ВЛИЯНИЕ ТЕРМООБРАБОТКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЧУГУНА

Филиппов М.А.
ДТН, Профессор УрФУ

1. Классификация чугунов

Сплавы железа с углеродом (обычно более 2,14 % С), в структуре которых содержится эвтектика, называют *чугунами.* Присутствие эвтектики в структуре чугуна обусловливает его использование исключительно в качестве литейного сплава. Углерод в чугуне может находиться в виде

цементита или графита или одновременно в виде цементита и графита*. Классификация чугунов приведена в табл. 1.

Таблица 1

Классификация и свойства чугунов

Тип чугуна	Графит*	Тип металлической матрицы	Показатели свойств			Способ получения
			литейных	технологических	$\sigma_в$, МПа	
Серый	Пластинчатый прямолинейный Пластинчатый завихренный Пластинчатый игольчатый Пластинчатый гнездообразный	Ф, Ф + П, П	Высокие	Высокие	150÷480	Все виды плавки, модифицирование ферросилицием
С вермикулярным графитом	Вермикулярный извилистый Вермикулярный утолщенный	Ф, П, Ф + П	Высокие	Высокие или средние	320÷500	Модифицирование лигатурами РЗМ

**В легированных чугунах могут находиться и другие фазы и структурные составляющие, например, карбиды легирующих элементов, комплексные карбиды, эвтектики и эвтектоиды с этими карбидами и др.*

Ковкий или модифицированный	Нитевидный Хлопьевидный Компактный плотный	Ф или П	Пониженные	Высокие или средние	300÷370 (ферритный), 450÷600 (перлитный)	Графитизирующий отжиг белого чугуна, модифицирование РЗМ
С шаровидным графитом	Шаровидный разорванный Шаровидный звездообразный Шаровидный неправильный Шаровидный правильный	Ф, Ф + П, П	Высокие	Высокие или средние	380÷1200	Модифицирование магнием, кальцием, РЗМ

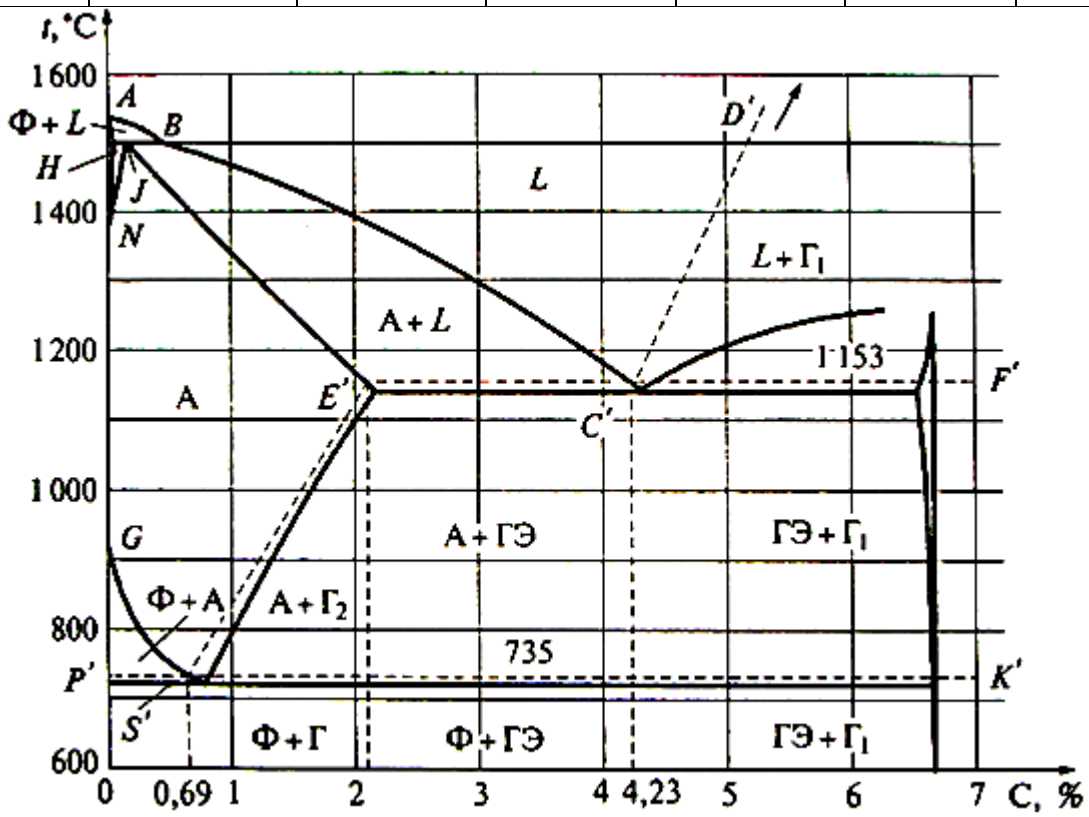


Рис. 1. Диаграмма состояния железо-углерод (сплошные линии – метастабилъный вариант, пунктирные – стабилъный): L – жидкость; Ф – феррит; А – аустенит; Г – графит; $Г_1$ – графит первичный; ГЭ – графит эвтектический; Г2 – графит вторичный

Классификационные признаки: цвет излома, положение на диаграмме состояния железо-углерод, форма включений графита, структура металлической матрицы, химический состав, технология производства, механические и специальные свойства.

По цвету излома различают белые и серые, половинчатые и отбелённые чугуны. Это первая, неполная классификация чугунов. Благодаря изучению причин образования двух разных по цвету излома типов чугунов (часто в одной отливке) построены два варианта диаграммы состояния железо-углерод (рис. 1). Серые чугуны образуются в результате кристаллизации по стабильному варианту, а белые – по метастабилъному. Цвет излома чугунов

зависит в серых чугунах от присутствия свободного углерода в форме графита, а в белых углерод присутствует в виде цементита. Серые чугуны имеют очень хорошие литейные свойства, хорошо поддаются всем видам механической обработки. Белые чугуны обладают высокой твёрдостью, плохо обрабатываются, имеют более низкие технологические свойства.

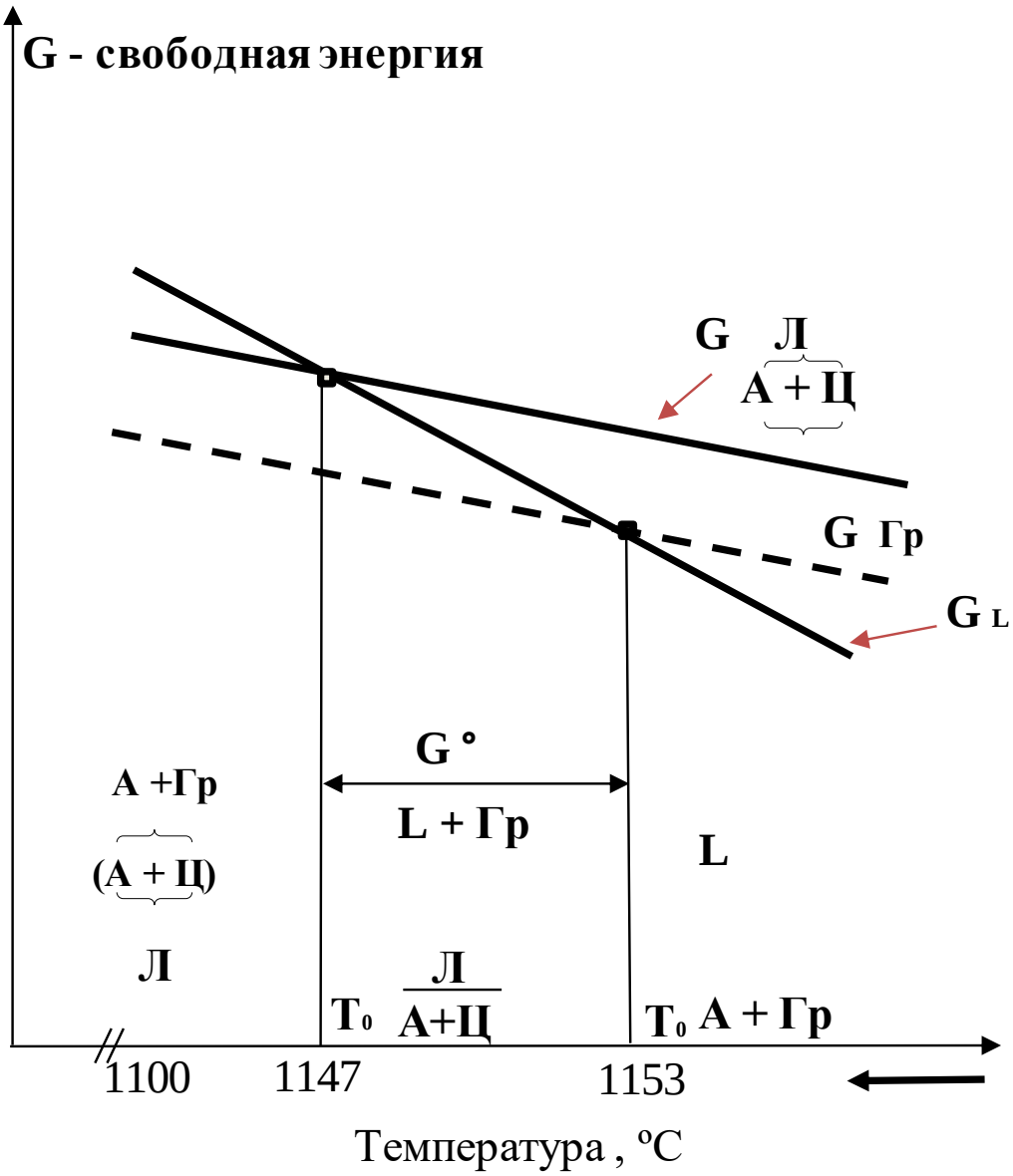


Рис. Изменение свободной энергии и фазового состава чугунов в процессе охлаждения расплава

По положению на диаграмме состояния различают чугуны доэвтектические (с *CE* < 4,30 %), эвтектические и заэвтектические (рис. 1).

Эти чугуны различаются в основном соотношением в их структуре аустенита и графита (или аустенита и цементита) в области температур выше точки эвтектоидного превращения и феррита и графита (или феррита и цементита) в области температур ниже точки эвтектоидного превращения. Чугуны различаются также содержанием углерода и некоторых других элементов.

По форме включений графита различают чугуны: с пластинчатым графитом, вермикулярным графитом, с шаровидным графитом, с хлопьевидным графитом.

В зависимости от формы графита и условий его образования различают следующие виды графитизированных чугунов: серые, высокопрочные и ковкие. В *серых чугунах* графитные включения (в плоскости шлифа) имеют пластинчатую форму. Эти включения напыляют поверхность излома и придают ему серый цвет, поэтому такой сплав называют серым чугуном с пластинчатым графитом. Серый чугун получают в результате естественной кристаллизации из расплава определённого химического состава.

В *высокопрочных чугунах* графит имеет шаровидную форму (высокопрочный чугун с шаровидным графитом) или промежуточную форму между шаровидной и пластинчатой (высокопрочный чугун с вермикулярным графитом). Высокопрочные чугуны получают внепечной обработкой (модифицированием) расплава с целью полной или частичной сфероидизации графита.

В *ковких чугунах* графитные включения тоже имеют компактную форму, называемую хлопьевидной (ковкий чугун с хлопьевидным графитом), но получают такой графит в результате графитизирующего отжига белого доэвтектического чугуна (часто такой графит называют *углеродом отжига).*

В половинчатых чугунах могут сочетаться карбиды различных видов и графитные включения разной геометрической формы. Получать чугуны с такой структурой можно как в результате естественной кристаллизации из расплава, так и с помощью термической обработки отливок.

Чугуны с графитом являются прекрасным высокотехнологичным материалом для машиностроения. Во всех случаях, где по условиям работы физико-механические свойства чугуна соответствуют требованиям, предъявляемым к деталям, особенно если детали имеют сложную форму, следует при выборе материала отдавать предпочтение чугунам. В этом случае становится предопределённым и выбор одного из видов литейных технологий, Расплав чугуна обладает хорошей жидкотекучестью, малой склонностью к образованию усадочных дефектов. Из него можно изготавливать отливки самой сложной конфигурации с толщиной стенок 2÷500 мм.

Рис.2. Георгий-Победоносец. Каслинское литьё.

-В ГОСТ 3443–87 приведена шкала оценки форм графита в чугунах, которая включает 13 различных форм от пластинчатой прямолинейной до шаровидной правильной (табл. 1). Форм графита в чугунах больше, кроме

того, в одной отливке часто встречаются участки структуры с различными формами.

Размеры включений графита оценивают по длине или диаметру этих включений. В ГОСТ 3443–87 приведены эталоны оценки размеров включений графита,

предусмотрена оценка графита по распределению (девять форм) и по количеству.

Роль металлической матрицы усиливается по мере перехода от пластинчатой формы графита к шаровидной. Шаровидный графит в значительно меньшей степени, чем пластинчатый, выполняет роль концентратора напряжений и тем самым позволяет реализовать свойства матрицы на гораздо более высоком уровне.

По структуре металлической матрицы (ГОСТ 3443–87) различают чугуны: ферритные; с пластинчатым перлитом (Пт1); с зернистым перлитом (Пт2); трооститные; бейнитные; мартенситные.

Если в чугуне имеется металлическая основа различных типов, следует визуально оценивать долю (%) каждого типа и указывать эти доли при обозначении структуры. Такая оценка обязательна для ферритно-перлитных чугунов, и ГОСТ 3443–87 предусматривает девять баллов для оценки соотношения перлита и феррита в чугуне. Дисперсность перлита оценивается пятью баллами. Кроме того, предусматривается оценка включений фосфидной эвтектики, цементита, ледебурита и размеров эвтектического зерна.

Пример словесного описания чугуна: структура чугуна с равномерно распределенным пластинчатым графитом прямолинейной формы длиной 60÷120 мкм; перлит пластинчатый в количестве 30÷60 % с межпластинчатым расстоянием 0,5 мкм; фосфидная эвтектика тройная, игольчатого строения, в виде отдельных включений площадью 2000÷10000 мкм^2 .

По химическому составу различают чугуны обычные и легированные. Классификация серых и других нелегированных чугунов приведена выше. Чаще всего выделяют чугуны низколегированные (до 3 % легирующих элементов), среднелегированные (3÷10 %) и высоколегированные (более 10 %).

Обычно легированные чугуны – это чугуны специального назначения со специальными свойствами.

Легированные чугуны подразделяют по назначению, химическому составу и структуре.

По назначению различают легированные чугуны жаропрочные, жаростойкие, износостойкие, коррозионно-стойкие, с повышенной ударной вязкостью, немагнитные и др. Эти свойства придает чугунам легирование никелем, хромом, кремнием, алюминием, марганцем, медью, молибденом, ванадием и некоторыми другими элементами.

По составу легированные чугуны разделяют на алюминиевые, хромистые, никелевые, кремнистые, марганцовистые и др. Обычно состав этих чугунов сложный и в них присутствует более чем один легирующий элемент. Легированные чугуны классифицируют по элементу, который по

содержанию преобладает в составе данного чугуна. Однако в литературе часто встречаются и названия "хромоникелевый", "хромо-никель-молибденовый" чугун и т.д., т.е. по содержанию преобладает более одного элемента.

Структура для легированных чугунов является в меньшей степени классификационным признаком, чем для нелегированных, так как свойства легированных чугунов в большей степени зависят от их состава. Среди легированных чугунов встречаются чугуны с особой структурой матрицы – аустенитные, бейнитные, трооститные, мартенситные

Алюминиевые чугуны (Al ≤ 4 %) применяют чаще всего для получения отливок с повышенной кавитационной стойкостью, а также взамен серого и высокопрочного чугунов для отливок с повышенными требованиями к вязкости, ударной стойкости. Чугун с Al > 4 % применяют как жаростойкий и износостойкий.

Хромистые и хромоникелевые легированные чугуны нашли наибольшее применение для изготовления износостойких, жаростойких и коррозионно-стойких изделий. С повышением содержания хрома и никеля возрастают специальные свойства чугуна. Содержание хрома в таких чугунах 0,5÷30 %, а никеля – 0,5÷5,0 %.

Никелевые чугуны обычно содержат и хром, но с преобладанием в составе никеля (0,3÷20 %). С увеличением содержания никеля структура чугуна постепенно изменяется, при определённом его содержании становится аустенитной.

Аустенит немагнитен, поэтому никелевые чугуны применяют как немагнитные, а также коррозионно-стойкие преимущественно в морской воде, жаропрочные и хладостойкие.

Кремнистый чугун содержит 4,5÷18,0 % кремния и применяется в основном как окалиностойкий, ростоустойчивый и коррозионно-стойкий.

Марганцовистый чугун содержит до 12 % марганца и отличается аустенитной или мартенситной структурой матрицы. Марганцовистые чугуны применяют в основном как антифрикционные и немагнитные.

По технологии производства различают чугуны вагранoчной, индукционной, дуговой плавки, а также синтетические и модифицированные, подвергнутые внепечной обработке. Технология производства различных типов чугунов в значительной степени зависит от параметров чугуна, температуры, наличия и состава примесей и неметаллических включений в чугуне.

По механическим и специальным свойствам чугуны делят на серые, ковкие, высокопрочные и легированные со специальными свойствами.

2. Графитизация чугунов

Образование графита в железоуглеродистых сплавах из расплава может происходить только в узком интервале температур между линиями стабильной и метастабильной диаграмм системы Fe–C (рис. 1), т.е. в условиях малых переохлаждений или при очень малых скоростях охлаждения. Поэтому структура графитизированных чугунов формируется

при медленном охлаждении расплава, тогда как образование структуры белого чугуна происходит при более быстром охлаждении.

Альтернативный способ образования графита состоит в том, что поскольку цементит является неустойчивым (метастабильным) соединением, то при определённых условиях он распадается с образованием твёрдого раствора (аустенита или феррита) и графита. Для осуществления процесса графитизации необходима диффузия углерода и самодиффузия железа. При комнатной температуре этот процесс практически не протекает, но с повышением температуры резко ускоряется.

Серые технические чугуны представляют собой сплавы Fe–C–Si, содержащие обычно 2,8÷3,8 % C, 1,4÷3,5 % Si и в качестве постоянных примесей Mn, P и S. Поэтому при изучении структурообразования в техническом чугуне нужно пользоваться не диаграммой состояния железо–углерод, а тройной диаграммой железо–углерод–кремний. В отличие от сплава Fe–C в сплавах Fe–C–Si перитектическое, эвтектическое и эвтектоидное превращения протекают не при постоянной температуре, а в некотором интервале температур. Ускоренное охлаждение чугуна в реальных условиях вносит существенные отклонения от равновесной структуры. Структура чугуна в отливках зависит в первую очередь от химического состава (содержания углерода и кремния) и скорости кристаллизации.

Кремний способствует процессу графитизации, действуя в том же направлении, что и замедление скорости охлаждения. Изменяя химический состав чугуна и скорость охлаждения, можно получить различную структуру металлической основы чугуна.

При недостаточном содержании в чугуне кремния и углерода в его структуре может кристаллизоваться ледебурит, т. е. вместо структуры серого чугуна может формироваться структура половинчатого или даже белого чугуна. Однако в сплаве Fe–C–Si цементит и ледебурит – очень неустойчивые (метастабильные) составляющие и в результате термической активации (высокотемпературного отжига) распадаются с образованием графита (углерода отжига) по реакции $Fe_3C \rightarrow 3Fe\gamma + Г$. Эта реакция лежит в основе процесса получения ковких чугунов. Таким образом, графитизация чугунов может происходить как в процессе их кристаллизации из расплава, так и в результате последующей термической обработки (графитизирующего отжига).

На процесс графитизации влияют не только кремний и углерод (усиливающие склонность к графитизации, кремний также способствует образованию ферритной структуры в чугуне), но и другие элементы (легирующие и примеси). Медь и никель способствуют графитизации первичного и эвтектического цементита, но повышают устойчивость эвтектоидного цементита (способствуют перлитизации структуры). Карбидообразующие элементы (Cr, Mn, V, W, Mo) повышают устойчивость всех видов цементита и способствуют формированию структуры белых и половинчатых чугунов. В графитизированных чугунах они увеличивают количество перлита в структуре.

3. Серые чугуны с пластинчатым графитом

Благодаря пластинчатому графиту в сером чугуне обеспечивается уникальное сочетание высоких антифрикционных свойств, износостойкости, малой чувствительности к концентраторам напряжений и высокой демпфирующей способности. Серый чугун имеет примерно одинаковую конструктивную прочность в отливках простой формы или с ровной поверхностью и сложной формы с надрезами или с грубо обработанной поверхностью. Графит повышает износостойкость и антифрикционные свойства чугуна вследствие собственного «смазывающего» действия и повышения прочности плёнки смазочного материала.

ъОчень важно, что графит улучшает обрабатываемость резанием, делая стружку ломкой.

В основу стандартизации серого чугуна (СЧ) заложен принцип регламентирования минимально допустимого значения временного сопротивления разрыву (предела прочности при растяжении) $\sigma_в$, определяемого в образцах, вырезанных из стандартной литой заготовки диаметром 30 мм. Серые чугуны по ГОСТ 1412–85 маркируют буквами СЧ (серый чугун) и числом, указывающим минимальное значение временного сопротивления в килограмм-сила на квадратный миллиметр (1 кгс/мм^2 = 10 МПа). Марки и механические свойства серого чугуна приведены в табл. 2.

По структуре, свойствам и применению серые чугуны можно разделить на несколько групп.

Ферритные и *ферритно-перлитные чугуны* СЧ10 и СЧ15 применяют для изготовления малоответственных деталей, испытывающих в работе небольшие нагрузки (при толщине стенки отливки 10÷30 мм). Так, чугун СЧ10 используют для изготовления строительных колонн, фундаментных плит, а чугун СЧ15 – литых малонагруженных деталей сельскохозяйственных машин, станков, автомобилей и тракторов, арматуры и т.д.

Перлитные чугуны СЧ20, СЧ25, СЧ30, СЧ35 применяют для изготовления ответственных отливок (станин мощных станков и механизмов, поршней, цилиндров и других деталей, работающих в условиях изнашивания при больших давлениях, компрессоров, арматуры, дизельных цилиндров, блоков двигателей, деталей металлургического оборудования и т.д.) с толщиной стенки до 100 мм. Структура этих чугунов – мелкопластинчатый перлит (сорбит) с мелкими завихрёнными графитными включениями.

Таблица 2

Механические свойства серых чугунов по ГОСТ 1412–85

Марка чугуна	$\sigma_в$, не менее		НВ	Марка чугуна	$\sigma_в$, не менее		НВ
	кгс/мм^2	МПа			кгс/мм^2	МПа	
СЧ00	Не регламентируется			СЧ25	25	245	183÷248
СЧ10	10	98	143÷192	СЧ30	30	294	187÷255

СЧ15	15	147	163÷212	СЧ35	35	343	197÷269
СЧ20	20	196	170÷229	СЧ40	40	392	207÷285

Перлитная металлическая основа в сером чугуне обеспечивает наибольшую прочность и износостойкость. Присутствие в структуре феррита не увеличивает пластичность и вязкость чугуна, но снижает его прочность и износостойкость. Наименьшей прочностью обладает ферритный серый чугун.

Связь между химическим составом, структурой и свойствами серых чугунов оценивают по структурным и структурно-прочностным диаграммам. Химический состав чугуна часто выражают при этом приведенным параметром – углеродным эквивалентом $C_Э$ чугуна, который рассчитывают по действительному химическому составу чугуна, %:

$$C_Э = C + 0{,}33(Si + A1 + P) + 0{,}08Cu + 0{,}1\ Ni - 0{,}14Mn - 0{,}24Cг - 0{,}33V - 0{,}20Mo,$$

где C, Si, A1, P, Cu, Ni, Mn, Cг, V, Mo – содержание соответствующих элементов, %.

Соотношение между содержанием основных элементов (углерода и кремния) в чугуне в зависимости от толщины стенки отливки можно выбирать, используя структурные и структурно-прочностные диаграммы, построенные в координатах «толщина стенки отливки *a* – углеродный эквивалент чугуна $C_э$». Примером может служить уточнённая Г.И. Сильманом диаграмма, которая приведена на рис. 3. На этой диаграмме уточнено положение области перлитных чугунов, откорректировано положение линий чугунов различной прочности, нанесена шкала предела прочности $\sigma_в$, приведены две шкалы толщины стенок отливок (соответственно для сырых и сухих земляных форм).

Для выбора рационального химического состава чугуна с использованием углеродного эквивалента $C_э$ в табл. 3 даны рекомендуемые химические составы чугунов различных марок, рассчитанные по ним значения $C_э$, а также наименьшая допускаемая толщина стенки отливки a_{min}.

Схема определения углеродного эквивалента чугуна отражена на диаграмме, рис. 3. Предположим, что чугунная отливка имеет преобладающую толщину стенки 50 мм и должна быть получена методом литья в земляную форму «по-сырому». При этом необходимо обеспечить в отливке прочностные свойства не ниже марки СЧ20.

Из диаграммы видно, что этим условиям отвечает значение углеродного эквивалента $C_э < 3{,}7$ %. По диаграмме, рис. 3. и по табл. 3 находим, что в данном случае нужно использовать чугун марки СЧ30 (т.е. соответствующий марке СЧ30 в стандартных литых пробах диаметром 30 мм; для круглых отливок толщину стенки приравнивают к радиусу отливки). Для обеспечения стабильных структуры и свойств по всему сечению отливки выбираем химический состав модифицированного чугуна, %: 2,9÷3,1 C, 1,6÷1,9 Si, 1,1÷1,4 Mn, $C_э$ = 3,25÷3,50.

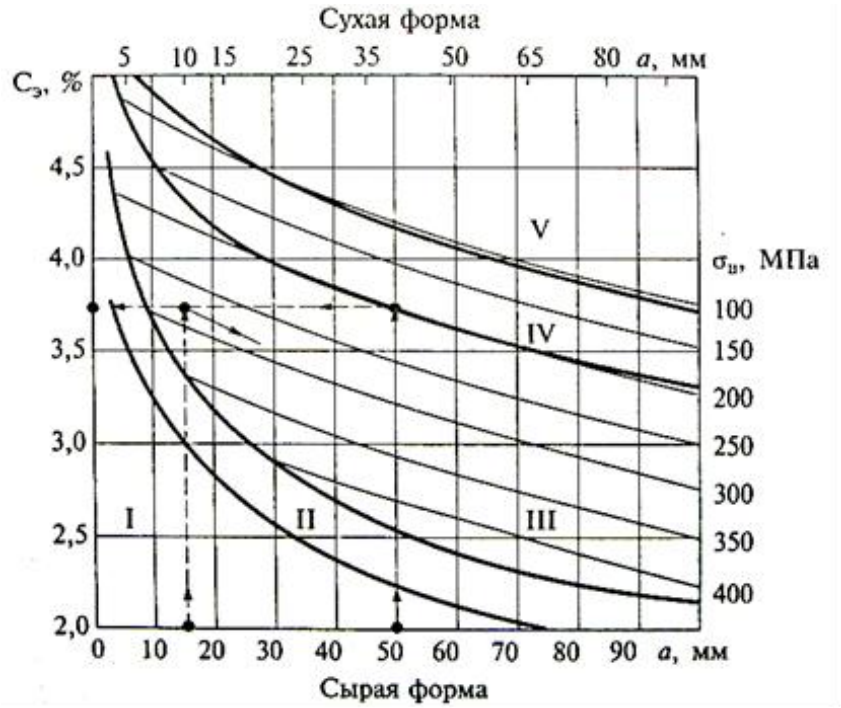


Рис. 3. Структурно-прочностная номограмма для отливок из серого чугуна с пластинчатым графитом:

$C_э$ – углеродный эквивалент; *a* – толщина стенки отливки; $\sigma_в$ – предел прочности (временное сопротивление разрыву); I –V – структурные зоны: I – белый чугун; II – половинчатый чугун; III – серый перлитный чугун; IV – серый перлитно-ферритный чугун; V – серый ферритный чугун; стрелками показан пример пользования номограммой для решения задачи, приведенной в тексте (приведены две шкалы толщины стенок отливок (соответственно для сырых и сухих земляных форм) (Г.И. Сильман)

Основной особенностью микроструктуры серого чугуна, определяющей его физико-механические и эксплуатационные свойства, является наличие пластинчатого графита. Пластинки графита уменьшают сопротивление отрыву, временное сопротивление и особенно сильно пластичность чугуна. Относительное удлинение при растяжении серого чугуна независимо от свойств металлической основы практически равно нулю (примерно 0,5 %). Твёрдость чугуна находится в пределах 143÷255 НВ. Чем больше толщина стенок отливки, тем ниже механические свойства чугуна.

Графитные включения мало влияют на снижение предела прочности при сжатии и твёрдости, значения которых определяются главным образом структурой металлической основы чугуна. При сжатии чугун претерпевает значительные деформации, и разрушение имеет характер среза под углом 45°. Разрушающая нагрузка при сжатии в зависимости от качества чугуна и его структуры в 3÷5 раз больше, чем при растяжении. Поэтому чугун рекомендуют использовать преимущественно для изделий, работающих на сжатие.

Пластинки графита менее значительно, чем при растяжении, снижают прочность и при изгибе, так как часть изделия испытывает сжимающие

напряжения. Предел прочности при изгибе имеет промежуточное значение между пределом прочности на растяжение и на сжатие.

Таблица 3

Рекомендуемые химические составы чугунов различных марок и соответствующие им значения параметров $C_э$ и a_{min}

Чугун	Содержание элементов, %						$C_э$	a_{min}, мм
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Другие		
Немодифицированный								
СЧ00	Не регламентируются						Более	2
СЧ10	3,6÷3,8	2,5÷2,8	0,5÷0,8	Не более 0,15	Не более 0,15	—	4,36÷4,61	4
СЧ15	3,4÷3,6	2,3÷2,6	0,6÷0,9	Не более 0,15	Не более 0,1 5	—	4,10÷4,36	6
СЧ20	3,3÷3,5	2,1÷2,4	0,6÷0,9	Не более 0,15	Не более 0,15	—	3,85÷4,	9
СЧ25	3,1÷3,3	2,0÷2,3	1,0÷1,3	Не более 0,20	Не более 0,20		3,60÷3,85	12
СЧ30	2,9÷3,1	1,9÷2,2	1,2÷1,4	Не более 0,20	Не более 0,20	—	3,40÷3,60	15
Модифицированный								
СЧ25	3,1÷3,3	1,6÷1,9	1,0÷1,3	Не более 0,20	Не более 0,20	—	3,50÷3,80	11
СЧ30	2,9÷3,1	1,6÷1,9	1,1÷1,4	Не более 0,20	Не более 0,20	—	3,25÷3,50	14
СЧ35	2,8÷3,0	1,0÷1,2	1,0÷1,3	Не более 0,20	Не более 0,20	—	3,00÷3,25	15
Легированный								
СЧ25	3,0÷3,2	2,0÷2,4	0,8÷1,0	0,2÷0,4	Не более 0,20	0,5÷0,7 Cu	3,45÷3,75	12
	3,0÷3,2	2,0÷2,4	0,8÷1,0	0,2÷0,4	Не более	—	3,45÷3,75	11
СЧ25	3,0÷3,2	1,8÷2,2	0,9÷1,1	Не более 0,20	Не более 0,20	0,5÷0,7 Cu	3,45÷3,75	11
СЧ30	2,9÷3,1	1,6÷2,0	0,8÷1,0	0,2÷0,4	Не более 0,20	0,5÷0,7Cu	3,20÷3,60	14
	2,9÷3,1	1,6÷2,0	0,8÷1,0	0,2÷0,4	0,5÷0,7		3,20÷3,60	14
	2,9÷3,1	1,4÷1,8	0,9÷1,1	Не более 0,20	Не более 0,20	0,5÷0,7Cu	3,20÷3,60	14
	2,9÷3,1	1,5÷1,8	0.7÷0.9	0,2÷0,4	0,2÷0,4	0,2÷0,4Mo	3,20÷3,60	11
СЧ35	2,8÷3,0	1,4÷1,7	0,8÷1,0	0,2÷0,4	0,5÷0,7	0,2÷0,4Mo	3,10÷3,40	15
СЧ40	2,8÷3,0	1,8÷2,0	1,0÷1,4	Не более 0,20	Не более 0,20	До 1,2 Cu, 0,5÷0,7V	3,05÷3,35	14

Вместе с тем благодаря пластинчатому графиту в сером чугуне обеспечивается сочетание технологических и специальных (служебных) свойств. Из него можно изготавливать отливки самой сложной конфигурации.

Модифицированные чугуны СЧ30, СЧ35 получают обработкой расплава перед разливкой специальными добавками – модификаторами (графит, 75 %-ный ферросилиций, силикокальций в количестве 0,3÷0,8 % и др.). Модифицирование применяют для получения в чугунных отливках с различной толщиной стенок перлитной структуры с пластинками графита средней величины. Для снятия литейных напряжений и стабилизации размеров чугунные отливки отжигают при температуре 500÷600 ^{0}С. В зависимости от формы и размеров отливки выдержка при температуре отжига составляет 2÷10 ч. После такой обработки механические свойства изменяются мало, а внутренние напряжения снижаются на 80÷90 %. Иногда

для снятия напряжений в чугунных отливках применяют естественное старение чугуна – выдержку их на складе в течение 6÷10 месяцев; такая выдержка снижает напряжения на 40÷50 %.

Кривошипно-шатунный механизм

Этот механизм служит для преобразования прямолинейного возвратно-поступательного движения поршней во вращательное движение коленчатого вала. Он включает блок цилиндров и головку блока цилиндров, поршни с кольцами, поршневые пальцы, шатуны, коленчатый вал с подшипниками, маховик и поддон. Надёжность и долговечность многих двигателей внутреннего сгорания определяется эксплуатационной стойкостью чугунных деталей цилиндро-поршневой группы, работающих при знакопеременных нагрузках, трении и коррозии в газообразных продуктах сгорания топлива.

Чугунные гильзы мощных дизельных двигателей со встречно движущимися поршнями представляют наиболее напряженные литые детали с изменяющимся по периметру температурным полем. Наибольшие переменные напряжения от силовых воздействий в цилиндрах возникают у адаптерных отверстий камеры сгорания, находящихся в средней части гильз, работа которых усложняется агрессивным действием продуктов сгорания топлива. Определение усталостной прочности чугуна в районе камеры сгорания гильз, имевшего удовлетворительную макро- и микроструктуру, показывает, что после длительной эксплуатации дизелей она значительно снижается за счет накопления необратимых изменений в тонкой структуре металлической основы и появления микротрещин.

В цилиндрах двигателей внутреннего сгорания из-за большой разности температур между внутренней поверхностью, где происходит сгорание, и наружной, которая в ряде случаев охлаждается водой, возникают значительные напряжения, внутренняя поверхность цилиндров компрессоров также работает в условиях трения при высоких нагрузках от давления сжимаемого воздуха и других газов. Цилиндры подвержены воздействиям местного нагрева и агрессивных сред.

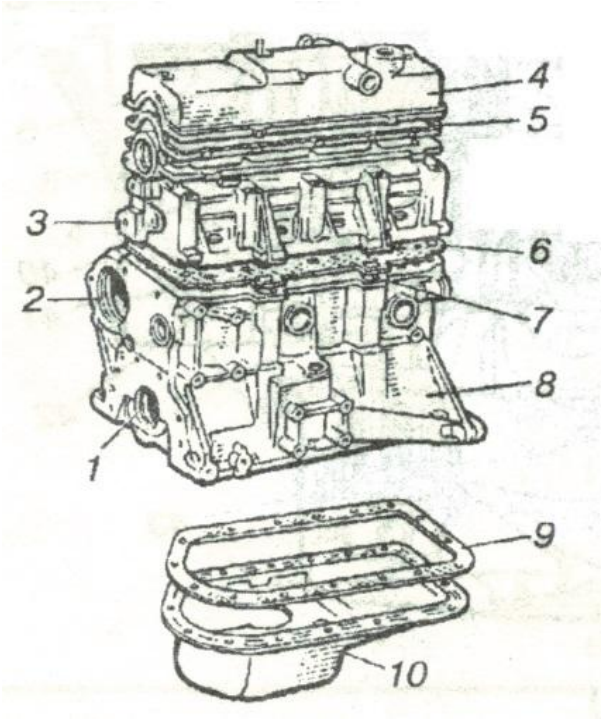


Рис. 4. Блок цилиндров двигателя автомобиля ВАЗ-2108:

1 –опоры коренных шеек коленчатого вала; *2* – блок цилиндров; *3* – головка цилиндров; *4* – крышка головки цилиндров; *5* – прокладка крышки; *6* – прокладка головки цилиндров; *7* – рубашка охлаждения; *8* – картер блока цилиндров; *9* – прокладка поддона картера; *10* – поддон

Блок цилиндров многоцилиндровых двигателей отливают из серого перлитного чугуна типа *СЧ25, СЧ30* вместе с цилиндрами, внутренние поверхности которых обработаны шлифованием (рис. 4).

Структура блока должна состоять из высокодисперсного (сорбитообразного) перлита Пд0,3; Пд0,5, фосфидной или фосфидно-карбидной эвтектики, содержание графита не должно превышать 5 %. Графит должен быть среднепластинчатый, неориентированный ПГд90–ПГд180. В чугуне для гильз высокофорсированных дизелей допускается структурно-свободный цементит не выше балла Ц2, Цп4.

Износ гильз цилиндров двигателя ЗИЛ-130, изготовленных из низколегированного чугуна СЧ25 твёрдостью 187÷207 НВ, составляет 1,5÷2,5 мкм на 1000 км пробега автомобиля. Гильзы из среднелегированного фосфористого чугуна с Cr = 0,5÷0,6 %, Ni = 0,4÷0,6 %, Mo = 0,5÷0,6 %, Cu = 0,7÷0.8 %, P = 0,4 % и твёрдостью 197÷255 НВ имеют износ 1,0÷1,5 мкм на 1000 км пробега.

При легировании серого чугуна комплексом Cr–Ni–Mo–Cu минимальную интенсивность изнашивания 0,6÷0,8 мг/ч имеет чугун с Σ(C+Si) = 4,6÷5,1 %. При легировании комплексом Ni–Mo–Cu–V минимальную интенсивность изнашивания 3,0÷5,0 мг/км имеет чугун с Σ(C+Si) = 4,4÷4,8 %. При содержании в чугуне карбидообразующих элементов – хрома, ванадия и фосфора в соотношении (Cr+2V):P = 1,2÷1,4 – в структуре фосфидной эвтектики появляется цементит, что повышает её твёрдость. Сочетание двойной фосфидной эвтектики с высокодисперсным перлитом и среднепластинчатым

графитом обеспечивает максимальную износостойкость гильз цилиндров автотракторных двигателей. Для повышения дисперсности и стабильности перлита чугун для гильз цилиндров обрабатывают микролегирующими добавками: (0,01÷0,04) % B, (0,06÷0,3) % Sb, (0,08÷0,12) % Sn.

Блоки цилиндров многих марок автомобилей, в т.ч. мощных дизелей изготовлены из алюминиевого сплава типа легированный силумин, например, *АК9ч,* упрочняемый термообработкой в виде целой детали. Как одно целое с блоком цилиндров отливают и верхнюю часть картера двигателя.

Цилиндр может быть выполнен непосредственно в корпусе чугунного блока или в виде сменной гильзы, изготовленной из кислотостойкого чугуна и установленной в направляющих поясках цилиндров. Для уменьшения износа верхней части гильзы в ней делают износостойкие вставки.

4. Высокопрочные чугуны с шаровидным графитом

Существенное повышение механических свойств чугуна достигается при переходе от пластинчатой формы графита к *шаровидной* или *вермикулярной* (промежуточной). Для чугуна с шаровидным графитом характерны не только высокая прочность (отсюда и название – высокопрочный чугун), но и значительные пластичность и вязкость, в связи с чем во многих зарубежных стандартах его называют пластичным чугуном.

Высокопрочный чугун получают путем сфероидизирующего модифицирования магнием или редкоземельными металлами (РЗМ). Обычно сфероидизирующее модифицирование совмещают (комплексное модифицирование) или сопровождают (предсфероидизирующее или послесфероидизирующее, т.е. повторное модифицирование) графитизирующим модифицированием. В качестве элементов-графитизаторов в комплексных модификаторах содержатся Si, Ni или Cu.

Высокопрочные чугуны с шаровидным графитом (ВЧШГ) имеют широкий диапазон механических и эксплуатационных свойств. Ферритные чугуны характеризуются наивысшей среди чугунов пластичностью и вязкостью, обеспечивают литым деталям высокие хладо- и ударостойкость, хорошую свариваемость и обрабатываемость резанием. Перлитные ВЧШГ хорошо сопротивляются статическим и циклическим нагрузкам, обладают высокими износо- и задиростойкостью. В бейнитных ВЧШГ сочетаются высокая прочность с достаточной пластичностью, что обеспечивает высокие износостойкость, усталостную прочность и контактную выносливость литых изделий.

Все марки ВЧШГ имеют высокий модуль упругости и значительно большую, чем у стали, демпфирующую способность. Предел текучести у бейнитных чугунов в 2,5÷3 раза выше, чем у обычных конструкционных сталей.

По способности выдерживать высокие механические нагрузки при наименьших деформациях и массе деталей ВЧШГ значительно превосходит сталь, ковкий и серый чугун. Масса литых деталей из ВЧШГ может быть на 5÷10 % ниже по сравнению с массой деталей из литой стали и ковкого чугуна и на 10÷20 % меньше по сравнению со стальными поковками и штамповками.

Характеристики статической прочности ВЧШГ наиболее высокие в условиях сжатия, промежуточные – при изгибе, растяжении и кручении, наименьшие – в условиях среза. По сравнению с литой углеродистой сталью ВЧШГ при одинаковых прочностных свойствах в условиях растяжения имеют более высокие свойства при изгибе и кручении (в 1,3÷1,9 раза) и особенно при сжатии (в 2÷4 раза).

Высокопрочные чугуны успешно заменяют углеродистую сталь и другие виды чугунов в деталях, работающих в условиях тепловых ударов, термоусталости (при температурах цикла до 600 °С), низких температур (до –100 °С), умеренно агрессивных сред, высоких давлений, знакопеременных динамических нагрузок.

Высокопрочные чугуны обладают хорошими литейными свойствами, что позволяет изготавливать из них высококачественные отливки с толщиной стенок 2,5÷1000 мм и массой от нескольких десятков граммов (например, поршневые кольца) до 200 т (станины, цилиндры, контейнеры и др.).

Высокая герметичность в сочетании с ударной и коррозионной стойкостью позволяют эффективно использовать ВЧШГ в виде наиболее экономичного материала для напорных труб и фитингов. Почти половину мирового производства ВЧШГ используют на эти цели.

Принцип маркировки ВЧШГ такой же, как и для серых чугунов: после букв ВЧ указывается минимальное значение предела прочности в килограмм-силе на квадратный миллиметр.

Содержание углерода во всех марках ВЧШГ примерно одинаково и составляет 3,2÷3,8 %. Основное различие между марками состоит в содержании кремния и в особенностях технологического процесса изготовления отливок и деталей.

Свойства ВЧШГ регламентированы ГОСТ 7293–85, в котором предусмотрены восемь марок чугуна (табл. 4). Относительное удлинение, твердость НВ, а также ударную вязкость КС определяют при наличии требований в нормативно-технической документации на отливки, причём значения этих свойств могут отличаться от приведённых в табл. 4.

Механические свойства ВЧШГ должны быть обеспечены в литом состоянии или после термической обработки. Испытания проводят на образцах, вырезанных из отдельно отлитых или прилитых к отливкам проб. Механические свойства ВЧШГ зависят от толщины стенки отливки, хотя и в меньшей степени, чем у серого чугуна. Прочность и твёрдость чугуна в пробах обычно выше, чем в реальных отливках.

Влияние скорости охлаждения и толщины стенки отливки связано с тем, что в толстых сечениях повышается количество феррита, увеличивается

опасность флотации графита и ухудшения его формы и распределения, усиливается микроликвация элементов. Всё это вызывает снижение прочности, вязкости, а следовательно, работоспособности толстостенных деталей в эксплуатации. Например, в образцах, вырезанных из стенок крупных изложниц (средняя толщина стенок 160 мм), нелегированный чугун соответствует марке ВЧ 35, тогда как в отдельно отлитых клиновых заготовках – маркам ВЧ 50 и ВЧ 60.

Таблица 4.

Марки и свойства ВЧШГ (по ГОСТ 7293–85)

Марка чугуна	$\sigma_в$, МПа Ю,МПа МПа	$\sigma_{0.2}$, МПа	δ, %, не менее	Твёрдость НВ	Ударная вязкость КС при 20 °С, Дж/см^2
	не менее				
ВЧ35	343	216	22	140÷170	80÷150
ВЧ40	392	245	15	140÷202	30÷80
ВЧ45	441	304	10	140÷225	30÷60
ВЧ50	491	314	7	153÷245	30÷50
ВЧ60	589	363	3	192÷277	10÷30
ВЧ70	687	412	2	228÷302	10÷25
ВЧ80	785	471	2	248÷351	10÷30
ВЧ100	981	687	2	270÷360	10÷20

Физико-механические свойства ВЧШГ наиболее эффективно повышаются за счет термической обработки отливок. Её проводят также с целью улучшения обрабатываемости резанием, снятия внутренних напряжений, изменения структуры и т.д. Выбор вида и режима термической обработки производят исходя из требуемых свойств чугуна в детали, исходной микроструктуры чугуна в отливке и химического состава чугуна.

Применяемые виды и режимы термической обработки отливок и деталей из ВЧШГ приведены в табл. 5. В ряде случаев могут быть проведены два вида термической обработки: первый – для улучшения обрабатываемости отливки, второй (после механической обработки) – для повышения свойств чугуна в детали.

Изотермическая закалка – основной способ получения бейнитных чугунов с наиболее высокими прочностными свойствами ($\sigma_В$ = 900÷1500 МПа, $\sigma_{0,2}$ = = 730÷1300 МПа) при сравнительно высокой пластичности (5 до 18 %) и ударной вязкости (КС до 100 Дж/см^2). Предел прочности бейнитных чугунов при сжатии, изгибе, кручении и срезе составляет соответственно 1800÷2200; 1200÷1400; 700÷950; 550÷700 МПа.

Наиболее характерные микроструктуры ВЧШГ приведены на рис. 4. В отливках обычно получают чугуны с различной структурой металлической основы – от перлитно-ферритной при сравнительно небольших сечениях отливок до ферритной в массивных отливках (рис.3, *а, б).* Варьированием химического состава чугунов (за счет легирования) и режимов термической обработки деталей можно регулировать структуру от ферритно-бейнитной с

оторочками бейнита около графитных включений («твёрдый глаз») до мартенситной (рис. 5, *в–е).* При этом существенно меняются и свойства чугуна, в частности, можно получать твёрдость от 280 HB до 55 HRC.

Высокопрочные чугуны широко используют во многих отраслях техники взамен литой и кованой стали, серого и ковкого чугунов. В 2000 г. мировое производство ВЧШГ достигло примерно 20 млн. т, что в общем производстве отливок составляет около 35 %.

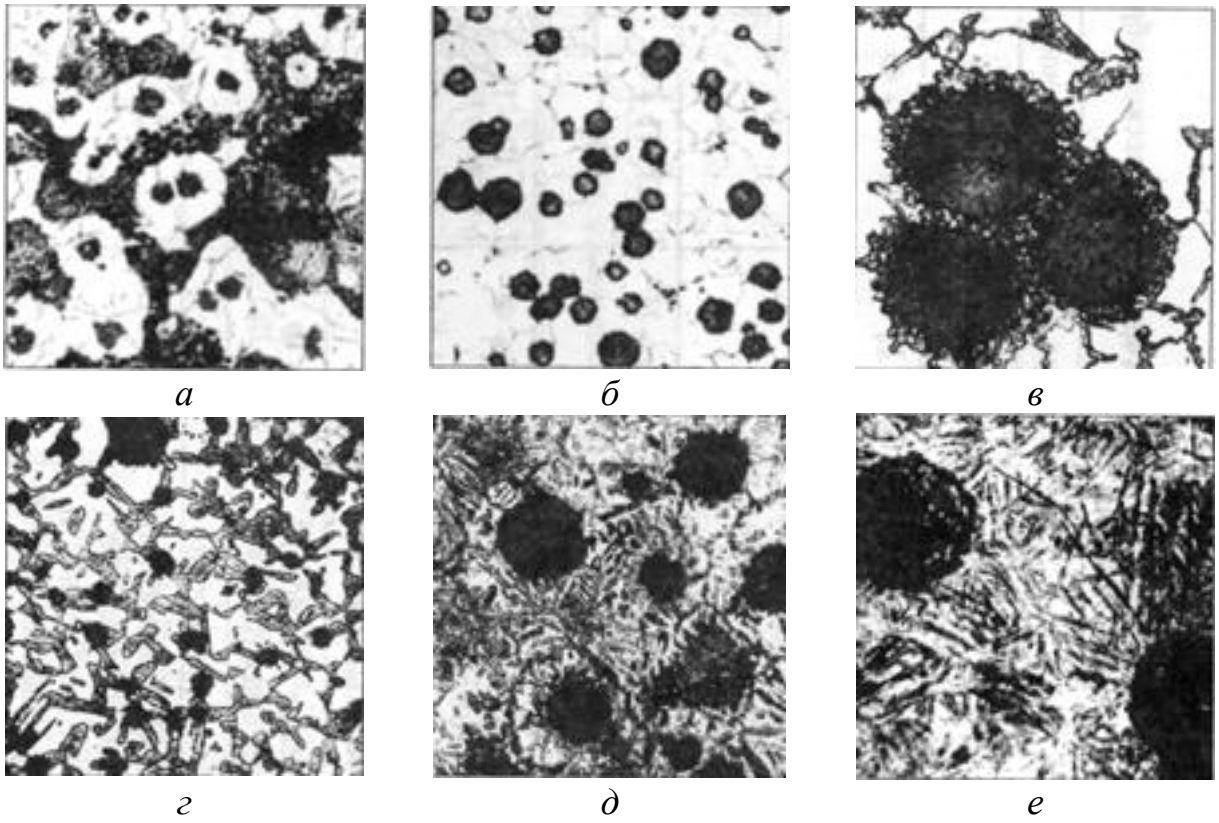


Рис. 5. Микроструктуры высокопрочных чугунов с шаровидным графитом до термической обработки *(а, б)* и после неё *(в-е)*:
а – перлитно-ферритная,х 100; *б* – ферритная, х 100; *в* – ферритная с оторочками бейнита вокруг шаровидного графита, х 300; *г* — бейнитно-аустенитная, х 100;
д – бейнитно-мартенситная, х 200; *е* – мартенситная, х 300

Половину мирового производства ВЧШГ составляют литые центробежным способом трубы диаметром 50÷2200 мм и длиной 2÷8 м. По механическим свойствам трубы из ВЧШГ не уступают стальным, а по долговечности превышают последние в 3÷8 раз в связи с более высокой коррозионной стойкостью. Их используют в напорных трубопроводах для воды, нефти, при изготовлении запорной и регулирующей арматуры, работающей в газовой и жидких средах, в том числе и при низких температурах.

Широко применяют ВЧШГ в автомобилестроении для изготовления таких деталей, как коленчатые и распределительные валы, блоки цилиндров, кронштейны рессор, тормозные барабаны, зубчатые колеса, поршни, поршневые кольца и др. (рис. 6)

Рис. 6. Коленчатый вал легкового автомобиля среднего класса из чугуна ВЧ60.

.

Рис.7. Распределительный вал 4-х цилиндрового легкового автомобиля среднего класса из перлитного чугуна СЧ25

Особое внимание уделяют производству литых деталей из бейнитных чугунов, которые являются одновременно высокопрочными, высоковязкими

и высоко износостойкими сплавами. Применение бейнитных чугунов позволяет в 2 раза повысить предел выносливости коленчатых валов, на 40 % – предел текучести, на 35 % – предел прочности (по сравнению с перлитными чугунами марок ВЧ 50 и ВЧ 60). При этом примерно на 10 % можно снизить массу коленчатых валов.

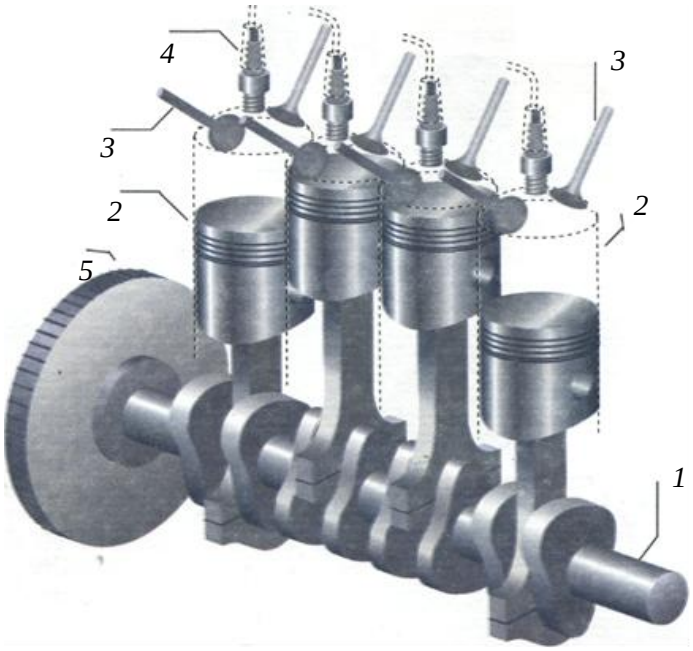


Рис. 5.8. Коленчатый вали шатунно-поршневая группа:

***1* – коленчатый вал; *2* – шатун в сборе с поршнем; *3* – впускные и выпускные клапана; *4* – свечи; *5*– маховик**

Содержание химических элементов в чугунах ГОСТом не регламентируется, однако на заводах для валов применяют чугуны определённого химического состава, определяемого техническими условиями или внутризаводской технической документацией.

Состав чугуна для крупных коленчатых валов, %: 3,4–3,8 C, 1,9–2,2 Si, 0,7–1,0 Mn, ≤0,1 P, ≤0,1 Cr.

ЧШГ получают модифицированием, то есть путём сфероидизирующей внепечной обработки расплава низкосернистого чугуна различными веществами, чаще всего магнием в количестве 0,04–0,08 % Mg, в результате чего изменяется форма, количество и характер распределения графитовых включений, которые приобретают в расплаве глобулярную форму. Преимущество литых валов заключается в возможности повышения их прочности за счёт придания им форм, более выгодных в отношении распределения напряжений, благодаря чему литые валы по сопротивлению усталости не уступают стальным.

Крупные чугунные валы из высокопрочного чугуна подвергают нормализации (при 880–900 °С с выдержкой 5–8 ч, охлаждение с печью), иногда с последующим высоким отпуском (при 725–740 °С, выдержка 8 ч, охлаждение на воздухе). Структура – зернистый перлит и шаровидный графит, твёрдость НВ 207–241. Шейки чугунных коленчатых валов

автомобильных двигателей подвергают поверхностной закалке при индукционном нагреве, при этом в закалённом слое образуется мартенсит и твёрдость возрастает до HRC 47–52. Для закалки используют установки для нагрева шеек в петлевых индукторах с вращением. Закалочное охлаждение – водяным душем из спрейера, встроенного в индуктор. Время нагрева 12–13 с, охлаждения – 7–9 с.Послезакалкивалыподвергаютнизкомуотпускупри 180–200 °С в течение 2 ч. Все детали контролируют на магнито-люминесентных дефектоскопах.

Коленчатый вал двигателей ВАЗ и ГАЗ-24 – пятиопорный, отливается из специального высокопрочного чугуна и устанавливается в коренных подшипниках, имеющих вкладыши. Вкладыши сталеалюминиевые, покрытые тонким слоем антифрикционного материала.

Таблица 5

Виды, режимы и назначение термической обработки ВЧШГ

Вид обработки	Назначение	Структура металлической основы		Режим термической обработки		
		Исходная	Конечная	Температура, °С	Время выдержки, ч	Охлаждение
Отжиг графитизирующий	Уменьшение твёрдости, повышение пластичности, вязкости, прочности, улучшение обрабатываемости	П + Л, П + Ц	П, П + Ф	850÷1000	0,5÷6,0	С печью, на воздухе
Нормализация	Повышение твёрдости, прочности, износостойкости	Ф, Ф + П	П, П + Ф	900÷1000	0,5÷3,0	На воздухе

Отжиг низко-температурный	Уменьшение твёрдости, повышение пластичности, вязкости, улучше-ние	П, П + Ф	Ф, Ф+Пзерн	680÷800	0,5÷4,0	На воздухе, с печью
Закалка	Повышение твёрдости, износостойкости, прочности	П, П + Ф, Ф	М, М + Б	850÷950	0,5÷1,0	В воде, в масле
Отпуск	Снятие закалочных напряжений, повышение вязкости, пластичности и предела выносливости	М, М + Б	$М_{отп}$, $М_{ота}$ + Б + Т	200÷500	1,0÷3,0	На воздухе
Отжиг для сня-тия внутренних напряжений	Снятие внутренних напряжений, повышение стабильности размеров, снижение деформации, повышение	П, П + Ф	П, П + Ф	500÷600	2,0÷6,0	С печью
Изотермичес-кая закалка	Повышение прочности, твёрдости, износостойкости	П, П + Ф, Ф	Б, Б + М, Б + М + Ф	850÷920	0,3÷1,0	В расплаве соли, щелочи
Поверхностная закалка	Повышение поверхностной твёрдости, износо-стойкости	П, П + Ф	М, М + Б (на поверхности)	900÷1050	6÷15с	В воде, в масле

П р и м е ч а н и е . Ф — феррит, П – перлит, $П_{зерн.}$ – зернистый перлит, М – мартенсит, $М_{отп.}$ – отпущенный мартенсит, Л – ледебурит, Б – бейнит, Т – троостит.

РАСПРЕДЕЛИТЕЛЬНЫЙ И КОЛЕНЧАТЫЙ ВАЛЫ ДВИГАТЕЛЯ

Распределительный вал

Одна из узловых деталей двигателя – распределительный вал. Он выполняет весьма важную функцию управления работой двигателем: открывает в определённой последовательности отверстия для впрыска топлива в цилиндры путём своевременного нажатия на толкатели клапанов. Он представляет собой вал длиной по количеству рабочих цилиндров, установленных в линию на двигателе с кулачками, которые расположены попарно по числу цилиндров *(рис. 1 – эскиз распредвала)*. Кулачки, взаимодействующие с толкателями, а также опорные шейки, эксцентрики и отдельные торцовые опорные поверхности должны иметь высокую износостойкость.

Для массового выпуска распределительных валов Автоваз закупил и освоил технологию упрочнения рабочих поверхностей «Эловит», разработанную фирмой «АЕГ Элотерм» (Германия), которая используется на многих европейских автомобилях по причине своей простоты и эффективности. Валы изготавливаются из дешёвого перлитного серого

чугуна типа СЧ35. Чугун выплавляется из чушек передельного чугуна в электропечах и заливается при определённой температуре из ковшей в формы по выплавляемым моделям, которые установлены в опоки на литейном конвейере. После завершения кристаллизации, когда большая часть углерода выделится в виде пластинчатого графита, опоки доставляются на вибрирующую решётку для выбивания формовочной смеси, от отливок отбивают прибыльную, литниковую часть. Литые валы навешиваются на цепной конвейер, который проносит их через специальную прорезь в своде проходной печи, где они проходят отжиг (нормализацию) с нагревом до температуры 850-870 ^{0}С, что снижает литейные напряжения.

Отожжённые валы направляют на специальные шлифовальные станки, где шлифуют рабочие поверхности опорных шеек и кулачков, которые будут работать при трении о подшипники скольжения и толкатели клапанов, что приведёт к их быстрому изнашиванию, если носики кулачков не упрочнить. Упрочнение поверхности кулачков выполняется с использованием плазменной (электродуговой) технологии. Валы помещаются на специальные станки, где к кулачкам автоматически подводятся расположенные по разными углами электроды, после чего включается ток и между ними и носиками кулачков возникает электрическая дуга, которая мгновенно одновременно оплавляет рабочую поверхность кулачков на глубину около 1 мм. После выключения тока оплавленный слой очень быстро остывает за счёт отвода тепла во внутренние холодные слои вала. Происходит так называемый «отбел» поверхностного оплавленного слоя, когда в результате быстрой кристаллизации расплава растворённый в нём углерод выделяется в виде очень твёрдой эвтектической составляющей – ледебурита. В процессе быстрого охлаждения расплава углерод в виде мягкого графита не успевает образовываться, а выделяется в виде химического соединения – цементита (Fe_3C), очень твёрдого и износостойкого. Теперь осталось закалить опорные шейки валов на специальном станке с помощью токов высокой частоты, где нагрев шеек производится одновременно полуиндукторами, а охлаждение – с использованием закалочной жидкости, подаваемой через щелевые спрейеры, самоотпуском. Такая бездеформационная технология позволяет получить из дешёвого материала – перлитного серого чугуна – надёжные и долговечные распределительные валы. После окончательной шлифовки шеек и кулачков и контроля твёрдости (поверхности шеек 55-58 HRC, кулачков HRC > 60)валы отправляют на сборку двигателей.

КОЛЕНЧАТЫЕ ВАЛЫ ДВИГАТЕЛЯ

Коленчатый вал - сердце двигателя внутреннего сгорания. Именно он вращает все остальные движущиеся детали и узлы автомобиля и, в конечном счёте – колёса. Поэтому он является наиболее сложной и тяжело нагруженной деталью, технология его производства индивидуальна и имеет ряд особенностей. Работоспособность коленчатого вала в основном определяется износостойкостью шатунных и коренных шеек и способностью противостоять усталостным разрушениям при циклических изгибающих

нагрузках, начинающихся, как правило, у галтелей в местах сопряжений щёк с шейками (рис. 2, эскиз коленчатого вала).

В легковых автомобилях типа ВАЗ и ГАЗ сравнительно небольшие коленчатые валы изготовляют из высокопрочного перлитного чугуна, например, ВЧ 60-3. Автомобилестроение потребляет около 40 % высокопрочного чугуна, производимого в стране. Перлитные чугуны с шаровидным графитом (ЧШГ) – прекрасный конструкционный материал, они отличаются высокими прочностью и твёрдостью, хорошей обрабатываемостью, достаточно высокими износостойкостью и усталостной прочностью, что позволяет их использовать взамен кованых стальных коленчатых валов при значительно меньшей трудоёмкости изготовления. Кроме того они обладают преимуществами, присущими чугунам: демпфирующей способностью, низким коэффициентом трения и меньшей склонностью к внешним концентраторам напряжений вследствие присутствия графитных включений. Многие автомобильные фирмы мира используют ЧШГ не только для изготовления коленчатых валов, но и литых ступиц переднеприводных автомобилей.

ЧШГ получают модифицированием, то-есть путём сфероидизирующей внепечной обработки расплава низкосернистого чугуна различными веществами, в результате чего изменяется форма, количество и характер распределения графитовых включений.

5. Чугуны с вермикулярным графитом

Вермикулярный графит имеет форму взаимосвязанных лепестков, но в отличие от пластинчатого графита лепестки вермикулярного графита имеют меньшую длину, большую толщину и округлую форму кромок.

Специфическое сочетание физико-механических, технологических и эксплуатационных свойств достигается в чугунах с вермикулярным графитом (ЧВГ) только при условии, что содержание вермикулярного графита в структуре чугуна составляет не менее 80 %, остальное – шаровидный графит; пластинчатый графит не допускается.

По прочности ЧВГ находится на уровне высокопрочных марок серого чугуна (СЧ30÷СЧ40) или превосходит их, однако пластичность, ударная вязкость, окалино- и ростоустойчивость, сопротивляемость коррозии, герметичность ЧВГ выше, чем у серого чугуна.

Чугун с вермикулярным графитом превосходит ВЧШГ по демпфирующей способности, теплофизическим и некоторым специальным свойствам (тепло- и температуропроводности, термоусталостной стойкости, размерной стабильности в условиях теплосмен); он более технологичен, чем серые чутуны высоких марок из ЧВГ, По сравнению с серыми чугунами высоких марок и ВЧШГ склонность к отбелу у ЧВГ ниже, что позволяет получать тонкостенные отливки без отбела в литом состоянии.

Чугун с вермикулярным графитом особенно эффективен для изготовления отливок большой массы (например, изложниц массой до 100 т с толщиной стенок до 500 мм), деталей сложной конфигурации независимо от

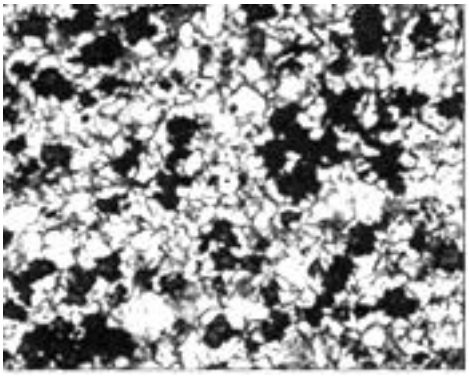
массы (например, блок-картеров и головок цилиндров двигателей внутреннего сгорания), разностенных деталей. Обрабатываемость резанием ЧВГ лучше, чем ВЧШГ и стали.

Как и у других типов чугуна, структуру металлической основы ЧВГ регулируют посредством легирования и термообработки. Производство ЧВГ требует очень жёсткого металлургического контроля.

6. Ковкие чугуны

Ковкий чугун (КЧ) получают графитизирующим отжигом отливок из белого доэвтектического чугуна (рис. 7, *а)*. При отжиге графит выделяется в виде компактных включений («хлопьевидный» графит, или «углерод отжига», рис. 7, *б)*. Благодаря компактному графиту ковкий чугун имеет повышенные значения прочности и пластичности. Повышенная пластичность послужила основанием для названия таких чугунов ковкими. Весь цикл отжига состоит из нагрева до температуры первой стадии 950÷1050 ^{0}С, выдержки для графитизации (разложения) цементита (I стадия), быстрого охлаждения до температуры эвтектоидного превращения (750÷720 °С), медленного охлаждения в интервале этих температур или выдержки при температуре чуть ниже этого интервала (II стадия отжига), охлаждения отливок на воздухе. Продолжительность графитизации чугуна зависит прежде всего от содержания в нем кремния и обычно составляет десятки часов.

а



Б

Рис. 7. Схема отжига ковкого чугуна *(а)* и микроструктура ковкого ферритного чугуна, получаемая при таком отжиге *(б,* х 100):
А – аустенит; Ф – феррит; П – перлит; Ц – цементит; Г – графит

Ковкий чугун по прочностным свойствам и сочетанию механических свойств и износостойкости уступает ВЧШГ. Однако он превосходит их по хладостойкости и обрабатываемости резанием (особенно ферритный ковкий чугун). Обезуглероженный ковкий чугун является единственным конструкционным чугуном, который хорошо сваривается и может быть использован для получения сварно-литых конструкций. Ковкий чугун хорошо поддаётся запрессовке, расчеканке и легко заполняет зазоры. Отливки из ферритного ковкого чугуна можно подвергать холодной правке, из перлитного – правке в горячем состоянии.

Недостатком ковкого чугуна являются его пониженные литейные свойства, прежде всего жидкотекучесть. Поэтому минимальная толщина стенки в отливках из ковкого чугуна составляет 6 мм. Ограничение толщины стенки отливки максимальным значением 60 мм связано с плохой отжигаемостью исходного белого чугуна в больших сечениях.

В основу стандартизации ковкого чугуна заложен принцип регламентирования минимальных значений предела прочности при растяжении и относительного удлинения. После букв КЧ в марке чугуна указывают два числа – минимальные значения предела прочности в килограмм-силе на квадратный миллиметр и относительного удлинения в процентах. Марки и свойства ковких чугунов в соответствии с ГОСТ 1215–79 приведены в табл. 6.

Механические свойства ковких чугунов определяют на литых образцах диаметром 16 мм. В зависимости от толщины стенки отливки допускают также применение образцов диаметром 8 или 12 мм.

Рекомендуемые химические составы ковких чугунов в зависимости от марки и способа их выплавки составляют, %: 2,4÷2,8 C 1,÷1,6 Si, 0,1÷1,0 Mn, до 0,12÷0,18 P, до 0,20 S, до 0,08 Cг.

Таблица 6

Марки, свойства и структурные классы ковких чугунов по ГОСТ 1215–79

Марка чугуна	$\sigma_в$, не менее		δ, %, не менее	Твёрдость НВ	Структурный класс
	МПа	кгс/мм^2			
КЧ 30-6	294	30	6	100÷163	Ферритный
КЧ 33-8	323	33	8		
КЧ35-10	343	35	10		
КЧ 37-12	362	37	12		
КЧ 45-7	441	45	7	150÷207	Перлитный
КЧ 50-5	491	50	5	170÷230	
КЧ 55-4	539	55	4	192÷241	
КЧ 60-3	589	60	3	200÷269	
КЧ 65-3	637	65	3	212÷269	
КЧ 70-2	687	70	2	241÷285	
КЧ80-1,5	785	80	1,5	270÷320	

Необходимые структуры и свойства ковкого чугуна в отливках обеспечивают с помощью графитизирующего отжига. Ферритный ковкий чугун получают полной графитизацией белого чугуна при отжиге отливок в камерных или методических печах. Примерный график отжига отливок на ферритный ковкий чугун приведен на рис. 7,а.

Перлитный ковкий чугун получают ускоренным охлаждением отливок после первой стадии отжига белого чугуна, легированием чугуна марганцем (0,8÷1,2 %), а также закалкой и отпуском отливок.

Ковкий чугун применяют для изготовления тонкостенных деталей. Из него изготовляют детали, работающие при ударных и вибрационных нагрузках. Ферритные КЧ 37-12 и КЧ 35-10 используют для изготовления деталей, эксплуатируемых при высоких динамических и статических нагрузках (картеры редукторов, в т.ч. картеры ведущих мостов грузовых автомобилей, ступицы, крюки, скобы и т.д.), а КЧ 30-6 и КЧ 33-8 – для менее ответственных деталей (головки, хомутики, гайки, глушители, фланцы, муфты и т.д.). Из перлитных ковких чугунов изготавливают вилки карданных валов, звенья и ролики цепей конвейера, втулки, муфты, тормозные колодки и т.д.

7. Антифрикционные чугуны

Антифрикционные чугуны (АЧ) предназначены для применения в узлах трения со смазкой; они должны обеспечивать нормальную работу трущихся деталей без заедания и образования задиров при достаточно высокой износостойкости. Эти требования обеспечиваются в антифрикционных чугунах их микроструктурой, обычно содержащей перлитную, перлитно-ферритную или аустенитную металлическую основу и различной формы графитные включения. Дополнительное повышение износостойкости антифрикционных чугунов достигается наличием в их структуре небольших количеств цементита и фосфидной эвтектики. Графитные включения

способствуют эффективному самосмазыванию при трении и хорошему удержанию смазочных масел, а также обеспечивают высокую теплопроводность, что создает нормальные тепловые условия работы узла трения. Дополнительное повышение износостойкости антифрикционных чугунов достигается наличием в их структуре небольших количеств цементита и фосфидной эвтектики, количество и морфология которых зависит от состава сплава, условий охлаждения литья и режима термической обработки. Хорошая структура АЧ содержит, как правило, более 85 % мелкопластинчатого перлита с включениями мелкопластинчатого или шаровидного графита (рис. 9).

Таблица 7

Твёрдость и характеристики структуры антифрикционных чугунов по ГОСТ 1585-85

Марка чугуна	Количество, %		Твердость, НВ
	перлита	цементита	
АЧС-1	70÷100	Не допускается	180÷241
АЧС-2	70÷100	То же	180÷229
АЧС-3	70÷85	»	160÷190
АЧС-4	85÷100	»	180÷229
АЧС-5	Свыше 45 А*	Менее 25 К*	180÷290
АЧС-6	85÷100	Не допускается	140÷180
АЧВ-1	45÷96	До 5	210÷260
АЧВ-2	45÷70	До 5	167÷197
АЧК-1	85÷100	Не допускается	187÷229
АЧК-2	45÷70	Тоже	167÷197

Основные преимущества антифрикционных чугунов по сравнению с цветными антифрикционными сплавами (бронзами, цинковыми и алюминиевыми сплавами, баббитами) – значительно более высокая износостойкость, хорошая работоспособность при высоких давлениях, повышенных температурах и граничной смазке, низкая стоимость.

Основные марки антифрикционных чугунов установлены ГОСТ 1585–85, твёрдость и некоторые характеристики их структуры приведены в табл. 7.

Чугуны марок АЧС-1–АЧС-6 – серые чугуны с пластинчатым графитом, чугуны АЧВ-1 и АЧВ-2 – ВЧШГ, чугуны АЧК-1 и АЧК-2 – ковкие чугуны. При использовании антифрикционных чугунов нужно учитывать условия работы узла трения (скорость скольжения *v*, давление *p),* а также вид, состояние и твёрдость сопряжённой трущейся детали (состояние проката, после нормализации, закалки и т.д.) (табл. 8). Антифрикционные свойства

---

* Указано количество аустенита А и карбидов К в литой структуре чугуна; после закалки должно быть не менее 80 % А и не более 8 % К.

чугунов в значительной степени зависят также от типа смазочного материала и температуры узла трения.

Таблица 8

Применение антифрикционных чугунов

Марка чугуна	Назначение	Предельные режимы работы		
		p, МПа	v, М/С	Pv, МПа м/с
АЧС-1	Для работы в паре с закаленным или нормализован ным валом	5,0 14,0	5,0 0,3	12,0 2,5
АЧС-2	То же	10,0 0,1	0,3 3,0	2,5 0,3
АЧС-3	Для работы в паре с термо-обработанным или нетер-мообработанным валом	6,0	1,0	5,0
АЧС-4	Для работы в паре с закаленным или нормализованным валом	15,0	5,0	40,0
АЧС-5	Для работы в особо нагруженных узлах трения в паре с закаленным или нормализованным валом норма-	20,0 30,0	1,0 0,4	20,0 12,5
АЧС-6	Для работы в узлах трения при температуре до 300 °С в паре с нетермообработанным валом	9,0	4,0	9,0
АЧВ-1	Для работы в узлах трения с повышенными скоростями в паре с термообработанным валом	1,5 20,0	10,0 1,0	12,0 20,0
АЧВ-2	То же	1,0 12,0	5,0 1,0	3,0 12,0
АЧК-1	Для работы в паре с закаленным или нормализованным валом	20,0	2,0	20,0
АЧК-2	Для работы в паре с нетермообработанным валом	0,5 12,0	5,0 1,0	2,5 12,0

Из антифрикционных чугунов изготавливают различные детали узлов трения (втулки, вкладыши, подшипники скольжения, уплотнения, ролики), изнашивающиеся детали горнорудного и угольного оборудования, строительных и дорожных машин, тракторов и экскаваторов, сельскохозяйственных машин, некоторые трущиеся детали турбин, компрессоров, двигателей и насосов.

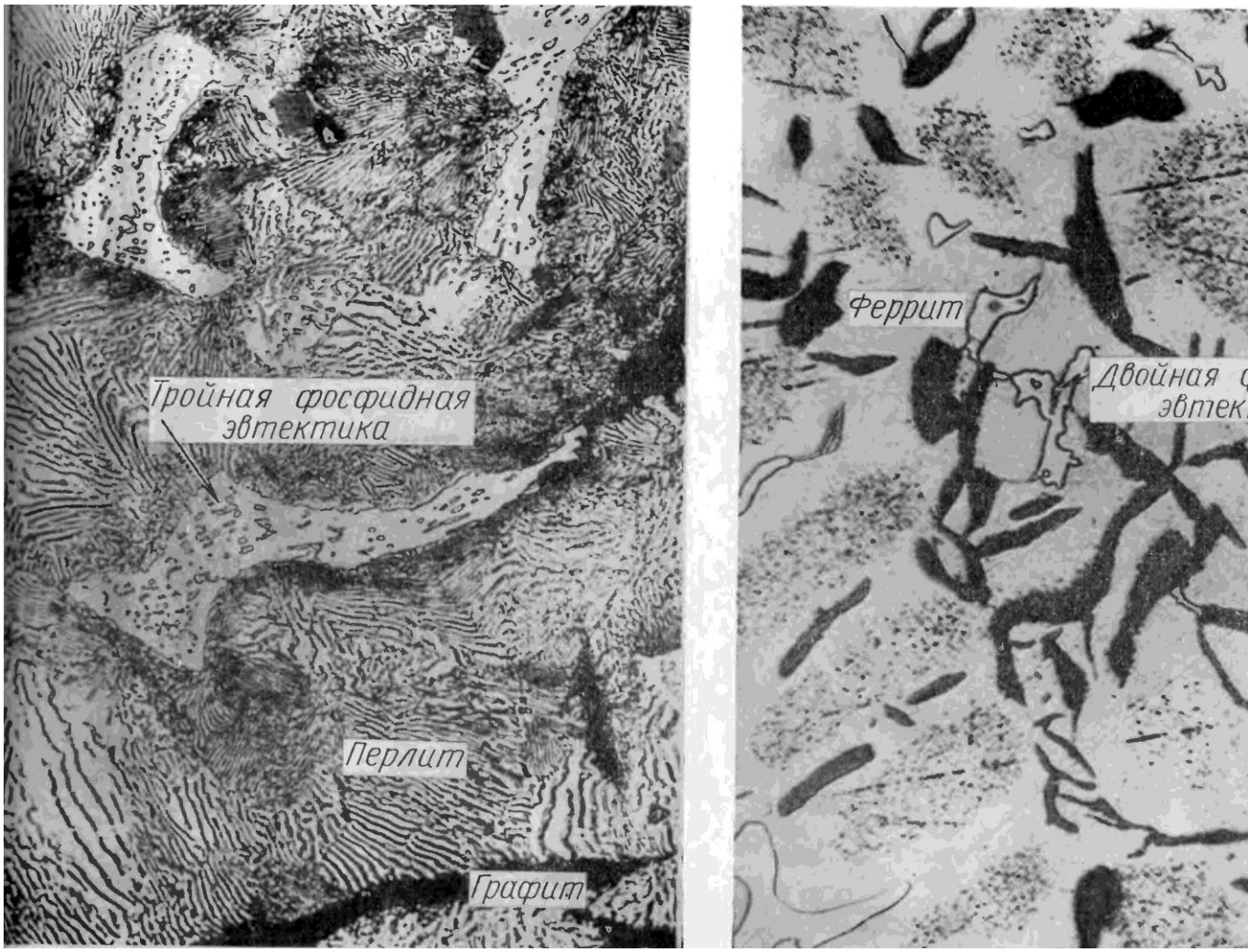
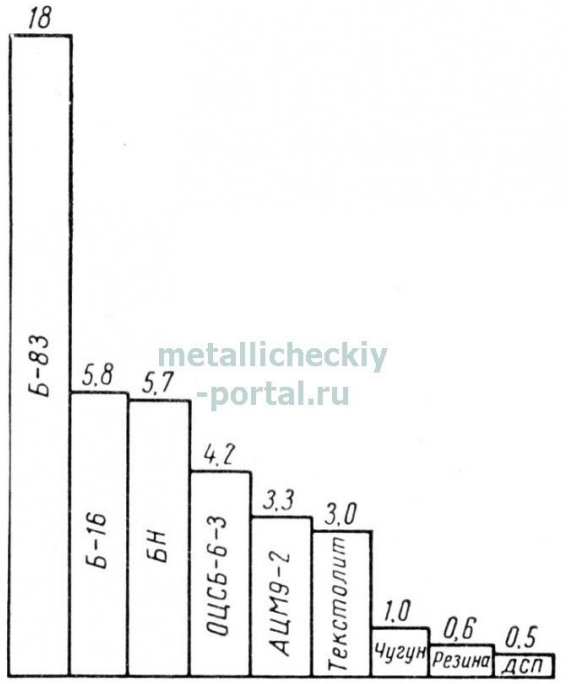


Рис. 8. Микроструктура антифрикционного серого чугуна, $^{x}1000$

Сопоставление чугуна с другими антифрикционными материалами указывает на значительно более низкую стоимость его по сравнению с антифрикционными сплавами цветных металлов (рис. 98). В связи с этим следует отметить, что важнейшими особенностями антифрикционного чугуна являются высокая износостойкость и хорошие литейные свойства. Эти эксплуатационные и технологические особенности чугуна привлекают к нему внимание конструкторов узлов трения. Особенностью ГОСТа является также дифференциация марок чугуна в зависимости от материала вала (закаленого или незакаленого).

Основные функциональные преимущества антифрикционных чугунов по сравнению с цветными антифрикционными сплавами (бронзами, цинковыми и алюминиевыми сплавами, баббитами) – значительно более высокая износостойкость, хорошая работоспособность при высоких давлениях, повышенных температурах и граничной смазке. Указанные преимущества чугуна перед цветными металлами в эксплуатации состоит в том, что повышение температуры вызывает у чугуна сравнительно меньшее изменение таких характеристик, как сила трения и коэффициент трения, чем у бронзы или баббита. Выявился органический недостаток, присущий чугуну: ухудшенная по сравнению с бронзой прирабатываемость. Эта присущая чугуну всех марок особенность приводит к ограничению допустимых скоростей скольжения, а также и удельных давлений. Существенный недостаток *антифрикционных серых чугунов* – их хрупкость.

Антифрикционный чугун может работать как заменитель цветных сплавов в подшипниковых узлах. Однако для удовлетворительной работы требуется: 1) чистая механическая обработка и точное сопряжение трущихся поверхностей деталей; 2) непрерывная и хорошая смазка; 3) повышенные против обычных на 15–30 % зазоры; 4) приработка на холостом ходу и постепенное повышение рабочих нагрузок. При ударной нагрузке антифрикционный чугун работает хуже.



metallicheckiy
-portal.ru

Рис. 10. Относительная стоимость различных антифрикционных материалов

Рис.9.

8. Износостойкие белые чугуны

Основной структурной особенностью износостойких белых чугунов (ИБЧ) является наличие достаточно большого количества высокотвёрдых карбидов (легированного цементита и специальных карбидов), обеспечивающих высокую стойкость чугуна в условиях абразивного изнашивания. На свойства ИБЧ оказывает также влияние и металлическая основа, которая должна быть достаточно твёрдой, прочной и обеспечивать хорошее закрепление карбидных частиц.

По степени легирования и типу карбидов ИБЧ подразделяют на несколько структурных классов:

- низколегированные или ледебуритные (с эвтектикой на основе легированного цементита M_3C, где М – металл);
- хромистые с карбидами M_7C_3 типа Cr_7C_3, представляющие собой основную группу чугунов, легированных хромом;
- высокохромистые с карбидами $M_{23}C_6$ или с карбидами двух типов ($M_{23}C_6$ и M_7C_3);
- ванадиевые, ниобиевые и титановые с карбидами МС;
- хромомолибденовые с карбидами M_7C_3 и M_2C;
- комплексно-легированные с несколькими видами специальных карбидов, например M_7C_3 и МС, M_7C_3 и M_6C, МС и M_6C.

Количество карбидов определяется содержанием углерода, характером и степенью легирования и может регулироваться в пределах от 4÷12 % (в чугунах с карбидами МС) до 50 % (в низколегированных эвтектических чугунах). Наиболее распространённые марки ИБЧ имеют в структуре 20÷30 % карбидов (хромистые, хромомолибденовые, комплексно-легированные чугуны).

Металлическую основу (матрицу) ИБЧ составляют аустенит и продукты его превращения. В наибольшей степени требованиям, предъявляемым к ИБЧ, отвечают мартенсит и метастабильный остаточный аустенит.

ГОСТ 7769-82 предусматривает девять марок износостойких белых чугунов (ЧХ3Т, ЧХ9Н5, ЧХ16, ЧХ16М2, ЧХ22, ЧХ28Д2, ЧХ32, ЧГ7Х4, ЧН4Х2), которые классифицированы по химическому составу. Однако более целесообразно использовать приведённую ранее классификацию по структуре.

Чугуны ледебуритного класса. Наиболее известными представителями чугунов этого класса являются чугуны, легированные никелем и хромом (в отношении 2,0÷2,5 к 1), получившие название «нихард». Их обычно подразделяют на три вида: высокоуглеродистый (стандартный), низкоуглеродистый и высокопрочный. Стандартный (3,0÷3,6 % С, 0,4÷0,7 % Si, 0,4÷0,7 % Mn; 1,4÷2,5 % Cr, 3,4÷4,75 % Ni) и высокопрочный (около 2,9 % С) чугуны отличаются только содержанием углерода и имеют твёрдость примерно 550 НВ. Твёрдость низкоуглеродистого чугуна (около 1,3 % С; 0,6 % Si; 0,5 % Mn; 1,6 % Cr; 4,5 % Ni) составляет 380÷430 НВ. Низкоуглеродистый нихард по механическим свойствам занимает промежуточное положение между чугуном и сталью ($\sigma_в$ = 600÷700 МПа, КС = 6÷8 Дж/см^2), но он менее износостоек по сравнению со стандартным нихардом. Недостатком стандартного нихарда является низкая ударостойкость.

Чугуны нихард применяют для деталей, работающих в условиях интенсивного изнашивания при умеренных ударных нагрузках и при рабочих температурах до 400 °С: шары и футеровки шаровых мельниц, валковые головки мельниц для тонкого помола угля, колена трубопроводов в пневмотранспорте песка, детали бегунов и пескомётов. Нихард можно использовать и для условий гидроабразивного изнашивания.

Чугуны структурных классов с карбидами M_7C_3 и $M_{23}C_6$. Их структура обеспечивается необходимым содержанием хрома. Содержание углерода обычно составляет до 3,8 % при содержании хрома до 18 %. Замена ледебурита структурой с карбидами M_7C_3 приводит к значительному повышению прочности, твёрдости и износостойкости чугуна. Максимальной износостойкостью обладают чугуны, содержащие 12÷18 % Cr, структура которых приведена на рис. 8, *а*. Углерод повышает твёрдость чугуна, но снижает его прочность.

В условиях абразивно-коррозионного изнашивания используют чугуны с повышенным содержанием хрома (около 30 %). Для повышения прокаливаемости чугуны дополнительно легируют молибденом (до 3 %) или марганцем (3÷5 % в зависимости от содержания углерода).

Хромомарганцевые чугуны с мартенситно-аустенитной матрицей обладают повышенной ударно-абразивной износостойкостью. Чугуны с высоким содержанием марганца (6 % и более) имеют в структуре большое количество аустенита и отличаются повышенной ударной вязкостью. Аустенитные чугуны имеют невысокую твёрдость (25÷30 HRC), но поверхность деталей из этих чугунов может наклёпываться до 42 HRC.

Чугуны структурного класса с карбидами МС. Из чугунов этого класса наиболее полно изучены ванадиевые чугуны. Структура ванадиевых белых чугунов имеет композиционный характер (рис. 10, *б*). Эти чугуны обладают редким сочетанием высоких механических и эксплуатационных свойств, что позволяет использовать их для изготовления деталей, работающих при высоких нагрузках (в том числе и динамических) и в условиях интенсивного изнашивания. По прочностным свойствам эти чугуны не уступают многим конструкционным легированным сталям, обладают повышенной пластичностью, обычно не свойственной белым чугунам, но при этом сохраняют основные их преимущества.

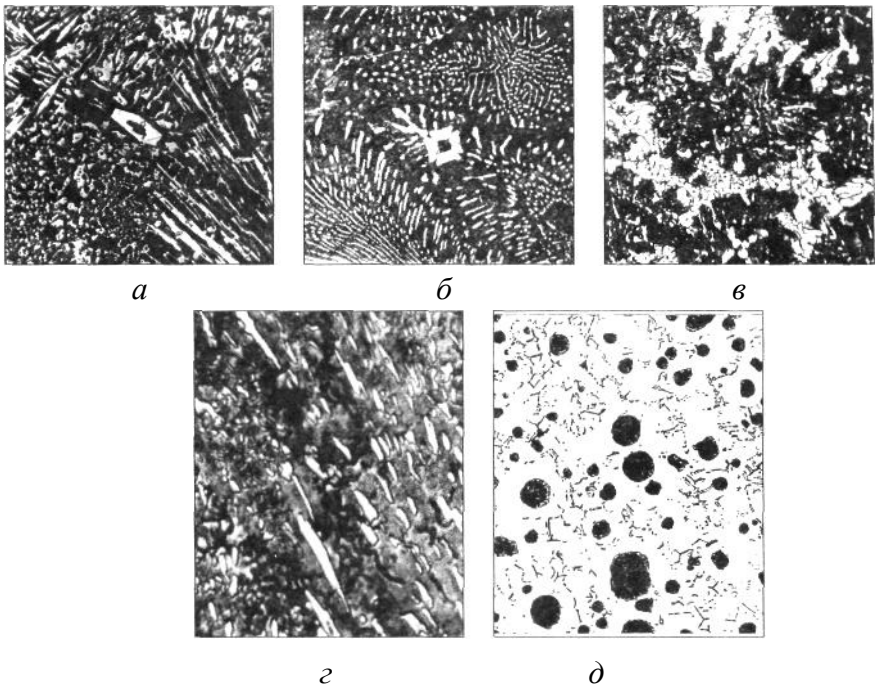


Рис. 10. Микроструктуры износостойких белых *(а – в)* и половинчатых *(г, д)* чугунов, х 150:
а – с карбидами M_7C_3, *б* – с карбидами VC; *в* – с карбидами M_7C_3 и VC; *г* – хромокремниевого с пластинчатым графитом и карбидами M_7C_3, *д* – ванадиево-кремниевого с шаровидным графитом и карбидами МС (тепловое травление)

Чугуны структурного класса с карбидами МС и M_7C_3. К этому классу относят чугуны, легированные комплексом элементов, прежде всего ванадием и хромом (рис. 10, *в*). Чугуны этого класса могут обладать преимуществами и хромистых, и ванадиевых чугунов. У них сочетаются повышенные механические свойства и очень высокая износостойкость, особенно ударно-абразивная. Типичными примерами таких чугунов являются ИЧ320Ф8Х9Г3 и ИЧ250Ф6Х9Г4.

Комплексно-легированные белые чугуны с мартенситно-аустенитной матрицей целесообразно использовать для деталей, работающих в условиях ударно-абразивного изнашивания (коронки зубьев ковшей экскаваторов, дробемётные лопатки, детали дробилок и др.), а также для деталей, интенсивно изнашиваемых грунтом (ножи шнеков и другие детали землеройных машин).

9. Половинчатые чугуны

В структуре половинчатых чугунов (ПЧ) содержатся одновременно и графит, и включения карбидов. Большое многообразие половинчатых чугунов обусловлено тем, что в их структуре могут сочетаться графитные включения разной формы (от пластинчатой до шаровидной) с карбидами различных видов (M_3C, M_7C_3, $M_{23}C_6$, МС, M_6C и др.) и разной термодинамической стабильности (от неустойчивого цементита до высокоустойчивых карбидов легирующих элементов). Наиболее перспективны для практического использования половинчатые чугуны с карбидами M_3C (стабилизированными хромом), M_7C_3 (при повышенном содержании хрома) и МС (при легировании ванадием). Наличие необходимого количества графита в структуре половинчатых чугунов обычно обеспечивается достаточным содержанием в них углерода и кремния. В связи с этим наибольшее применение могут найти хромокремниевые и ванадиево-кремниевые чугуны.

Хромокремниевые ПЧ содержат в структуре карбиды в виде легированного цементита или карбида M_7C_3 (рис. 8, *г*). Образованию карбида M_7C_3 способствует легирование чугуна кремнием и небольшими добавками ванадия. При необходимости сфероидизация включений графита может быть осуществлена с использованием тех же модификаторов, что и при получении высокопрочного чугуна.

По износостойкости половинчатые чугуны уступают белым чугунам, но значительно превосходят графитизированные (серые, высокопрочные и ковкие). Коэффициент трения половинчатых чугунов зависит от удельной нагрузки *p:* он снижается от уровня серых чугунов при p ~ 1 МПа до уровня бронзы БрОЦС5-5-5 при p ~ 4,5÷5,0 МПа. Хромокремниевые половинчатые чугуны отличаются также повышенной жаропрочностью (до 600 °С), окалиностойкостью (в 1,5÷2 раза выше, чем у жаропрочного хромистого чугуна ЖЧХ-2,5), ростоустойчивостью (в 2÷4 раза выше, чем у СЧ20), термостойкостью (в 1,5÷2 раза выше, чем у СЧ20).

Хромокремниевые половинчатые чугуны рекомендуют использовать как износостойкий, антифрикционный, жаропрочный и термостойкий материал.

Из них можно изготавливать детали пресс-форм стекловырабатывающих машин, плунжерных пар машин литья под давлением, штампов горячего деформирования и др.

Ванадиево-кремниевые половинчатые чугуны (рис. 8, *д)* обладают высокой износостойкостью, зависящей от содержания ванадия. Минимальный износ имеют чугуны, содержащие 3,5÷4,5 % V. Повышение износостойкости этих чугунов может быть обеспечено термической обработкой на высокую твердость (50 HRC и более).

Применение ванадиево-кремниевых половинчатых чугунов определяется их высокими механическими свойствами и износостойкостью, а также достаточно высокой технологичностью, в частности удовлетворительной обрабатываемостью резанием, особенно в отожжённом состоянии (при 20÷25 HRC). Ванадиево-кремниевые половинчатые чугуны могут быть использованы для изготовления деталей штампов, матриц, волок, бронеплит, тормозных колодок, прокатных валков и других деталей.

10. Специальные легированные чугуны

В современном машиностроении необходимо применять отливки из чугунов, обладающие наряду с конструктивной прочностью рядом специальных свойств, которые обеспечивают их надёжную и длительную эксплуатацию в различных агрессивных средах или специфических условиях. Структура и специальные свойства определяются, главным образом, степенью легированности чугуна. К этой группе чугунов по ГОСТ 7769–82 относятся 40 марок легированных чугунов: жаростойкие, которые обладают окалиностойкостью, росто- и трещиноустойчивостью, жаропрочные и коррозионно-стойкие (одновременно и износостойкие) чугуны.

Жаростойкость серых чугунов и ВЧШГ может быть повышена легированием кремнием (ЧС5÷ЧС17) и хромом (ЧХ1÷ЧХ32)*. Эти чугуны характеризуются жаростойкостью (окалиностойкостью) до 800 °С на воздухе, в топочных и генераторных газах. Высокой термостойкостью и сопротивляемостью окалинообразованию обладают аустенитные чугуны: высоколегированный никелевый серый ЧН15Д7 и с шаровидным графитом ЧН15Д3Ш. В качестве жаропрочных чугунов используют аустенитные чугуны с шаровидным графитом ЧН19Х3Ш и ЧН11Г7Ш. В зависимости от содержания каждый элемент в отдельности или в сочетании с другими придает чугуну одновременно несколько специальных свойств.

Наиболее распространённым видом термической обработки является отжиг или низкотемпературный отпуск для снятия остаточных напряжений, которые возникают у большей части отливок из высоколегированных чугунов, имеющих высокие модуль упругости, линейную усадку, твёрдость и низкую теплопроводность.

---

* Ч — чугун, С - кремний, Х — хром, Н — никель, Д - медь. Цифры после букв указывают содержание легирующего элемента в процентах.

Для повышения жаропрочности чугуны подвергают отжигу при температуре 1020÷1050 °С с охлаждением на воздухе и последующему отпуску при температуре 550÷600 °С. После отжига легированные карбиды приобретают форму мелких округлых включений, а карбид M_3C растворяется в аустените. В качестве коррозионно-стойких применяют чугуны, легированные кремнием (ферросилиды ЧС13, ЧС15, ЧС17) и хромом (ЧХ22, ЧХ28, ЧХ32). Они обладают высокой коррозионной стойкостью в серной, азотной и ряде органических кислот. Для повышения коррозионной стойкости кремнистых чугунов их легируют молибденом: 4С15М4, 4С17М3 (антихлоры). Высокой коррозионной стойкостью в щелочах обладают никелевые чугуны, например аустенитный чугун 4Н15Д7. Аустенитные чугуны применяют также в качестве парамагнитных. Немагнитные чугуны используют в тех случаях, когда требуется минимальная потеря мощности (крышки масляных выключателей, концевые коробки трансформаторов и т.д.) или когда нужно избежать искажений магнитного поля (стойки для магнитов).

11. Основные принципы выбора чугунов для деталей машин

Благодаря присутствию графита чугуны представляют собой распространённый, а в ряде случаев незаменимый материал для деталей машин и инструмента, обладающий прекрасными технологическими свойствами. Во всех случаях, где анализ напряжённого состояния детали показывает, что превалируют напряжения сжатия и изгиба, а уровень растягивающих напряжений незначителен и по другим условиям работы физико-механические свойства чугуна соответствуют требованиям, предъявляемым к деталям, особенно если детали имеют сложную форму, следует при выборе материала отдавать предпочтение чугунам. Далее необходимо определить, какой вид чугуна – серый, ковкий или высокопрочный в порядке возрастания требований к комплексу механических свойств – более подходит для данной детали.

11.1. Механические свойства

Поскольку в основу стандартизации чугунов заложен принцип регламентирования минимально допустимого значения временного сопротивления разрыву (предела прочности при растяжении) $\sigma_в$ и относительного удлинения в процентах, определяемых в образцах, вырезанных из стандартной литой заготовки диаметром 30 мм, в пределах выбранного вида чугуна по форме графита назначение марки не представляет затруднений. Для соответствующих видов чугуна выбор марки можно провести на основе номограммы (рис. 3) и табл. 2÷8.

Для деталей из чугуна становится предопределённым и выбор одного из видов литейных технологий, поскольку чугун не подвергают обработке давлением. Расплав чугуна обладает хорошей жидкотекучестью, малой склонностью к образованию усадочных дефектов. Из него можно

изготавливать отливки самой сложной конфигурации с толщиной стенок 2÷500 мм. После извлечения отливок из литейных форм их подвергают простой термической обработке.

Технологические режимы термической обработки отливок из чугуна не отличаются большим разнообразием – чаще всего это отжиг для снятия литейных напряжений (реже – нормализация с отпуском) и графитизирующий отжиг для ковкого чугуна. В случаях использования чугуна как износостойкого материала для деталей машин, работающих в условиях адгезионного или абразивного изнашивания (например, коленчатые и распределительные валы автомобилей), или инструмента необходима поверхностная или объёмная закалка на высокую твёрдость. В ряде случаев для повышения износостойкости используют отбеливание рабочих слоёв при отливке или оплавление рабочей поверхности серого чугуна концентрированными источниками энергии (технология отбеливания рабочей поверхности кулачков распределительных валов с помощью оплавления при плазменном нагреве принята на Автовазе).

11.2. Износостойкость чугунов

Поскольку износостойкость сплавов не связана однозначно с уровнем механических свойств, определяемых при растяжении, а с точки зрения структурно-энергетической теории обусловлена способностью структуры адаптироваться к условиям внешнего нагружения и поглощению энергии внешнего воздействия без разрушения, необходимо в целях рационального выбора чугунов для конкретных узлов трения рассмотреть структурные факторы повышения износостойкости чугунов.

Износостойкость серого чугуна при определённых условиях трения в значительной степени зависит от соотношения основных структурных составляющих: перлита, феррита, свободного цементита, графита. Перлит является основной структурной составляющей, обеспечивающей достаточный уровень износостойкости серого чугуна. С повышением дисперсности перлита относительный износ чугуна снижется. При формировании мартенситно-бейнитной матрицы в структуре серого чугуна в процессе его закалки на порядок снижается износ.

Феррит является наименее износостойкой структурной составляющей, поэтому наличие его в структуре серого чугуна снижает твёрдость и износостойкость последнего. В наибольшей степени это проявляется при содержании феррита более 5…15 %. Для приближённой оценки влияния феррита на относительный износ $И_0$ серого чугуна можно использовать соотношение

$$И_0 = 1 + К\,(\%\,Ф),$$

где $К$ – коэффициент, характеризующий влияние феррита; $К$ = 0,5÷1,5 для Si > 2,0 %; $К$ = 1,5÷2,5 для Si < 2,0 %; % Ф – содержание феррита в структуре чугуна, %.

Наличие феррита в структуре серого чугуна вполне допустимо и может сказываться благоприятно только в условиях вращательного движения при малых скоростях и давлениях и относительно мягком контртеле (цветные

сплавы, пластмасса). При этом улучшаются условия приработки пар трения и сокращается время приработки.

Графит оказывает большое влияние на износостойкость серого чугуна, особенно при трении со смазкой. Вследствие того что графитовые включения способствуют удержанию смазки, с увеличением содержания графита износостойкость чугуна возрастает. Однако формирование графитовых включений, образующих сплошную сетку, не допускается. Поэтому для обеспечения износостойкости оптимальным является равномерно распределенный графит ПГр1, пластинчатой ПГф1 или завихрённой ПГф2 формы. Рекомендуемое содержание графита 5÷12 %, наиболее благоприятная длина включений l = 90÷350 мкм (ПГд90, ПГд180, ПГд350). Расстояние между графитовыми включениями должно быть не менее 1/3 l. Междендритный гнездообразный графит резко снижает износостойкость серого чугуна, особенно при низком содержании фосфора (P < 0,12 %).

Эвтектический свободный цементит повышает износостойкость чугуна, особенно в условиях абразивного изнашивания, но при этом увеличивает износ контртела. Этот недостаток устраняется при использовании чугуна с мартенситной или бейнитной матрицей. Отдельные крупные включения свободного цементита в структуре чугуна недопустимы, так как они легко выкрашиваются и ускоряют изнашивание. Наличие цементита или карбидов в легированном чугуне в виде сплошной тонкой сетки с баллом Ц2, Ц4 в наибольшей степени способствует повышению его износостойкости.

Наиболее высокий уровень эксплуатационных свойств серого чугуна в условиях трения может быть достигнут за счет формирования «островковой» структуры его металлической матрицы в соответствии с принципом Шарпи-Бочвара. По этому принципу наиболее твердые структурные составляющие – фосфидная эвтектика, цементит или карбиды – должны равномерно распределяться в менее твёрдой, вязкой матрице: перлитно-ферритной или аустенитной. Эти включения должны быть средней дисперсности и изолированы друг от друга или образовывать тонкую сплошную сетку, ячейки которой заполнены вязкой матрицей. Такая структура может быть достигнута при содержании фосфора в чугуне более 0,35 %. Фосфидная эвтектика должна соответствовать баллам Ф2, Фр2. Сочетание структуры высокодисперсного перлита с включениями фосфидной эвтектики и среднепластинчатого графита обеспечивает высокую износостойкость гильз двигателей внутреннего сгорания. Дополнительное легирование серого чугуна хромом в количестве Cr~ 1,5 (% P) или ванадием V = 0,8 (% P) приводит к образованию двойной или тройной эвтектики, в результате чего твёрдость повышается и возрастает износостойкость чугуна.

Влияние химического состава чугуна на износостойкость проявляется в изменении структуры чугуна.

Углерод оказывает определяющее влияние на формирование структуры матрицы и графита и является основным элементом, определяющим эксплуатационные свойства чугуна в условиях трения. В зависимости от

конкретных условий эксплуатации рекомендуемое содержание углерода в износоустойчивых чугунах 2,2÷3,8 %.

Кремний хотя и способствует формированию феррита, увеличивает износостойкость чугуна, особенно при содержании его более 3,0÷3,5 %, так как твёрдость феррита повышается. Содержание кремния в чугуне рекомендуется минимально возможное, но при этом необходимо обеспечить перлитную структуру матрицы и достаточное количество графита с учётом влияния углерода и скорости охлаждения отдельных частей отливки. Следовательно, для тонкостенных отливок содержание углерода и кремния должно быть несколько больше, чем для толстостенных.

Марганец повышает дисперсность перлита, но при большом его содержании в структуре чугуна образуется свободный цементит. При этом заметно увеличивается коэффициент трения чугуна, а износостойкость может либо увеличиваться, либо уменьшаться в зависимости от условий трения. Поэтому содержание марганца в сером чугуне не должно превышать 1,5 %. Однако в случае абразивного изнашивания для получения аустенитной матрицы содержание марганца может достигать 12 %.

Сера увеличивает количество связанного углерода, износостойкость серого чугуна и уменьшает коэффициент трения. Содержание серы в обычных износостойких чугунах должно быть не более 0,15 %.

Фосфор повышает износостойкость серого чугуна за счет образования фосфидной эвтектики. Для образования необходимого количества и типа фосфидной эвтектики с учётом химического состава чугуна и скорости охлаждения оптимальное содержание фосфора выбирают равным 0,25÷1,0%. При содержании 0,25÷0,60 % P фосфидная эвтектика образуется в виде разорванной сетки, а при содержании P > 0,60 % – в виде замкнутой, сплошной сетки. С увеличением скорости охлаждения, т.е. для тонкостенных отливок, содержание фосфора в чугуне необходимо увеличивать.

Легирующие элементы – хром, никель, титан, медь, ванадий, молибден, алюминий, сурьма, олово, висмут – существенно повышают износостойкость чугуна при различных условиях и видах трения. Различные комбинации этих элементов позволяют получать чугуны с различным соотношением структурных и фазовых составляющих. Это обусловливает широкую область применения серых легированных износостойких чугунов для изготовления деталей узлов трения (подшипники скольжения, поршневые кольца, гильзы цилиндров двигателей внутреннего сгорания, тормозные колодки и барабаны, направляющие металлорежущих станков и др.).

Хром образует высокостабильные карбиды, повышает износостойкость чугуна при обычных и повышенных температурах. В среднелегированных износостойких чугунах содержание хрома не должно превышать 1,5 %. При увеличении содержания хрома более 1,5 % в структуре чугуна образуются грубые включения свободного цементита, которые снижают эксплуатационные свойства чугуна в условиях трения. Для устранения указанного недостатка рекомендуется комплексное легирование серого чугуна хромом и никелем в соотношении Cr : Ni= 1 : (0,5÷1,0).

Титан (до 0,3 %), ванадий (до 0,6 %), бор (до 0,1 %) и молибден (до 1,0 %) повышают износостойкость серого чугуна за счет образования структурно стабильных карбидов и повышения дисперсности перлита. При соотношении содержания карбидообразующих элементов и фосфора Σ(Cr+V+Ti) : P = 1,5 в структуре чугуна формируется двойная, а частично и тройная карбидно-фосфидная эвтектика. Это повышает твёрдость эвтектики, а следовательно, и износостойкость чугуна в 1,5÷2,0 раза.

Алюминий, как и кремний, является графитизатором и вводится в серый чугун с повышенным содержанием марганца. Различные соотношения содержания марганца и алюминия позволяют получать чугуны с различным сочетанием структурных и фазовых составляющих в матрице чугуна. Это обусловливает широкое использование алюминиево-марганцевых чугунов в различных условиях трения.

Медь, сурьма, олово, висмут являются стабилизаторами перлита, повышают износостойкость чугуна за счет обеспечения структурной стабильности перлитной матрицы в процессе эксплуатации изделий. Кроме того, являясь поверхностно-активными элементами, сурьма, олово, висмут способствуют образованию оптимальных размеров и благоприятному распределению графитных включений.

В зависимости от назначения и условий эксплуатации износостойкие серые чугуны разделяют на следующие основные группы:

- антифрикционные для подшипников скольжения;
- фрикционные для тормозных узлов механизмов;
- для гильз цилиндров дизельных двигателей;
- для поршневых колец;
- для седел клапанов и направляющих втулок клапанов;
- для направляющих металлорежущих станков.

Фрикционный чугун используется в тормозных узлах и фрикционных передаточных механизмах, работающих при трении без смазки. Основные требования, предъявляемые к фрикционному чугуну, –высокое и стабильное значение коэффициента трения (f = 0,25÷0,50), высокие износостойкость, теплопроводность, теплостойкость и термостойкость. Для предотвращения схватывания между элементами пары трения фрикционный чугун должен иметь минимальную склонность к пластическому деформированию, т.е. высокий предел текучести.

Оптимальное сочетание износостойкости и коэффициента трения обеспечивается наличием в структуре чугуна перлитной матрицы с дисперсностью Пд1,0÷Пд1,4, содержание феррита не должно превышать 10 %. Фосфидная эвтектика должна быть в виде отдельных включений площадью ФЭп6000. Графит должен быть пластинчатой или завихрённой формы (ПГф1, ПГф2, ПГф3), равномерно распредёленный ПГр1, с длиной пластин l = 60÷200 мкм и расстоянием между ними около 1/3 l. При формировании точечного междендритного графита износостойкость чугуна резко снижается. Доля включений графита 2÷6 % (ПГ2, ПГ4, ПГ6).

Твёрдость HB фрикционного серого чугуна должна составлять 1900…2600 МПа. При повышении твёрдости более 2600 МПа изно-

состойкость чугуна увеличивается, но вместе с тем уменьшается коэффициент трения, что приводит к увеличению тормозного пути. В результате обработки экспериментальных данных установлена корреляционная зависимость между износом *И* (%) на 1000 км эксплуатации тормозных колодок из серого чугуна и его твёрдостью НВ:

$$И = 26{,}5\ e^{-0{,}01HB}\ .$$

У серого чугуна для гильз цилиндров структура должна состоять из высокодисперсного (сорбитообразного) перлита Пд0,3; Пд0,5; фосфидной или фосфидно-карбидной эвтектики, содержание феррита не должно превышать 5 %. Графит должен быть среднепластинчатый, неориентированный ПГд90÷ПГд180. В чугуне для гильз высокофорсированных дизелей допускается структурно-свободный цементит не выше балла Ц2, Цп4.

Износ гильз цилиндров двигателя ЗИЛ-130, изготовленных из низколегированного чугуна СЧ25 твёрдостью 187÷207 НВ, составляет 1,5÷2,5 мкм на 1000 км пробега автомобиля. Гильзы из среднелегированного фосфористого чугуна с Cr = 0,5÷0,6 %, Ni = 0,4÷0,6 %, Mo = 0,5÷0,6 %, Cu = 0,7÷0.8 %, P = 0,4 % и твёрдостью 197÷255 НВ имеют износ 1,0÷1,5 мкм на 1000 км пробега.

При легировании серого чугуна комплексом Cr–Ni–Mo–Cu минимальную интенсивность изнашивания 0,6…0,8 мг/ч имеет чугун с Σ(C+Si) = 4,6÷5,1 %. При легировании комплексом Ni–Mo–Cu–V минимальную интенсивность изнашивания 3,0…5,0 мг/км имеет чугун с Σ(C+Si) = 4,4÷4,8 %. При содержании в чугуне карбидообразующих элементов – хрома, ванадия и фосфора в соотношении (Cr+2V):P = 1,2÷1,4 – в структуре фосфидной эвтектики появляется цементит, что повышает её твёрдость. Сочетание двойной фосфидной эвтектики с высокодисперсным перлитом и среднепластинчатым графитом обеспечивает максимальную износостойкость гильз цилиндров автотракторных двигателей. Для повышения дисперсности и стабильности перлита чугун для гильз цилиндров обрабатывают микролегирующими добавками: (0,01÷0,04) % B, (0,06÷0,3) % Sb, (0,08÷0,12) % Sn.

Чугун для поршневых колец двигателей внутреннего сгорания должен отвечать требованиям ГОСТ 621–87. Наиболее предпочтительной является структура мелкопластинчатого или сорбитообразного перлита с равномерно распределенным графитом завихрённой и прямолинейной формы размером не более ПГд180. Феррит допускается в виде отдельных мелких включений общей площадью не более 5 %. Наличие структурно-свободного цементита не допускается, так как это приводит в повышенным твёрдости, хрупкости и плохой обрабатываемости колец. Твёрдость поршневых колец должна быть 98÷106 HRB. Высокотемпературный отпуск заготовок поршневых колец при температуре 550÷600 °С в течение 3 ч с последующим охлаждением на воздухе устраняет неравномерность распределения структурных составляющих и твёрдости, характерную для литого состояния.

Чугун для сёдел клапанов и направляющих втулок клапанов должен иметь высокую износостойкость, быть устойчив к ударным нагрузкам и воздействию температур до 600 °С. Эксплуатационная долговечность сёдел клапанов обеспечивается применением сложнолегированных серых чугунов. В зависимости от комбинации легирующих элементов (Cr, Ni, Mo, Cu, P) и режимов термообработки структура чугуна для сёдел клапанов может состоять из перлита, графита, включений карбидно-фосфидной эвтектики или сорбита и включений карбидофосфидов. После высокого отпуска при температуре 570 °С в течение 1÷1,5 ч металлическая основа представляет собой бейнит, в котором равномерно распределена сетка карбидофосфидной эвтектики площадью не более 5 % площади шлифа. Твёрдость должна быть 32,0÷35,0 $HRC_Э$.

Сопротивление изнашиванию высокопрочного чугуна определяется главным образом его металлической основой и твёрдостью. Износостойкость увеличивается при переходе от ферритной к перлитной и бейнитной структурам металлической основы. ЧШГ с бейнитной металлической основой несмотря на присутствие графита по абразивной износостойкости не уступает износостойкой стали 110Г13Л. Соотношение значений относительной износостойкости в абразивной среде низколегированного чугуна с пластинчатым графитом, перлитного и бейнитного ЧШГ, а также белого чугуна и марганцовистой стали следующее: 1,0 : 1,4 : 2,2 : 4,0 : 2,2.

При трении «металл-металл» со смазкой высокопрочные чугуны по антифрикционным свойствам превосходят ряд других антифрикционных материалов. Соотношение значений относительного износа бронзы ОЦС 5-2-5, ЧПГ, ЧШГ с зернистым перлитом, бейнитного ЧШГ, азотированного ЧШГ, мартенситного ЧШГ следующие: 23 : 14 : 8 : 8 : 6 : 5.

Легирование до 4÷5 % кремния за счет образования силикоферрита повышает износостойкость ферритного ЧШГ при сухом трении. Легирующие элементы способствуют увеличению доли перлита в матрице высокопрочного чугуна и повышают его износостойкость.

Комплексное легирование кремнием (2,5÷4,5 %), марганцем (0,5÷2,5 %) и медью (до 2,0 %) обеспечивает высокую износостойкость ЧШГ, а абсолютный износ этого чугуна с перлитной структурой в абразивной среде (кварцевый песок) может быть определён по формуле

$$\Delta M = 3{,}69 + 2{,}8\ Si - 1{,}0\ Cu - 0{,}57\ CuMn,$$

где ΔM – потеря массы испытуемого образца, г; Si, Cu, Mn – массовая доля элементов в чугуне, %.

Поскольку износостойкость сплавов не связана однозначно с уровнем механических свойств, определяемых при растяжении, а с точки зрения структурно-энергетической теории обусловлена способностью структуры адаптироваться к условиям внешнего нагружения и поглощению энергии внешнего воздействия без разрушения, необходимо в целях рационального выбора чугунов для конкретных узлов трения рассмотреть структурные факторы повышения износостойкости чугунов.

В зависимости от назначения и условий эксплуатации износостойкие серые чугуны разделяют на следующие основные группы:
- антифрикционные для подшипников скольжения;
- фрикционные для тормозных узлов механизмов;
- для гильз цилиндров дизельных двигателей;
- для поршневых колец;
- для седел клапанов и направляющих втулок клапанов;
- для направляющих металлорежущих станков.

Сопротивление изнашиванию высокопрочного чугуна определяется главным образом его металлической основой и твёрдостью. Износостойкость увеличивается при переходе от ферритной к перлитной и бейнитной структурам металлической основы. При трении «металл-металл» со смазкой высокопрочные чугуны по антифрикционным свойствам превосходят ряд других антифрикционных материалов. Соотношение значений относительного износа бронзы ОЦС 5-2-5, ЧПГ, ЧШГ с зернистым перлитом, бейнитного ЧШГ, азотированного ЧШГ, мартенситного ЧШГ следующие: 23 : 14 : 8 : 8 : 6 : 5.

Легирование до 4÷5 % кремнием повышает износостойкость ферритного ЧШГ при сухом трении. Легирующие элементы способствуют увеличению доли перлита в матрице высокопрочного чугуна и повышают его износостойкость.

Комплексное легирование кремнием (2,5–4,5 %), марганцем (0,5÷2,5 %) и медью (до 2,0 %) обеспечивает высокую износостойкость ЧШГ, а абсолютный износ этого чугуна с перлитной структурой в абразивной среде (кварцевый песок) может быть определён по формуле

$$\Delta M = 3{,}69 + 2{,}8\ Si - 1{,}0\ Cu - 0{,}57\ CuMn,$$

где ΔM – потеря массы испытуемого образца, г; Si, Cu, Mn – массовая доля элементов в чугуне, %.

При увеличении содержания фосфора с 0,1 до 0,7÷0,8 % износостойкость нелегированного ЧШГ повышается в несколько раз, что связано с образованием в структуре равномерно распределённых включений фосфидной эвтектики. Более высокое содержание фосфора снижает износостойкость ЧШГ из-за выкрашивания крупных включений фосфидной эвтектики.

Феррит является наименее износостойкой структурной составляющей, поэтому наличие его в структуре чугуна снижает твёрдость и износостойкость последнего. В наибольшей степени это проявляется при содержании феррита более 5…15 %.

Антифрикционные свойства чугунов в значительной степени определяются строением и количеством графитной составляющей. Чугун с глобулярной формой графита и с толстыми пластинками более износостоек, чем чугун с тонкими пластинками. В структуре чугуна должен отсутствовать свободный цементит.

Фрикционный чугун используется в тормозных узлах и фрикционных передаточных механизмах, работающих при трении без смазки. Основные требования, предъявляемые к фрикционному чугуну, – высокое и стабильное

значение коэффициента трения (f = 0,25÷0,50), высокие износостойкость, теплопроводность, теплостойкость и термостойкость. Для предотвращения схватывания между элементами пары трения фрикционный чугун должен иметь минимальную склонность к пластическому деформированию, т.е. высокий предел текучести.

Оптимальное сочетание износостойкости и коэффициента трения обеспечивается наличием в структуре чугуна перлитной матрицы с дисперсностью Пд1,0÷Пд1,4, содержание феррита не должно превышать 10 %. Фосфидная эвтектика должна быть в виде отдельных включений площадью ФЭп6000. Графит должен быть пластинчатой или завихрённой формы (ПГф1, ПГф2, ПГф3), равномерно распредёленный ПГр1, с длиной пластин l = 60÷200 мкм и расстоянием между ними около 1/3 l. При формировании точечного междендритного графита износостойкость чугуна резко снижается. Доля включений графита 2÷6 % (ПГ2, ПГ4, ПГ6).

Твёрдость НВ фрикционного серого чугуна должна составлять 1900÷2600 МПа. При повышении твёрдости более 2600 МПа износостойкость чугуна увеличивается, но вместе с тем уменьшается коэффициент трения, что приводит к увеличению тормозного пути. Установлена корреляционная зависимость между износом $И$ (%) на 1000 км эксплуатации тормозных колодок из серого чугуна и его твёрдостью НВ:

$$И = 26{,}5\ e^{-0{,}01\text{НВ}}\ .$$

Кривошипно-шатунный механизм

Этот механизм служит для преобразования прямолинейного возвратно-поступательного движения поршней во вращательное движение коленчатого вала. Он включает блок цилиндров и головку блока цилиндров, поршни с кольцами, поршневые пальцы, шатуны, коленчатый вал с подшипниками, маховик и поддон. Надёжность и долговечность многих двигателей внутреннего сгорания определяется эксплуатационной стойкостью чугунных деталей цилиндро-поршневой группы, работающих при знакопеременных нагрузках, трении и коррозии в газообразных продуктах сгорания топлива.

Чугунные гильзы мощных дизельных двигателей со встречно движущимися поршнями представляют наиболее напряженные литые детали с изменяющимся по периметру температурным полем. Наибольшие переменные напряжения от силовых воздействий в цилиндрах возникают у адаптерных отверстий камеры сгорания, находящихся в средней части гильз, работа которых усложняется агрессивным действием продуктов сгорания топлива. Определение усталостной прочности чугуна в районе камеры сгорания гильз, имевшего удовлетворительную макро- и микроструктуру, показывает, что после длительной эксплуатации дизелей она значительно снижается за счет накопления необратимых изменений в тонкой структуре металлической основы и появления микротрещин.

В цилиндрах двигателей внутреннего сгорания из-за большой разности температур между внутренней поверхностью, где происходит сгорание, и наружной, которая в ряде случаев охлаждается водой, возникают значительные напряжения, внутренняя поверхность цилиндров компрессоров

также работает в условиях трения при высоких нагрузках от давления сжимаемого воздуха и других газов. Цилиндры подвержены воздействиям местного нагрева и агрессивных сред.

Блок цилиндров – базовая деталь двигателя. В блоке цилиндров выполнены постели для коренных подшипников коленчатого вала, подшипников распределительного вала, а также рубашка охлаждения, окружающая цилиндры, главная масляная магистраль и места для крепления других узлов и приборов. В блоке V-образного двигателя два ряда цилиндров, расположенных под углом, и соответственно две головки блока – для правого и левого рядов цилиндров (рис.11).

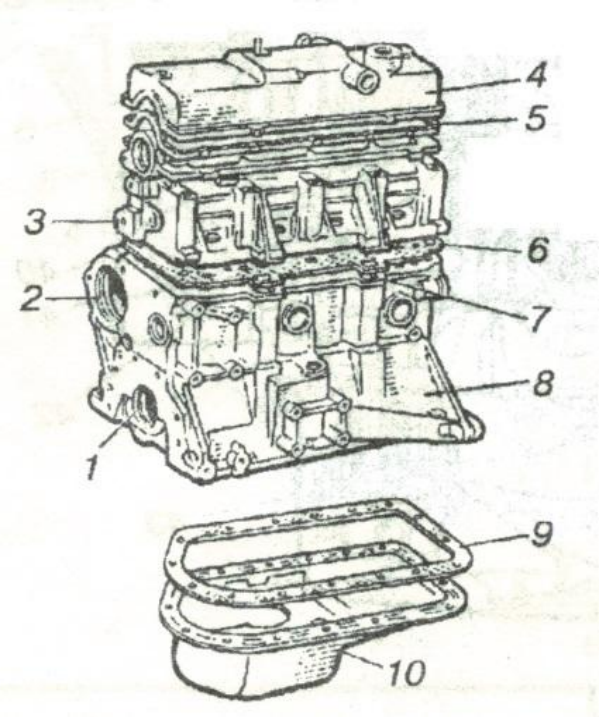


Рис. 11. Блок цилиндров двигателя автомобиля ВАЗ-2108:

1 **–опоры коренных шеек коленчатого вала;** ***2*** **– блок цилиндров;** ***3*** **– головка цилиндров;** ***4*** **– крышка головки цилиндров;** ***5*** **– прокладка крышки;** ***6*** **– прокладка головки цилиндров;** ***7*** **– рубашка охлаждения;** ***8*** **– картер блока цилиндров;** ***9*** **– прокладка поддона картера;** ***10*** **– поддон**

Блок цилиндров многоцилиндровых двигателей отливают из серого перлитного чугуна типа *СЧ25, СЧ30* вместе с цилиндрами, внутренние поверхности которых обработаны шлифованием (рис. 2.18).

Структура блока должна состоять из высокодисперсного (сорбитообразного) перлита Пд0,3; Пд0,5, фосфидной или фосфидно-карбидной эвтектики, содержание графита не должно превышать 5 %. Графит должен быть среднепластинчатый, неориентированный ПГд90–ПГд180. В чугуне для гильз высокофорсированных дизелей допускается структурно-свободный цементит не выше балла Ц2, Цп4.

Износ гильз цилиндров двигателя ЗИЛ-130, изготовленных из низколегированного чугуна СЧ25 твёрдостью 187÷207 НВ, составляет

1,5÷2,5 мкм на 1000 км пробега автомобиля. Гильзы из среднелегированного фосфористого чугуна с Cr = 0,5÷0,6 %, Ni = 0,4÷0,6 %, Mo = 0,5÷0,6 %, Cu = 0,7÷0.8 %, P = 0,4 % и твёрдостью 197÷255 HB имеют износ 1,0÷1,5 мкм на 1000 км пробега.

При легировании серого чугуна комплексом Cr–Ni–Mo–Cu минимальную интенсивность изнашивания 0,6÷0,8 мг/ч имеет чугун с Σ(C+Si) = 4,6÷5,1 %. При легировании комплексом Ni–Mo–Cu–V минимальную интенсивность изнашивания 3,0÷5,0 мг/км имеет чугун с Σ(C+Si) = 4,4÷4,8 %. При содержании в чугуне карбидообразующих элементов – хрома, ванадия и фосфора в соотношении (Cr+2V):P = 1,2÷1,4 – в структуре фосфидной эвтектики появляется цементит, что повышает её твёрдость. Сочетание двойной фосфидной эвтектики с высокодисперсным перлитом и среднепластинчатым графитом обеспечивает максимальную износостойкость гильз цилиндров автотракторных двигателей. Для повышения дисперсности и стабильности перлита чугун для гильз цилиндров обрабатывают микролегирующими добавками: (0,01÷0,04) % B, (0,06÷0,3) % Sb, (0,08÷0,12) % Sn.

Блоки цилиндров многих марок автомобилей, в т.ч. мощных дизелей изготовлены из алюминиевого сплава типа легированный силумин, например, *АК9ч,* упрочняемый термообработкой в виде целой детали. Как одно целое с блоком цилиндров отливают и верхнюю часть картера двигателя.

Цилиндр может быть выполнен непосредственно в корпусе чугунного блока или в виде сменной гильзы, изготовленной из кислотостойкого чугуна и установленной в направляющих поясках цилиндров. Для уменьшения износа верхней части гильзы в ней делают износостойкие вставки.

В головке цилиндров *1* двигателя ВАЗ-2108 (рис. 12) расположены камеры сгорания клиновидной формы с впускными и выпускными каналами, которые через прокладки соединяются с соответствующими трубопроводами. Свободное пространство внутри головки цилиндров образует охлаждающую рубашку, которая с задней стороны имеет выход к отводящему патрубку.

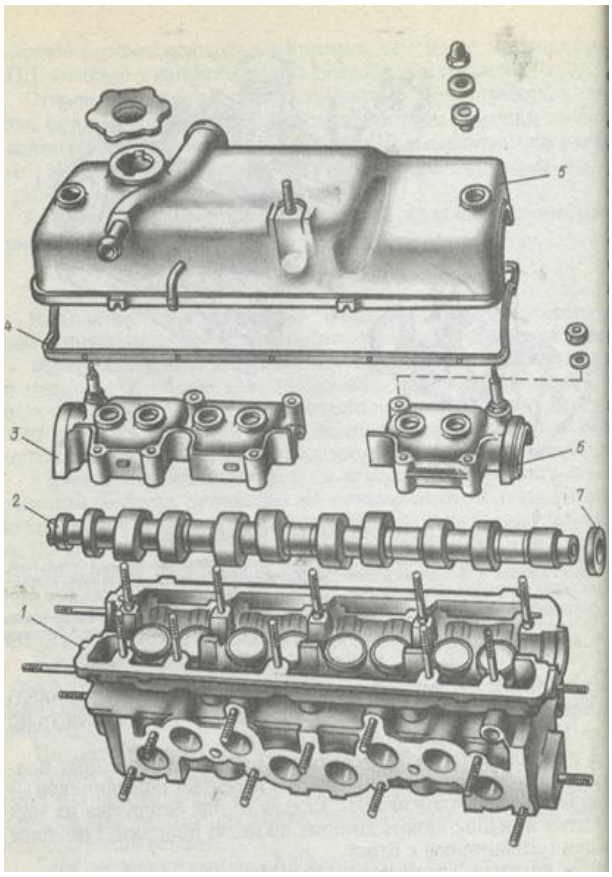


Рис.12. Головка цилиндров двигателя ВАЗ-2108:

***1*– головка цилиндров;*2*– распределительный вал;*3, 6*– задний и передний корпуса подшипников распределительного вала; *4*– прокладка; *5*– крышка головки цилиндров; *7*– сальник**

В верхней части головки цилиндров расположены пять разъёмных опор под шейки распределительного вала. Верхняя половина опоры находится в переднем *6* и заднем *3* корпусах подшипников, а нижняя – в головке цилиндров.

Механизм привода клапанов, установленный на головке цилиндров, закрывается силуминовой литой крышкой *5*. По всему периметру нижней поверхности крышки имеется паз, в который вставляется уплотнительная резиновая прокладка *4*.

Головки цилиндров автомобильных двигателей, имеющие сложную форму и нагревающиеся до 250 °С, изготавливаются из легкого сплава *АК4*. Этот сплав отличается жаростойкостью, его применяют для изготовления деталей, работающих при повышенных температурах (поршней двигателей внутреннего сгорания, головок цилиндров и т. д.). Отливка нагревается под закалку в термических печах с автоматическим контролем режимов термообработки. При последующем искусственном старении повышается твёрдость металла головки цилиндров.

Поршневая группа. В неё входят поршень с поршневыми кольцами, поршневой палец и шатун (рис. 13). Поршень *9* воспринимает усилия от расширяющихся газов и через шатун *5* передаёт их коленчатому валу. Поршни двигателей внутреннего сгорания, работающих при повышенных температурах, до 250–270 °С, отливают из высоколегированного

алюминиевого сплава – заэвтектического силумина *АК12М2МгН*. Верхняя часть поршня – головка – имеет днище. На головке поршня проточены три кольцевые канавки для двух компрессионных колец *10* и одного маслосъёмного.

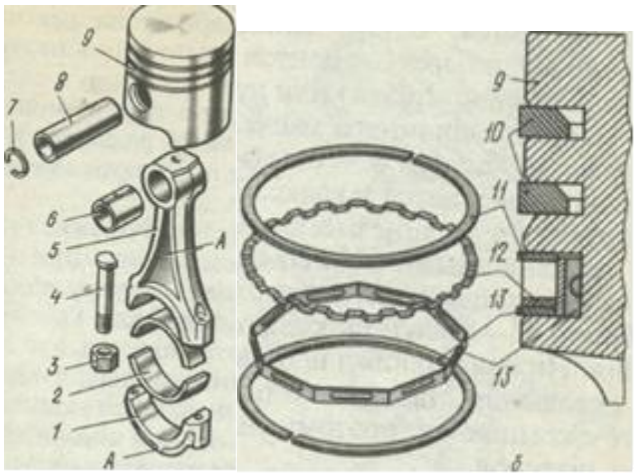


Рис. 13. Шатунно-поршневая группа:

а – поршень с шатуном, б – установка поршневых колец; *1*– крышка шатуна;*2*– шатунные вкладыши;*3*– гайка;*4*– болт;*5*– шатун;*6*– втулка верхней головки шатуна;*7*– стопорное кольцо;*8*– поршневой палец;*9*– поршень;*10* – компрессионные кольца;*11*– кольцевые диски маслосъемного кольца;*12*– осевой расширитель;*13*– радиальный расширитель; А – выступы

Для создания уплотнения между стенками цилиндра и движущимся поршнем предусмотрены поршневые кольца. Компрессионные кольца изготавливают из специального чугуна. Верхнее компрессионное кольцо покрывается по наружному диаметру слоем хрома, что повышает его износостойкость и предотвращает появление задиров на гильзах цилиндров. Нижнее кольцо фосфатируют или покрывают слоем олова для улучшения приработки.

Чугун для поршневых колец двигателей внутреннего сгорания должен отвечать требованиям ГОСТ 621–87. Наиболее предпочтительной является структура мелкопластинчатого или сорбитообразного перлита с равномерно распределенным графитом завихренной и прямолинейной формы размером не более ПГд180. Феррит допускается в виде отдельных мелких включений общей площадью не более 5 %. Наличие структурно-свободного цементита не допускается, так как это приводит в повышенным твёрдости, хрупкости и плохой обрабатываемости колец. Твёрдость поршневых колец должна быть 98–106 HRB. Высокотемпературный отпуск заготовок поршневых колец при температуре 550–600 °С в течение 3 ч с последующим охлаждением на воздухе устраняет неравномерность распределения структурных составляющих и твёрдости, характерные для литого состояния.

Маслосъёмные кольца делают стальными в виде состоящих из четырех элементов (двух дисков *11*, радиального *13* и осевого *12* расширителей) или чугунными с прорезями для снимаемого со стенок цилиндра масла.

Чугун для сёдел клапанов и направляющих втулок клапанов должен иметь высокую износостойкость, быть устойчивым к ударным нагрузкам и воздействию температур до 600 °С. Эксплуатационная долговечность сёдел клапанов обеспечивается применением сложнолегированных серых чугунов. В зависимости от комбинации легирующих элементов (Cr, Ni, Mo, Cu, P) и режимов термообработки структура чугуна для сёдел клапанов может состоять из перлита, графита, включений карбидно-фосфидной эвтектики или сорбита и включений карбидофосфидов. После высокого отпуска при температуре 570 °С в течение 1–1,5 ч металлическая основа представляет собой бейнит, в котором равномерно распределена сетка карбидно-фосфидной эвтектики площадью не более 5 % площади шлифа. Твёрдость должна быть 32,0–35,0 $HRC_Э$. Сёдла из хромоникелевого чугуна в литом исходном состоянии имеют аустенитную основу с включениями карбидов. После высокого отпуска аустенит трансформируется в сорбит или троостит, твёрдость чугуна достигает 48,0–50,0 $HRC_Э$.

Чугун для направляющих втулок клапанов бывает трёх типов: 1) микролегированный сурьмой; 2) легированный фосфором и медью; 3) сложнолегированный, в котором используются следующие легирующие комплексы: (Ni-Cu-P-B), (Cr-Ni-Mo-Cu), (Cr-Ni-Mo-P).

Твёрдость чугунов первого и второго типов составляет 197–217 HB, а сложнолегированных чугунов – 240–270 HB. Микроструктура чугуна для направляющих втулок должна состоять из перлитной основы различной степени дисперсности, фосфидной или фосфидно-сурьмянистой эвтектики и включений пластинчатого или гнездообразного графита мелких и средних размеров – не более 200 мкм.

В современной практике производства сложнонапряженных деталей цилиндро-поршневой группы всё большее внимание уделяется легированным чугунам, обработанным комплексно различными лигатурами и модификаторами. В связи с этим задача повышения качества сводится к тому, чтобы получить легированные чугуны без литейных дефектов, с мелкозернистой и однородной металлической основой и равномерно распредёленным графитом, т.е. структурой, которая бы затрудняла пластическую деформацию при трении и усталостно-коррозионное разрушение литых изделий.

В некоторых случаях, например для распределительных валов двигателей, высокая износостойкость может быть достигнута с использованием отливок из серого чугуна с отбеленным поверхностным слоем.

Многолетний опыт двигателестроения показывает, что чугун является наиболее приемлемым материалом для изготовления цилиндровых втулок мощных судовых дизелей, гильз цилиндров автотракторных двигателей, поршневых колец. Для повышения механических свойств и износостойкости толстостенных отливок цилиндров (гильз) при работе в тяжелых условиях эксплуатации наиболее рационально использовать комплексное легирование чугуна фосфором, титаном, ванадием и медью.

12. Формирование структуры металлической основы белых износостойких чугунов

На примере обоснованного выбора химического состава и режима термической обработки чугунов для типичных деталей, работающих в условиях абразивного изнашивания – лопаток *дробеметных аппаратов и износостойких* втулок буровых насосов, используют чугуны двух структурных классов хромистых белых чугунов – с карбидами M_7C_3 и $M_{23}C_6$ – 260ЧХ16М2 и 250ЧХ25МФТ. Рабочие лопатки дробеметных аппаратов – это основной рабочий элемент очистного оборудования литейного производства для очистки отливок, поковок и штамповок от окалины, выбрасывающий дробь с большой скоростью (70–80 м/с), в результате чего дробь оказывает не только скалывающее, но и частично абразивное воздействие на поверхностный слой очищаемого металла.

Частота вращения рабочего колеса ротора *дробеметного аппарата* 2000–3000 об/мин. В процессе эксплуатации лопатки ротора и импеллер подвергаются значительному износу. В механическом дробемете разбрасывание дроби производится лопатками быстро вращающегося ротора; в пневматическом – давлением сжатого воздуха 5–6 кгс/см^2 (49–58 Н/см^2). При нормальном режиме работы один *дробеметный аппарат* расходует 100–130 кг дроби в час.

Высокая производительность дробеметных аппаратов в сочетании с полной механизацией процесса позволяет создавать поточные линии для обработки деталей несложной конфигурации. Рабочие лопатки дробеметных аппаратов из чугуна и обычной стали быстро изнашиваются.

Значительно прочнее лопатки из твердых сплавов, однако на машиностроительных предприятиях отсутствуют научно обоснованные критерии выбора материалов и упрочняющих технологий для изготовления лопаток. Лопатки изготавливаются в литом или кованом вариантах чаще из хромистых чугунов с различным содержанием хрома – от 1 до 30 % без термообработки или после нормализации, что не обеспечивает износостойкую структуру лопаток и приводит к неоправданно быстрому их абразивному изнашиванию и затрат на замену рабочего комплекта лопаток.

В настоящее время не существует единых представлений о химическом составе материала для лопаток дробеметных аппаратов за исключением того, что их следует изготовлять из белых хромистых чугунов, поскольку лопатки относятся к деталям, работающим в условиях интенсивного изнашивания при умеренных ударных нагрузках и при рабочих температурах до 400 °С. В некоторых случаях применяют чугун типа нихард с карбидами типа M_3C, в других – чугуны с 10–12 % Cr. В ряде работ в качестве наиболее эффективных по износостойкости рассмотрены чугуны с 15–18 % Cr с карбидами хрома типа M_7C_3, а в отдельных случаях используются и высокохромистые чугуны с 25–28 % Cr. Выбор того или иного чугуна обусловлен в основном конкретными условиями работы дробеметных аппаратов (скоростью и степенью абразивности используемой дроби, соотношением ударных и истирающих нагрузок, углом атаки и др.).

.

Поэтому для сравнительного изучения использовали два чугуна – ЧХ260Х16М2 и 250Х25МФТ,

13. Последовательность и характер фазовых превращений в процессе кристаллизации исследуемых доэвтектических чугунов проанализированы с помощью известных политермических разрезов диаграммы состояния Fe-Cr-C-Mo при 25 % Cr и изотермических разрезов при различных температурах (рис. 14). Первыми образуются дендриты аустенита, между осями которых кристаллизуется эвтектика $\gamma+K_2$ (аустенит + вторичные карбиды). Ведущей фазой при кристаллизации эвтектики является гексагональный карбид $(Cr, Fe)_7C_3$. В промежутках между первичными кристаллами $(Cr, Fe)_7C_3$ и ответвляющимися от них под небольшими углами карбидными стержнями шестигранного сечения кристаллизуется ведомая фаза – аустенит.

Введение молибдена в количестве до 2 % не изменяет морфологической картины кристаллизации. Согласно термокинетическим диаграммам превращения аустенита в высокохромистых белых чугунах, образованию продуктов превращения аустенита предшествует выделение вторичных карбидов в пересыщенном твердом растворе. В качестве примера рассмотрим последовательность фазовых превращений в процессе кристаллизации хромистого чугуна типа ЧХ250Х25 согласно И. И. Цыпину (рис. 14).

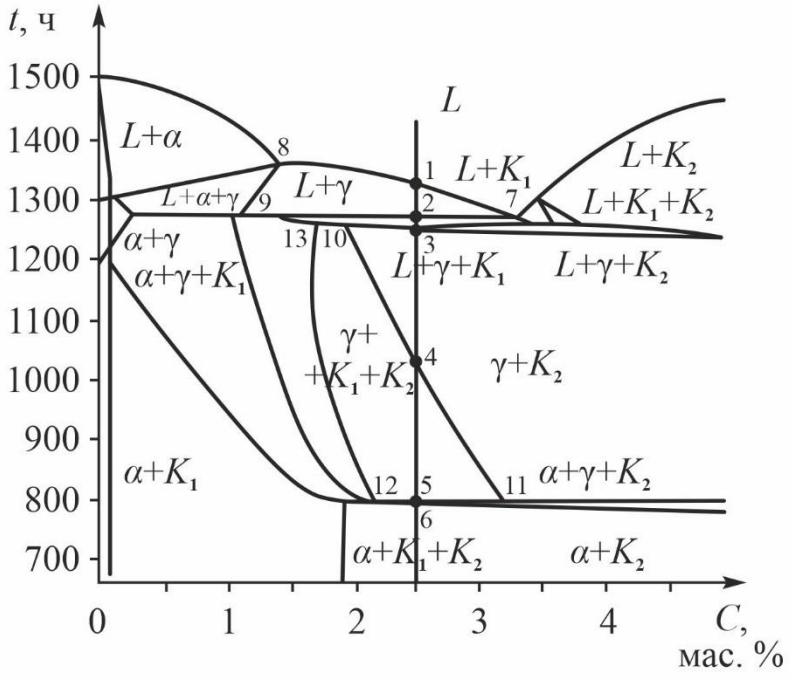


Рис. 14. Псевдобинарная диаграмма состояния Fe-C при содержании 25 % хрома:
K_1 – $(Fe,Cr)_4C$ $(M_{23}C_6)$; K_2 – $(Fe,Cr)_7C_3$

При медленном охлаждении (порядка 10 °/мин, что примерно соответствует отливкам с приведенной толщиной стенки 50 мм) сплав проходит следующие стадии:

1. Первичной фазой, кристаллизующейся из расплава в интервале температур t_1–t_2, выделяются кристаллы аустенита, при этом жидкая фаза обогащается, а аустенит обедняется углеродом. В интервале температур t_2–t_3 происходит эвтектическое превращение, из жидкой фазы выпадает смесь аустенита и карбидов первого типа – $(Fe,Cr)_4C$.

2. В интервале температур t_3–t_4, карбиды первого типа превращаются в карбиды второго типа – $(Fe,Cr)_7C_3$ в связи с тем, что карбиды первого типа обогатились углеродом по нижней поверхности эвтектических областей, аустенит при этом также обогащается углеродом.

3. В интервале температур t_4–t_5, в связи с предшествовавшим увеличением содержания углерода в аустените из него выделяются карбиды обоих типов. Содержание углерода в карбидах и аустените растет.

4. В интервале температур t_5–t_6 происходит эвтектоидное превращение, аустенит распадается на феррит и карбиды второго типа, в структуре присутствуют и карбиды первого типа.

5. Ниже температуры t_6, фазовых превращений не происходит, при охлаждении выравнивается состав карбидов.

При наличии в составе чугуна небольших количеств ванадия и титана в качестве первичной фазы в расплаве выделяются карбиды VC и TiC, а легирование 1–2 % молибдена не изменяют картины первичной кристаллизации.

Таким образом, в процессе медленного охлаждения отливок из чугуна ЧХ250Х25МФТ в формах или при отжиге в них формируется в той или иной степени равновесная структура, состоящая из феррита и смеси карбидов ($M_{23}C_6$) и $(Fe, Cr)_7C_3$ в свободном состоянии и/или входящих в состав ферритно-карбидной смеси (ФКС). Наличие феррита в свободном состоянии или в составе ФКС является нежелательным с точки зрения получения хорошей износостойкости. Поэтому целесообразно разработать технологические режимы термической обработки исследуемых чугунов, обеспечивающие необходимый фазовый состав металлической основы, содержащий регулируемое количество карбидов, мартенсита и метастабильного аустенита.

Аналогичный анализ фазовых превращений, происходящих при кристаллизации чугуна ЧХ260Х16М2, проведенный по соответствующему вертикальному разрезу диаграммы состояния системы Fe-Cr-C, показал, что равновесная структура состоит из феррита и карбидов $(Fe, Cr)_7C_3$ в свободном состоянии и/или входящих в состав ФКС.

В табл. 9 представлен фазовый состав по данным рентгеноструктурного и рентгеноспектрального анализов и твердость чугунов ЧХ260Х16М2 и ЧХ250Х25МФТ после литья. Выявлен один тип карбидов – $(Cr, Fe)_7C_3$, причем количество карбидов меньше в чугуне с меньшей концентрацией хрома. В обоих чугунах присутствует остаточный аустенит и продукты его диффузионного и мартенситного превращения. Относительно большее количество остаточного аустенита образовалось

в сплаве с повышенным содержанием хрома, что обусловливает меньшую твердость этого сплава. Наибольшие значения твердости имеет чугун ЧХ260Х16М2 с преимущественно мартенситной матрицей. Развитие процесса выделения вторичных карбидов в этом чугуне приводит к повышению мартенситных точек с сохранением относительно небольшого количества остаточного аустенита в литом состоянии.

Таблица 9

Фазовый состав и твердость исследуемых чугунов в литом состоянии

Сплав	Фазовый состав	Твердость HRC	Общее количество карбидов
ЧХ260Х16М2	$\alpha+\gamma+K_2$	56	25
ЧХ250Х25МФТ	$\alpha+\gamma+K_2$	54	30

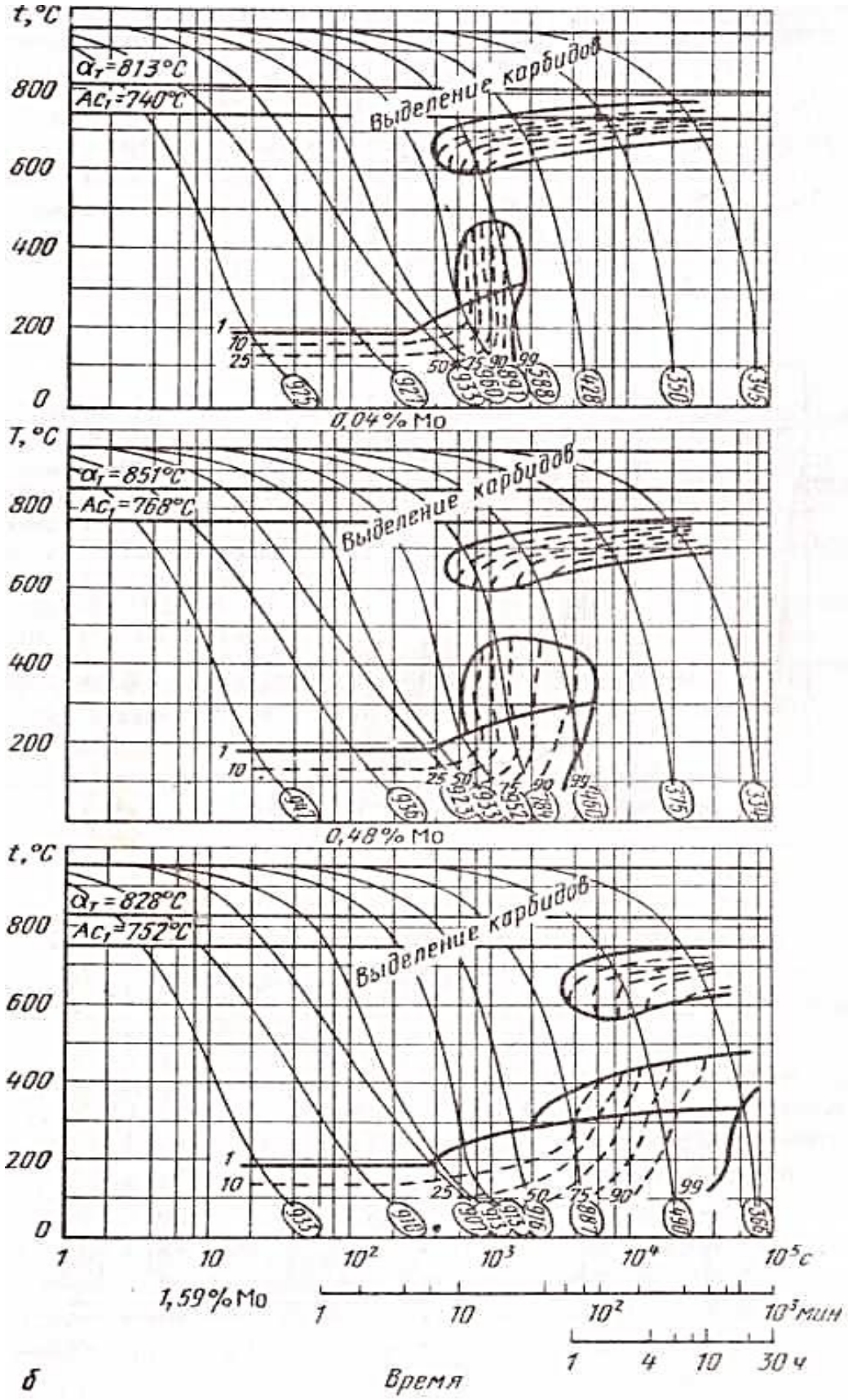
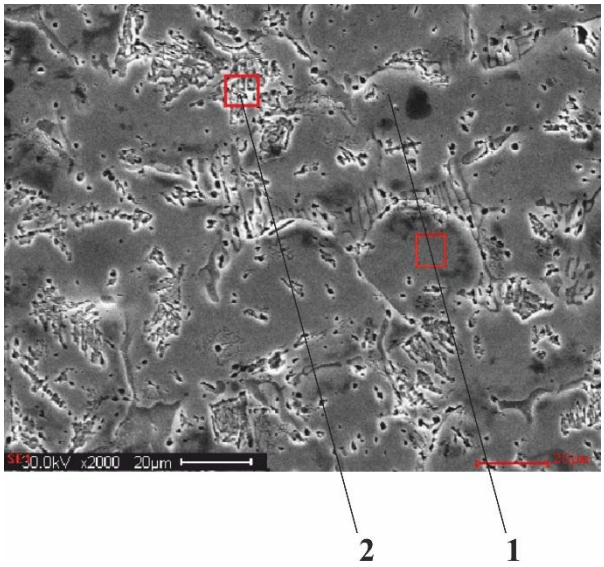


Рис. 21. Влияние молибдена на превращение аустенита при непрерывном охлаждении износостойкого чугуна: 2,9 % C, 0,6 % Si, 0,7 % Mn, 17,5 % Cr, нагрев при 955 °C, 20 мин после предварительной выдержки при 955 °C, 2 ч и охлаждение на воздухе [Cias W.W. Climax Molybdenum company]. Цифры без кружков – количество α-фазы, в кружках – твердость *HV*

С целью прогнозирования химического и фазового состава металлической основы расчетным путем оценили химический состав металлического расплава чугуна 260Х16М2 к моменту начала эвтектического превращения, фазовый состав, количество эвтектики и характер фазовых превращений в процессе охлаждения закристаллизовавшегося металла с использованием специальной программы, разработанной на кафедре оборудования и технологии сварочного производства Уральского федерального университета Н. В. Королевым, В. Н. Бороненковым, О. В. Пименовой и Н. М. Разиковым для прогнозирования фазового состава и структуры наплавленных сплавов с карбидным упрочнением. Программа, разработанная на основе диаграммы Я. М. Потака и Е. А. Сагалевич, учитывает использование части углерода и легирующих элементов на карбидообразование и влияние элементов на образование структурных составляющих при кристаллизации. Программа дает возможность рассчитать количество и тип первичных и эвтектических карбидов в момент окончания кристаллизации, химический и фазовый состав металлической основы, формирующейся при скорости охлаждения около 30 °/с, которая в интервале температур наименьшей устойчивости аустенита (550–250 °С) выше или близка к критической скорости охлаждения при закалке исследуемых сплавов.

Результаты реализации данной программы для чугуна ЧХ260Х16М2 показаны в табл. 4.36, откуда следует, что количество карбидов составляет примерно 28 %, а химический состав матрицы соответствует химическому составу стали 70Х12МЛ. Расчет температур мартенситных точек по уравнениям, выведенным на основе экспериментальных исследований сталей переходного класса с 0,7 % С, показал, что температура $М_н$ для стали 70Х12МЛ составляет около 120 °С, а температура $М_д \approx 250$ °С, что близко к значениям, полученным экспериментально при растяжении близких по составу сталей.

Результаты микрорентгеноспектрального анализа образцов чугуна ЧХ260Х16М2, закаленных от 1170 °С, приведены на рис. 15, откуда видно хорошее соответствие данных по химическому составу твердого раствора по хрому и молибдену, полученных этим способом, с расчетными по использованной программе и отвечающими стали 70Х12МЛ. Это соответствие указывает на адекватность физико-химических основ фазовых превращений, заложенных при составлении алгоритма данной программы, с реальными превращениями, формирующими структуру чугуна ЧХ260Х16М2. Результаты расчетов хорошо совпадают с данными микрорентгеноспектрального анализа (рис 15).



а

Участок 1		
Элемент	Wt %	At %
Mo	02,05	01,19
Ti	00,66	00,76
V	00,66	00,72
Cr	11,12	11,92
Mn	00,76	00,77
Fe	84,76	84,63

Участок 2		
Элемент	Wt %	At %
Mo	04,46	02,5
Cr	43,12	45,69
Mn	00,76	00,78
Fe	49,65	48,97

б

Рис. 15. Микрорентгеноспектральный анализ чугуна ЧХ260Х16М2, закалка 1170 °С (*а*), *б*, *в* – химический состав с выделенных участков:
1 – твердый раствор; *2* – эвтектические карбиды

Концентрация хрома в твердом растворе по данным микрорентгеноспектрального и рентгеноструктурного анализов оказалась близкой к величине 12 и 18 % для чугунов ЧХ260Х16М2 и ЧХ250Х25МФТ соответственно, что коррелирует со значениями, полученными расчетным методом (см. табл. 10, рис. 15).

Концентрация углерода в мартенсите по данным микрорентгеноспектрального и рентгеноструктурного анализов оказалась близкой к величине 0,6 %, что коррелирует со значениями, полученными в чугуне ЧХ260Х16М2 расчетным методом.

Характерно при этом, что химический состав металлической основы сплавов должен иметь содержание углерода 0,5–0,7 % и соответствующее сочетание хрома, марганца и других легирующих элементов для обеспечения условия –196 °С < $М_н$, $М_д$ > 20 °С. При содержании углерода, меньшем, чем 0,5 %, не достигается высокого уровня упрочнения вследствие образования мартенсита деформации, а при концентрации углерода, превышающей 0,7 %, аустенит становится слишком стабильным по отношению к деформационному мартенситному превращению.

Таблица 10

Результаты расчетов химического состава и количества фаз для чугуна ЧХ260Х16М2

Химический состав, %		
Элемент	Исходный	Твердый раствор (матрица)
Углерод	2,62	0,70
Хром	16, 5	12,00
Молибден	2,15	0,85

Железо	79,03	86,45
Фазовый состав		
Фазы	%, массовые	%, объемные
Эвтектические карбиды $Me_3C + M_7C_3$	27	28
Состав металлической основы, %		
Аустенит	55	
Мартенсит	45	

Таким образом, можно говорить об удовлетворительной корреляции результатов прогнозирования химического и фазового состава металлической основы реальным данным по фазовому составу и стабильности аустенита, изученного в работе чугуна ЧХ260Х16М2 в литом состоянии после отливки заготовок лопаток *дробеметных аппаратов толщиной 20 мм в формы методом точного литья.*

О хорошей корреляции между максимальными значениями относительной износостойкости чугунов и эффективной микротвердости можно судить из данных табл. 11. Чем выше микротвердость вторичной структуры, формирующейся на рабочей поверхности, тем более тонкий слой металла участвует в создании рабочего слоя, обеспечивающего диссипацию энергии абразивных частиц, тем с менее глубокого слоя происходит отделение частиц износа.

Таблица 4.11

Результаты испытания на абразивное изнашивание исследуемых чугунов в сравнении со сталью 150ХНМЛ

Марка и режим термообработки	Путь трения, м		HRC	ε	$H_{50изн.}$ ГПа
	30	60			
Сталь 150ХМНЛ, закалка 850 °С, масло, отпуск 200 °С, 3 ч	0,1180	0,2355	59	1,0	9,8
ЧХ250Х25МФТ нормализация 1050 °С, отпуск 450 °С, 2 ч, воздух	0,0622	0,1245	60,0	1,89	10,2
ЧХ250Х25МФТ закалка 900 °С, масло	0,0441	0,0886	62,0	2,65	11,1
ЧХ250Х25МФТ закалка 1170 °С, масло	0,0304	0,0612	56,0	3,53	11,5
ЧХ260Х16М2, нормализация 1010 °С, воздух, отпуск 450 °С, 3 ч, воздух	0,0650	0,1355	57	1,73	10,0
ЧХ260Х16М2, нормализация 1050 °С, воздух	0,090	0,1768	46	1,33	9,9
ЧХ260Х16М2, закалка 1170 °С, масло	0,0400	0,0792	46	2,81	11,0
ЧХ260Х16М2, закалка 900 °С, масло	0,0800	0,1595	65	1,47	10,0

14. Термическая обработка изосостойких хромистых чугунов

Термическая обработка – важный этап изготовления деталей из

чугунов ИЧХ. Неверно назначенный или неудачно проведённый режим термической обработки может свести к минимуму их преимущества перед другими материалами в стойкости при эксплуатации.

Первый нагрев отливок до температуры после выбивки, обрубки и очистки – наиболее опасная операция, которая может вызвать образование трещин. Термические напряжения, возникающие при быстром или неравномерном нагреве отливок, суммируются с довольно высокими остаточными напряжениями после литья; создаётся реальная опасность возникновения холодных трещин. Поэтому общим требованием к режимам термической обработки отливок чугунов ИЧХ является строгая регламентация скорости нагрева.

Максимально допустимая скорость нагрева зависит от марки чугуна, сложности отливки, литейной формы и других факторов, определяющих уровень остаточных напряжений в отливках, поступивших на термическую обработку. Практика показывает, что для отливок типа рабочих колёс и колёс и сложных корпусов центробежных песковых и грунтовых насосов из ИЧХ (ИЧХ28Н2, ИЧ300Х18Г3, ИЧ190Х30Г3) скорость нагрева должна быть ограничена величиной 70 ^{0}С\ч. Более сложные отливки и крупные садки целесообразно нагревать с одной-двумя дополнительными остановками для выравнивания температуры в объёме садок и по сечению отливок. Обычно такие температурные остановки делаются при 200 ^{0}С (температура первоначальной загрузки в печь) и при 400 и 600 ^{0}С. Длительность выдержек 2-3 часа. Дальнейший нагрев от 600 ^{0}С до температуры отжига (или детали, подвергающейся механической обработке резанием) или закалке (для необрабатываемых деталей) можно вести по максимальной мощности печи, но не быстрее 150 ^{0}С\ч. Время нагрева деталей простой формы и небольшой толщины (плиты втулки и т.п.) может быть несколько сокращено за счёт исключения выдержек и увеличения скорости нагрева, однако такое формирование режима требует тщательной проверки для каждой новой детали.

Нагрев детали под закалку, если предварительно был проведён отжиг для улучшения обрабатываемости резанием, не требует такой строгости, так как напряжения снизились в процессе отжига. Поэтому длительность нагрева таких деталей можно сократирть. Необрабатываемые отливки закаливают без промежуточного отжига, для них нагрев под закалку является первым нагревом после литья, поэтому в отношении режима нагрева срхраняются все указанные ограничения.

Размеры отливок из ИЧХ при закалке изменяются значительно меньше, чем размеры деталей из конструкционных сталей или серых чугунов Поэтому окончательной доводки размеров часто не требуется, а припуски на шлифовку минимальны.

4.2.7.3. Влияние нормализации и закалки на фазовый состав, структуру и абразивную износостойкость чугуна ЧХ260Х16М2

В табл. 12 приведены значения твердости чугуна ЧХ260Х16М2, измеренные на заготовках сечением 12, 30 и 60 мм после нормализации и закалки от 850 °С, а также показано различие в твердости между заготовками данных сечений. Видно, что твердость после нормализации и закалки практически не зависит от сечения заготовок в указанных пределах, т. е. от их скорости охлаждения.

Таблица 12

Твердость заготовок чугуна ЧХ260Х16М2 различного сечения после нормализации и закалки от 850 °С

Чугун	Твердость, HRC заготовок сечением, мм			Δ HRC 12–30 мм	Закалка, сечение 12 мм
	12	30	60		
ЧХ260Х16М2	62	61	61	1	63

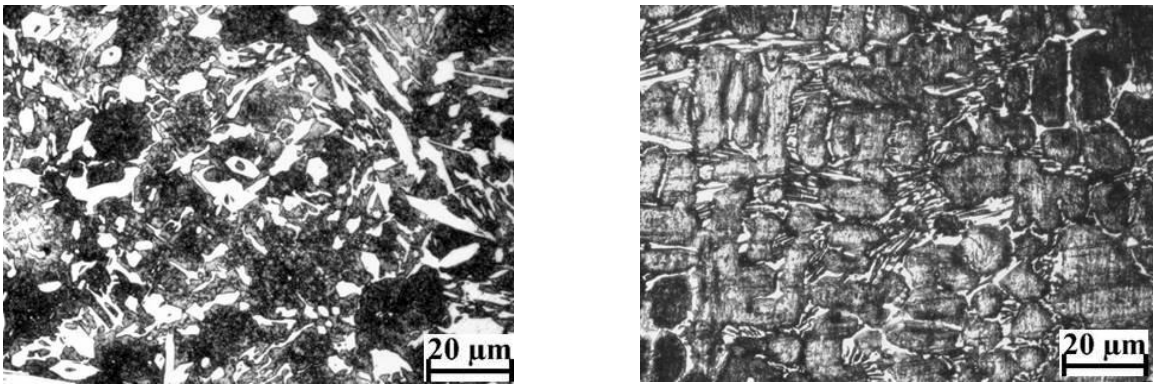
Особенности зависимости твердости заготовок исследуемых чугунов различного сечения от их химического состава рассмотрены в связи с термокинетическими диаграммами превращений аустенита, полученными для близких по составу чугунов И.И. Цыпиным. Повышение концентрации молибдена от 0,8 до 1,4 % увеличивает устойчивость переохлажденного аустенита в интервале до температуры минимальной устойчивости по отношению к диффузионному распаду, что позволят получить в заготовках сечением 12 мм мартенситно-бейнитную структуру. Это свидетельствует о том, что устойчивость аустенита в перлитной области у этого чугуна достаточна при данных скоростях охлаждения, а уменьшение твердости до 48–52 HRC вызвано понижением мартенситной точки с соответствующим увеличением количества остаточного аустенита. Металлическая основа содержит большое количество дисперсных карбидов глобулярной формы, однако встречаются и выделения, на несколько порядков превышающие по размерам основную массу карбидов. Крупные выделения, по-видимому, являются первичными карбидами. Структура образцов после нормализации от 1000 °С практически не отличается от структуры литого металла.

Принцип метастабильности аустенита эффективно используется в последнее время для повышения износостойкости высокоуглеродистых сплавов, в которых присутствует 20–30 % карбидной фазы – белых хромистых чугунов (например, ЧХ260Х17М1, ЧХ260Х17М3, ЧХ200Х13, ЧХ300Х18 и др.). В последних случаях речь идет о получении определенного химического и фазового состава металлической основы с преимущественно метастабильным хромистым аустенитом. Максимальная износостойкость таких сплавов достигается в результате высокотемпературной закалки с получением достаточного количества остаточного метастабильного хромистого аустенита в металлической основе сплавов, превращающегося в мартенсит деформации на рабочей поверхности с высокой степенью

упрочнения, несмотря на более низкую исходную твердость по сравнению с низкотемпературной закалкой (табл. 13).

Образцы чугунов ЧХ250Х25МФТ, ЧХ260Х16М2 подвергались закалке в масле. Температуру нагрева образцов под закалку изменяли в широком диапазоне (850–1170 °С), выдержка при температуре нагрева составляла 20 мин. Закаленные образцы после выдержки подвергались обработке холодом в течение 20 мин при температурах: –40, –70, –196 °С. Для обработки холодом использовались сухой лед и жидкий азот.

Закалка чугунов от различных температур позволяет регулировать соотношение мартенсита и остаточного аустенита в широких пределах и, как следствие, сильно отражается на их износостойкости. Микроструктура образцов чугунов ЧХ250Х25МФТ, ЧХ260Х16М2 после закалки от температуры 1170 °С показана на рис. 16. Эвтектические карбиды имеют вытянутую форму. Форма, размер и распределение карбидов в металлической матрице неоднородны: наряду с большинством дисперсных карбидов глобулярной формы выделяются более крупные частицы с остроугольными краями; встречаются игольчатые выделения карбидов (рис. 16). Крупные выделения, по-видимому, являются первичными карбидами. Металлическая матрица имеет ячеистую морфологию с выделением карбидов как внутри, так и по границам ячеек.



а *б*

Рис. 16. Микроструктура чугунов
после закалки от температуры 1170 °С:
а – ЧХ250Х25МФТ; *б* – ЧХ260Х16М2

Результаты испытаний образцов стали 150ХНМЛ, используемой как эталон, и исследуемых чугунов после закалки от различных температур на абразивное изнашивание представлены в табл. 4.39.

Поскольку количество эвтектических карбидов в результате повышения температуры закалки не изменяется, представляет интерес изыскание возможности целенаправленно воздействовать на регулируемый структурный фактор – химический состав металлической основы сплавов – за счет повышения температуры закалки и, как следствие, повышения количества остаточного метастабильного аустенита.

Для чугунов ЧХ260Х16М2, ЧХ250Х25МФТ износостойкость монотонно возрастает по мере повышения температуры закалки во всем

изученном интервале температур нагрева под закалку (до 1170 °С), несмотря на закономерное снижение исходной твердости из-за насыщения аустенита углеродом и легирующими элементами и значительного объема образующегося деформационного мартенситного превращения (ДМП) (табл. 13).

Поскольку количество эвтектических карбидов в результате повышения температуры закалки сплавов не изменяется (общее количество карбидной фазы в исследуемых сплавах 26–32 %), целенаправленное воздействие на регулируемый структурный фактор – химический состав металлической основы сплавов – производится за счет растворения некоторого количества вторичных карбидов литых или нормализованных чугунов в результате повышения температуры нагрева под закалку с прогрессирующим увеличением количества метастабильного аустенита.

Таблица 13

Фазовый состав, химический состав матрицы (по расчету), твердость, микротвердость матрицы и рабочей поверхности и относительная износостойкость чугунов после закалки от 1170 °С

Марка чугуна	Химический состав матрицы (% по массе) (по расчету)	Кол-во аустенита в матрице, %	Относительная износостойкость, ε	Твердость, $HRC_э$	Микротвердость, ГПа	
					матрицы	на поверхности
150ХНМЛ	–	Около 5	1,0	59		
ЧХ260Х16М2	0,70 % С, 12,00 % Cr, 0,85% Mo	90	2,81	46	6,2	11,0
ЧХ250Х25МФТ	0,60 % С, 18,00 % Cr, 0,35 % Mo, 0,16 % V	90	3,53	56	6,5	11,5

Таким образом, принцип метастабильности аустенита в обеспечении контактной прочности имеет универсальный характер и применим не только к сталям, но и к белым чугунам с карбидным упрочнением. В последних случаях речь идет о получении определенного химического и фазового состава структурной составляющей сплава – металлической основы с преимущественно метастабильным хромистым аустенитом, содержащим 0,6–0,7 % С, что обеспечивается высокотемпературной закалкой.

Наличие кристаллов мартенсита пакетной и пластинчатой морфологии присуще среднеуглеродистым аустенитным сталям системы Fe–Cr–Mn–C с промежуточной величиной энергии дефектов упаковки. Температура $M_н$ для стали такого состава находится вблизи комнатной температуры. Известно, что хромомарганцевые аустенитные стали переходного класса с содержанием углерода около 0,6 % имеют вялую кинетику образования мартенсита

охлаждения и активную кинетику мартенситного превращения в процессе деформации. Это способствует существенному увеличению их износостойкости в процессе абразивного изнашивания, которая находится на уровне стали 110Г13Л. Наличие карбидов типа M_7C_3 в количестве 20–30 % дополнительно повышает сопротивление изнашиванию в 1,3–3,5 раз по сравнению со сталью 150ХНМЛ. Метастабильный остаточный аустенит, превращаясь в мартенсит деформации в процессе изнашивания, вносит вклад в упрочнение рабочей поверхности. Микротвердость рабочей поверхности чугунов после изнашивания повышается с 6,2–6,5 до 11–11,5 ГПа, (табл. 13), что и определяет высокую износостойкость сплавов.

В процессе абразивного изнашивания может происходить также деформационный динамический отпуск образующихся кристаллов мартенсита охлаждения и деформации, степень развития которого уменьшается в легированном хромом и молибденом мартенсите. Увеличение степени легирования аустенита хромом и молибденом по мере повышения температуры закалки повышает теплостойкость мартенсита, способствуя росту деформационного упрочнения поверхности.

Из данных рис. 17, на котором показана кинетика изнашивания образцов чугунов ЧХ260Х16М2 и ЧХ250Х25МФТ, видно, что сохраняется преимущество в износостойкости чугуна 250Х25МФТ за счет более высокого содержания карбидной фазы. Для определения режимов термической обработки, формирующих микроструктуру с наибольшей абразивной износостойкостью важно, что износостойкость обоих чугунов на всем пути испытания (рис. 17) выше после высокотемпературной закалки с преимущественно метастабильной аустенитной матрицей, чем после обычной закалки с мартенситной матрицей вследствие более высокой способности к фрикционному упрочнению метастабильного аустенита.

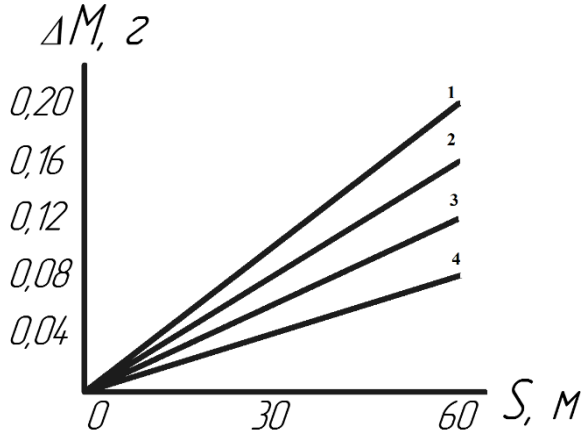
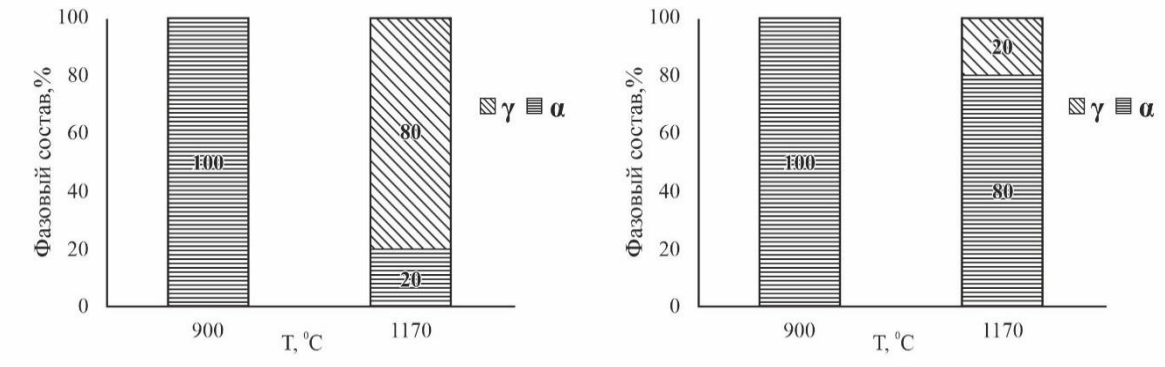


Рис. 17. Потеря массы при абразивном изнашивании

на пути трения чугунов:

1 – ЧХ260Х16М2, закалка 900 °С; 2 – ЧХ260Х16М2, закалка 1170 °С;

3 – ЧХ250Х25МФТ, закалка 900 °С; *4* – ЧХ250Х25МФТ, закалка 1170 °С



а *б*

Рис. 18. Фазовый состав матрицы рабочей поверхности образцов чугуна ЧХ250Х25МФТ, закаленных от 900 и 1170 °С:
а – до испытания на абразивное изнашивание;
б – после испытания на абразивное изнашивание

Различие в твердости чугунов после нормализации и закалки определяется устойчивостью переохлажденного аустенита к диффузионному распаду, которая, в свою очередь, зависит от концентрации легирующих элементов в твердом растворе – хрома и молибдена. Максимальная твердость чугуна ЧХ260Х16М2 после нормализации обусловлена большей устойчивостью его переохлажденного аустенита. Зависимость значений твердости и фазового состава чугунов объясняется увеличением его стабильности, т. к. снижается температура $М_д$.

13. Влияние обработки холодом на фазовый состав, твердость и износостойкость чугунов

Обработке холодом подвергались образцы исследуемых чугунов после закалки от температуры нагрева 1170 °С с целью получения дополнительного количества углеродистого мартенсита охлаждения в металлической основе и изучения его влияния на износостойкость.

Увеличение количества мартенсита на 10–20 %, полученное глубоким охлаждением после высокотемпературной закалки, повышает износостойкость сплавов на 20–30 %. Важную роль в обеспечении высокой износостойкости охлажденных до –196 °С образцов играет фактор повышения степени упрочнения рабочей поверхности образцов вследствие образования мартенсита деформации в процессе испытаний на изнашивание, наклепа кристаллов мартенсита охлаждения и деформации. Суммарное количество мартенсита на рабочей поверхности испытанных образцов после глубокого охлаждения достигает 70–90 %.

Таким образом, обработка холодом чугунов с большим количеством остаточного аустенита (до 90–100 %) дает возможность создать более благоприятное структурное состояние металлической матрицы с высоким сопротивлением абразивному изнашиванию. Диссипативная способность структуры с наличием некоторого количества углеродистого мартенсита

охлаждения (~с 0,7 % углерода), по-видимому, повышается в результате увеличения величины сжимающих напряжений и энергии образования мартенсита деформации под влиянием абразивных частиц. В результате эффективная микротвердость рабочих поверхностей образцов возрастает в сплаве ЧХ260Х16М2 (после обработки холодом она возрастает до 11,5 ГПа), что сопровождается ростом износостойкости от 5,5 до 6,6 по сравнению со сталью 110Г13Л.

Роль молибдена как основного легирующего элемента белых хромистых чугунов не сводится только к увеличению устойчивости переохлажденного аустенита в процессе термической обработки. Молибден относительно слабо влияет на снижение точек $М_н$ и $М_д$ по сравнению с марганцем, а при близком положении мартенситных точек – износостойкость чугунов тесно связана со степенью упрочнения поверхности, которая в свою очередь определяется интенсивностью образования мартенсита деформации, и количеством карбидной фазы.

Таблица 1.

Твёрдость чугуна нихард после отпуска

Режим обработки	твёрдость				
Образец № 1. Закалка 1150^0	Взять другой образец				
Отпуск 400^0,2 ч	53;53;53,5;52 53				
Отпуск 500^0,2 ч					

Режим обработки	твёрдость				
Образец №2. Закалка 1000^0					
Отпуск 400^0,2 ч	39;40,5;41.5;41,5 41				

Отпуск 500^0,2 ч					

Режим обработки	твёрдость				
Образец № 3. Закалка 900^0					
Отпуск 400^0,2 ч	58;55;55;55 56				
Отпуск 500^0,2 ч					

Режим обработки	твёрдость				
Образец № 4. Закалка 850^0					
Отпуск	58;58;58;				

400^0,2 ч	58				
Отпуск 500^0,2 ч					

.

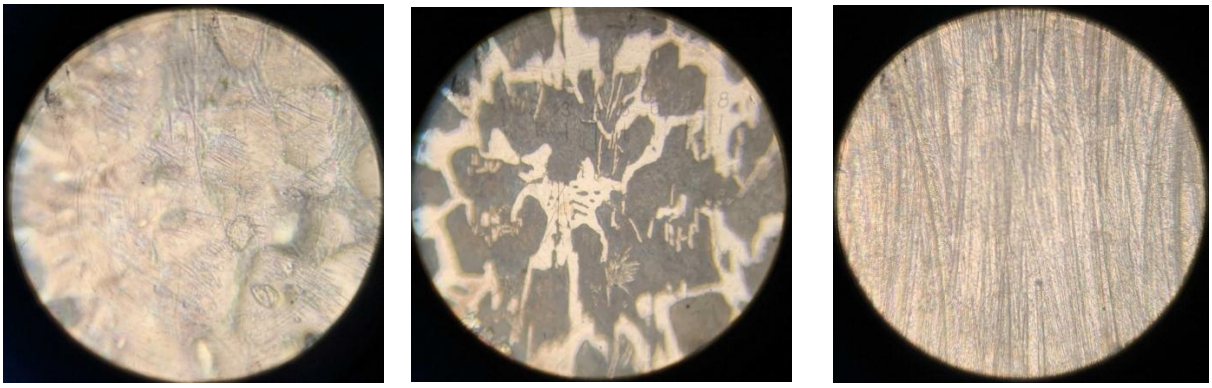
ФОРМИРОВАНИЕ ДИССИПАТИВНОЙ ИЗНОСОСТОЙКОЙ СТРУКТУРЫ В ЛЕГИРОВАННОМ ЧУГУНЕ ВЫСОКО- И НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ТЕРМООБРАБОТКОЙ

Проведено изучение возможности повышения абразивной износостойкости экономно легированных чугунов типа нихард повышением температуры закалки для получения остаточного аустенита на рабочей поверхности с образованием мартенсита деформации в процессе эксплуатации. Для исследования взяты образцы белого валкового хромоникелевого чугуна класса нихард, выплавленного в индукционной печи, химический состав которого приведён в таблице 1.

таблица 1 Химический состав чугуна (% по массе)

C	Cr	Ni	Si	Mn	S	P
3,12	2,11	4,26	0,65	0,60	0,035	0,042

Сравнительные испытания абразивной износостойкости образцов проводили в закалённом состоянии после нагрева в интервале температур 850–1150 ^{0}C и охлаждения в масле. Выдержка при температуре нагрева составляла 20 мин. Оценка износостойкости производилась по методике изнашивания по закреплённому абразиву. Абразивная износостойкость определялась по результатам двух параллельных испытаний (эталон – образцы рельсовой стали У7, изготовленные из массивных образцов после охлаждения от 820 ^{0}C в масле со структурой сорбита и твёрдостью 37 HRC), сравнение результатов производили через относительные единицы.



а б в

Рис. 1. — Микроструктура чугуна после закалки от 850 $^\circ$C(а) и 1150 $^\circ$C(б), после изнашивания и закалки от 1000 °C(в) ^{x}200

В результате повышения температуры закалки от 850 до 1150 ^{0}С количество ледебурита составляет около 30% (рис. 1). Начиная с температуры закалки 900 ^{0}С, увеличивается количество остаточного аустенита. Для чугуна 300Х2Н4 в зависимости от температуры закалки твёрдость снижается от 60 до 35 HRC из-за насыщения аустенита углеродом, легирующими элементами и возрастания количества остаточного аустенита и объёма деформационного мартенситного превращения в процессе самого испытания, что вызывает возрастание эффективной микротвёрдости (степени упрочнения рабочей поверхности) в процессе изнашивания (рис. 2). Независимо от температуры закалки выявлен один тип карбидов – легированный цементит, (Fe, Cr)3C.

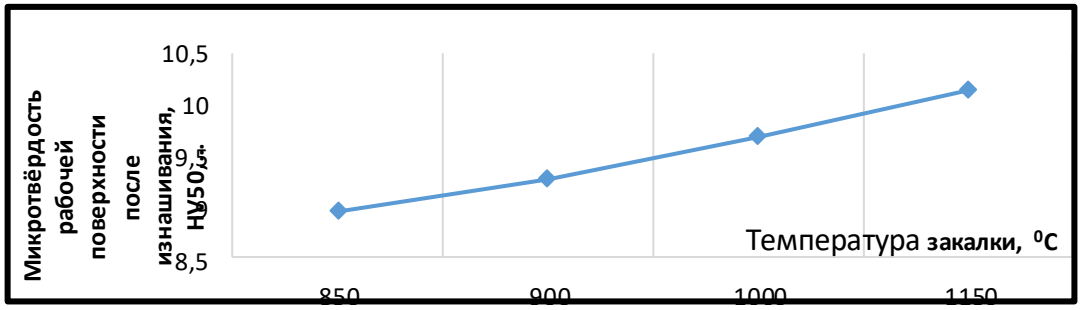


Рис. 2. Зависимость микротвёрдости рабочей поверхности после изнашивания от температуры закалки

Дисперсные кристаллы мартенсита деформации с протяжённостью длинной оси, по-видимому, соответствующей ширине микроцарапин, оставленных после прохода абразивных частиц, имеют размер кристаллов 10-12 мкм. Волновой характер расположения кристаллов мартенсита деформации в виде параллельных рядов обусловлен формированием чередующихся пиков сжимающих напряжений на фронте движущихся абразивных частиц и растягивающих напряжений после прохождения частицы в данном микрообъёме металла. Образование кристаллов мартенсита деформации сопровождается микро-трип-эффектом [6]. Расположение кристаллов мартенсита деформации правильными параллельными рядами в разных микроцарапинах на поверхности образцов можно объяснить действием однородного поля напряжений при одинаковой ориентации кристаллической решётки аустенита. Армирование рабочей поверхности дисперсными кристаллами мартенсита, стимулирующими микро-трип эффект и релаксацию микронапряжений в момент сдвига, затрудняет внедрение абразивных частиц, повышая сопротивление изнашиванию.

Обработке холодом подвергались образцы исследуемого чугуна после закалки от температуры нагрева 1150 °С с целью получения углеродистого мартенсита охлаждения в металлической основе и изучения его влияния на износостойкость.

Увеличение количества мартенсита на 15 %, полученное охлаждением после закалки, повышает износостойкость чугуна на 20 %. Суммарное количество мартенсита на поверхности образцов после охлаждения достигает 95 %. Обработка холодом чугуна с большим количеством остаточного аустенита (95 %) приводит к благоприятному структурному состоянию металлической матрицы с высоким сопротивлением абразивному изнашиванию. Диссипативная способность структуры с наличием некоторого количества мартенсита охлаждения (~с 0,7 % углерода), по-видимому, повышается в результате увеличения величины сжимающих напряжений и энергии образовании мартенсита деформации под влиянием абразивных частиц. В результате эффективная микротвёрдость рабочих поверхностей образцов возрастает в сплаве 300Х2Н4 (после обработки холодом она возрастает до 11,0 МПа).

Выводы

1. Повышение температуры нагрева под закалку низколегированного чугуна нихард, 300Х2Н4, от 850 до 1150 ^{O}С обусловливает прогрессирующее снижение твёрдости с 59 до 35 HRC вследствие образования до 90 % остаточного аустенита.

2. Снижение исходной твёрдости чугуна нихард после высокотемпературной закалки не вызывает уменьшения его абразивной износостойкости, а начиная с температуры закалки 1000 ^{0}С, наоборот, возрастает подобно тому, как это происходит в высокохромистых чугунах, однако с меньшей интенсивностью, на 10-15 %.
3. Этот «эффект высокотемпературной закалки» обусловлен метастабильностью остаточного аустенита и его превращением в мелкокристаллический мартенсит деформации на поверхности изнашивания с созданием повышенного уровня фрикционного упрочнения рабочей поверхности.
4. Увеличение количества мартенсита на 15 %, полученное глубоким охлаждением после высокотемпературной закалки, повышает эффективную микротвёрдость рабочих поверхностей до 11,0 МПа, что сопровождается ростом износостойкости чугуна на 20 %.

2)Институт машиноведения УрО РАН

ФОРМИРОВАНИЕ ДИССИПАТИВНОЙ ИЗНОСОСТОЙКОЙ СТРУКТУРЫ В ИЗНОСОСТОЙКОМ ХРОМИСТОМ ЧУГУНЕ ВЫСОКО- И НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ТЕРМООБРАБОТКОЙ

Аннотация

Повышение температуры нагрева под закалку хромоникелевого чугуна «Нихард», от 900 до 1150 °С обусловливает сохранение его высокой абразивной износостойкости, несмотря на снижение исходной перед испытанием твёрдости с 60 до 35 HRC в связи с тем, что фазовый состав металлической основы перед испытанием на изнашивание изменяется в процессе закалки от среднеуглеродистого мартенсита с вторичным цементитом на остаточный метастабильный аустенит, способствующий повышению трещиностойкости чугуна. В процессе испытания на изнашивание или эксплуатации аустенит на рабочей поверхности в результате воздействия абразивных частиц превращается в дисперсный фрикционный мартенсит, обеспечивающий вместе с частью цементита высокий уровень упрочнения и работоспособности вторичной микроструктуры чугунов.
Ключевые слова: *абразивная износостойкость, закалка чугунов, нихард, обработка холодом.*

Annotation

Increase in the heating temperature for quenching chromium-nickel cast iron «Nihard» from 900 to 1150 °C leads to the preservation of its high abrasive wear resistance, despite a decrease in the initial hardness before the test from 60 to 35 HRC due to the fact that the phase composition of the metal base before the wear test changes during quenching from medium-carbon martensite with secondary cementite to a residual metastable austenite, which helps to increase the crack resistance of cast iron. In the process of wear testing or operation, austenite on the working surface, as a result of the impact of abrasive particles, turns into dispersed friction martensite, which, together with a part of cementite, provides a high level of hardening and operability of the secondary microstructure of cast iron.
Keywords: *abrasive wear resistance, quenching of cast iron, nihard, cold treatment.*

Введение

Износостойкие хромистые чугуны (ИЧХ) служат в качестве материала, обеспечивающего высокую эксплуатационную стойкость деталей, работающих преимущественно в условиях абразивного изнашивания [1,2]. Это качество обеспечивается в ИЧХ сочетанием значительного количества твёрдых карбидов (легированного цементита и специальных карбидов), до 50 %, и благоприятной

металлической основы, которая должна быть достаточно прочной и хорошо закреплять карбидные частицы. Металлическую основу (матрицу) ИЧХ составляют аустенит и продукты его превращения. В наибольшей степени требованиям, предъявляемым к ИЧХ, отвечают мартенсит и метастабильный остаточный аустенит [2–4].

Наиболее распространёнными представителями чугунов этого класса являются низколегированные, или ледебуритные (с эвтектикой на основе легированного цементита M_3C) чугуны класса нихард, легированные никелем и хромом (в отношении 2,0÷2,5 к 1) с целью получить более твёрдые, чем цементит, карбиды. Высокоуглеродистый (стандартный) чугун нихард (3,0÷3,6 % C, 0,4÷0,7 % Si, 0,4÷0,7 % Mn; 1,4÷2,5 % Cr, 3,4÷4,75 % Ni) имеет твёрдость примерно 550 HB и применяется для деталей, работающих в условиях интенсивного изнашивания при умеренных ударных нагрузках и при рабочих температурах до 400 °C: шары и футеровки шаровых мельниц, валковые головки мельниц для тонкого помола угля, колена трубопроводов в пневмотранспорте песка, детали бегунов и пескомётов. Недостатком стандартного нихарда является низкая ударостойчивость и более низкая износостойкость по сравнению с высокохромистыми чугунами (13–28 % Cr), имеющими специальные карбиды M_7C_3 и $M_{23}C_6$.

Ранее было показано, что применение высокотемпературной закалки до 1170 °C к чугунам 250Х16М2 и 250Х25МФТ со специальными карбидами M_7C_3 и $M_{23}C_6$ позволяет сформировать в них металлическую основу со структурой метастабильного аустенита и соответствующим повышением абразивной износостойкости примерно на 20 % [1,2]. Представляет научный и практический интерес изучение возможности повышения абразивной износостойкости экономно легированных чугунов типа нихард повышением температуры закалки для получения остаточного аустенита на рабочей поверхности с образованием мартенсита деформации в процессе эксплуатации с точки зрения достижения высокой износостойкости. Поэтому целесообразно разработать технологический режим термической обработки исследуемого чугуна, обеспечивающий необходимый фазовый состав металлической основы, который содержит регулируемое количество карбидов, мартенсита и метастабильного аустенита.

Материал и методика исследования

Для исследования взяты образцы белого валкового хромоникелевого чугуна класса нихард, выплавленного в индукционной печи, химический состав которого приведён в таблице 1.

таблица 1

Химический состав чугуна (% по массе)

C	Cr	Ni	Si	Mn	S	P
3,12	2,11	4,26	0,65	0,60	0,035	0,042

Сравнительные испытания абразивной износостойкости образцов размером 11 х 11 мм проводили в закалённом состоянии после нагрева в широком интервале температур 850–1150 ^{0}С и охлаждения в масле. Верхний интервал температуры закалки ограничен вследствие пониженной температуры эвтектического превращения по сравнению с высокохромистыми чугунами. Выдержка при температуре нагрева составляла 20 мин. Оценка износостойкости производилась по методике изнашивания по закреплённому абразиву, реализованной на специальной установке на базе строгального станка. Образцы с площадью рабочей части 10 х 10 мм совершали возвратно-поступательное движение по шлифовальной бумаге 14А32МН481 (ГОСТ 6456-82) на корундовой основе. Длина одного рабочего хода образцов составляла 0,125 м, путь трения образца за одно испытание при скорости движения 0,158 м/сек составлял 30 м. Нормальная нагрузка, действующая на образец, 10 Н (удельная нагрузка 1 МПа). Величина поперечного смещения шлифовальной бумаги за один двойной ход образца равнялась 1,2 мм. Абразивная износостойкость определялась по результатам двух параллельных испытаний (эталон – образцы рельсовой стали У7, изготовленные из массивных образцов после охлаждения от 820 ^{0}С в масле со структурой сорбита и твёрдостью 37 HRC), сравнение результатов производили через относительные единицы:

$$\varepsilon = \Delta M_э/\Delta M_о, \text{ где}$$

ε - относительная износостойкость,

$\Delta M_э$ - потеря массы образца-эталона (рельсовая сталь У7 со структурой сорбита охлаждения, твёрдость 37 HRC), составила 0,5 г.

$\Delta M_о$ - потеря массы испытуемого образца.

Результаты испытаний приведены как средние потери массы образцов по двум испытаниям.

Результаты и их обсуждение

Рис. 1. Микроструктура чугуна после закалки от 850 ^{O}С(а) и 1150 ^{O}С(б), ^{x}200

В результате повышения температуры закалки от 850 до 1150 ^{0}С микроструктура чугуна внешне изменяется мало – количество ледебурита составляет около 30% (рис. 1). Изменения происходят в основном в структуре металлической основы, в фазовом составе которой сначала несущественно, а, начиная с температуры закалки 900 ^{0}С, прогрессивно возрастает количество остаточного аустенита (рис. 2).

Результаты влияния температуры закалки на твёрдость, фазовый состав металлической основы до и после и испытания исследуемых образцов на абразивное изнашивание исследуемого чугуна в сравнении со сталью У7, а также микротвёрдости рабочей поверхности образцов (HV_{50}) показаны на рис. 2-4.

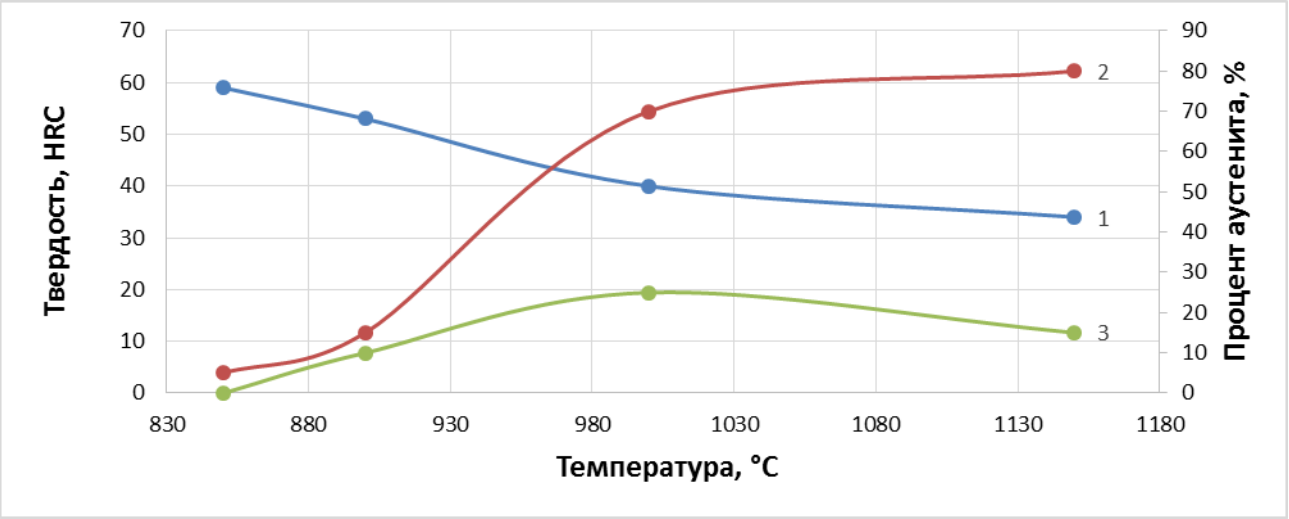


Рис. 2. Зависимость твёрдости (1) и количества остаточного аустенита до- (2) и после изнашивания (3) на рабочей поверхности чугуна от температуры закалки

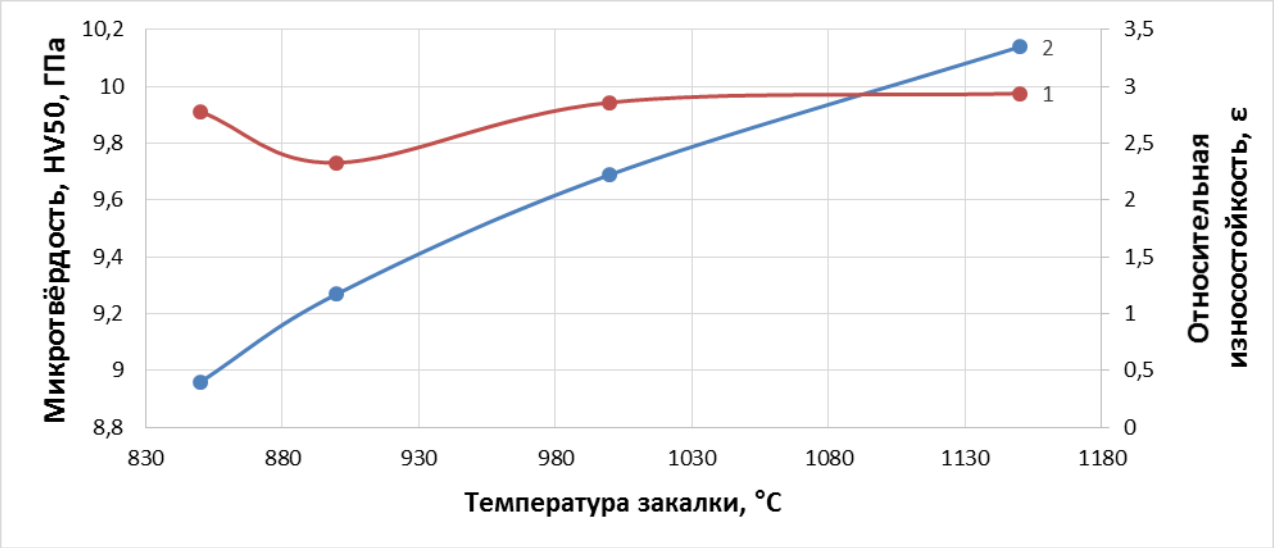


Рис. 3. Зависимость относительной износостойкости чугуна (1) и микротвёрдости (2) на рабочей поверхности после изнашивания от температуры закалки

Из данных рис. 2 видно, что для чугуна нихард 300Х2Н4, изученного в данной работе, в зависимости от температуры закалки твёрдость закономерно снижается от 60 до 35 HRC в изученном диапазоне температур из-за постепенного насыщения аустенита углеродом и легирующими элементами и значительного возрастания количества остаточного аустенита и объёма деформационного мартенситного превращения (ДМП) в процессе самого испытания, что вызывает возрастание эффективной микротвёрдости (степени упрочнения рабочей поверхности) в процессе изнашивания (рис. 3). Независимо от температуры закалки выявлен один тип карбидов – легированный цементит, $(Fe, Cr)_3C$,

О хорошей корреляции между максимальными значениями относительной износостойкости и эффективной микротвёрдости, начиная с температуры закалки 900 ^{0}С, можно судить из сравнения данных рис. 3. Чем выше микротвёрдость вторичной структуры, формирующейся на рабочей поверхности, тем более тонкий слой металла участвует в создании рабочего слоя, обеспечивающего диссипацию энергии абразивных частиц, тем с менее глубокого слоя происходит отделение частиц износа, следовательно, выше абразивная износостойкость.

Характерно при этом, что химический состав металлической основы сплавов должен иметь содержание углерода 0,5–0,7 % и соответствующее сочетание хрома, марганца и других легирующих элементов для обеспечения условия метастабильности аустенита, -196^{0}С < $М_н$, $М_д$> 20 °С [2, 3]. При содержании углерода, меньшем, чем 0,5 %, не достигается высокого уровня упрочнения вследствие образования мартенсита деформации, а при концентрации углерода, превышающей 0,7 %, аустенит становится слишком стабильным по отношению к деформационному мартенситному превращению [3]. С позиций синергетического подхода к открытым системам метастабильный аустенит в наибольшей степени обладает свойствами динамических структур – адаптации,

самовоспроизведения, изменчивости, отбора наиболее устойчивой структуры, способности к упрочнению [5].

Рис. 4. Микроструктура рабочей поверхности после изнашивания после закалки от 1000 ^{O}C, ^{x}200

Дисперсные кристаллы мартенсита деформации с протяжённостью длинной оси, по-видимому, соответствующей ширине микроцарапин, оставленных после прохода абразивных частиц, образуются параллельными периодическими рядами. Размер кристаллов мартенсита деформации в продольном и поперечном направлениях, образующихся под углами, определёнными кристаллографическими соотношениями решётки аустенита по отношению к направлению движения частиц, относится к дисперсным величинам и составляет в локальных участках поверхности преимущественно 10-12 мкм. По-видимому, подобный волновой характер расположения кристаллов мартенсита деформации в виде параллельных рядов обусловлен формированием чередующихся пиков сжимающих напряжений на фронте движущихся абразивных частиц и растягивающих напряжений после прохождения частицы в данном микрообъёме металла (рис. 4). Кристаллы мартенсита с большим удельным объёмом по сравнению с аустенитом образуются в тех участках аустенита, где пиковые напряжения растяжения превышают критическую величину сдвига при мартенситном превращении. Образование кристаллов мартенсита деформации сопровождается микро-трип-эффектом [6]. Поскольку представленная на рис. 4 микроструктура получена от одного зерна аустенита при установившемся режиме трения, то расположение кристаллов мартенсита деформации правильными параллельными рядами в разных микроцарапинах на поверхности образцов можно объяснить действием однородного поля напряжений при одинаковой ориентации кристаллической решётки аустенита. Армирование рабочей поверхности дисперсными кристаллами мартенсита, стимулирующими микро-трип эффект и релаксацию микронапряжений в момент сдвига, затрудняет внедрение абразивных частиц, повышая сопротивление изнашиванию.

Обработке холодом подвергались образцы исследуемого чугуна после закалки от температуры нагрева 1150 °С с целью получения дополнительного количества углеродистого мартенсита охлаждения в металлической основе и изучения его влияния на износостойкость.

Увеличение количества мартенсита на 15 %, полученное глубоким охлаждением после высокотемпературной закалки, повышает износостойкость чугуна на 20 %. Важную роль в обеспечении высокой износостойкости охлаждённых до -196 °С образцов играет фактор повышения степени упрочнения рабочей поверхности образцов вследствие образования мартенсита деформации в процессе испытаний на изнашивание, наклёпа кристаллов мартенсита охлаждения и деформации. Суммарное количество мартенсита на рабочей поверхности испытанных образцов после глубокого охлаждения достигает 95%.

Таким образом, обработка холодом чугуна с большим количеством остаточного аустенита (80 %) даёт возможность создать наиболее благоприятное структурное состояние металлической матрицы с высоким сопротивлением абразивному изнашиванию. Диссипативная способность структуры с наличием некоторого количества углеродистого мартенсита охлаждения (~с 0,7 % углерода), по-видимому, повышается в результате увеличения величины сжимающих напряжений и энергии образовании мартенсита деформации под влиянием абразивных частиц. В результате эффективная микротвёрдость рабочих поверхностей образцов возрастает в сплаве 300Х2Н4 (после обработки холодом она возрастает до 11,0 МПа), что сопровождается ростом износостойкости от 3,0 до 3,2.

Выводы

1. Повышение температуры нагрева под закалку низколегированного чугуна нихард, 300Х2Н4, от 850 до 1150 °С или охлаждением до низких температур (-70 °С) после высокотемпературной закалки можно, не изменяя количества ледебурита, повышать абразивную износостойкость чугуна вследствие образования до 90 % остаточного аустенита и высокоуглеродистого мартенсита охлаждения в металлической основе в исходном перед испытанием состоянии.
2. Снижение исходной твёрдости чугуна нихард после высокотемпературной закалки не вызывает уменьшения его абразивной износостойкости, а начиная с температуры закалки 1000 ^{0}С, наоборот, возрастает подобно тому, как это происходит в высокохромистых чугунах, однако с меньшей интенсивностью, на 10-15 %.
3. Этот «эффект высокотемпературной закалки» обусловлен метастабильностью остаточного аустенита и его превращением в мелкокристаллический мартенсит деформации на поверхности изнашивания с созданием повышенного уровня фрикционного упрочнения рабочей поверхности.
4. Увеличение количества мартенсита на 15 %, полученное глубоким охлаждением после высокотемпературной закалки, повышает эффективную микротвёрдость рабочих поверхностей до 11,0 МПа, что сопровождается ростом износостойкости чугуна на 20 %.

Рисунок 1.10 – Буровой насос

Рисунок 1.11 – Втулки буровых насосов

На ОАО «Уралмашзавод» было опробовано в изготовлении и эксплуатации в промышленных условиях несколько вариантов материалов и технологий изготовления. в т.ч. из стали Х12МЛ ледебуритного класса (состав которой аналогичен ИЧХ 250Х12М).

Экспериментальный подбор технологии закалки с помощью ТВЧ с водо-воздушным охлаждением или струей сжатого воздуха, проведённый в заводских условиях под руководством В.С. Палеева и Г.Н. Плотникова, позволил получить глубину закалённого слоя до 3,5 мм (рисунок 5.1)с благоприятным в свете полученных в работе результатов фазовым составом и распределением микротвёрдости по поперечному сечению втулок (рисунок 5.2).

Рисунок 5.1. – Макроструктура поперечного сечения втулки насоса из стали Х12МФЛ после закалки рабочей поверхности с помощью ТВЧ ^{x} 3

Микроструктура закалённого слоя втулки представляет собой сетку эвтектических карбидов, окружающую ячейки металлической основы, которая состоит из мелких вторичных карбидов и, по данным рентгеновского фазового анализа, мартенсита и остаточного аустенита (рис. 5.2, 5.4)

Из рисунка 5.3 видно, что максимальные значения микротвёрдости образца, изготовленного из закалённой ТВЧ втулки, достигают 9,5 ГПа, что соответствуют расстоянию 0,9-1,5 мм от рабочей поверхности, а затем происходит снижение значений вплоть до 4 мм, что соответствует общей глубине закалённого слоя. Непосредственно на рабочей поверхности наблюдается слой глубиной 0,2 мм с несколько пониженной микротвёрдостью – 8 ГПа, что соответствует твёрдости около 57 HRC, глубже которого происходит рост микротвёрдости. Этот поверхностный слой, микроструктура которого представлена на рисунок 5.2, по данным рентгеноструктурного анализа, содержит остаточный аустенит в количестве

до 40 %, что происходит, если температура нагрева поверхности достигала примерно 1125 °С (см. рисунок 5.3).

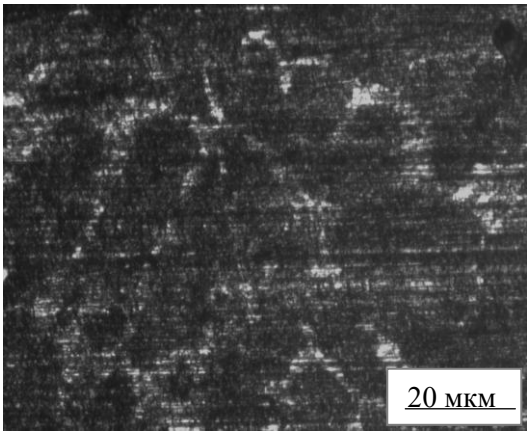


Рисунок 5.2. – Микроструктура поверхностного слоя втулки из стали Х12МФЛ после высокотемпературной закалки ТВЧ

Эффективная глубина слоя с микротвёрдостью свыше 7 ГПа, принимаемая обычно для изделий, испытывающих высокие давления на поверхности [105], составляет 2,5 мм. Испытание образцов, изготовленных с рабочей частью, соответствующей поверхностному слою втулки (рисунок 5.4), показало, что аустенит метастабилен и в значительной степени превращается в мартенсит деформации (количество остаточного аустенита составляет около 10 % (рисунок 5.4), а относительная износостойкость образцов составляет 3,0.

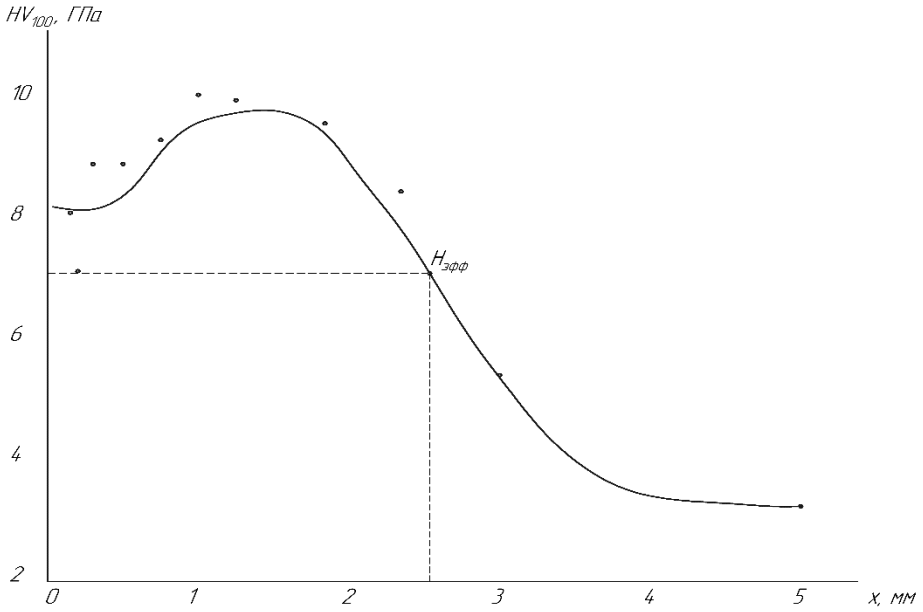
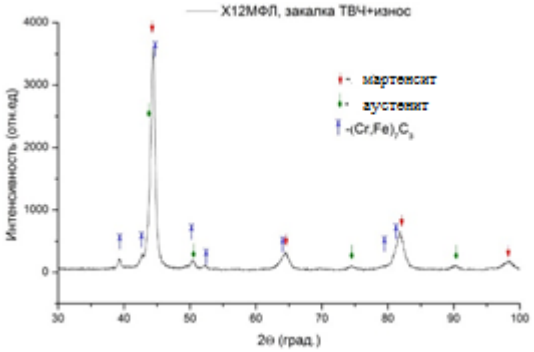


Рисунок 5.3. – Распределение микротвердости по сечению втулки из стали Х12МЛ после высокотемпературной закалки ТВЧ



Марка	Обработка	Фазовый состав
Х12МФЛ	ТВЧ	40% γ, 60% α
Х12МФЛ	ТВЧ + износ	15% γ, 85% α

а

б

Рисунок 5.4. -Дифрактограмма рабочей поверхности образца стали Х12МФЛ, изготовленного из внутренней поверхности втулки после закалки ТВЧ и отпуска, испытанного на абразивное изнашивание – а; фазовый состав стали после закалки ТВЧ и отпуска до и после испытания н абразивное изнашивание - б

По предложенной в работе технологии с использованием высокотемпературной закалки с нагревом ТВЧ и последующим низким отпуском обработана опытно-промышленная партия втулок насосов, которая проходит промышленные испытания в условиях ЯНАО. В настоящее время

втулки показали высокую эксплуатационную стойкость – отработали более 800 часов и находятся в работоспособном состоянии (см. приложение к работе).

Таблица 15. Состав, термическая обработка, твердость и микроструктура испытанных чугунов (см. рис. 32)

Сплав	Содержание элементов, %					Термическая обработка	Твердость H_{100}		Карбиды	Ме. осн.
	C	Si	Mn	Cr	Ni		до испытаний	после испытаний		
Низколегированный белый чугун	3,22	0,54	0,59	0,99	–	600 °С, 4 ч, охлаждение с печью	485	503	Fe_3C	П
Нихард-1	3,13	0,41	0,54	1,68	3,50	275 °С, 16 ч, охлаждение на воздухе	719	795	$(Fe, Cr)_3C$	М + Б
Нихард-4	3,14	1,31	0,27	7,34	5,33	750 °С, 8 ч, охлаждение на воздухе	743	981	$(Fe, Cr)_3C$ $(Cr, Fe)_7C_3$	М + А
13 % Cr	2,20	0,37	1,56	13,50	–	970 °С, 4 ч, охлаждение на воздухе + 200°С, 1ч	780	892	$(Cr, Fe)_7C_3$	М
15-3	3,22	0,65	0,66	15,10	–	970 °С, 4 ч, охлаждение на воздухе + 200°С, 1ч	895	993	$(Cr, Fe)_7C_3$	М
27% Cr	2,54	0,40	0,47	26,3	–	970 °С, 4 ч, охлаждение на воздухе	661	858	$(Cr, Fe)_7C_3$ $(Cr, Fe)_{23}C_6$	А + М +П

* См. примечание к табл. 13. Б – бейнит. ** Содержит также 2,82% Mo.

Сплав	Содержание элементов, %					Термическая обработка	Твердость H_{100}		Карбиды	Металлическая основа*
	C	Si	Mn	Cr	Ni		до испытаний	после испытаний		
Низколегированный белый чугун	3,22	0,54	0,59	0,99	—	600°C, 4 ч, охлаждение с печью	485	503	Fe_3C	П
Нихард-1	3,13	0,41	0,54	1,68	3,50	275°C, 16 ч, охлаждение на воздухе	719	795	$(Fe, Cr)_3C$	М + Б
Нихард-4	3,14	1,31	0,27	7,34	5,33	750°C, 8 ч, охлаждение на воздухе	743	981	$(Fe, Cr)_3C$ + + $(Cr, Fe)_7C_3$	М + А
13 % Cr	2,20	0,37	1,56	13,50	—	970°C, 4 ч, охлаждение на воздухе + + 200°C, 1 ч	780	892	$(Cr, Fe)_7C_3$	М
15-3**	3,22	0,65	0,66	15,10	—	970°C, 4 ч, охлаждение на воздухе + + 200°C, 1 ч	895	993	$(Cr, Fe)_7C_3$	М
27 % Cr	2,54	0,40	0,47	26,3	—	970°C, 4 ч, охлаждение на воздухе	661	858	$(Cr, Fe)_7C_3$ + + $(Cr, Fe)_{23}C_6$	А + М + П

*См. примечание к табл. 13. Б — бейнит. **Содержит также 2,82 % Mo.

В условиях изнашивания абразивом с большей твердостью, чем твердость карбидов (электрокорунд, *HV* 2290), разница в износостойкости этих хромистых чугунов сглаживается (см. табл. 14). Чугуны с еще более твердыми карбидами (ванадиевые с карбидами VC, *HV* ~ 3000 [82]) при испытаниях на стенде ЛПЗ-М, проведенных автором, не показали более высокой износостойкости, чем чугуны с карбидами M_7C_3. По-видимому, это объясняется тем, что и карбид хрома, и карбид ванадия существенно тверже кварцевого песка ($К_Т$ > 1). Можно полагать, что применение чугунов с карбидами ванадия будет целесообразным в условиях переработки минералов с более высокой твердостью, чем кварц, когда износостойкие чугуны системы Fe –C –Cr оказываются малоизносостойкими из-за того, что карбиды хрома имеют более низкую твердость, чем такие абразивы, как корунд или карбид кремния.

Таблица 16. Износостойкость хромомолибденового чугуна {около 13 % Cr , 0,7 % Si , 0,8 % Mn, 1,5 % Mo) в зависимости от количества карбидов и структуры металлической основы

Содержание, %		Структура металлической основы					
		перлит*[1]		аустенит*[2]		мартенсит*[3]	
C	карбиды	твердость *HRC*	K_1	K_1	$t_{зак}$, °C	твердость *HRC*	K_1
1,53	10,3	32-34	2,7	3,4	980	60-61	3,6
1,96	19,5	32-34	4,0	4,5	980	61 -62	6,6
2,62	24,5	34-36	3,9	6,0	980	61 -62	10,0
3,10	28,0	33-36	3,9	6,9	930	63 - 64	10,6
3,57	37,6	34-38	4,5	8,3	930	64-66	12,9
4,15	48,3	34-38	4,08	7,0	930	64 - 66	13,0

*[1] Отжиг при 900°C, H_{50} 350 – 430.
*[2] Закалка с 1100°C на воздухе, отпуск при 200°C, 2 ч, *HRC* 47 – 49, H_{50} 525 – 630
*[3] Отпуск после закалки 200°C, H_{50} 830 – 88. Закалка на воздухе.

Количество карбидов. Содержание карбидов играет важную роль при абразивном изнашивании белых чугунов. Как было показано в табл. 14, а также в работе [23], небольшое количество избыточной твердой фазы (5 – 7 %) мало увеличивает износостойкость при абразивном изнашивании. Многие исследователи [75, 106, 116, 55] сходятся во мнении, что с увеличением количества карбидов износостойкость сплава возрастает.

Влияние количества карбидной фазы на износостойкость чугуна (около 13 % Cr, 0,7 % Si, 0,8 % Mn, 1,5 % Mo) изучали, меняя содержание углерода от 1,53 до 4,2 %. Литые заготовки диаметром 14 и длиной 140 мм получали в стержневых формах. Образцы закаливали на максимальную твердость, они имели преимущественно мартенситную структуру основы и твердость HRC 61 – 65. Увеличение количества карбидов типа M_7C_3 до ~ 30 % ведет к росту коэффициента относительной износостойкости K_1, по линейному закону (рис. 34). Это количество карбидов соответствует содержанию углерода в чугуне 3,2 – 3,4 %. Дальнейшее увеличение содержания углерода и количества карбидов не приводит к увеличению износостойкости. Микроструктурный и карбидный анализ показали, что при содержании углерода 3,5% и выше в структуре появляются карбиды типа M_3C, уступающие карбидам M_7C_3по твердости; кроме того, часть карбидов M_7C_3 кристаллизуется в виде протяженных шестигранных призм, так как чугун имеет заэвтектический состав (см. рис. 3). По этим причинам износостойкость перестает увеличиваться.

Тесная взаимосвязь карбидов и основы по влиянию на износостойкость белого чугуна проявляется при анализе износостойкости тех же хромомолибденовых чугунов с перлитной, мартенситной и аустенитной структурами основы в зависимости от содержания карбидов (табл. 16, рис. 35).

Аустенитную структуру основы получали закалкой с 1100°С на воздухе, перлитную – отжигом при 900°С с охлаждением 40°С/ч. Первичные и эвтектические карбиды при такой термической обработке практически не претерпевали изменений, общее количество карбидов после отжига было несколько выше, чем после закалки, вследствие выделения вторичных карбидов. *Оказывается, одинаковое увеличение содержания карбидов само по себе еще не гарантирует соответствующего одинакового повышения износостойкости.*

Из рис. 35 видно, что прирост износостойкости, обеспечиваемый одним и тем же увеличением содержания углерода (от 1,5 до 3,5 %), совершенно различен в случаях мягкой перлитной основы (около 50 %) и твердой мартенситной (около 300 %). Это говорит о том, что микрокартина

разрушения в этих двух случаях сильно различается, а рассматривать изолированно влияние карбидов и основы на износостойкость нерационально.

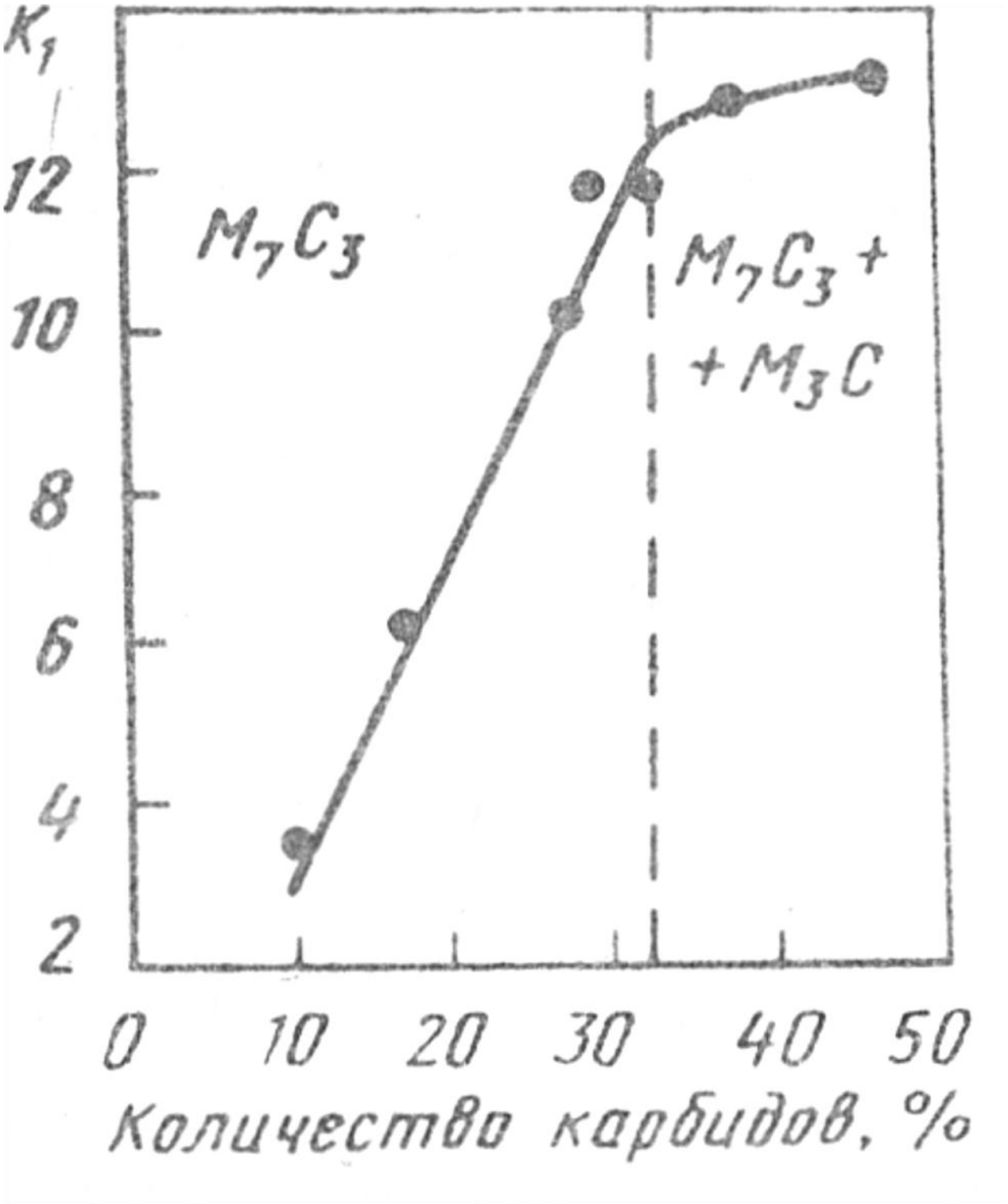


Рис. 34. Зависимость между износостойкостью и количеством карбидов в хромомолибденовом чугуне (1,5-3,9 % C, 12-14 % Cr, около 1,5 % Mo) (данные И.И. Цыпина, Е.В. Рожковой)

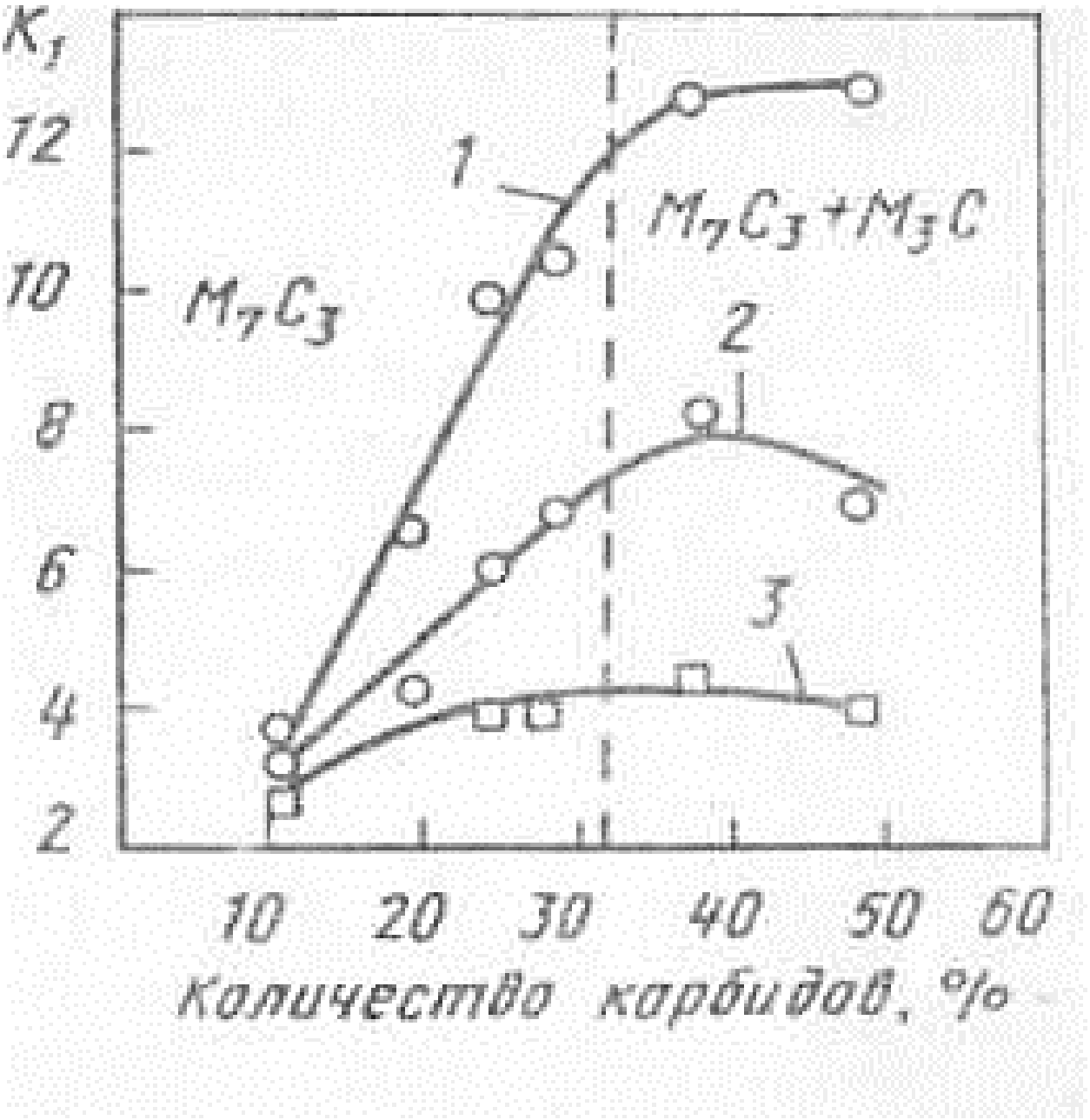


Рис. 35. Зависимость износостойкости хромомолибденового чугуна (около 0,7 % Si, 0,8 % Mn, 13 % Cr, 1,5 % Mo) от количества карбидов (1,5—4,0 % C) и структуры металлической основы (данные Е.В. Рожковой, И.И. Цыпина) : 1 — мартенсит; 2 — аустенит; 3 — перлит

По мнению автора, высокая износостойкость твердой фазы, которую представляют карбиды в белых износостойких чугунах, может проявляться только при прочном закреплении этой фазы в матрице и малой степени пластической деформации матрицы. При слабом закреплении даже весьма твердых карбидов в мягкой и пластичной (например, ферритной или перлитной) матрице высокая потенциальная стойкость карбидов при абразивном изнашивании не реализуется. Следовательно, карбидам не может быть приписано постоянное значение износостойкости, которое можно было

бы принять для расчета этой характеристики многофазного сплава по правилу аддитивности. Это значение зависит от прочности закрепления карбидов в основе, размеров карбидов и участков основы между карбидами, когерентности карбидов и основы и т.д. Поэтому можно считать, что правило аддитивности применительно к многофазным сплавам с сильно различающимися значениями микротвердости структурных составляющих, часть из которых тверже абразива, опровергается результатами определения износостойкости хромомолибденовых чугунов с перлитной, аустенитной и мартенситной структурами металлической основы.

Аналогичное исследование, выполненное З. Рушняком [174] на чугуне с 13 % Cr при износе закрепленным абразивом высокой твердости (корундовое полотно с твердостью абразива *HV* 2500, образец диаметром 10 мм, нагрузка 0,59 МПа, скорость движения 0,23 м/с, путь трения 50 м), дало иные результаты. Увеличение содержания углерода с 1,7 до 4,1 % (количество карбидов составляло соответственно 19 и 50 %) лишь незначительно повысило коэффициент относительной износостойкости

Продолжение табл. 17

Основные структурные составляющие и их характеристика	C, %	Твердость *HV*	K_1	Примерная марка стали и термическая обработка
Мартенсит, специальные карбиды:				
высокоуглеродистый легированный с очень большим количеством хромистых карбидов (цементированный слой высокохромистых сталей)	2,80–3,50	694–941	10,00–18,00	30Х13, 40Х13, 95Х18, Х12М, цементация и закалка
Аустенит высоколегированный	До 1,50	131–278	1,30–1,60	Аустенитные нержавеющие, жаропрочные, 110Г13Л и др., закалка

(всего на 10 % при мартенситной основе и на 50 % — при перлитной).

Исследование сталей в условиях стенда ЛПЗ-М показало, что в порядке возрастания износостойкости структурные составляющие железо-углеродистых сплавов располагаются в следующий ряд: феррит, перлит, сорбит, троостит, мартенсит, цементит, специальные карбиды. Высоколегированный аустенит в нержавеющих и аустенитных сталях имеет низкую износостойкость (между перлитом и трооститом).

Однако, как было отмечено выше, роль металлической основы в износостойких белых чугунах отличается от ее роли в стали: как правило, металлическая основа не сама противостоит разрушающему действию абразива, а служит связкой, опорой высокотвердым карбидам, выполняя роль матрицы в естественном композиционном материале.

Микротвердость основы. Способность металлической основы белых износостойких чугунов прочно удерживать карбиды может быть косвенно определена по микротвердости. Влияние микротвердости основы на износостойкость белых чугунов исследовали на примере чугуна ИЧ290Х12М. Образцы (заготовка диаметром 14 мм) закаливали на воздухе с 930°С и получали мартенситную структуру основы с микротвердостью H_{50} 880. Последующими отпусками (2 ч) в интервале 200 – 600°С, получали структуру отпущенного мартенсита и продуктов его распада вплоть до зернистого перлита. Микротвердость основы снижалась до H_{50} 400. Влиянием отпуска при этих температурах на количество, размеры и форму эвтектических карбидов можно пренебречь. Микротвердость карбидов не менялась и составляла H_{50} 1240 – 1550.

Исследование показало, что если характеристики карбидной фаы не меняются, а основа при изнашивании не претерпевает фазовых превращений, то износостойкость $К_1$ линейно связана с микротвердостью металлической основы чугуна (рис. 39). Химический состав основы при этом не играет роли. Так, точки для чугунов ферритного ИЧ200Х35 (литое состояние, H_{50} 275), аустенитного ИЧ290Х12Н11 (литое состояние, H_{50} 420) и мартенситного ИЧ290Х12М3 (закалка с 930°С на воздухе, H_{50} 850) хорошо укладывается на прямую для чугуна ИЧ290Х12М (точки 1 – 3 на рис. 39). Все эти чугуны с сильно различающейся металлической основой содержат 27 – 30 % эвтектических карбидов типа $М_7С_3$.

Линейная зависимость износостойкости от микротвердости металлической основы объясняет многочисленные сообщения о преимуществе мартенситной структуры основы в износостойких чугунах перед перлитной [172, 160, 163, 136, 133]. Причины низкой стойкости при ферритной или перлитной структуре основы связаны с механизмом разрушения поверхности деталей из белых чугунов при изнашивании.

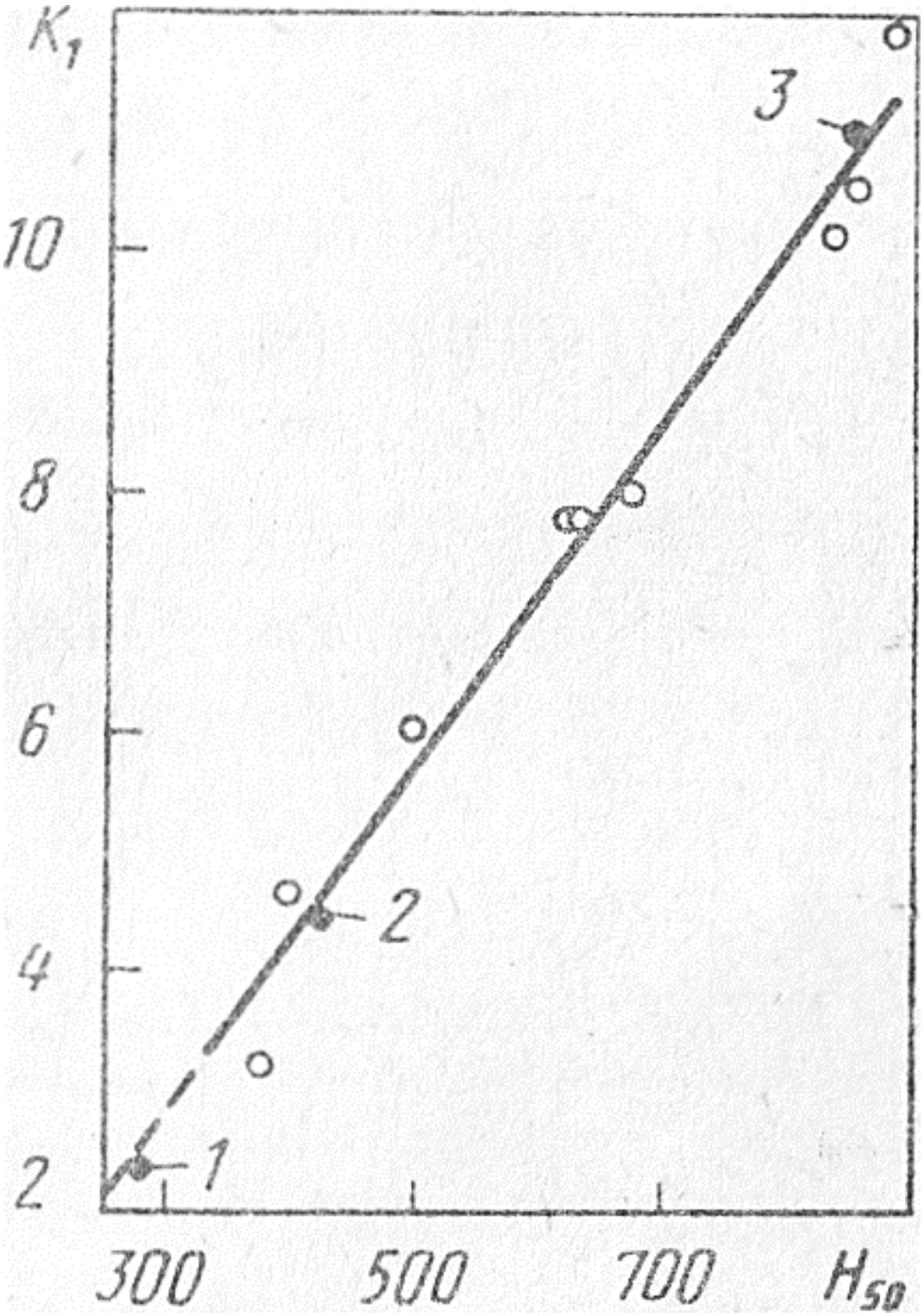


Рис. 39. Зависимость между износостойкостью и микротвердостью металлической основы чугуна ИЧ290Х12М (данные И.И. Цыпина, Е.В. Рожковой) : 1 - 1,96 % C, 36 % Cr, 0,45 % Si; 0,95 % Mn;
2 - 2,88 % C, 12,8 % Cr, 11,4 % Ni, 0,6 % Mn, 0,6 % Si;
3 - 2,85 % C, 12,7 % Cr, 2,6 % Mo, 0,98 % Mn, 0,7 % Si

Исследования износостойкости белых чугунов, проведенные во ВНИИПТуглемаше, позволяют представить картину изнашивания

гетерогенных сплавов с сильно различающейся микротвердостью структурных составляющих по двум основным схемам:

1) избирательное изнашивание мягких участков;

2) пластическая деформация поверхностных слоев с удалением или повреждением твердой фазы.

Избирательное изнашивание мягкой основы в полях между карбидами при мягкой (ферритной или перлитной) структуре металлической основы ухудшает закрепление карбидов, создает условия для их консольного нагружения. По мере износа мягких участков основы карбиды оголяются, затем обламываются и удаляются с поверхности. Эффект избирательного изнашивания мягкой основы между карбидами подтверждается результатами рентгеноструктурного исследования изношенной поверхности[1]. При изнашивании в кварцевом песке на образцах хромомолибденового чугуна с мягкой (перлитной) структурой основы наблюдалось увеличение интенсивности линий отражения карбидов, соответствующее кажущемуся увеличению их количества по сравнению с исходным состоянием (до износа). В образцах с твердой мартенситной основой это явление практически не наблюдалось, т.е. в таких образцах изнашивание не связано с изменением количества фаз на поверхности. Учитывая, что в отожженном на перлит состоянии количество карбидов в чугуне максимальное, можно считать, что увеличение…

[1] Исследование проведено совместно с А.В. Можаевым и Е.В. Рожковой.