968.
57. **Клейс И.Р.** Основы выбора материалов для работы в условиях газоабразивного изнашивания // Трение и износ. 1980. Т. 1. № 2.
58. **Клейс И.Р.** О некоторых закономерностях ударного изнашивания // Вестник машиностроения. 1967. № 8. С. 52—54.
59. **Кинцел А.Б., Фрэнкс Р.** Высокохромистые нержавеющие и жароупорные стали. М.: Metallurgizdat, 1945.
60. **Ковайи Хасоз.** Материалы для гидротурбин, стойких против истирания песком, содержащимся в воде // Дэнреку. 1959. Т. 43. № 5.
61. **Козырев С.П.** Гидроабразивный износ материалов при кавитации. М.: Машиностроение, 1964.

62. **Конторов Б.М., Кунина Н.М.** Износостойкие белые чугуны, легированные бором и титаном // Литейное производство. 1960. № 4.
63. **Конторович И.Е., Рожкова Е.В., Гарбер М.Е., Цыпин И.И.** Об оптимальном содержании углерода и хрома в белых износостойких чугунах // МИТОМ. 1971. № 5.
64. **Кривошеев А.Е., Таран Ю.Н., Бунина Ю.К.** Исследование изотермического распада аустенита в белом хромоникелевом чугуне // Литейное производство. 1965. № 7.
65. **Кузнецов В.Д.** Физика твердого тела. Т. IV. Томск: Полиграфиздат, 1947.
66. **Кургузов В.Я.** Отливки из чугуна ИЧХ33Н3 // Литейное производство. 1969. № 1.
67. **Kershaw D., Liewellyn R.J., Winkle G.R.** Metallic Wear materials and Protection Systems in Oil Sands Mining and Transportation. *Antiwear*'88. London, England. 1988. Sept. 20–22.
68. **Леви Л.И. и др.** Износостойкий хромомарганцевый чугун // Литейное производство. 1967. № 9.
69. **Леви Л.И. и др.** Кавитационная стойкость белых хромистых чугунов // Вестник машиностроения. 1968. № 2.
70. **Леви Л.И. и др.** Хромомолибденовые износостойкие чугуны // Литейное производство. 1969. № 9.
71. **Ленайчук Е.И.** Влияние углерода на сопротивление наплавленного металла абразивному износу // Автоматическая сварка. 1956. № 5.
72. **Lewellyn R.S., Yick S.K., Dolman K.F.** Scouring erosion resistance of metallic materials used in slurry pump service // *Wear*. 2004. Vol. 256. P. 592–599.
73. **Лившиц Л.С. и др.** Основы легирования наплавленного металла. М.: Машиностроение, 1969.
74. **Liu H. et al.** // *Wear*. 2001. Vol. 250. P. 71.
75. **Лядский В.Б.** Аустенитный марганцовистый чугун как материал для деталей, работающих на износ / Труды Таджикского сельскохозяйственного института. Т. 10. Душанбе: Кн. изд-во, 1966.
76. **Маркин И.С.** Опыт производства деталей из износостойких сплавов / под ред. В.М. Гутерман и М.Е. Гарбера / Труды ВНИИПТУглемаш. Вып.11. М.: Недра, 1966.
77. **Маркин И.С., Вунштейн Ф.З.** Изготовление абразивостойких деталей из белых износостойких чугунов / Труды НИИинформтяжмаш. М. 1972. № 9-72-1.
78. **Марукович Е.И., Карпенко М.И.** Износостойкие сплавы. М.: Машиностроение, 2005.
79. **Месякин В.С.** Основы легирования стали. М.: Металлургиздат, 1959.

80. **Металловедение** и термическая обработка стали: Справочник / под ред. М.Л. Бернштейна, А.Г. Рахштадта. Т. 1. М.: Металлургиздат, 1963.
81. **Михайловская С.С.** Методы микроструктурного исследования высокохромистых сплавов / Труды ВНИИПТУглемаш. Вып. 11. М.: Недра, 1966 / Под ред. В.М. Гутерман, М.Е. Гарбера.
82. **Morafray F.** / Trans AFS. 1971. Vol. 79. P.121–124.
83. **Несвижский О.А.** О повышении срока службы мелющих тел // Строительные и дорожные машины. 1961. № 1.
84. **Nickel O.** Der verscheifteste werkstoff Ni-Hard in der Hartzerkleinerung // Aufbereit-Technik. 1960. № 9. P. 371–384.
85. **Norman T.E.** High-chromium-molibdenum white iron for abrasion resistance castings // Foundry. 1958. № 6.
86. **Norman T.E., Gerhort O.** Neure Entwicklungen verschleifester Guwerkstoffe für die Hartzerkleinerung // Gisseray. 1959. Bd. 46. № 16.
87. **Norman T., Solomon A., Doane P.** Martensitic white irons for abrasion-resistant Castings // Modern Castings. 1959. Vol. 35. № 4. P.104–118.
88. **Норман Т.** Износостойкие стали и сплавы // МиТОМ. 1973. № 7.
89. **А.с. 1288367 (СССР).** Рабочее колесо центробежного насоса / Г.П. Остыков и др.
90. **Парасюк П.Ф. и др.** Увеличение долговечности деталей горно-обогатительного оборудования // Цветная металлургия. 1968. № 22.
91. **Pau Y. et al.** // Mater. Lett. 2004. Vol. 58. P. 1912.
92. **Park J.S., Verhoeven J.D.** // Met. Mater. Trans. A. 1996. Vol. 27. P. 2328.
93. **Powell G.L.F. et al.** // J. Mater. Sci. 1994. Vol. 29. P. 4889.
94. **Pearce J.T.H.** // The Foundryman. 2002. Vol. 95. P. 156.
95. **Peijie Li, Nikitin V.I., Kandalova E.G.** // Material Science Engineering A. 2002. Vol. 332. P. 371.
96. **Попов В.С., Брыков Н.П.** Сопrotивляемость чугунных отливок абразивному износу // Литейное производство. 1965. № 8.
97. **Попов В.С., Брыков Н.П.** Микроразрушение металла при абразивном изнашивании // МиТОМ. 1966. № 3.
98. **Рожкова Е.В. и др.** Повышение долговечности деталей углеобогатительного оборудования за счет изготовления их из износостойких чугунов / Труды ВНИИПТУглемаш. Вып. 23. М.: Недра, 1976.
99. **Рожкова Е.В., Гарбер М.Е., Цыпин И.И.** Влияние углерода на превращение аустенита белых хромистых чугунов // МиТОМ. 1977. № 4.
100. **Рожкова Е.В., Гарбер М.Е., Цыпин И.И.** Влияние марганца на превращение аустенита белых хромистых чугунов // МиТОМ. 1981. № 1.
101. **Рожкова Е.В., Романов О.М.** Оптимизация состава износостойких хромистых чугунов // МиТОМ. 1984. № 10.
102. **А.с. № 1186683 (СССР).** Чугун / Е.В. Рожкова и др.

103. А.с. № 1379334 (СССР). Чугун / Е.В. Рожкова, О.М. Романов и др.
104. А.с. № 1553568 (СССР). Чугун и способ его получения / Е.В. Рожкова и др.
105. Романов О.М. и др. Повышение служебных характеристик отливок из износостойкого чугуна, выплавленного на высокоуглеродистом феррохроме. М.: НИИинформтяжмаш, 1972.
106. Романов О.М. и др. Методика выбора материалов для работы в условиях абразивного износа // Вестник машиностроения. 1982. № 8.
107. А.с. № 1036784 (СССР). Чугун / О.М. Романов, Е.В. Рожкова и др.
108. Ри Х. и др. // Литейное производство. 2006. № 7.
109. Салтыков С.А. Стереометрическая металлография. М.: Metallurgizdat, 1958.
110. Салтыков С.А. Стереометрическая металлография. М.: Metallurgiya, 1975.
111. Самсонов В.И. Исследование условий возникновения макроскопических остаточных напряжений в литых изделиях. Автореф. дис. канд. техн. наук. М., 1967.
112. А.с. № 676636 (СССР). Белый чугун / Г.И. Сильман и др.
113. Сильман Г.И., Дмитриева Н.В. Исследование материалов и производство: Колл. работа. Изд. 2. Брянск: Изд. ВГИТА, 2001. С. 241–245.
114. Сильман Г.И. Легированный белый чугун с композитной структурой // МиТОМ. 2005. № 7.
115. Сильман Г.И. и др. // МиТОМ. 2007. № 8.
116. Справочник химика. Т. 5. Л.: Химия, 1966.
117. Tabrett C.P., Sare I.R. // Wear 1997. P. 203–204, 206.
118. Тененбаум М.М. Износостойкость конструкционных материалов и деталей машин при абразивном изнашивании. М.: Машиностроение, 1966.
119. Tian, Harry H. Engineering and Mining journal. 2002. June.
120. Ткачев В.Н. Исследование механизма абразивного изнашивания металлов / Сб. Индукционная наплавка износостойких сплавов. Ростов-на-Дону: ОНТИ, 1963.
121. Топоров Г.В., Киселев Г.И. Исследование износостойкости в мокрой абразивной среде / Отчет Томского инженерно-строительного института, 1963.
122. Трение, изнашивание и смазка: Справочник. Кн. 1. / Под ред. И.В. Крагельского, В.В. Алешина. М.: Машиностроение, 1978.
123. Fraser W.W. Abrasion resistant alloys // Canadian mining and metallurgical bulletin. 1964. Vol. 57. № 628. P. 867–869.
124. Фруммин И.И. Автоматическая электродуговая наплавка. Харьков: Metallurgizdat, 1961.

125. **Футорян С.Б.** Обработка износостойких материалов песковых и грунтовых насосов: Сб. Новое в технологии машиностроения / Труды ВНИИНМАШ. М.: Машгиз. Вып. 1. 1965.
126. **Harrison G., Dixon R.** Developments in the production and use of martensitic alloy cast iron // *British Foundryman*. 1962. Vol. 55. № 5.
127. **Haworth R.** // *TASM*. 1949. Vol. 41.
128. **Haworth R.D.** Abrasive wear metals // *Metal Progress*. 1949. Vol. 55. № 6.
129. **Холл А.М.** Никель в чугунах и сталях. М.: Металлургиздат, 1959.
130. **Хрущев М.М., Бабичев М.А.** Исследование влияния твердости абразива на износ металлов / Сб. Трение и износ в машинах. М.: Изд-во АН СССР, 1956. XI.
131. **Хрущев М.М., Бабичев М.А.** Исследование изнашивания металлов. М.: Изд-во АН СССР, 1960.
132. **Хрущев М.М. и др.** Износостойкость и структура твердых наплавов. М.: Машиностроение, 1971.
133. **Xiaojun Wu et al.** *Material Science and Engineering A*. 2007. Vol. 457. P. 180–185.
134. **Цыпин И.И.** Влияние колебаний низкой и ультразвуковой частоты на структуру и свойства литых износостойких сплавов // Труды ВНИИПТУГлемаш. Вып. 11. 1966.
135. **Цыпин И.И., Гарбер М.Е., Михайловская С.С.** Обрабатываемость резанием хромистых износостойких чугунов // Вестник машиностроения, 1969. № 11.
136. **Цыпин И.И., Гарбер М.Е., Михайловская С.С. и др.** Новый абразивно-коррозионный белый чугун // Литейное производство. 1978. № 9.
137. **Цыпин И.И.** Белые износостойкие чугуны. М.: Металлургия, 1983.
138. **Цыпин И.О. и др.** Износостойкие элементы среднеходных углеразомольных мельниц // Литейное производство. 1970. № 2. С.11–13.
139. **Чернышев Е.А.** Литейные сплавы и их зарубежные аналоги: Справочник. М.: Машиностроение, 2006.
140. **Шрайнер Л.А. и др.** Механические и абразивные свойства горных пород. М.: Госгортехиздат, 1956.
141. **Stauffer W.A.** Verschlei durch sandhaltiges wasser in hydraulischen Anlagen // *Schweizer Archiv, Angewandte Wissenschaft und Technik*, 1958. Bd. 24. № 78. S. 218–230, 248–263.
142. **Шулепникова А.Г.** Абразивный износ и микроструктура стали // *Мир*. 1962. № 10.
143. **Yu Y., Zai Q., Xing C. et al.** // *J. of science and technology*. Beijing, 1998. № 20. P. 264.

144. **Гутерман В.М., Тененбаум М.М.** Влияние микроструктуры на износостойкость углеродистой стали при абразивном изнашивании // *Металловедение*. 1956. № 11.
145. **Романов О.М., Рожкова Е.В.** Ударно-абразивная стойкость хромистых чугунов // *Литейное производство*. 1982. № 10.
146. **Гиршович Н.Г.** Кристаллизация и свойства чугуна в отливках. М.-Л.: Машиностроение, 1966.
147. **Fu H., Xing J.** // *Materialwissenschaft and Werkstofftechnik*. 2004. Vol. 35. P. 578.
148. **Laird II G., Powell G.L.F.** // *Met. Trans. A*. 1993. Vol. 24. P. 981.
149. **Крагельский И.В.** Трение и износ. М.: Машгиз, 1962.
150. **Богачев И.Н., Журавлев Л.Г.** Исследование износостойкости сталей при абразивном изнашивании / Сб. Повышение износостойкости и срока службы машин. Т. 1. М.: Изд. АН СССР, 1960.
151. **Тененбаум М.М.** Лабораторная оценка износостойкости сталей при трении о песчаную шкурку // *Вестник машиностроения*. 1956. № 8.
152. **Рожкова Е.В., Гарбер М.Е.** Влияние размеров карбидов на износостойкость хромистых чугунов // *Черные металлы*. 2008. Ноябрь.
153. **Гарбер М.Е., Зеликман И.Д., Цыпин И.И.** Исследование литых износостойких сплавов / Труды ВНИИПТУглемаш. Вып. 11. М.: Недра, 1966.



Производственное издание

**Гарбер Михаил Ефимович**

## **ИЗНОСОСТОЙКИЕ БЕЛЫЕ ЧУГУНЫ**

Редактор *А.В. Савенков*  
Художественный редактор *Т.Н. Галицына*  
Корректор *В.О. Кабанова*  
Технический редактор *С.А. Жиркина*

Сдано в набор 02.02.2010 г. Подписано в печать 26.02.2010 г.  
Формат 60×88<sup>1</sup>/<sub>16</sub>. Бумага офсетная. Гарнитура NewtonС.  
Печать офсетная. Усл. печ. л. 17,15. Уч.-изд. л. 16,58.  
Тираж 500 экз. Заказ

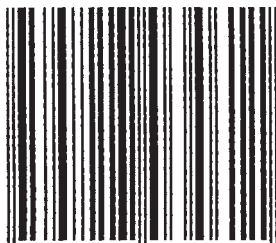
---

ОАО "Издательство "Машиностроение",  
107076, Москва, Стромьинский пер., 4/1, стр. 3

---

Отпечатано в ГУП ППП "Типография "Наука" РАН",  
121099, Москва, Шубинский пер., 6

ISBN 978-5-217-03461-1



9 785217 034611