

АКАДЕМИЯ НАУК УКРАИНСКОЙ ССР
ИНСТИТУТ ПРОБЛЕМ ЛИТЬЯ

В. И. ЛИТОВКА

ПОВЫШЕНИЕ
КАЧЕСТВА
ВЫСОКОПРОЧНОГО
ЧУГУНА
В ОТЛИВКАХ



КИЕВ НАУКОВА ДУМКА 1987

ОСНОВНЫЕ УСЛОВНЫЕ ОБОЗНАЧЕНИЯ

М	— мартенсит
Р	— перлит
ССГ	— степень сфероидизации графита в чугунах
Тр	— троостит
ТрФ	— троосто-феррит
Ф	— феррит
ФП (ПФ)	— феррито-перлит (перлит-феррит)
Ц	— цементит
ЧШГ	— высокопрочный чугун с шаровидным графитом
a_u	— ударная вязкость
d	— диаметр включений шаровидного графита в плоскости шлифа
E	— модуль упругости
HV	— твердость чугуна по Брюнеллю
K_{Ic}	— вязкость разрушения (трещиностойкость)
K_σ	— коэффициент концентрации напряжений
l	— расстояние между включениями графита
n	— количество включений графита на единице площади шлифа
$v_{охл}$	— скорость охлаждения отливок
γ	— плотность чугуна
δ	— относительное удлинение
δ_u	— циклическая вязкость (декремент колебаний)
τ_{Mq}	— степень упрочнения магния в чугуне
σ_B	— предел прочности при растяжении
$\sigma_{дин}$	— прочность при ударном изгибе
σ_B	— предел прочности при изгибе
$\sigma_{сж}$	— предел прочности при сжатии
$\sigma_{0,2}$	— предел текучести при растяжении
$\sigma_{0,2i}$	— предел текучести при изгибе
$\sigma_{0,2кр}$	— предел текучести при кручении
$\sigma_{0,2сж}$	— предел текучести при сжатии
σ_{-1}	— предел выносливости при изгибе
σ_{-1}^H	— предел выносливости при изгибе с концентратором напряжений
σ_{-1r}	— предел выносливости при растяжении
$\sigma_{-1сж}$	— предел выносливости при сжатии
$\tau_{кр}$	— предел прочности при кручении
τ_{-1}	— предел выносливости при кручении

ВЛИЯНИЕ СОСТАВА МОДИФИКАТОРОВ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ЧУГУНА

1. Влияние отдельных компонентов модификаторов на структуру чугуна

В практике производства отливок из высокопрочного чугуна в качестве сфероидизирующих модификаторов наибольшее распространение, наряду с металлическим магнием, получили магнийсодержащие лигатуры различного состава. Содержание в них магния находится обычно в пределах 3—20 %, основой может быть кремний и железо, никель, медь, никель и медь, никель и кремний и др. [15, 49]. В состав этих лигатур в большинстве случаев входят также кальций, РЗМ, барий, алюминий и (или) другие активные добавки, оказывающие положительное влияние на качество модифицированного чугуна. Реже применяются металлический иттрий [28] и сплавы на основе РЗМ.

При оценке роли каждого из компонентов состава модификаторов решающее значение имеет сравнение результатов опытов, проведенных в строго идентичных условиях, поскольку как известно, структура и свойства высокопрочного чугуна существенно зависят от многих факторов, основные из которых: химический состав и температура металла, режимы модифицирования чугуна (расход, состав, очередность ввода присадок, продолжительность выдержки модифицированного металла в жидком состоянии, емкость и геометрия ковшей), условия охлаждения и затвердевания отливок в формах (материал и температура стенок формы, сечение и масса отливок, длительность выдержки отливок в формах) и др.

Неучет этих факторов неизбежно приводит к нестабильным или противоречивым результатам. Поэтому при анализе литературных данных автор использовал только те, где конкретизированы условия проведения экспериментов.

Учитывая, что один из решающих факторов, определяющих уровень физико-механических характеристик чугуна в отливках, является форма графитовых включений, при сравнительной оценке результатов собственных исследований автор использовал метод количественной оценки формы графита в модифицированном чугуне.

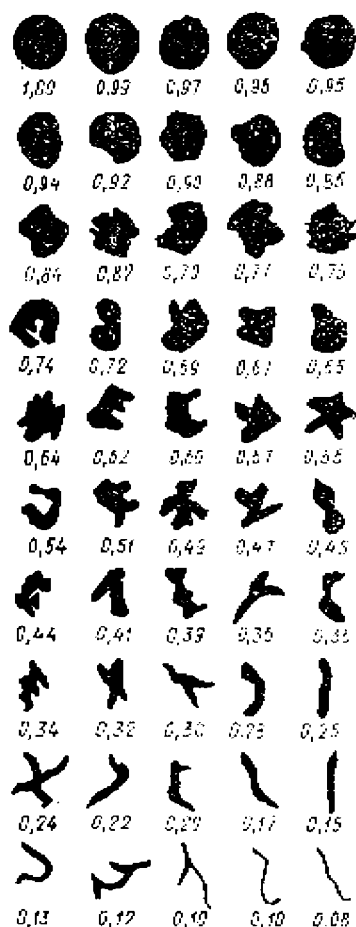


Рис. 1. Характерные формы графитовых включений в чугунах и вычисленные для них значения фактора формы Φ .

Различия в численных значениях Φ двух соседних форм включений составляют 0,01—0,02.

Данные рис. 1 использовали при разработке (совместно с Хубенским Г. Н. и Котовой Л. А.) шкалы эталонных микроструктур чугуна, в которых обобщенную величину ССГ определяли по следующей формуле: $ССГ = \sum_{i=1}^n \Phi_i N_i / \sum_{i=1}^n N_i \times 100$ %.

где Φ_i — величина фактора формы графитовых включений, входящих в i -ю группу; N_i — количество включений графита, входящих в i -ю группу и имеющих фактор формы Φ_i .

Необходимость в этом вызвана большим разнообразием сочетаний форм графита в реальных структурах высокопрочного чугуна и применимостью для их строгой оценки двухбалльной системы (ГФ12 — неправильная и ГФ13 — шаровидная формы), регламентированной ГОСТ 3443-79. Непригодна также и семибальная оценка, применяемая за рубежом [162], особенно при наличии в чугуне наряду с шаровидным пластинчатого графита. Имеющиеся в литературе [53, 54] сведения о количественной оценке формы графита недостаточны для определения степени сфероидизации графита (ССГ) в конкретных структурах чугуна, поскольку не охватывают всего их разнообразия.

С применением положений количественной металлографии [51] определили значения двумерного фактора формы Φ включений графита в чугунах: $\Phi = 3,545 \sqrt{F/P}$, где F и P — площадь и периметр включения графита соответственно. На рис. 1 приведены 50 характерных форм графита в чугунах, которые разбиты на 10 групп с вычисленными для них значениями Φ . Для каждой группы даны пять их разновидностей, различия в численных значениях Φ двух сосед-

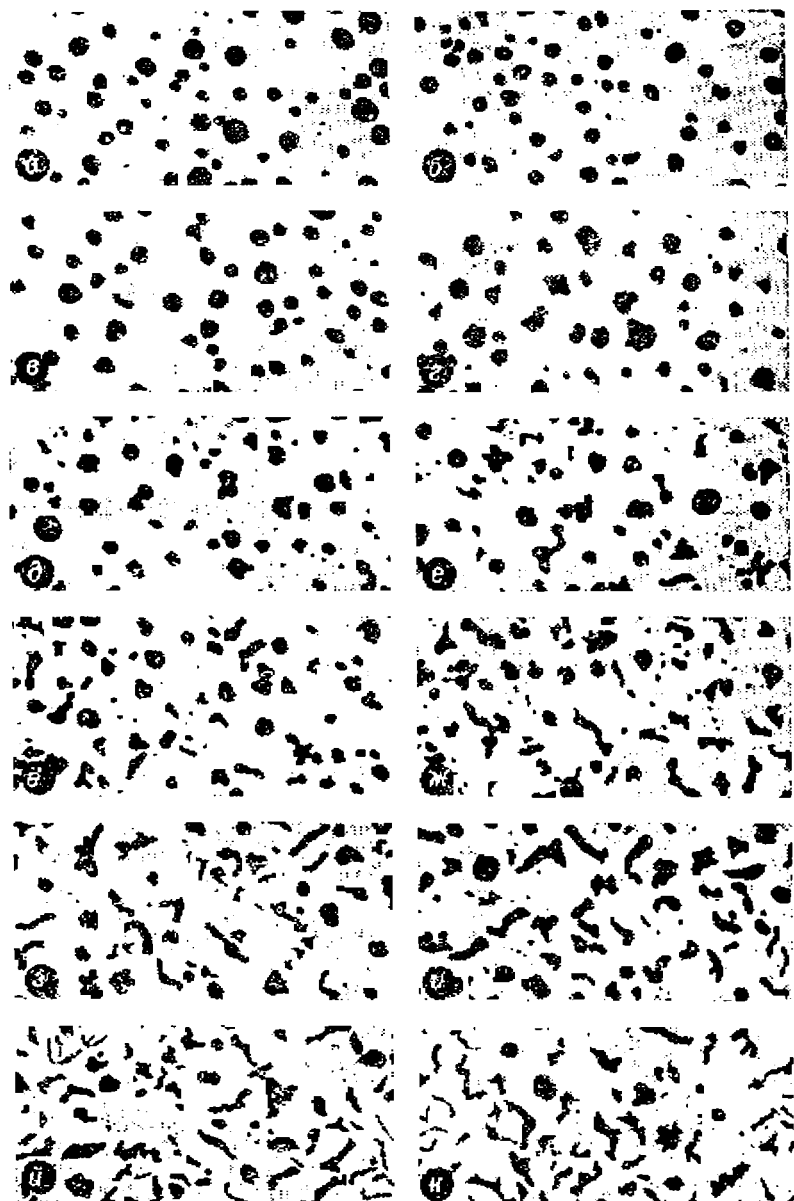


Рис. 2. Микроструктуры для определения СХГ в мушкет.

Разработанная шкала состоит из 12 микроструктур (рис. 2 а—к), для которых значения ССГ разны 99, 97, 95, 90, 85, 80, 75, 70, 65, 60, 55, 50 % соответственно. Эти микроструктуры получены фотографированием характерных мест реальных структур чугуна, типичных для машиностроения (скорость кристаллизации 0,1—15 град/с), отдельные включения графита слегка видоизменяли для получения указанных округленных значений ССГ.

Подробная дифференциация формы графита (различия в величине ССГ соседних структур в шкале составляют 5 %, а в чугуне с ССГ более 95 % это различие равно 2 %) оказалась крайне необходимой для оценки эффекта модифицирования чугуна и, как показано ниже, для получения строгих количественных зависимостей между различными параметрами структуры и свойств высокопрочного чугуна.

Для оценки чувствительности структуры чугуна к скорости охлаждения отливок при проведении исследований в каждом опыте в сырые песочные формы заливали заготовки различного сечения — диаметром 5, 10, 15, 30, 60, 90 мм, имеющие скорость затвердевания (в пределах от начала эвтектического до конца эвтектичного превращения) 11,5; 4,5; 2,5; 1,0; 0,5; 0,3 град/с соответственно.

Влияние кальция. Кальций отличается наибольшим из всех обычно применяемых в металлургии элементов химическим сродством к кислороду и сере — теплота образования моля CaO составляет 151, CaS — 115 ккал/моль, что больше, чем для оксида и сульфида магния (145 и 84 ккал/моль соответственно). Поэтому введенный в чугун кальций оказывает раскисляющее и десульфуризирующее действие. Расчет термодинамических параметров реакций рафинирования чугуна комплексным модификатором на основе кремния и железа, содержащим магний, кальций, РЗМ, базис с учетом влияния температуры и компонентов чугуна и модификатора на активность друг друга, выполненный в работе [20], показал, что свободная энергия (изобарный потенциал) реакций образования оксидов и сульфидов кальция превышает эти показатели для магния и сохраняет высокие значения во всем интервале температур модифицирования жидкого чугуна (табл. I).

Благодаря рафинированию значительно повышается поверхностное натяжение чугуна, однако по вопросу сфероидизирующей способности кальция нет единого мнения. Считают [1, 2, 16], что кальций при достаточной концентрации в чугуне незначительно снижает температуру эвтектической кристаллизации и является слабым сфероидизатором графита.

Такую же оценку роли кальция ранее дал К. Н. Валенко [15], который считает, что «влияние кальция на форму гра-

Таблица 1 Стандартная свободная энергия реакций обессеривания и дегазации чугуна магнием, кальцием, барием, церием

Реакции	$- \Delta Z^\circ$, кДж/моль · К, при температуре, К			
	1473	1573	1673	1773
$Mg + [O] = MgO$	398	375	351	328
$Ca + [O] = CaO$	442	428	414	398
$Ba + [O] = BaO$	497	396	386	375
$2/3Ce + [O] = 1/3 Ce_2O_3$	324	304	284	264
$Mg + [S] = MgS$	282	271	260	248
$Ca + [S] = CaS$	406	407	405	401
$Ba + [S] = BaS$	404	404	403	403
$2/3Ce + [S] = 1/3 Ce_2S_3$	271	264	256	248
$3/2Mg + [N] = 1/2Mg_3N_2$	214	198	182	167
$3/2Ca + [N] = 1/2Ca_3N_2$	204	201	199	194
$3/2Ba + [N] = 1/2Ba_3N_2$	142	139	134	131
$Ce + [N] = CeN$	191	181	170	160
$Mg + [H] = MgH$	184	198	213	228
$Ca + [H] = CaH$	297	300	302	303
$Ba + [H] = BaH$	257	250	261	263

фитта оказывается благоприятным при содержании в чугуне 0,010—0,015 % Са, однако при обработке чугуна кальцием результаты получаются менее устойчивыми, чем в случае обработки чугуна магнием». Некоторые исследователи отрицают эффективность применения кальция как сфероидизатора графита [17], другие, наоборот, считают, что кальций, будучи введенным в жидкий чугун, образует с железом и углеродом комплексные карбиды, распад которых приводит к образованию зародышей графита — центров для роста шаровидных включений [18]. А. Е. Кривошеев [9] утверждает, что кальций способствует образованию шаровидного графита только в чугуне заэвтектического состава. П. П. Владимиров [19], обобщив результаты экспериментальных и термодинамических исследований, считает, что кальций как высокоэффективный раскислитель, десульфуратор и дегазатор прежде всего подавляет действие деглобуляризаторов, имеющихся в чугуне в виде примесей — кислород, сера, азот и водород, связывая их в оксиды, сульфиды, нитриды, гидриды и, таким образом, входя в состав комплексных модификаторов, освобождает магний (или церий) от выполнения побочных функций при модифицировании, уменьшает расход магния и снижает пироэффект. Такая же роль кальция отмечена и при предварительной (перед вводом металлического магния) обработке исходного чугуна силискокальцием, особенно совместно с алюминием: количество вводимого магния удалось уменьшить в 1,5—

2 раза, благодаря чему количество структурно-свободного цемента, объемная усадка и другие дефекты чугуна значительно уменьшены [42].

При вводе кальция совместно с магнием и РЗМ достигаются еще лучшие результаты в отношении сфероидизирующей и рафинирующей способности присадки. Так, согласно данным работы [44], при обработке чугуна комплексной присадкой, состоящей из силикокальция и сплава ММ-5 (90 % РЗМ, в т. ч. 73,5 % церия, 5,4 % магния), шаровидный графит получен при остаточном содержании 0,015 % Mg, 0,02 % Ca и 0,1—0,2 % РЗМ. Такой чугун благодаря силикокальцию отличается высокой смачивающей способностью образующегося шлака, в результате чего неметаллические включения в процессе их образования коагулируют и выносятся на поверхность металла.

При вводе кальция в магнийсодержащую лигатуру на основе кремния и железа понижаются термодинамическая активность магния и упругость его паров, причем наиболее интенсивное снижение наблюдается при содержании в лигатуре до 4 % Ca. Более низкая, чем в случае лигатуры композиции железо—кремний—магний, активность магния при использовании комплексной лигатуры железо—кремний—магний—кальций (ЖКМК) объясняется тем, что в фазовый состав последней входит комплексный силицид, в котором кальций частично замещает магний. В бескальциевых лигатурах ЖКМ при содержании 6—9 % Mg парциальный коэффициент активности магния составляет 0,6—0,8, а в лигатурах ЖКМК при 7—8 % Ca — 0,35—0,50 [3, 14]. Наличие кальция в лигатуре дает возможность контролировать скорость ее растворения и, таким образом, повышать степень усвоения в чугуне магния; уже при 3—4 % Ca реакция модифицирования протекает медленно и более спокойно, чем при применении лигатур ЖКМ [1], что предопределяет целесообразность применения кальцийсодержащих лигатур при высокой температуре модифицирования. Причем чем больше содержание в лигатуре кальция, тем выше должна быть температура исходного чугуна, поскольку, как показывает расчет теплового баланса при модифицировании чугуна [13], наряду с выделением тепла реакций взаимодействия компонентов лигатуры с серой и газом, большие затраты тепла идут на разрушение связей Ca—Si, которые более прочны, чем в соединениях FeSi и Mg₂Si. При снижении в лигатуре кальция с 20 до 4 % представляется возможным ее использование для сфероидизации графита при обработке вграночного чугуна с температурой 1340—1360 °C, а то время как при высоком (8—20 %) содержании кальция использование лигатуры возможно лишь

при температуре чугуна не ниже 1380—1400 °C [12, 40], а при низком (менее 6 %) содержании магния температура металла должна быть еще выше в связи с повышенным в этом случае расходом лигатуры.

При высоком содержании кремния (50—70 %) и при 5 % Mg в лигатуре ЖКМК для обработки чугуна с температурой до 1380 °C максимально допустимое содержание в ней кальция составляет 2,5—6 % в зависимости от содержания кремния — нижнее значение кальция соответствует меньшему, а верхнее — большему содержанию кремния [13], что, очевидно, вызвано большей термодинамической активностью повышенных концентраций кремния в связывании кальция с ним. Отмечается [41], что уже при содержании в лигатуре 1,2—2 % Ca (при 7—11 % Mg, 54—59 % Si, остальное — железо) обеспечивается глубокое рафинирование чугуна, что выражается в значительном повышении его прочности и пластичности.

Увеличение в лигатуре концентрации кальция способствует при прочих равных условиях существенному повышению ССГ, однако наиболее интенсивно эта положительная роль кальция проявляется при содержании его до 4—6 %, что подтверждено результатами работ [12, 13, 43] и нашими специально проведенными исследованиями. В одинаковых условиях провели серию опытов, где переменным фактором в лигатуре типа ЖКМК было только содержание кальция (от 0,2 до 12,8 %), содержание в лигатуре магния находилось на двух уровнях (6 и 10 %), лигатура содержала постоянные количества кремния (53—58 %) и железа (остальное). В каждом опыте лигатуру, измельченную до кусков 5—15 мм, в смеси с плавиковым шлатом помещали на дно предварительно подогретого ковша, который затем заполняли исходным чугуном, содержащим 0,04—0,05 % S, с температурой 1460 ± 15 °C. Опыты повторяли трижды при расходах лигатуры 1,5; 2,0 и 2,5 %. Структуру графитовых включений изучали в круглых заготовках диаметром 30 мм (скорости охлаждения 1 град/с).

Средние результаты опытов приведены в табл. 2, где видно, что ввод в состав модификаторов кальция способствует улучшению формы графитовых включений в обработанном ими чугуне. Существенный эффект наблюдается уже при содержании в лигатуре 2 % Ca.

Показатель ССГ повышается с увеличением содержания в лигатуре кальция до 6 %, особенно заметно это проявляется при более низком содержании магния. При увеличении в лигатуре магния от 6 до 10 % роль кальция по влиянию на форму графита менее выражена, при этом наибольший эффект

Таблица 2. ССГ в чугунах, обработанных модификаторами с различным содержанием магния и кальция

Содержание в лигатуре, % *		ССГ при расходе модификатора, %		
Mg	Ca	1,5	3,5	3,5
5,7	0,2	40	57	73
6,1	2,0	45	70	—
6,6	4,8	60	75	93
6,4	6,9	65	80	90
6,1	8,7	60	85	92
5,9	10,4	60	80	90
5,9	12,3	62	78	95
10,4	0,2	65	85	90
10,0	6,3	90	95	95
9,9	12,8	85	92	95

* Остальное — кремний (65—66 %) и железо.

достигается при незначительных расходах лигатуры, когда одного магния недостаточно для полной сфероидизации графитовых включений в чугуне. Анализируя полученные результаты, можно утверждать, что в отношении влияния на ССГ лучшие результаты получаются при повышении содержания в лигатуре магния, чем при таких же значениях суммарного содержания магния и кальция.

Этот вывод подтверждается и опытами по применению комплексных модификаторов с низким (2,5—3,5 %) содержанием магния. Повышение в этих модификаторах кальция до 10—12 % не обеспечивало (в чугуне с содержанием серы 0,05 %) получение полностью шаровидной формы графита даже при расходе модификатора 3,5 % (см. рис. 8).

Кальций, в отличие от магния, понижает активность углерода в расплаве и обеспечивает более мелкие включения шаровидного графита, чем магний [9, 15]. Кроме того, как показали исследования, лигатуры, содержащие магний и кальций, отличаются высокой графитизирующей способностью. Так, при

Таблица 3. Графитизирующая способность модификаторов с различным содержанием кальция

Содержание кальция в лигатуре, % *	д, лт/мм ²	д, мм	Содержание кальция в лигатуре, % *	д, лт/мм ²	д, мм
0,2	90	45	6,0	150	30
2,0	130	36	10,4	155	28
4,8	150	30	12,3	160	28

* Лигатура содержит 5,7—6,0 % Mg; 63—68 % Si; остальное — железо.

обработке чугуна лигатурой типа ЖКМК, содержащей 6 % магния, достигали увеличения количества и уменьшение размеров графитовых включений в заготовке диаметром 30 мм с повышением в ней содержания кальция, причем наибольшее влияние оказывают небольшие (до 2—5 %) содержания кальция (табл. 3).

В связи с этим с повышением в лигатуре содержания кальция количество феррита в литой структуре чугуна увеличивается, а вероятность получения тонкостенных отливок без структурно-свободных карбидов значительно снижается.

На рис. 3 приведена зависимость количества составляющих металлической основы чугуна от содержания кальция в лигатуре. Видно, что кальций вызывает уменьшение отбела отливок во всем изученном диапазоне скоростей охлаждения (от 0,5 до 11,5 град/с), причем наиболее эффективно действуют небольшие (2—5 %) содержания в лигатуре этого элемента, и в первую очередь при больших скоростях охлаждения.

Влияние РЗМ. Введение в чугун РЗМ обеспечивает нейтрализацию вредного влияния элементов-деглобуляризаторов графита (свинец, мышьяк, сурьма, висмут, титан и др.) благодаря связыванию их в тугоплавкие соединения.

Выполненный [5, 20] анализ термодинамической активности церия (наиболее распространенного элемента из РЗМ) показывает, что наиболее вероятными являются реакции взаимодействия его с кислородом и серой, причем сродство церия к кислороду заметно убывает с ростом температуры, однако во всех случаях обработки чугуна остается весьма большим (см. табл. 1). Сродство церия к сере заметно меньше, чем к кислороду, и практически не изменяется с повышением температуры жидкого чугуна.

Термодинамически возможны также реакции образования нитридов и гидридов церия, однако они протекают после

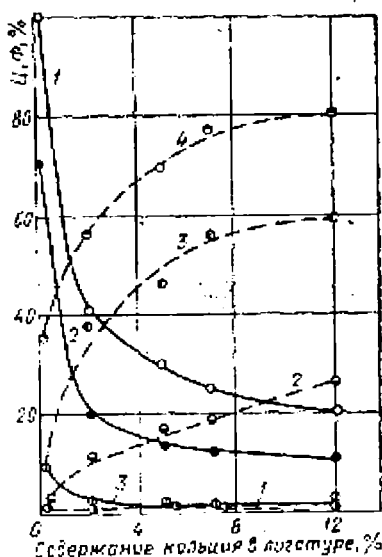


Рис. 3. Влияние содержания кальция в лигатуре на структуру металлической основы (цементит — сплошные линии, феррит — штриховые) ЧНГ при скорости охлаждения отливок, град/с: 1 — 11,5; 2 — 4,5; 3 — 1,0; 4 — 0,5.

завершения реакций окисления и сульфидообразования церия, причем, согласно данным работы [26], изобарные потенциалы реакций образования нитридов церия, лантана и иттрия примерно равны, а по гидридообразующей способности лантан, празеодим и неодим заметно превосходят иттрий. Повышение температуры резко снижает абсолютные значения изобарных потенциалов образования нитридов.

В присутствии кальция, являющегося более активным десульфатором и раскислителем, от этих функций освобождается как церий, так и магний, содержание которых благодаря этому в лигатуре для обеспечения требуемой структуры графита может быть понижено.

РЗМ, как и кальций, при определенных условиях способствует образованию мелкозернистой структуры чугуна с большим количеством включений графита. Однако графитизирующая способность церия проявляется при остаточном содержании его в чугуне в ограниченных количествах — в пределах 0,005—0,010 %, которые вызывают увеличение количества графитовых включений в 1,5—2 раза в сравнении со случаем, когда лигатура кремний—магний—железо не содержала РЗМ. Превышение указанного количества РЗМ ведет к уменьшению количества включений графита из-за появления структурно свободных карбидов [21].

Графитизирующее действие микродобавок РЗМ отмечено и в работе [45]: обработка синтетического чугуна силикометаллом, содержащим 30 % РЗМ, 45 % Si, 5 % Ca, 5 % Al, 15 % Fe, в количестве 0,05 % действует как графитизатор. Дальнейшее увеличение добавки вызывает кристаллизацию чугуна со структурно свободным цементитом, количество которого возрастает по мере увеличения присадки лигатуры. Присадка в серый чугун РЗМ цериевой группы (в виде силикометалла) от 0 до 0,4 %, по другим данным [22], действует аналогичным образом — форма графита меняется от пластинчатой до компактной формы, металлическая основа — от ферритной до ледебуритной.

Регулированием состава сплавов РЗМ, в том числе понижением содержания в них с 21 до 7,5 Ce, с 9 до 3,8 % Y (при изменении общей суммы РЗМ с 60 до 18 %, остальное — кремний и железо), не удастся избежать получения ледебурита или структурно свободного цементита в структуре чугуна, так как при этом расход лигатуры приходится повышать от 0,5 до 2—3 %, что соответствует вводу в чугун 0,3—0,4 % РЗМ. При всех режимах модифицирования чугуна сплавами РЗМ получить полностью шаровидную форму графита в чугуне не удастся [10, 23, 30].

Высокая ССГ не получается и при применении модифика-

тиров на основе кремния (38—45 %) и железа (остальное), содержащих наряду с церием (до 13 %) и иттрием (до 15 %) также лантан (до 5 %), неодим (до 4 %), гадолиний и др. [29]: графит получается смешанным (шаровидный + компактный), а металлическая основа — с цементитом. Модифицирующий эффект от присадки РЗМ проявляется прежде всего при обработке заэвтектического чугуна с низким содержанием серы [23—25], так как с повышением содержания серы более 0,03 % процесс модифицирования становится нестабильным, степень усвоения РЗМ при этом снижается. Так, при использовании лигатуры, содержащей 30 % РЗМ (в том числе 10—11 % Ce и 4—5 % Y), 45—50 % Si, остальное — железо, усвоение РЗМ при 0,01 % S в исходном чугуне составляет 50—80 %, а при 0,03 % S — только 30—45 % и существенно зависит от температуры модифицирования чугуна [23].

В работах [27, 28] отмечается высокая сфероидизирующая способность иттрия: при вводе его в чугун в количестве 0,3 % массы металла достигается высокая ССЧ, однако резко увеличивается твердость структурных составляющих, а отливки (особенно толстоствнные) получают с отбелом. Согласно данным работы [30], шаровидная форма графита в чугуне была получена при остаточном содержании 0,168 % Y и 0,26 % Ce, в то время как при меньших количествах этих элементов — до 0,09 % Y и до 0,16 % Ce проявляется только их рафинирующее влияние, что выражается в повышении температуры эвтектической кристаллизации.

Данные относительно влияния лантана на кристаллизацию чугуна различных исследователей неоднозначны: одни [8, 31] отмечают идентичность лантана и церия как модификатора для чугуна, другие [47, 48], наоборот, отрицают модифицирующее действие лантана и считают, что наиболее эффективным модификатором является сплав РЗМ, содержащий наибольшее количество церия и наименьшее лантана.

Влияние РЗМ на кристаллизацию чугуна, обусловленное его рафинированием, одинаково с магнием. Однако влияние избыточного, сверх необходимого количества для рафинирования и обезсеривания расплава, содержащая РЗМ и магния различно, поскольку они оказывают противоположное действие на растворимость углерода в расплаве: магний — понижает, а РЗМ повышает ее [9, 31]. Поэтому в чугуне, обработанном магнием, термодинамическая активность углерода повышается, а в чугуне, модифицированном РЗМ, — понижается. Этим, очевидно, объясняется тот факт [32, 33, 37], что в магниевом чугуне графитовые включения крупнее, чем в случае обработки чугуна РЗМ или совместно магнием и РЗМ, поскольку при этом зарождение и рост их начинаются в

жидком чугуне до начала эвтектической кристаллизации в до- и заэвтектических чугунах. Модифицирование чугуна РЗМ тормозит зарождение и рост включений графита: в доэвтектических чугунах графитные включения образуются при эвтектической кристаллизации и из-за больших скоростей кристаллизации не успевают увеличиться, а в заэвтектических — вследствие адсорбции РЗМ на растущих в контакте с жидкостью включениях первичного графита рост последних тормозится.

В работе [8] делается предположение, что одним из факторов, способствующих получению в магниевом чугуне мелких включений графита под действием РЗМ, является зародышеобразующее влияние сульфидов церия, имеющихся в расплаве.

С учетом отмеченных особенностей влияния РЗМ на чугун (устранение деаэрирующего действия примесных элементов, большая раскисляющая, десульфурующая способность, изменение формы графитовых включений, увеличение отбела отливок), на практике для стабильного получения чугуна с шаровидным графитом применяются РЗМ, причем не в чистом виде, а, как правило, входящих в состав комплексных модификаторов, в которых, наряду с РЗМ, имеются магний и другие компоненты [15, 48]. При этом полностью шаровидная (со степенью сферондизации более 85 %) форма графита обеспечивается вводом в состав РЗМ-содержащих сплавов (30 % РЗМ) небольших (1,5—2,5 %) добавок магния, который вызывает барботаж металла и сферондизирует графит. Оптимальные результаты достигаются при расходе такой лигатуры в количестве 1,5—2,5 % в зависимости от содержания серы в исходном чугуне [23].

Большой сферондизирующей способностью обладает лигатура с более низким содержанием РЗМ (18—20 %), но с повышенным содержанием магния (3—5 %) — в этом случае при обработке низкосернистого чугуна (0,02—0,03 % S) шаровидная форма графита получается при расходе лигатуры 1,2—1,5 % массы обрабатываемого чугуна. Характерно, что остаточное содержание магния в таком чугуне составляет 0,020—0,025 %, что значительно ниже того содержания (0,035—0,40 %), которое необходимо для долей сферондизации графитовых включений в чугуне, обработанном только магнием. Однако при повышении в исходном чугуне содержания серы свыше 0,05 % шаровидная форма графита не достигается даже при содержании в сплавах РЗМ (18—20 % РЗМ) до 5 % Mg, поскольку основная часть РЗМ и магния расходуется на обезсеривание чугуна, а усвоение лигатуры при этом не превышает 30 % [25].

Поэтому чаще применяются лигатуры на основе кремния

Таблица 4. Влияние содержания РЗМ и магния в модификаторе * на структуру чугуна

Толщина стенок отливок, мм	Содержание магния в лига- туре, %	Количество карбидов в структуре чугуна, %, при различном содержании в лигатуре РЗМ, %		
		3—4	5—7	9—10
15—20	5—6	Следы	3—5	12—15
	9—10	»	5—7	10—15
45—50	5—6	»	1—2	1—3
	9—10	»	1—2	2—4

* Модификатор содержит, %: 2—3 Са, 48—55 Si.

и железа, содержащие магний и не более 6—8 % РЗМ. Такие лигатуры сфероидизируют графит при высоком (до 0,25 %) содержании в исходном чугуне демодификатора — титана. Однако при использовании лигатур с содержанием более 6 % РЗМ отливки получаются с отбелом. Так, чугун (3,7—4,0 % С; 2,2—2,6 % Si; 0,6 % Mn; 0,05—0,08 % P; 0,025—0,040 % Mg; 0,02 % РЗМ), полученный обработкой лигатуры, содержащей 7—9 % Mg; 6—8 % РЗМ, остальное — кремний и железо, в отливках с толщиной стенки до 30—40 мм затвердевал с отбелом — количество карбидов находилось на уровне 10 % [35]. Характерно, что, согласно нашим опытам, даже при снижении в чугуне содержания карбидообразующих элементов до низких количеств (до 0,30—0,35 % Mn и 0,03—0,06 % Сг) и вводе в состав лигатур кальция не удается избежать появления структурно свободных карбидов в чугуне отливок с толщиной стенки до 50 мм. При этом не замечено существенного различия в структуре чугуна, модифицированного лигатурой, содержащей 5—6 % и 9—10 % Mg при изменении содержания РЗМ (табл. 4). В данном случае исходный чугун содержал 0,01 % S, а модифицированный — постоянное содержание магния (0,035—0,040 %).

В тонкостенном литье склонность к карбидообразованию в структуре модифицированного чугуна проявляется при еще меньших содержаниях РЗМ в лигатуре. Отмечается [36], что при заливке в сухие песочные формы образцов диаметром 15 мм из чугуна (3,4—3,7 % С; 2,3—2,6 % Si; 0,6 % Mn; 0,01—0,02 % S), полученного модифицированием железо-кремний-магниево-й лигатурой (5 % Mg; 1 % Al; 1,2 % Са; 45 % Si; остальное — железо) с переменным (от 0 до 2,4 %) содержанием перия, в структуре чугуна при шаровидной форме графита (расход лигатуры — 2,5 %) имелись структурно свободные карбиды, когда лигатура содержала менее 0,15 %

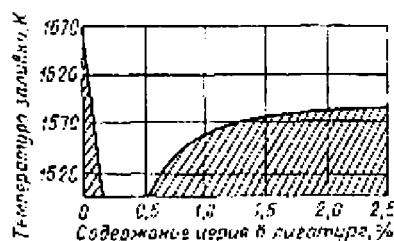


Рис. 4. Влияние содержания в лигатуре церия и температуры заливки на структуру ЧШГ (в заштрихованных участках чугуна с отбелом).

Се (или вообще не содержали его) или когда содержание в лигатуре последнего превышало 0,7 %, с тем в большем количестве, чем ниже температура заливки форм (рис. 4). Это объясняется высокой графитизирующей способностью церия, когда содержание его в чугуне не превышает 0,01 %. В данном случае [36] наибольшее количество включений шаровидного графита в чугуне получали при содержании

в лигатуре 0,3 % Се, а при повышении его до 0,7 % количество уменьшалось в 1,5—2 раза и в дальнейшем (от 0,7 до 2,4 % Се в лигатуре) изменялось незначительно.

По данным работы [43], при использовании лигатуры, содержащей 5,5—7 % Mg, 5,5 % Ca, 6 % Ba, 6,5 % Al, остальное — кремний и железо, склонность чугуна к отбелу (в отливках с толщиной стенки 10 мм) заметно увеличивается уже при содержании РЗМ 1 %.

Наши опыты показали, что при обработке исходного чугуна с 0,04—0,05 % S комплексными модификаторами, содержащими 6,0—6,5 % Mg, 6,0—6,9% Ca, 5,5—6,1 Si, остальное — железо, увеличение в них РЗМ от 0 до 8 % вызывает в чугуне отливки сечением 30 мм (скорость охлаждения 1 град/с) уменьшение количества графитовых включений в 1,5—1,7 раза, что связано с образованием структурно свободных карбидов и структуре.

Исследовали структуру высокопрочного чугуна, полученного обработкой модификаторами с различным содержанием

Таблица 5 Структура металлической основы ЧШГ при различном содержании РЗМ, магния и кальция в модификаторе, %

РЗМ	Mg	Ca	Ц, % в чугуне при охлажд. град/с					
			0,3	0,5	1,0	2,5	4,5	11,5
0	5,9—6,4	6,0—6,9	0	0	сл.	5	15	25
2,2			0	Следы	3	19	15	30
4,5			0	"	4	—	22	40
7,9			0	"	8	15	35	60
0		12,1—12,3	0	0	0	Следы	10	25
4,3			0	0	0	"	12	25
0	9,9—10,0	6,3—6,5	0	0	5	12	20	35
1,3			0	0	5	15	30	50

РЗМ и при нескольких уровнях содержания в них магния и кальция, причем расход их во всех случаях был неизменным (2,2—2,4 % массы модифицируемого металла). Результаты, приведенные в табл. 5 и на рис. 5, показывают, что во всех случаях наблюдается карбидобразующее действие РЗМ, которое, однако, наиболее выражено при меньшем содержании в модификаторе кальция и в случае больших скоростей охлаждения отливок. При идентичности состава модификатора по магнию и кальцию увеличение в нем массового содержания РЗМ до 2 % способствует незначительному увеличению количества карбидной фазы в структуре чугуна, однако значительно меньшему, чем при дальнейшем повышении доли этого элемента.

Чем больше магния в модификаторе, содержащем РЗМ, тем, при прочих равных условиях, в том числе и при одинаковом расходе, выше его карбидостабилизирующая способность.

Превышение в магнийсодержащем модификаторе РЗМ сверх 3—4 % вызывает заметное ухудшение формы графитовых включений, это отрицательное влияние РЗМ усугубляется при больших расходах лигатур (табл. 6).

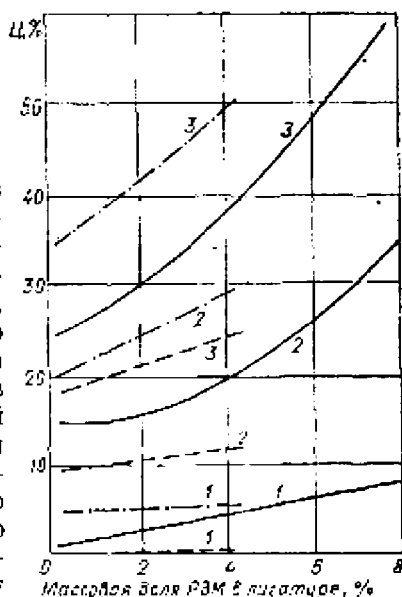


Рис. 5. Влияние содержания в лигатуре РЗМ на количество цемента в структуре ЧПГ при скорости охлаждения, град/с:

1 — 1,5; 2 — 4,5; 3 — 11,5. Сплошные, штриховые и штрихпунктирные линии — соответственно для содержания в лигатуре, %:

6Mg и 6Ca; 8Mg и 8Ca; 12Mg и 12Ca.

Таблица 6. Влияние содержания РЗМ в модификаторе * на форму графита в чугуне

РЗМ, %	ОСТ, %, при расходе модификатора, %			РЗМ, %	ОСТ, %, при расходе модификатора, %		
	1,5	2,0	2,5		1,5	2,0	2,5
0	65	82	90	4,5	60	75	82
2,2	65	83	88	7,5	60	72	78

* Модификатор содержит, %: 6,2—6,5 Ca; 5,9—6,4 Mg; 6,9—6,3 Si, остальное — Fe.

Эффективность РЗМ в магнийсодержащих лигатурах повышается, когда в ее состав входят два и более металлов этой группы, например церий совместно с иттрием, лантаном, празеодимом, неодимом. При вводе в чугун по 0,01 % каждого из этих элементов представляется возможным получить шаровидную форму графита при 0,01 % остаточного содержания в чугуне магния, что достигается применением (для обработки низкосернистого чугуна) лигатуры на основе кремния и железа, содержащей около 2,5 % Mg , 2,2 % Se , 2 % Y или 1,5 % Mg и по 1 % каждого из элементов — церия, иттрия, лантана, празеодима, неодима [37].

Применение РЗМ и их сплавов отличается большей технологичностью в сравнении, например, с магнийсодержащими (особенно при высоких содержаниях магния) лигатурами и в первую очередь из-за отсутствия значительного пироэффекта при вводе их в чугун. Кроме того, при температурах жидкого чугуна 1400—1500 °С, при которых, как правило, проводится обработка его модифицирующими присадками, изобарный потенциал реакций образования сульфидов церия очень высок и практически такой же, как и для сульфидов магния, а по величине изобарного потенциала реакций образования в этих условиях оксидов церий лишь незначительно уступает магнию (см. табл. 1). Поэтому сплавы РЗМ цериевой группы используются иногда для предварительного (перед вводом магнийсодержащих лигатур) рафинирования и обессеривания исходного чугуна: при этом при расходе 0,5 % сплава типа СЦемил (ФС30РЗМ30), содержащего около 30 % РЗМ, удается понизить в чугуне содержание серы с 0,08 % до 0,035 % и менее, т. е. более чем в 2 раза [38]. Последующее модифицирование чугуна для получения графита шаровидной формы требует меньшего расхода модификатора. С этой же целью сплавы РЗМ вводят в чугун в смеси с магнийсодержащими модификаторами (6—9 % Mg) при соотношении их 1 : 1 — это позволяет значительно уменьшить пироэффект и дымовыделение [39].

Следует, однако, иметь в виду, что обессеривание чугуна сплавами РЗМ экономически неэкономично, поскольку каждый процент РЗМ в сплаве типа СЦемил (ФС30РЗМ30) более чем в 5 раз дороже, чем один процент магния в лигатурах (69 и 13 руб. соответственно).

Основные достоинства лигатур с магнием, содержащих РЗМ, в сравнении с магнием или лигатурами, содержащими только магний, следующие: шаровидная форма графита достигается при значительно меньшем остаточном содержании в чугуне магния, что позволяет уменьшать содержание в лигатурах магния и, значит, повышать их усвоение, уменьшать

сирозэффект при модифицировании; в присутствии РЗМ повышается стабильность результатов модифицирования — лигатура становится нечувствительной к содержанию в исходном чугуне элементов-демодемодификаторов; значительно повышается литецкотекуемость модифицированного чугуна, что вызвано интенсификацией рафинирования металла в присутствии РЗМ и уменьшением количества неметаллических включений в чугуне, поэтому в чугуне, модифицированном магнием и РЗМ, значительно меньше неслитиш, газовых пор; РЗМ и магнийсодержащие лигатуры, обеспечивают чугуну меньшее количество усадочных дефектов из-за пониженного предусадочного расширения и срастворении с чугуном, обработанным только магнием; РЗМ вызывают не только модифицирующее, но и легирующее действие, упрочняя металлическую основу чугуна [23, 35], благодаря этому, а также вследствие большей плотности металла, измельченности и равномерности распределения графитовых включений, меньшего количества неметаллических включений прочность и пластичность чугуна, обработанного одновременно магнием и РЗМ, значительно выше, чем в случае применения в качестве модификатора одного магния.

Однако высокая стоимость и карбидообразующее влияние РЗМ на структуру чугуна требуют обоснованного и всестороннего подхода к использованию их при получении высокопрочного чугуна.

Влияние бария. Барий по термодинамическим свойствам близок к кальцию — их раскисляющая и обессеривающая способности при температуре модифицирования чугуна находятся на одном уровне (см. табл. 1). Кроме того, барий имеет большую по сравнению с кальцием плотность (3500 кг/м^3 против 1550 кг/м^3). Поэтому барий следует считать эффективным компонентом лигатур. Отмечается [34], что барий способствует измельчению графитовых включений в чугуне, значительно большему, чем кальций. Барий не уступает кальцию, а по некоторым данным [43] даже превосходит его по уровню повышения ССГ в чугуне, обработанном комплексными модификаторами.

Наши опыты по изучению влияния содержания бария в составе лигатур различного состава на структуру чугуна и отливках проведены в идентичных условиях. Исходный чугун с содержанием $0,04\text{—}0,05\%$ S при температуре $1450\text{—}1470^\circ\text{C}$ обрабатывали в ковше одинаковым количеством ($2,0\%$ массы металла) каждой из лигатур, содержащих от 0 до $9,3\%$ Ba. Структуру модифицированного чугуна изучали в круглых заготовках диаметром 30 и 10 мм, заформованных в сырые песчаные формы (скорость затвердевания чугуна $1,0$ и

Т а б л и ц а 7. Влияние содержания бария в модификаторе на структуру графита в чугунах

	Содержание в лигатуре, % *				ССГ, %	d, мм	n, шт/мм ²
	Na	Mg	Ca	PЗМ			
0	6,1	2,0	0		70/85 **	35/33	130/160
	6,3	4,4	1,9		85/90	30/28	145/110
	6,0	4,5	0		80/87	30/27	150/140
2,6—2,8	5,5	4,0	2,0		85/90	30/28	155/145
	6,1	4,4	0		80/90	25/24	165/160
	10,3	4,0	0		95/99	30/25	140/140
4,4—4,8	6,4	1,8	2,1		80/90	28/25	150/170
	5,8	4,6	1,7		90/95	25/20	180/200
	5,3	4,3	0		85/95	25/20	180/210
	9,6	3,7	0		95/95	30/27	150/190
6,5—7,1	6,0	4,1	0		90/95	24/20	180/210
8,2—9,3	5,7	5,1	1,8		92/95	25/20	180/210
	6,2	4,5	0		90/95	23/20	185/215
	10,5	4,7	0		95/99	25/23	175/200

* Остальное кремний (53—60 %) и железо.

** Перед кошей при $t_{\text{охла}} = 1,0$ град/с. за — $t_{\text{охла}} = 4,5$ град/с.

4,5 град/с соответственно). Результаты экспериментов, приведенные в табл. 7, показывают, что с увеличением в лигатурах бария в изученных пределах при условии постоянства состава лигатур по другим компонентам заметно улучшается форма графитовых включений, увеличивается их количество и уменьшаются размеры. Так, при использовании лигатур, содержащих 5,3—6,2 % Mg, 4,3—4,5 % Ca, остальное кремний (53—60 %) и железо, при изменении в них содержания от 0 до 8,2—9,3 % Ba ССГ повышается в среднем на 10 %, размер графитовых включений уменьшается в 1,3—1,4 раза. Изменение этих показателей значительно меньше тех, которые достигали при увеличении в лигатуре кальция в тех же пределах, что и бария, т. е. от 0 до 8—9 % (см. табл. 2, 3).

Причем, как показывает анализ табл. 7, при наличии в составе лигатур РЗМ и при более высоком содержании в них магния эффективность бария по влиянию на форму графита снижается. Такая зависимость имеет место и при содержании в лигатуре более 4—5 % Ba. При содержании в лигатурах бария не менее 3—4 % представляется возможным получать тонкостенные отливки (скорость охлаждения до 4,5 град/с) без отбела в литом состоянии (даже без графитизирующей обработки модифицированного чугуна).

Введение в магнийсодержащую лигатуру бария способствует снижению пиррозфекта при модифицировании, что объясняют [10, 45] образованием интерметаллических соединений бария с магнием, которые диссоциируют при темпе-

руглых, значительно (на 300—400°) превышающих температуру кипения магния.

Влияние алюминия. Алюминий, обладая большим восстановительным потенциалом, при вводе в чугун совместно с кальцием способствует повышению эффективности последнего, восстанавливая его из оксидов по реакции [42]: $3CaO + 2Al = 3Ca + Al_2O_3$.

В присутствии алюминия упругость паров магния повышается, что способствует более длительному растворению и повышению усвоения магния из лигатуры [11]. Алюминий, как и барий, отличается сильным графитизирующим действием, значительно большим, чем кальций и кремний [68], поэтому при наличии в лигатуре этих элементов значительно облегчается получение тонкостенных стливок без структурно свободных карбидов. В чугуне, модифицированном только магнием, алюминий при содержании более 0,15—0,20 % приводит к уменьшению пластинчатого графита, однако присадка в чугун незначительных количеств РЗМ (0,008 %) полностью нейтрализует демодифицирующее действие алюминия [15].

При обработке чугуна последовательно никель-магнелий лигатурой и ферросилицием ввод в чугун 0,08—0,10 % Al благоприятно сказывается на структуре графита в высокопрочном чугуне, хотя из-за сильного графитизирующего эффекта, вызванного поздним вводом ферросилиция, влияние указанных количеств алюминия на содержание феррита в металлической основе незначительно (рис. 6). Одновременный ввод в чугун с никель-магнелий лигатурой алюминия в количестве 0,1 % позволяет уменьшить расход лигатуры с 0,6—0,8 % до 0,4—0,5 % и получить аналогичную структуру и свойства высокопрочного чугуна [16]. В случае обработки чугуна комплексными модификаторами, содержащими магний, кальций, РЗМ, барий, проявляется только положительное

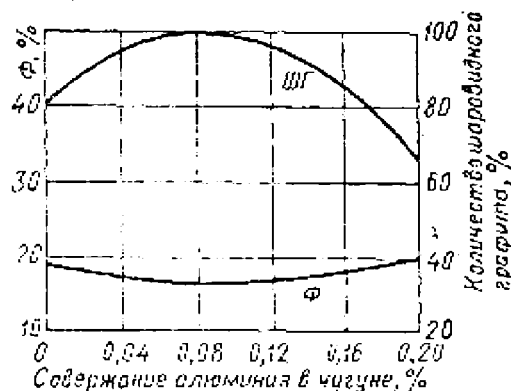


Рис. 6. Влияние содержания алюминия на структуру чугуна, обработанного никель-магнелий лигатурой.

влияние алюминия [10, 43, 45]. При этом не замечено ухудшения формы графитовых включений при увеличении в модификаторе концентрации алюминия от 1 до 12 %, а количество цементита в структуре чугуна отливок с толщевой стенкой 10 мм уменьшилось с 10 % до нуля [43].

Специально проведенные эксперименты автора показали, что в высокопрочном чугуне, полученном обработкой лигатурой на основе кремния и железа, содержащей, %: 5—6 Mg, 2—3 Ca, 1—2 РЗМ, до 12 Al, высокая ССГ (более 80 %) сохраняется при увеличении в металле содержания алюминия до 0,6—0,8 %. Исходный чугун с температурой 1450—1470 °С и содержащем 0,04—0,05 % S модифицировали в сткрытых ковшках, помещая лигатуру на дно при расходе ее 2,4—2,6 %.

Лигатурой трех вариантов состава по алюминию (0,6—1,4 %; 5,4—6,8 %; 10,2—12,1 %) обрабатывали чугун, содержащий, %: 3,65—3,80 С; 1,9—2,1 Si; 0,60 Mn; 0,05 Cr при 0,02, 0,55 и 0,95 Al. В отдельных опытах для увеличения общего содержания в чугуне алюминия в смеси с лигатурой в ковш вводили в металл дополнительно 0,3 % и 0,6 % (массы обрабатываемого металла) металлического алюминия. Структуру модифицированного чугуна изучали в быстроохлаждаемых отливках диаметром 30, 10 и 5 мм (скорость охлаждения соответственно 1,0; 4,5; 11,5 град/с). Результаты опытов приведены в табл. 8, из которой следует, что с увеличением в лигатуре алюминия от 0,6 до 12,1% как при обработке чистого по алюминию чугуна (опыты 1—1,2—1,3—1), так и в случае ввода в этот чугун вместе с лигатурой дополнительно 0,3—0,6 % этого металла (опыты 1—1,1—3,2—2,3—3,3—5) форма графита практически не меняется (ССГ = 90—95 %). Общее содержание в чугуне алюминия составляло 0,06—0,33 %. Однако наличие в лигатуре алюминия способствует уменьшению цементита в структуре чугуна и тем эффективнее, чем больше скорость охлаждения отливок и чем больше алюминия в лигатуре и модифицированном чугуне. Так, при 10,2—12,1% Al в лигатуре отливки диаметром 5 мм (скорость охлаждения 11,5 град/с) содержат 15—20 % цементита против 30—35 % при использовании лигатуры с 0,6—1,4 % Al, а в отливках диаметром 10 мм (4,5 град/с) отбел составил соответственно 8—10 и 15—20 %, т. е. уменьшился в среднем в 2 раза.

При содержании в чугуне алюминия более 0,8 % форма графита начинает заметно ухудшаться и при 1,23 % Al величина ССГ в отливках снижается до 60—70 % (опыты 3—4,3—6,3—7,3—8).

Опытами также установлено, что при изменении расхода лигатуры состава, %: 5—6 Mg, 2—3 Ca, 1—2 РЗМ, 10—12 Al отмеченная тенденция влияния алюминия на структуру графита

Таблица 8. Влияние содержания алюминия в чугунах и легатуре на структуру модифицированного чугуна

Наименование образца	Содержание алюминия в легатуре, %	Добавка алюминия в чугун, %	Содержание алюминия в чугуне, %	Содержание, % в чугуне при охлаждении		
				1,0	4,5	10,5
1-1	0,6—1,4	Без добавки	0,06	90—95/3—4 ***	90—95/15—20	90—95/30—35
1-2		0,3 в смеси с легатурой	0,19	90—95/Следы	90—95/10—12	90—95/20—25
1-3		0,6 в смеси с легатурой	0,31	90/Следы	90/7—10	90—95/12—20
2-1	5,1—6,8	Без добавки	0,09	90,2	90—93/10—15	90—95/25—30
2-2		0,3 в смеси с легатурой	0,29	90/Следы	90/7—10	90—95/15—20
3-1	10,9—12,1	Без добавки	0,14	90/Следы	90—93/8—10	90—95/15—20
3-2		0,55 в исходный чугун	0,64	85—90/0	90—93/5—7	85—90/5—10
3-3		0,3 в смеси с легатурой	0,24	87—90/0	90—95/5—7	90—95/10—12
3-4		0,55 в исходный чугун и 0,3 в смеси с легатурой	0,80	82—85/0	85—90/2—5	85—90/5—8
3-5		0,6 в смеси с легатурой	0,93	—	88—90/5—7	88—90/8—12
3-6		0,55 в исходный чугун и 0,6 в смеси с легатурой	0,85	75/80/0	85—90/3—5	85/90/5—7
3-7		0,95 в исходный чугун	1,02	70—80/0	—	—
3-8		0,95 в исходный чугун и 0,6 в смеси с легатурой	1,23	60—70/0	70/75/3—5	70—80/2—7

* Легатура содержит, %: 6,0—6,4 Mg; 1,0—3,2 Si; 1,4—2,2 P; 0,02—0,04 S; 0,02—0,04 Mn; 0,01—0,02 Cu; 0,02—0,04 Ni.

** Чугун содержит, %: 2,4—3,5 Si; 2,5—2,7 Mn; 0,55—0,62 Mg; 0,01—0,02 Cu; 0,02—0,04 Ni.

*** Перед анализом — ССР, %, Si — 1,0.

сохраняется и становится более выраженной при меньшем ($1,8 \pm 0,1$ %) расходе лигатуры: если при увеличении в чугуне содержания алюминия от 0,10—0,17 % до 0,98—1,05 % (с учетом ввода этого элемента с лигатурой) величина ССГ снизилась с 90 до 70—80 % в случае расхода лигатуры 2,4—2,6 %, то при расходе ее 1,7—1,9 % значения ССГ составили соответственно 80—85 и 50—55 %, а при завышенном ее расходе (3,0—3,2 %) — 90—95 и 80 %, т. е. практически такое же, как и при оптимальном (2,4—2,6 %) расходе лигатуры.

Таким образом, только в легированном алюминием (более 0,6 %) чугуне проявляется отрицательное влияние его на форму графита, а при обработке чугуна, содержащего меньшее количество этого элемента и тем более без него, лигатурой композиция магний — кальций — РЗМ — алюминий — кремний достигает только положительный эффект — снижение отбела тонкостенных отливок. Причем, сравнивая результаты, приведенные на рис. 3 и в табл. 2, можно сделать вывод, что в отношении получения отливок без отбела использование лигатур с 10—12 % Al примерно равнозначно повышению в лигатурах кальция от 2—4 до 10—12 %.

Влияние циркония. Цирконий отличается повышенным химическим сродством к сере и газам. Он является сильным поверхностно-активным элементом, адсорбируясь на границах фаз и понижая уровень пограничной свободной энергии. В сталях, например, незначительные добавки (менее 0,15 %) циркония вызывают сфероидизацию пограничных выделений избыточной фазы, которые в отсутствие этого элемента имели форму сплошной пленки [55]. Цирконий повышает растворимость углерода в железе [31], увеличивает переохлаждение и повышает склонность чугуна к отбелу [56]. В ряде работ [15, 56, 57] отмечено положительное влияние циркония на измельчение и увеличение степени компактности включений графита. Так, по данным работы [56], при вводе в низкосернистый (менее 0,02 % S) чугун 0,5 % Zr (в виде ферросиликоциркония: 13 % Zr, 40 % Si, остальное — железо) остаточное содержание его в чугуне было 0,3—0,4 %, а прочность металла в отливках диаметром 25 мм повысилась от 160—165 МПа (в исходном, без циркония, чугуне) до 290—330 МПа (рис. 7), т. е. почти в 2 раза, поскольку 80 % включений графита приобрели компактную форму (при исходной пластинчатой).

По тем же данным, рекомендуется ограничивать содержание в чугуне циркония 0,2 %, так как при больших его количествах образуются карбиды циркония. Такой же вывод сделан и в более ранней работе [57], где ферросиликоцирконий (13 % циркония) использовали как эффективный десульфуратор чугуна, а также наблюдали при этом улучшение жидко-

текучести, уменьшение твердости и повышение прочности сплава.

Цирконий увеличивает устойчивость получения шаровидного графита при вводе его в чугун в смеси с силико-кальцием [15], т. е. даже в отсутствие магния.

Наши эксперименты показали, что при вводе в чугун циркония вместе с магнием достигается измельчение графита, даже при незначительных дозах присваиваемого циркония [58].

Влияние других элементов.

В состав магнийсодержащих легатур иногда входят также титан, цинк, калий, кальций, стронций и другие элементы.

Титан, обладая большим сродством к сере и кислороду, оказывает на чугун графитизирующее действие, что выражается в заметном уменьшении количества первичных и вторичных карбидов, измельчении структуры чугуна и увеличении количества феррита. Наибольший графитизирующий эффект наблюдается при 0,1 % Ti, а при содержании 0,5 % графитизирующее действие титана полностью подавляется. По данным работы [15], в чугуне, модифицированном магнием, уже при содержании 0,02 % Ti наряду с шаровидным графитом появляется компактный и пластинчатый графит, причем влияние титана в большой степени зависит от содержания магния и скорости охлаждения отливок. Нейтрализация десферондизирующего действия титана обеспечивается при соотношении в чугуне остаточного содержания магния и титана не менее чем 1,5. Незначительная присадка берия (0,005—0,07 %) также приводит к полному устранению влияния титана на форму графита в чугуне.

Цинк при определенных условиях способствует улучшению формы графита. Так, согласно данным работы [15], при содержании в исходном чугуне не более 0,1 % Mn и не более 2,6 % C обработка его чистым цинком вызывает сфероидизацию графита. Известны также легатуры композиции магний — цинк (25—50 % Mg), магний — цинк — медь (50 % Mg, 15 % Zn), а также [59] комплексные легатуры на основе кремния и железа или меди, содержащий магний, кальций, РЗМ, цинк и другие элементы.

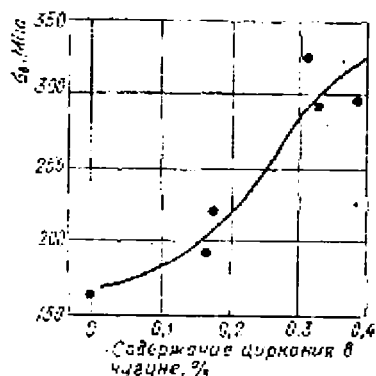


Рис. 7. Влияние содержания циркония на прочность при растяжении чугуна.

Наше опыты показали, что при содержании в комплексной лигатуре (5—8 % Mg, 1—3 % Ca, 0,5—1,5 % РЗМ, остальное — кремний и железо) 0,2—0,5 % Zr никакого изменения структуры чугуна не происходит.

Влияние натрия, калия и стронция аналогично действию бария — при вводе даже незначительных количеств (0,01—0,03 %) их в чугун наряду с усилением сфероидизирующего действия наблюдается и инокулирующий эффект. Для повышения степени усвоения эти элементы вводят, как правило, в состав лигатур в количествах 0,5—3 % [49, 60, 51].

С целью освобождения части вводимого магния на обессеривание чугуна, а также для увеличения количества перлита в отливках в состав магнийсодержащих лигатур иногда вводят марганец [15].

Никель и медь в составе лигатур способствуют повышенной степени усвоения в чугуне магния при их выплавке и обработке ими чугуна и одновременно играют роль легирующих элементов, увеличивая количество перлитной фазы и упрочняя чугун.

Многочисленные результаты лабораторных и производственных плавок подтверждают, что одним из факторов качества модифицированного чугуна является состав сфероидизирующих присадок.

Известно, например [41, 67], что при использовании лигатуры композиции магний — кальций — кремний — железо (ЖКМК) удается получить высокопрочный чугун с прочностью и пластичностью, более высокими, чем в случае обработки чугуна магнием или никель-магниево-й лигатурой, что вызвано большой рафинирующей способностью кальция.

При наличии бария или натрия в магнийсодержащих лигатурах на основе кремния и железа и обработанном ими чугуне увеличивается количество графитовых включений на единицу площади, резко понижается склонность чугуна к затвердеванию по метастабильной системе [43, 60].

Лигатуры никель — магний — РЗМ и медь — магний — РЗМ в сравнении с лигатурой ЖКМК обеспечивают получение в чугуне большего количества перлита, однако механические свойства чугуна сравниваемых вариантов отличаются незначительно [52].

По данным работ [63, 67], более рационально легирующие элементы (никель, медь) вводить в чугун не в составе лигатуры никель- или медь-магниево-й, а в составе комплексных лигатур, содержащих магний, кальций и РЗМ — при этом достигаются более высокие прочностные и пластические свойства чугуна с шаровидным графитом при меньшем расходе никеля и меди.

Отмечается [64], что при высоком (более 6 %) содержании кальция в модификаторе типа ЖКМК степень усвоения последнего снижается из-за ошлакования его кусков, а повышенная присадка флюса, устраняя этот процесс, усиливает выделение дыма.

Лигатура композиции магний — кальций — РЗМ — кремний — железо (6 % Mg; 15 % Ca; 4% РЗМ; 50 % Si) в сравнении с металлическим магнием, лигатурой никель — магний — церий (83 % Ni; 4 % РЗМ; 2 % Ca) и лигатурой кремний — магний — железо (45 % Si; 8 % Mg) в массивных отливках обеспечивает наиболее полную десульфурацию чугуна, наименьшее количество в нем карбидной составляющей, наиболее высокую прочность на всю глубину отливок, а по эффективности сфероидизирующего влияния (при оптимальных расходах и температурах обработки чугуна) указанные модификаторы располагаются по убывающей в следующем порядке: ЖКМК — Р; магний; никель — магний — церий; кремний — магний — железо; СР-3 [65].

При модифицировании чугуна лигатурами ЖКМК пирозэффект значительно меньше, чем в случае лигатур ЖКМ, что объясняется пониженной активностью магния в присутствии кальция, а увеличение содержания железа в лигатуре ухудшает ее растворение в чугуне и увеличивает пирозэффект при модифицировании из-за повышения при этом термодинамической активности магния и кальция [66].

Однако имеющихся данных недостаточно для обоснования выбора оптимального состава модификатора, поскольку они не охватывают всех основных вариантов их состава и посвящены изучению двух-трех параметров качества (преимущественно структуры и механических свойств) модифицированного чугуна, которые не всегда могут быть определяющими.

Для всесторонней оценки эффективности того или иного модификатора в конкретных производственных условиях необходимо учитывать ряд факторов, определяющих технологические (расход, усвоение в чугуне, продолжительность сфероидизирующего действия), технические (литейные свойства, структура, физико-механические свойства модифицированного чугуна), санитарно-гигиенические (пирозэффект, газы и дымовыделение), экономические показатели его применения, а также дефицитность применяемых при его изготовлении материалов, сохранения качества при хранении, пожаро-, взрывобезопасность и др.

Знание этих характеристик позволяет выбрать наиболее приемлемый состав модификатора и получить наилучший эффект от его использования.

Таблица 9. Химический состав изученных модификаторов, %

№	Компоненты	Mg	Ca	PЗМ	Ba	Al	Si
1	Mg—Ni—Cu	20	—	—	—	—	—
2	Mg—Ni—PЗМ	15	—	0,5	—	—	—
3	Mg—PЗМ—Ni—Cu	14	—	0,5	—	—	—
4	Mg—PЗМ—Ni—Fe	12,8	—	1,2	—	—	—
5	Mg—Ca—PЗМ—Ni—Fe—Si	10,8	1,6	0,7	—	—	0,1
6	Mg—Si—Fe	19,4	—	—	—	—	58
7	Mg—Si—Fe	5,7	—	—	—	—	60
8	Mg—Ca—Si—Fe	19,0	0,3	—	—	—	58
9	Mg—Ca—Si—Fe	9,6	4,8	—	—	—	56
10	Mg—Ca—Si—Fe	8,4	5,9	—	—	—	55
11	Mg—Ca—Si—Fe	8,1	2,0	—	—	—	60
12	Mg—Ca—Si—Fe	5,9	12,3	—	—	—	57
13	Mg—Ca—PЗМ—Si—Fe	10,0	13,1	3,9	—	—	55
14	Mg—Ca—PЗМ—Si—Fe	9,0	6,5	4,3	—	—	59
15	Mg—Ca—PЗМ—Si—Fe	6,3	6,0	2,2	—	—	61
16	Mg—Ca—PЗМ—Si—Fe	6,3	12,1	4,3	—	—	58
17	Mg—Ca—PЗМ—Si—Fe	6,1	2,4	1,7	—	—	55
18	Mg—Ca—PЗМ—Si—Fe	6,0	3,7	7,9	—	—	58
19	Mg—Ca—PЗМ—Si—Fe	6,0	6,4	7,9	—	—	57
20	Mg—Ca—PЗМ—Si—Fe	3,6	1,8	3,1	—	—	50
21	Mg—Ca—PЗМ—Si—Fe	3,2	4,0	1,9	—	—	58
22	Mg—Ca—PЗМ—Si—Fe	3	11,6	1,1	—	—	62
23	Mg—Ca—PЗМ—Si—Fe	2,5	6,4	16,5	—	—	Ост.
24	Mg—Ca—PЗМ—Ba—Si—Fe	5,8	4,8	1,7	4,8	—	58
25	Mg—Ca—PЗМ—Ba—Si—Fe	5,7	5,1	1,8	9,3	—	53
26	Mg—Ca—PЗМ—Al—Si—Fe	6,6	2,0	1,5	—	10,2	56
27	Ca—PЗМ—Al—Si—Fe	—	—	36	—	5,2	45
28	Ca—Ba—Al—Si—Fe	—	8,9	—	12,2	2,2	Ост.
29	Итриз	—	—	—	—	—	—
30	KC	5—13	10	+	+	—	50
31	Проксид	5—10	+	—	—	—	40

Примечание. В состав всех лигатур, сплавляемых с присадочным ферросом (до 0,6—0,8 %) и алюмином (до 0,2—0,7 %).

Поскольку количество вариантов составов модификаторов, используемых на практике и рекомендуемых разработчиками, большое, для сравнительных испытаний изоты наиболее характерные из них и те, которые нашли наибольшее признание, а также перспективные составы (с учетом дефицитности материалов и возможностей их выплавки). Химический состав изученных лигатур приведен в табл. 9.

Все приведенные в табл. 9 лигатуры можно разделить на две группы: тяжелые (на основе железа, никеля и меди), имеющие плотность 5,5—7 г/см³ (№ 1—5), и легкие (на основе кремния, 50—60 %, и железа) с плотностью 2,5—4,0 г/см³. Содержание магния в изученных лигатурах находится на ле-

Испытания отдельных групп модификаторов проводили также в различных производственных условиях при обработке чугуна с содержанием серы от 0,01 до 0,08 % при температуре от 1360 до 1540 °С вводом модификаторов в ковши (емкостью от 60 кг до 6000 кг) и литейную форму.

2. Сфероидизирующая способность модификаторов

Для определения расхода модификатора, обеспечивающего гарантированное получение графита шаровидной формы, исходный чугун указанного выше состава обрабатывали переменным количеством каждого из сравниваемых модификаторов. Анализ полученных графитеских зависимостей, приведенных для отливок со скоростью охлаждения 1 град/с на рис. 8, позволяет оценить влияние на форму графита состава и расхода модификаторов. Видно, что при одинаковых расходах близкие результаты по ССГ получены для группы модификаторов, содержащих, % (см. табл. 9): 20 Mg; 40 Ni; 40 Cu (№ 1); 15 Mg; 0,5 PЗМ; 84,5 Ni (№ 2); 12,8 Mg; 1,2 PЗМ; 40 Fe; 45 Ni (№ 4); 10,8 Mg; 1,6 Ca; 0,7 PЗМ; 34 Fe; 24 Ni; остальное — кремний (№ 5); 10 Mg; 6,3 Ca; 58 Si; остальное — железо (№ 8); 6,3 Mg; 12,1 Ca; 4,3 PЗМ; 58 Si; остальное — железо (№ 16); 5,7 Mg; 5,1 Ca; 1,8 PЗМ; 9,3 Ba; 53 Si; остальное — железо (№ 25).

Одинаковый сфероидизирующий эффект этих модификаторов, несмотря на различное содержание в них магния, следует объяснить различной степенью усвоения в чугуне магния и положительным влиянием кальция и бария, которые, обладая большим химическим родством к сере и кислороду, освобождают часть магния от дополнительных функций на обессеривание и дегазацию чугуна. Известную положительную роль оказывает и PЗМ в составе модификаторов.

При одинаковом содержании магния легатуры композиции магний — кремний — железо по сфероидизирующей способности значительно уступают модификаторам композиции магний — кальций — кремний — железо.

Так, сравнивая результаты опробования модификаторов с содержанием около 10 % Mg (№ 6, 8), можно сделать вывод, что при наличии в модификаторе около 6 % Ca (№ 8) его расход для обеспечения одинаково высокой ССГ из-за большего усвоения магния может быть уменьшен в 1,4—1,6 раз. При содержании в модификаторе 6 % Mg ввод в его состав даже 2 % Ca позволяет снизить расход модификатора в 1,2—1,4 раза (сравнение модификаторов № 7 и 11).

Модификатор Прокалой (№ 31) обеспечивает получение несколько лучших результатов по форме графита в чугуне,

чем модификатор ЖКМ с 10,4 % Mg (№ 6), однако значительно уступает тяжелым легатурам (№ 1—4) и комплексным модификаторам, содержащим кальций, РЗМ, барий (№ 5, 8, 16, 25), а также японскому модификатору КС.

С уменьшением в легатурах до 2,5—3,6 % Mg (№ 20—23) содержание его в чуугуне значительно повышается (табл. 10); при этом достаточно высокую (80—85 %) ССГ удалось достичь при вводе в исходный чугун (0,04—0,05 % S) 2,5—3,0 % модификаторов, содержащих %: 3,6 Mg; 1,8 Ca; 3,1 РЗМ (№ 20) или 1,5 Mg; 6,4 Ca; 15,5 РЗМ (№ 23).

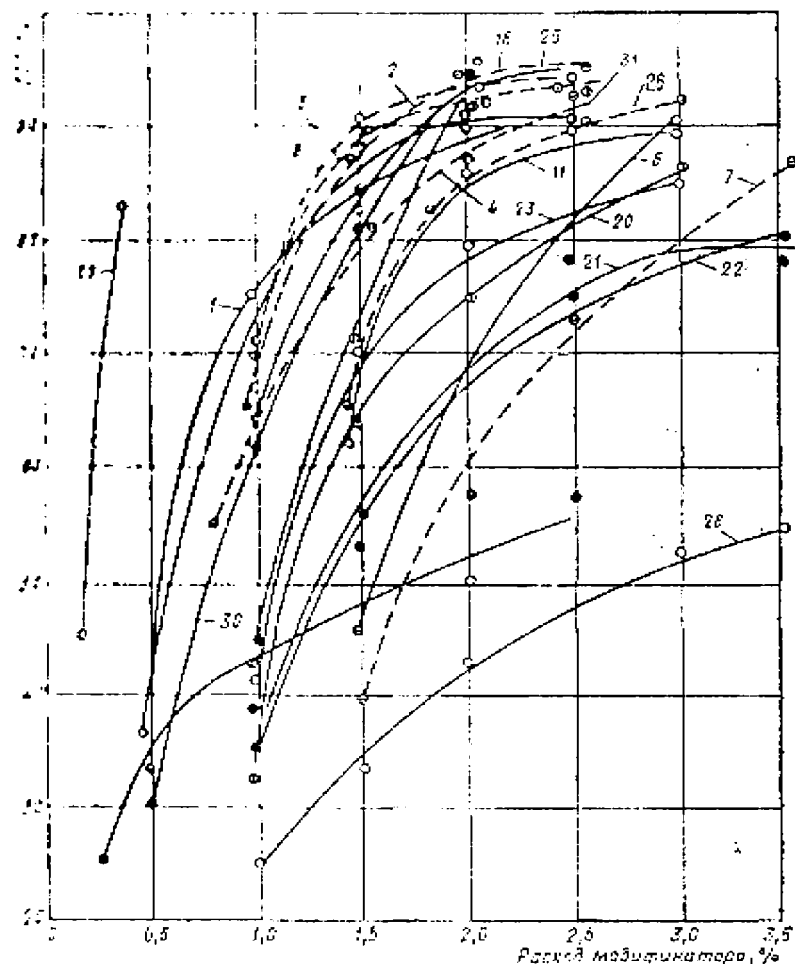


Рис. 8. Влияние состава и расхода модификатора на форму графита в чуугуне (линии у кривых соответствуют номеру модификатора табл. 9).

Таблица 10. Влияние состава и расхода модификаторов на форму графита и усадку магния в чугунах

Номер в табл. 9	Композиция	Расход модификатора, %	ССГ, %	Количество магния, %		% Mg
				введено в чугун	остаточное содержание	
1	Mg—Ni—Cu	1,0	75	0,200	0,042	21
		1,5	85	0,300	0,078	26
		2,0	90	0,400	0,088	22
2	Mg—Ni—PЗМ	1,0	70	0,150	0,039	26
		1,5	88	0,225	0,063	28
		2,0	92	0,300	0,078	26
5	Mg—Ca—PЗМ—Ni—Si—Fe	1,0	70	0,108	0,032	30
		1,5	90	0,158	0,049	31
		2,0	92	0,216	0,058	32
8	Mg—Si—Fe	1,5	62	0,156	0,031	20
		2,0	85	0,208	0,040	21
		2,5	88	0,260	0,056	22
7	Mg—Si—Fe	2,5	72	0,143	0,033	23
		3,5	88	0,200	0,054	27
6	Mg—Ca—Si—Fe	1,0	67	0,100	0,028	28
		1,5	90	0,150	0,045	30
		2,0	93	0,200	0,052	26
11	Mg—Ca—Si—Fe	1,5	72	0,092	0,028	33
		2,0	92	0,122	0,044	36
17	Mg—Ca—PЗМ—Si—Fe	1,5	75	0,092	0,031	34
		2,0	92	0,122	0,040	32
20	Mg—Ca—PЗМ—Si—Fe	2,0	75	0,072	0,029	40
		3,0	87	0,108	0,045	42
23	Mg—Ca—PЗМ—Si—Fe	1,5	70	0,068	0,022	51
		2,0	80	0,090	0,028	50
		3,0	85	0,075	0,039	52
24	Mg—Ca—PЗМ—Вн—Si—Fe	1,0	62	0,058	0,023	30
		1,5	82	0,087	0,035	40
		2,0	94	0,116	0,046	40

Оба варианта составов модификаторов по влиянию на форму графита практически равноценны во всем изученном диапазоне их расхода (от 1 до 3 %), однако, как показано ниже, из-за более высокого содержания PЗМ в случае модификатора № 23 в чугуне отливки имеются структурно свободные карбиды.

Модификаторы № 21 и 22, содержащие соответственно 3,2 и 3,0 % Mg, 4,0 и 11,5 % Ca, 1,9 и 1,1 % PЗМ, обеспечивают получение одинаковой формы графита. В данном случае обработанный ими чугун имел ССГ 75—80 % при расходе модификаторов 2,5—3,0 %.

Следует отметить, что, как показывают результаты опробования низкомагниевого (2,5—3,5 % Mg) комплексных модифи-

саторов, при обработке ими чугуна по сере (0,01—0,02 % S) чугуна, они позволяют получать в этих условиях чугун с высокой (85—95 %) ССГ при расходе 1,2—1,4 %, т. е. в 2 раза меньшим, чем в случае исходного чугуна с 0,05—0,06 % S. Такие модификаторы удобны при их выплавке (стабильное и высокое усвоение магния, возможно восстановление такого количества магния из магнезита, т. е. отпадает необходимость в восстановлении при выплавке модификаторов металлического магния и в применении (отсутствует пироэффект, обеспечивающее высокое усвоение в чугуне магния, достигающее 80—85 % при вводе на дно ковша и содержании серы в исходном чугуне до 0,02 %), однако для их эффективного использования требуется глубокая обессеривание исходного чугуна*.

При обработке чугуна безмагниевыми модификаторами с высокой (35 %) содержанием РЗМ (№ 27), а также с содержанием около 4 % Са и 12 % Ва (№ 28) не удалось получить ССГ более 60 % даже при расходе этих модификаторов 2,5—3,5 %. Металлический итрий (№ 29) при расходе 0,35 % массы обрабатываемого металла позволяет получать чугун с ССГ 82—85 %.

Анализ результатов экспериментов, приведенных в табл. 10, показывает, что наиболее эффективным направлением регулирования химического состава модификаторов с целью повышения степени усвоения магния в чугуне является не столько включение в них элементов с высокой плотностью, сколько снижение в модификаторах содержания магния и наличие в их составе компонентов, оказывающих рафинирующее воздействие и снижающих упругость паров магния, в первую очередь, кальция, бария, РЗМ, алюминия и др.

Такой вывод вытекает и при анализе результатов опытов других авторов. Так, в работе [72] при одинаковом способе и количестве ввода в чугун магния, входящего в состав трех сравниваемых модификаторов — на основе меди (83,5 % Cu; 15 % Mg; 0,6 % Ce), никеля (83,5 % Ni; 15 % Mg; 0,6 % Ce), кремния и железа (45 % Si; 48,5 % Fe; 5 % Mg; 0,6 % Ce) самое низкое усвоение (31—36 %) получено для лигатуры на основе меди, а самое высокое (43—57 %) для низкомагниевого лигатуры на основе кремния и железа, что даже выше, чем в случае лигатуры на основе никеля (43—49 %). Эти данные хорошо согласуются с результатами, приведенными в работе [15].

При снижении в магнией-никелевой лигатуре содержания магния с 13—17 % до 4—4,5 % удается, согласно данным

* Технология получения чистых сплавных лигатур прямым восстановлением магния из руды разработана под руководством А. С. Дубровина.

работы [69], повысить усвоение в чугуна магния от 25—30 % до 80—90 %. Такое же высокое усвоение достигается при обработке чугуна лигатурой на основе кремния и железа, содержащей 3 % Mg, в смеси со сплавами РЗМ [70]. Однако при этом для обеспечения требуемой ССГ необходимо увеличивать расход модификаторов, что не всегда допустимо по технологическим условиям и химическому составу чугуна.

На степень усвоения магния в чугуна, кроме химического состава модификатора, значительное влияние оказывают и другие технологические факторы (см. вторую главу).

3. Продолжительность сфероидизирующего действия модификаторов

Одним из основных факторов, определяющих эффективность модификатора, является обеспечение высокой ССГ отливок, полученных из всей массы модифицированного чугуна. Эта задача представляется особенно актуальной при длительной разливке металла по формам и при малой скорости затвердевания чугуна в отливках.

Для определения относительной способности модифицированного чугуна, выдерживаемого в жидком состоянии в течение определенного времени, сохранять неизменным или достаточно высоким показатель ССГ в отливках использовали модификаторы композиции магний — никель — медь (табл. 9, № 1), магний — никель — РЗМ (№ 2), магний — кремний — железа (№ 6), магний — кальций — кремний — железо с различным содержанием кальция (№ 11, 16, 18, 25), в том числе с РЗМ (№ 16, 18) и барием (№ 25), а также иттрий металлический (№ 29).

Таблица 11. Влияние продолжительности выдержки на форму графита в чугуна после модифицирования

Модификатор		ССГ, % в чугуна, выдержанном после модифицирования, мин								
Номер табл. 9	Композиция	0,5	3	6	9	12	15	18	21	24
1	Mg—Ni—Cu	88	88	85	80	65	55	35	35	—
2	Mg—Ni—PЗМ	90	—	85	80	70	55	40	35	30
6	Mg—Si—Fe	90	—	80	75	60	45	—	30	—
11	Mg—Ca—Si—Fe	85	85	—	78	70	60	45	—	30
16	Mg—Ca—PЗМ—Si—Fe	90	90	—	87	85	80	65	50	40
18	Mg—Ca—PЗМ—Si—Fe	85	85	83	—	80	73	60	45	35
25	Mg—Ca—PЗМ—Ba—Si—Fe	93	—	88	—	82	—	64	—	45
29	Y	83	83	—	80	—	75	70	65	55

Исходный чугун постоянного состава, выплавленный в электропечи с основной футеровкой, при температуре 1450—1470 °С обрабатывали оптимальным для данных условий количеством каждого из указанных модификаторов. Модифицированный чугун выдерживали при температуре 1340—1420 °С в печи и через каждые 3 мин проводили отбор проб (литые заготовки диаметром 30 мм) металла для изучения формы графитовых включений.

Анализ результатов, приведенных в табл. 11 и на рис. 9, показывает, что при изотермической выдержке модифицированного чугуна ССГ в отливках уменьшается, однако интенсивность этого процесса зависит от состава модификатора. Если непосредственно после сфероидизирующей обработки интервал значений ССГ в чугуне при использовании различных модификаторов составлял 83—93 %, то через 10 мин выдержки этот интервал расширился до 70—88 %, а через 20 мин — до 32—66 %.

Характерным для всех изучаемых модификаторов является отсутствие пропорциональности между продолжительностью выдержки чугуна в жидком состоянии и величиной ССГ в отливках, с течением времени выдержки модифицированного чугуна изменение формы графитовых включений вначале незначительное, затем повышается, о чем свидетельствует ход кривых на рис. 9.

За первые 10 мин выдержки значение ССГ уменьшилось для всех модификаторов на 5—15 %, за последующие 10 мин — на 15—40 % по сравнению с первоначальным, без выдержки чугуна после модифицирования. Причем в случае приме-

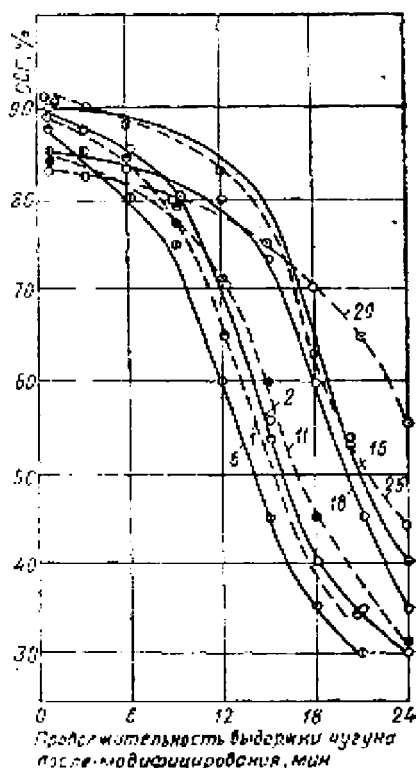


Рис. 9. Влияние продолжительности выдержки в жидком состоянии после модифицирования на серую графит в чугуне, обработанном модификаторами различного состава (цифры у кривых соответствуют номеру модификатора табл. 9).

ния иттрия (кривая № 20) получено наименьшее удельное (за единицу времени) уменьшение показателя ССГ во всем интервале продолжительности выдержки металла в жидком состоянии: при выдержке такого чугуна в течение 20 мин величина ССГ изменилась на 20 %, а при использовании других модификаторов — на 30—55 %.

По продолжительности сфероидизирующего действия комплексные модификаторы типа ЖКМК, содержащие 5,7—6,3 % Mg, более 2 % Ca, более 1 % РЗМ (№ 16), а также Вн (№ 25) практически равноценны и значительно превосходят модификаторы композиций никель — медь — магний (40—40—20 %) (№ 1), никель — магний — РЗМ (84,5—15—0,5 %) (№ 2), магний — кремний — железо (№ 6) и ЖКМК при содержании менее 2 % Ca без РЗМ (№ 11). Наибольшим темпом снижения показателя ССГ во времени выдержки модифицированного металла, особенно в первоначальный период (до 10 мин), характеризуется ВЧ, полученный обработкой лигатурой кремний — магний — железо и никель — медь — магний.

Вывод о большей продолжительности сфероидизирующего действия магнийсодержащих модификаторов с церием находится в соответствии с результатами работы [93], согласно которым удаление магния из модифицированного чугуна во времени происходит быстрее, чем церия, особенно при длительной выдержке расплава (рис. 10).

Качественно аналогично действию выдержки в жидком состоянии на форму графитовых включений в модифицированном чугуне влияет уменьшение скорости охлаждения металла в литейных формах. На рис. 11 приведены графические зависимости ССГ в разностенных (сечение от 5 до 90 мм — скорость охлаждения от 11,5 до 0,3 град/с) отливках, залитых непосредственно после завершения процесса модифицирования,

с учетом состава и массового расхода модификатора. Анализ этих данных показывает, что при одном и том же расходе каждый модификатор обеспечивает наибольшие значения ССГ в быстросхлаждаемых отливках, что объясняется наименьшей продолжительностью пребывания металла в формах в жидком состоянии. Чувствительность к изменению скорости охлаждения отливок из ВЧ и значи-

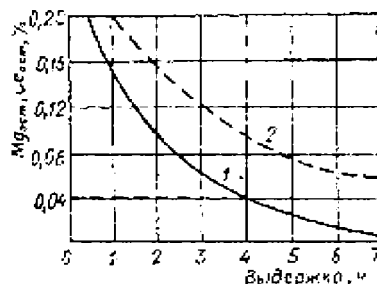


Рис. 10. Влияние выдержки модифицированного чугуна на остаточное содержание магния (1) и церия (2).

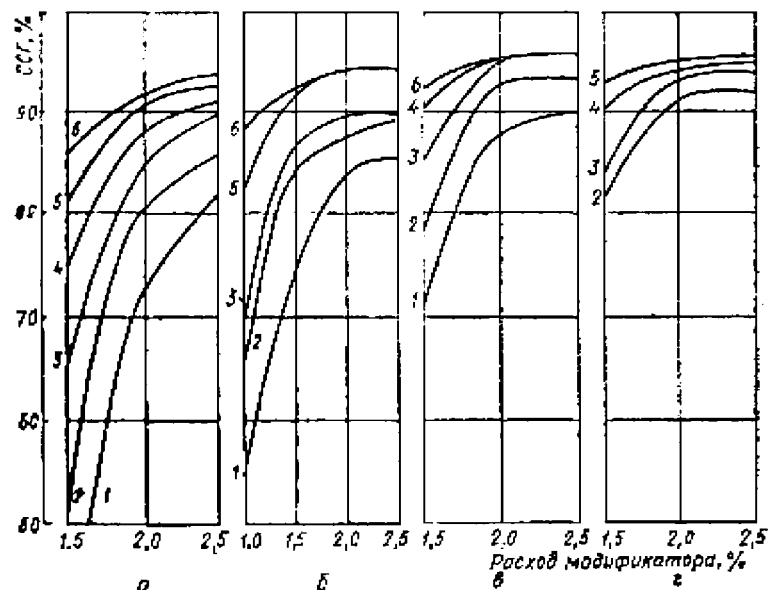


Рис. 11. Влияние состава и расхода модификаторов (а — композиции магний — кремний — железо; б — магний — никель — РЗМ; в — магний — кальций — РЗМ — кремний — железо; г — магний — кальций — РЗМ — барий — кремний — железо) на формы графита в чугунах при скорости охлаждения отливок, град/с:

1 — 0,3; 2 — 0,5; 3 — 1,0; 4 — 2,5; 5 — 4,5; 6 — 11,0.

тельной мере зависит от состава модифицирующих присадок и наиболее выражена при использовании лигатуры кремний — магний — железо (№ 6), а наименее — в случае модификаторов типа ЖКМК с РЗМ и барием (№№ 16, 25). Лигатура никель — магний — РЗМ в этом отношении занимает промежуточное положение. С увеличением расхода модификаторов интервал значений ССТ в структуре чугуна отливок, затвердевающих с различной скоростью, значительно сужается, однако интенсивность этого процесса зависит от состава модификатора. Так, если при увеличении количества вводимой в чугун лигатуры типа кремний — магний — железо (№ 6) от 1,5 до 2,5 % массы обрабатываемого металла величина ССТ в отливках при скорости охлаждения чугуна в пределах 0,3—11,5 град/с изменяется от 40—85 до 82—95 %, то для лигатуры никель — магний — РЗМ (№ 2) указанные значения для тех же условий находятся в более низких пределах и составляют соответственно 75—93 и 85—95 %.

В результате изучения особенностей удаления магния из расплава и изменения формы графитовых включений при одно-

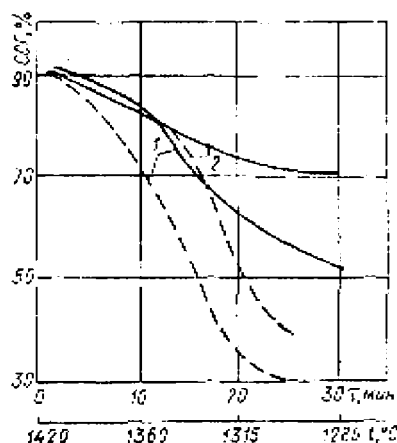


Рис. 12. Влияние выдержки в ковше (сплошные линии) и печи (штриховые линии) на форму графита в чугунах, обработанных модификаторами магний — никель — РЗМ (1) и магний — кальций — железо — РЗМ (2).

временном действии двух факторов, имеющих место в реальных условиях полусеции отливок из ВЧ — выдержки модифицированного чугуна в ковше и непрерывном понижении его температуры, получены [71] зависимости, приведенные на рис. 12 (сплошные линии). Здесь же для сравнения приведены кривые, характеризующие изменение показателя ССГ в чугуне таких же отливок (скорость охлаждения 1,0 град/с) при изотермической выдержке модифицированного чугуна в печи (пунктирные линии). Видно, что для сохранения более высокой ССГ предпочтительной является выдержка жидкого модифицированного чугуна в ковше, что объясняется пони-

жением температуры металла и отсутствием перемешивания его и таким образом меньшей интенсивностью удаления магния. При выдержке металла в ковше после завершения процесса модифицирования в течение 30 мин температура его понизилась от 1420 до 1280 °C. Скорость падения температуры была наибольшей в начале выдержки чугуна и наименьшей — в конце. Это и обусловило меньшую скорость изменения ССГ при более длительной выдержке металла в случае применения лигатуры никель — магний — РЗМ (в табл. 9, № 2) и модификатора ЖКМК (№ 16), причем модификатор ЖКМК обеспечивает и в этом случае значительно меньший темп ухудшения формы графитовых включений в чугуне, позволяя, таким образом, выдерживать в ковшах модифицированный металл более длительное время до разливки его по формам.

Сравнительные данные о влиянии различных факторов состава сфериализирующего модификатора, продолжительности выдержки модифицированного чугуна в ковше до заливки форм, скорости охлаждения металла на форму графитовых включений чугуна в отливках приведены на рис. 13. При выдержке в течение 30 мин в ковше чугуна, обработанного каждым из сравниваемых модификаторов, величина показателя ССГ существенно зависит от скорости охлаждения металла в отливках и имеет наибольшее значение при использовании

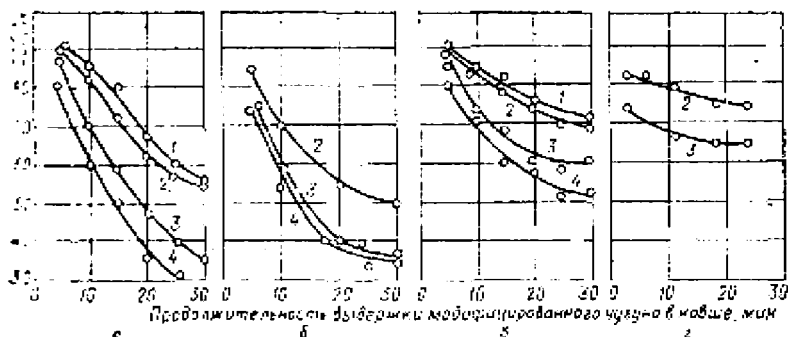


Рис. 13. Влияние типа модификаторов (а — магний — никель — РЗМ; б — магний — кремний — железо; в — магний — кальций — кремний — РЗМ — железо; г — иттрий) и продолжительности выдержки модифицированного чугуна на форму графита при скорости охлаждения отливок, град/с:

1 — 4,5; 2 — 1,0; 3 — 0,3; 4 — 0,2

иттрия, а наименьшее — в случае применения лигатур никель — магний — РЗМ (№ 2) и кремний — магний — железо (№ 6). Причем иттриевый чугун характеризуется наименьшим изменением формы графита — за указанный период (30 мин) выдержки в ковше ССТ его ухудшалась на 8—10 %, а для других чугунов — на значительно большую величину: при использовании лигатуры никель — магний — РЗМ — на 35—38 %, кремний — магний — железо — на 35—40 %, ЖКМК с РЗМ — на 20—30 % (в зависимости от скорости охлаждения чугуна): меньшие значения — для $V_{\text{охл}} = 4,5$ град/с, большие — для $V_{\text{охл}} = 0,2$ град/с.

Эти результаты следует объяснить различным темпом удаления магния из модифицированного чугуна, который, как установлено [71], наибольший — при обработке расплава лигатурой никель — магний — РЗМ (в среднем 0,0020 % Mg/мин), а наименьший — для модификатора ЖКМК с РЗМ (0,0007 % Mg/мин), что значительно ниже, чем в случае лигатуры кремний — магний — железо (0,0014 % Mg/мин).

Повышение содержания серы в исходном чугуне требует для обеспечения шаровидной формы графитовых включений увеличивать расход модифицирующих присадок. Однако, как показал анализ металла опытных и производственных плавок, только количеством модификаторов достичь при этом высокого значения ССТ в отливках, полученных при различной выдержке модифицированного чугуна, не всегда представляется возможным. Установлено, что при повышении содержания серы остаточное содержание магния в чугуне, обработанном каждым из модификаторов, уменьшится, но

скорость этого процесса существенно зависит от состава сфероидизирующей присадки и для количества серы 0,04 и 0,07 % составляет соответственно: в случае легатуры никель — магний — РЗМ — 0,0020 и 0,0028 % Mg/мин, для кремний — магний — железо — 0,0014 и 0,0021 % Mg/мин, для ЖКМК — 0,0007 и 0,0010 % Mg/мин (при выдержке чугуна в ковше в течение 30 мин).

4. Влияние состава модификаторов на структуру и механические свойства чугуна

При изучении структуры графита и металлической основы высокопрочного чугуна расход каждого из сравниваемых модификаторов находился на минимальном уровне, обеспечивающем высокую ССГ (на уровне 85—90 %) в литых заготовках с различной скоростью охлаждения (от 11,5 до 0,2 град/с). Химический состав модифицированного чугуна по основным элементам был постоянным, %: 3,45—3,60 C, 3,0—3,2 Si, 0,55—0,65 Mn, 0,06—0,07 P, 0,009—0,013 S, 0,04—0,05 Cr, 0,033—0,055 Mg. Отдельные модификаторы вносили в чугун и другие элементы, входящие в их состав: медь, никель, кальций, барий, РЗМ.

В табл. 12 приведены экспериментальные данные о количестве графитовых включений в литой структуре чугуна, обработанного различными модификаторами. Из табл. 12 видно,

Т а б л и ц а 12. Влияние состава модификатора на количество графитовых включений в ЧШГ

Номер в табл. 9	Модификатор	л, литом ³ , при V _{охла} , град/с			
		3,3	1,0	4,5	11,5
1	Mg—Ni—Cu	40/60	50/85	5/120	3/50
2	Mg—Ni—РЗМ	50/70	60/100	10/140	10/60
3	Mg—РЗМ—Ni—Cu	50/70	60/95	12/150	10/60
6	Mg—Si—Fe	60/80	70/100	20/160	10/60
8	Mg—Ca—Si—Fe	80/85	130/145	100/140	80/140
16	Mg—Ca—РЗМ—Si—Fe	90/120	160/180	180/240	190/250
25	Mg—Ca—РЗМ—Ba—Si—Fe	—/100	180/200	210/240	180/220
26	Mg—Ca—РЗМ—Al—Si—Fe	70/90	150/190	100/220	155/240
29	Итрий	40/70	80/80	10/110	0/40
30	КС	90/100	180/210	200/270	200/280
31	Прокалой	70/90	80/120	20/130	0/70

Примечание: Перед ковка — без вторичного модифицирования, за — после модифицирования расплав 1,5 % ФСб.

что из всех изученных наибольшей графитизирующей способностью (без дополнительной графитизирующей обработки чугуна) отличаются модификаторы композиций магний — кальций — РЗМ — барий — кремний — железо (табл. 9, № 25), магний — кальций — РЗМ — кремний — железо (№ 16) и КС (№ 30), причем различие этих модификаторов тем контрастнее, чем больше скорость охлаждения отливок.

Раньше (см. табл. 3) было показано, что увеличение в составе модификатора до 4—5 % Са способствует повышению количества выделений графита: ввод в модификатор даже 2 % Са вызывает увеличение числа графитовых включений в среднем в 1,5 раза. Поэтому по графитизирующей способности модификатор магний — кремний — железо (№ 6) значительно уступает модификатору композиции магний — кальций — кремний — железо (№ 8) и примерно равноценен модификатору Прокалой (№ 31). Достаточно высокий графитизирующий эффект достигнут при обработке чугуна модификатором композиции магний — кальций — РЗМ — алюминий — кремний — железо (№ 26), несмотря на относительно низкое содержание в нем кальция (2 %) и наличие РЗМ (1,5 %). Сравнивая данные табл. 3 и 12, можно сделать вывод, что благодаря наличию в модификаторе алюминия (10,2 %) количество графитовых включений в чугуне увеличилось от 130 до 150 шт/мм² (при скорости охлаждения отливки 1,0 град/с). Характерно, что, как видно из табл. 12, количество включений графита в обработанном этим модификатором чугуне находится на одном уровне (150—160 шт/мм²) при изменении скорости охлаждения отливок в пределах 1,0—11,5 град/с.

Графитизирующая способность лигатур композиции магний — никель — медь (№ 1), магний — никель — РЗМ (№ 2) и магний — РЗМ — никель — медь (№ 3) заметно ниже, чем в случае модификатора магний — кремний — железо (№ 6). Несколько большее количество включений графита в чугуне, обработанном модификатором № 3 (магний — РЗМ — никель — медь), чем в случае модификатора № 1 (магний — никель — медь), следует объяснить графитизирующим действием незначительных количеств вводимого при этом в чугун церия [21, 66]. При обработке чугуна вторым получено наименьшее число включений графита в чугуне.

Для обоснования полученных экспериментальных данных приведем сравнительное изучение структуры модифицированных чугунов, закаленных из жидкого состояния (с температурой 1380—1400 °С) в воду. Анализ полученных в результате этого структур, приведенных на рис. 14, позволяет заключить, что количество центров графитизации, образующихся в жидком расплаве, в значительной степени определяется составом

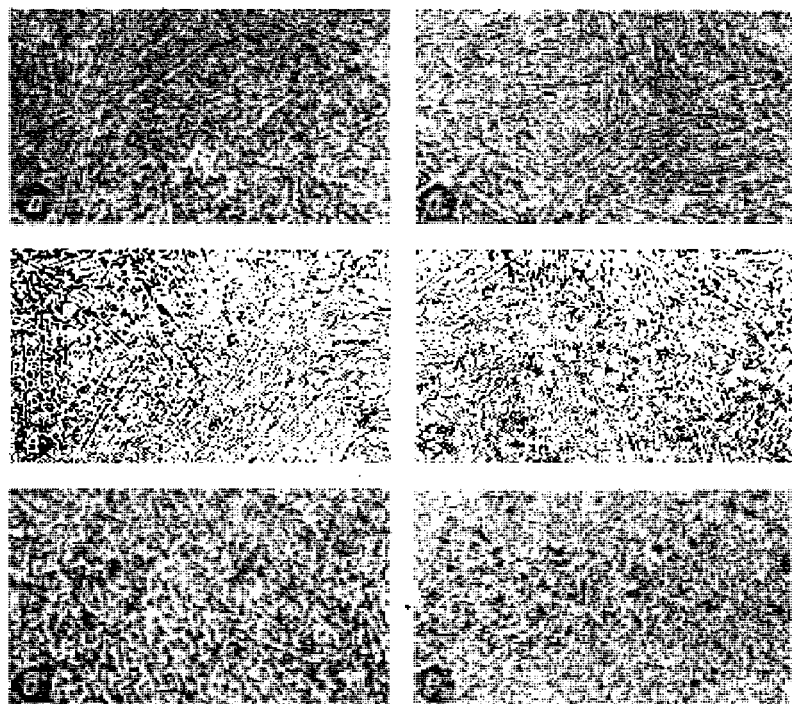


Рис. 14. Структуры чугунов, полученные закалкой из жидкого состояния, при использовании модификаторов:

а — магний — кальций — РЗМ; б — иттрий; в — Проксало; г — магний — кальций — РЗМ — кремний — железо (№ 16); д — магний — кальций — РЗМ — хром — железо (№ 18); е — магний — кальций — РЗМ — бист — хром — железо (№ 24 в табл. 9). Увеличение 223.

сфероидизирующей присадки. Наибольшее количество включений графита в закаленных каплях чугуна получали при использовании модификаторов № 16 (6,3 % Mg, 12,1 % Ca, 4,3 % РЗМ, 55 % Si, остальное — железо) и № 25 (5,7 % Mg, 5,1 % Ca, 1,8 % РЗМ, 9,3 % Ba, 53 % Si, остальное — железо), а наименьшее — в случае иттрия металлического (№ 29); модификаторы № 6 (10,4 % Mg, 58 % Si, остальное — железо), № 2 (15 % Mg, 0,5 % РЗМ, 84,5 % Ni) и № 31 (Проксало) занимают промежуточное положение.

Количество графитовых включений в чугуне, обработанном различными модификаторами, в значительной мере, в первую очередь при повышенных скоростях охлаждения стливок, увеличивается после графитизирующего (вторичного) модифицирования (см. табл. 12). В результате графитизирующей обработки чугуна (после модифицирования сфероидизи-

рующими присадками) ферросилицием марки ФС75 и количестве 0,5 массы обрабатываемого чугуна меняется не только количественный, но и качественный характер зависимости количества графитовых включений в структуре чугуна от скорости охлаждения отливок. Так, для модификаторов с относительно небольшой графитизирующей способностью (итрий, магний — никель — медь, магний — никель — РЗМ, магний — РЗМ — никель — медь), и также для модификаторов магний — кремний — железо и Прокалой без применения вторичного модифицирования наибольшее количество включений графита в чугуне наблюдается при более низких скоростях охлаждения отливок (0,3—1,0 град/с), а при дополнительной обработке чугуна ферросилицием скорости охлаждения отливок с наибольшим числом графита сдвигаются в сторону больших значений — 4,5 град/с (см. рис. 15). Это следует объяснить резким уменьшением или вообще исключением карбидов из структуры чугуна, обработанного графитизатором и, таким образом, увеличением количества включений графита. Благодаря высокой графитизирующей способности модификаторов композиций магний — кальций — кремний — железо, магний — кальций — РЗМ — барий — кремний — железо и других в структуре обработанного ими чугуна имеется большое количество включений графита во всем диапазоне изученных скоростей охлаждения, а структурно свободные карбиды появляются только при быстром затвердевании чугуна.

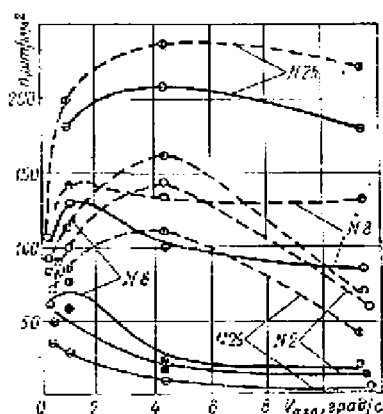


Рис. 15. Влияние скорости охлаждения отливок и состава модификатора на количество включений графита в высокопрочном чугуне (сплошные линии — без вторичного модифицирования, штриховые — после обработки чугуна 0,5 % ферросилицием ФС75). Цифры у кривых соответствуют номеру модификатора табл. 9.

Анализ табл. 12 и рис. 15 показывает, что в случае применения модификаторов на основе кремния, содержащих кальций, барий, алюминий, последующая дополнительная обработка чугуна графитизирующими присадками является значительно менее эффективной, чем при использовании модификаторов на основе никеля, меди, РЗМ. При невысоких скоростях охлаждения отливок (менее 0,5—1,0 град/с)

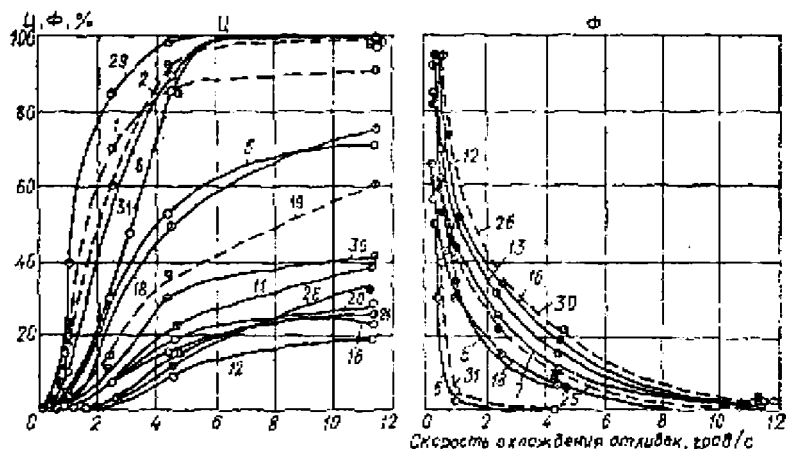


Рис. 16. Влияние скорости охлаждения отливок и состава модификатора на структуру металлической основы ЧШГ (цифры у кривых соответствуют номеру модификатора табл. 9).

необходимость в графитизирующей обработке чугуна, модифицированного сплавом комплексного состава, отпадает.

Структура металлической основы чугуна, обработанного сравнимыми модификаторами (без графитизирующего модифицирования), приведена на рис. 16. Существенное различие в распределении структурных составляющих начинает проявляться при скорости охлаждения отливок 0,3 град/с. Наиболее интенсивно структура высокопрочного чугуна, полученного при использовании всех модификаторов, чувствительна к изменению скорости охлаждения отливок от 0,3 до 4,5 град/с. Из всех изученных наибольшее количество цемента и наименьшее феррита получили при сфероидизирующей обработке чугуна иттрием (№ 29), а также сплавами магний — никель — РЗМ (№ 2), магний — РЗМ — никель — медь (№ 3), магний — РЗМ — никель — железо (№ 4), магний — никель — медь (№ 1), магний — кремний — железо (№ 6), Прокатой (№ 31). Модификатор композиции магний — кальций — РЗМ — никель — железо — кремний (№ 5) обеспечивает получение в структуре чугуна отливок значительно меньший отбел, чем легатуры на основе только меди или никеля, не содержащих кальция. Меньше цемента и больше феррита в структуре чугуна во всем диапазоне скоростей охлаждения отливок получали при применении модификаторов магний — кальций — кремний — железо (№ 12), магний — кальций — РЗМ — кремний — железо (№ 16), магний — кальций — РЗМ — барий — кремний — железо (№ 24 и 25),

магний — кальций — РЗМ — алюминий — кремний — железо (№ 26). Характерно, что при содержании в модификаторе магний — кальций — кремний — железо даже незначительного количества кальция (например, 2 % в случае модификатора № 11), в сравнении с модификатором магний — кремний — железо (№ 6), в чугунах быстроохлаждаемых отливок количество цементита удается уменьшить в 2—3 раза. В связи с карбидостабилизирующим действием повышенных содержаний в модификаторе РЗМ, в структуре чугуна, обработанного модификатором № 19 (6,0 % Mg, 6,4 % Ca, 7,9 % РЗМ), цементита больше, чем при применении модификатора № 17, в котором меньше кальция (2,4 %) и РЗМ (1,7 %).

При вторичном модифицировании ферросилицием на степень изменения структуры металлической основы чугуна влияние оказывает не только скорость охлаждения отливок, но и состав сфероидизирующего модификатора. Для некоторых из модификаторов результаты сравнительного изучения количественного распределения составляющих структуры высокопрочного чугуна в отливках, полученного с графитизирующим модифицированием и без него, приведены на рис. 17. Анализ этих данных показывает, что наибольшее перераспределение соотношения доли цементита, перлита и феррита в структуре чугуна, вызванное влиянием последующей добавки ферросилиция, произошло для модификаторов магний — никель — РЗМ (№ 2), иттрия (№ 29), а также магний — кремний — железо (№ 6). Причем легатура магний — никель — РЗМ (№ 2), вызывая одновременно легирование металла никелем (более 1 % Ni в чугуне), обеспечивает в структуре чугуна наименьшее количество феррита: даже в отливках с относительно высокой (0,3 град/с) скоростью охлаждения после вторичного модифицирования доля феррита составляет не более 25—30 %. Несмотря на большую стабилизирующую способность иттрия, после графитизирующей обработки высокопрочный чугун, полученный обработкой иттрием в легатурой магний — никель — РЗМ, имеет практически одинаковую структуру металлической основы во всем изученном диапазоне скоростей охлаждения.

При обработке чугуна модификаторами на основе кремния и железа, содержащими кальций, барий, алюминий, и последующем вводе в расплав ферросилиция уменьшение количества цементита и увеличение феррита в чугуне меньше, чем для других модификаторов, что, очевидно, вызвано большим графитизирующим эффектом указанных элементов. Уменьшение влияния на структуру чугуна присадки ферросилиция особенно проявляется при пониженных скоростях охлаждения отливок. Так, если при использовании модификато-

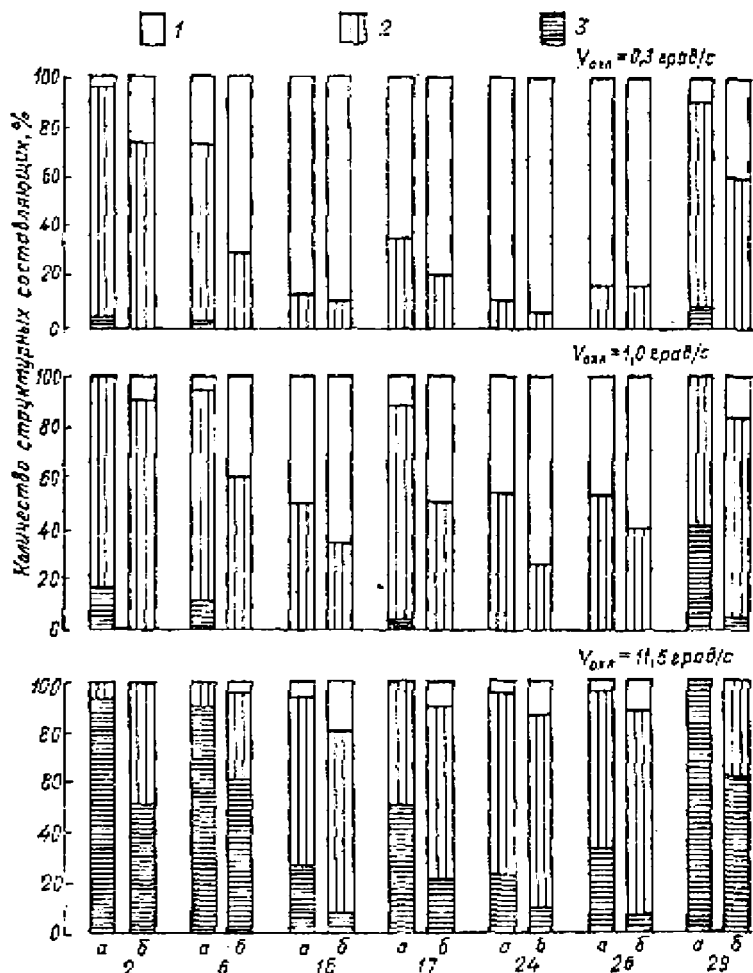


Рис. 17. Влияние графитизирующего (вторичного) модифицирования на структуру металлической основы ЧШГ в отливках с различной скоростью охлаждения:

а — без графитизирующей обработки; б — перед расплав 0,5 % FeSi_2 ; 1 — феррит, 2 — перлит, 3 — децист (сфиды у кривых соответствуют номеру модификатора табл. 9).

ра № 17 (6,1 % Mg, 2,4 % Ca; 1,7 % P3M; остальное — кремний и железо) в отливках со скоростью охлаждения 1 град/с под влиянием вторичного модифицирования количество феррита увеличилось от 10—15 % до 50 %, то при скорости охлаждения 0,3 град/с значения этой фазы составили соответственно 65 и 80 %, т. е. различие еще меньше. В случае при-

исследования модификаторов композиций магний — кальций — РЗМ — барий — кремний — железо (№ 24) или магний — кальций — РЗМ — алюминий — кремний — железо (№ 26) эффективно модифицирование ферросилицием практически не оказывает влияния на структуру чугуна в отливках при скорости охлаждения 0,3 град/с и менее.

Для оценки уровня физико-механических характеристик модифицированного чугуна по одной методике и при одинаковых технологических режимах провели сравнительные испытания чугуны композиций магний — медь — никель (табл. 9, № 1), магний — никель — РЗМ (№ 2), магний — кремний — железо (№ 6), магний — кальций — кремний — железо и различные содержания кальция и РЗМ, алюминия и бария (№ 11, 16, 18), а также чугуны металлического (№ 29) и лигатурного типа (Промаллой (№ 31)).

Указанными лигатурами при 1460 ± 15 °С обрабатывали чугун, выплавленный в индукционной электропечи и содержащий 1,75 ± 0,06 % Si; 0,043 ± 0,03 % S; при этом лигатуры, измельченные до фракций 5—20 мм, помещали на дно прогретых ковшей. Расход лигатур, обеспечивший высокую (более 80 %) ССГ в отливаемых стандартных клиновидных заготовках (ГОСТ 7293—77), составлял: № 1, 2, 5, 6, 9 — 2,0 %, № 3 — 2,5 %, № 7, 8 — 2,8, № 4 — 0,35 % массы обрабатываемого чугуна. Последующее графитизирующее модифицирование чугуна осуществляли ферросилицием марки ФС-75 в количестве 0,5 % массы металла в ковше.

Химический состав чугуна для большинства вариантов модифицирования был идентичным (3,35—3,50 % С; 3,0—3,2 % Si; 0,57—0,62 Mn; 0,065—0,070 % P; 0,04—0,06 % Cr; 0,012—0,076 % Mg), чугун, обработанный лигатурой № 1, содержал, кроме того, (0,68—0,76 % Cu и 0,66—0,73 % Ni), а в случае применения никель — магний — РЗМ — лигатуры (№ 2) в чугун переходило 1,40—1,55 % Ni.

Образцы для изучения физико-механических характеристик модифицированного чугуна (предела прочности при растяжении σ_r и относительного удлинения δ — диаметр 10 мм и пятикратная расчетная длина) вырезали из строго одинаковых во всех случаях охлаждаемых мест литых заготовок.

Структуру и свойства ЧШГ изучали в литом состоянии и после термической обработки по следующим режимам: нормализация — нагрев образца — заготовок до 900 °С, выдержка 2 ч, охлаждение на воздухе; отжиг — нагрев до 780 °С, выдержка 2 ч, охлаждение с печью до 720 °С, выдержка 2 ч, охлаждение с печью до 650 °С, охлаждение на воздухе. Металлическая основа чугуна после нормализации была перлитной (феррит — до 5%) и после отжига — ферритной (перлита до 3 %).

Таблица 13. Влияние состава модификатора на структуру и механические свойства перлитного (П) и ферритного (Ф) структуры металлической основы

Номер табл. 9	Модификатор	Структура чугуна		
		ССТ, %	Феррит, %	Л
1	Mg—Ni—Ca	85—88	15—20	659
2	Mg—Ni—PЗМ	87—90	20—25	665
6	Mg—Si—Fe	82—85	45—55	634
11	Mg—Ca—Si—Fe	88—90	50—55	561
16	Mg—Ca—PЗМ—Si—Fe	90—92	60—70	588
18	Mg—Ca—PЗМ—Si—Fe	85—89	30—40	620
25	Mg—Ca—PЗМ—Ba—Si—Fe	90—93	45—55	641
29	Иттрий	78—80	15—25	601
31	Прокалоз	88—92	30—35	628

* Остальное — перлит

Анализ результатов испытаний образцов, приведенных в табл. 13, показывает, что механические свойства высокопрочного чугуна существенно зависят от состава модифицирующих присадок; различие в значениях твердости, прочности и пластичности отдельных вариантов модифицирования в литом состоянии в значительной мере объясняется получением различной структуры металлической основы. В случае использования лигатур магний — медь — никель (№ 1) и магний — никель — PЗМ (№ 2) вследствие их перлитостабилизирующего и легирующего действия, вызванного наличием в их составе меди и никеля, литая структура чугуна содержит относительно небольшое количество феррита (до 25 %), поэтому предел прочности чугуна высокий (на уровне 660 МПа). Это в среднем на 60 МПа выше, чем при обработке чугуна иттрием (№ 29), где при такой же структуре матрицы ССТ на 7—10 % ниже. Сравнительно низкий уровень ССТ (78—80 %) чугуна, обработанного иттрием, оказал решающее влияние на относительное удлинение, которое в этом случае составляет 2,7 %, что ниже, чем при применении всех других лигатур. На достаточно высоком (588—641 МПа), хотя и несколько ниже, чем в случае чугунов с лигатурами № 1 и 2, находится предел прочности в литом состоянии чугуна с шаровидным графитом, полученного обработкой лигатурами типа Прокадой и ЖКМК, несмотря на то что последние обеспечивают большое количество ферритной составляющей структуры.

При одинаковой структуре матрицы (перлитной и феррит-

Л	$\sigma_{0,2}$, МПа				НР		
	а	б	в	г	д	е	ф
40	312	3,5	—	10,8	—	285	187
45	325	3,7	3,6	12,0	—	285	179
40Х	664	3,3	2,2	11,8	187	269	—
50	499	4,2	—	12,5	176	269	163
50Х	528	4,6	4,0	15,2	170	255	163
60	56	3,6	3,2	15,8	217	285	179
60Х	512	4,4	3,5	20,8	187	255	149
65	476	2,7	2,0	8,3	229	285	179
60СН	513	3,8	2,8	12,7	187	269	—

ной) наилучшее сочетание прочности и пластичности имеют чугуны, модифицированные лигатурами ЖКМК, содержащими РЗМ: предел прочности составляет 735—749 МПа для ферритного и 512—540 МПа для ферритного высокопрочного чугуна, а относительное удлинение соответственно 3,2—4,0 % и 13,8—20,8 %. Эти значения в среднем на 4—7 % по $\sigma_{0,2}$ и 10—50 % по δ выше, чем при использовании лигатур магний — никель — РЗМ или магний — медь — никель; причем при наличии в лигатуре бария относительное удлинение чугуна повышается.

Прочность и пластичность металла, обработанного лигатурой типа ЖКМ или иттрием, при одной и той же структуре матрицы сопоставимы и значительно ниже, чем для чугуна, полученного обработкой другими изученными лигатурами.

Выявленный положительный эффект влияния кальция и РЗМ, входящих в состав модификатора, на прочность и особенно пластичность высокопрочного чугуна может быть обоснован большей адсорбционной активностью этих элементов по сравнению с магнием. Известно [6], что по величине поверхностной активности элементы в убывающем порядке располагаются в следующий ряд: кальций, церий, фосфор, висмут, магний, алюминий, свинец и т. д. Поэтому только кальций и церий способны снижать поверхностную активность фосфора и висмута, способствуя очищению от них границы зерен и повышению механических свойств модифицированного чугуна.

5. Влияние состава модификаторов на литейные свойства чугуна

Изучили жидкотекучесть, объемную и линейную усадку чугунов с шаровидным графитом, полученных обработкой модификаторами композиций магний — никель — медь (табл. 9, № 1), магний — никель — РЗМ (№ 2), магний — кремний — железо (№ 6), магний — кальций — кремний — железо (№ 11), магний — кальций — РЗМ — кремний — железо (№ 16, 18), магний — кальций — РЗМ — барий — кремний — железо (№ 25), а также металлическим иттрием (№ 29) и для сравнения лигатурами типов Прокалой (№ 31) и КС (№ 30). Условия экспериментов во всех случаях были идентичными.

Чугун исходного состава ($3,70 \pm 0,05$ % С; $1,75 \pm 0,05$ % Si; $0,60 \pm 0,05$ % Mn; $0,073 \pm 0,003$ % P; $0,043 \pm 0,003$ % S; $0,05 \pm 0,01$ % Cr) при использовании чугунов литейного (ЛКЧ) и предельного (М1) выплавляли в индукционной печи ЛПЗ-67 и при температуре 1460 ± 15 °С обрабатывали модификаторами. Расход каждого из них выбран экспериментально для обеспечения ССГ более 85 %.

Для получения в чугуне одинакового конечного содержания кремния, которое составляло $3,25 \pm 0,10$ %, необходимые компенсационные добавки ферросилиция марки ФС75 вводили в исходный чугун перед его модифицированием.

Количественной характеристикой жидкотекучести металла являлась длина спиральной отливки сечением 50 мм^2 , заформованной по стандартной пробе Кюри в сырые песочные формы (влажность 3,8—4,0 %). Для обеспечения одинаково-

Таблица 14. Влияние состава модификатора на жидкотекучесть и

Номер в табл. 9	Модификатор Композиция	Длина спиралы, мм	Соответствующие линейной	
			Предварительное расширение	Долговременная усадка
1	Mg—Ni—Cu	1010	0,49	0,32
2	Mg—Ni—РЗМ	966	0,18	0,31
6	Mg—Si—Fe	990	0,20	0,24
11	Mg—Ca—Si—Fe	937	0,20	0,26
16	Mg—Ca—РЗМ—Si—Fe	1256	0,28	0,18
18	Mg—Ca—РЗМ—Si—Fe	940	0,21	0,25
25	Mg—Ca—РЗМ—Ba—Si—Fe	1193	0,30	0,20
29	Иттрий	1040	0,12	0,24
30	КС	860	0,28	0,27
31	Прокалой	780	0,20	0,23

на гидростатического напора и контроля температуры металла при заполнении им полости формы использовали технологическую пробу (мерную чашу) Нестерцева [73], изготовленную из жидкостекляной смеси. Температура выпуска чугуна из чаши в форму составляла $1350 \pm 20^\circ \text{C}$.

Объемную усадку чугуна определяли по технологической пробе «Булочки» [74] (формовка — в сырые песочные формы) и рассчитали по известной методике [75], для получения достоверных данных одновременно отливали по три пробы. Линейную усадку изучали на приборе Большакова, модернизированном в ИГиЛ АН УССР с целью автоматической и синхронной записи кривых деформации — время и температура — время, кривые фиксировали от $1400 \pm 10^\circ$ до 200°C .

Анализ результатов изучения жидкотекучести чугунов, приведенных в табл. 14, показывает, что при использовании кальцийсодержащих комплексных модификаторов высокопрочный чугун характеризуется наибольшей жидкотекучестью, причем величина этой характеристики повышается с увеличением массовой доли кальция в модификаторе: наибольшая длина спиральной пробы, составляющая 1256 мм, имела место в случае модификатора № 16, содержащего 12,1 % Са, 6,3 % Mg и 4,3 % РЗМ. Близкую к этому значению жидкотекучесть (1193 мм) имеет чугун, обработанный модификатором № 25 с меньшим количеством кальция (5,1 %) и РЗМ (1,8 %), в состав которого входит барий в количестве 9,3 %. В случае применения комплексного модификатора с 2,0 % Са без РЗМ (№ 14) и комплексного модификатора с 3,7 % Са и 7,9 % РЗМ (№ 18) жидкотекучесть обработанного ими чугуна имеет

табл. 14. Усадку ЧШГ

Усадка чугуна, %		Общая линейная усадка, %	Структура металлической основы, %		
до и после переплитки прообразовки	После переплитки		Ф	П	Ц
0,02	0,41	1,05	5	95	—
0,03	0,44	1,04	5	90	5
0,02	0,87	0,89	15	85	Са
0,05	0,81	0,83	15	85	—
0,05	0,93	0,78	50	50	1—
0,06	0,88	0,86	15	85	—
0,08	0,92	0,74	45	55	—
0,01	1,02	1,13	5	95	30
0,02	0,83	0,86	35	65	—
0,04	0,89	0,95	5	90	5

несколько меньшее значение и падает на таком же уровне, как и при использовании модификаторов № 1 (никель — медь — магний), № 2 (никель — магний — РЗМ), № 6 (кремний — магний — железо) и № 29 (иттрий металлический). Наименьшей жидкотекучестью обладает чугун, обработанный модификаторами № 30 (типа КС) и № 31 (типа Прокалой).

Наличие в составе модификаторов повышенных количеств РЗМ вызывает, таким образом, уменьшение жидкотекучести чугуна. Это, очевидно, связано с образованием тугоплавких продуктов реакции церия и других РЗМ с серой, газами и другими ингредиентами чугуна. Образующиеся соединения, обладая, кроме того, повышенной плотностью, трудно удаляются из жидкого чугуна и, попадая в литейную форму, при прочих равных условиях препятствуют свободному течению расплава, повышая тем самым его вязкость.

Пониженную жидкотекучесть модификатора типа КС также следует объяснить его составом. Очевидно, фториды, хлориды и оксиды металлов, с участием которых в виде механической смеси изготавливается этот модификатор, попадая в чугун, не успевают в нем полностью раствориться и, как следствие, понижают его жидкотекучесть. Кальций и барий, входящие в состав комплексных модификаторов, обладая повышенным химическим сродством с примесями чугуна, взаимодействуют с ними, продукты реакции, имея значительно меньшую, чем жидкий металл, плотность, легко удаляются из расплава.

В результате обработки кривых свободной линейной усадки ЧНПГ, полученного с использованием сравниваемых модификаторов, определяли составляющие линейной усадки, предусадочное расширение, доперлитную усадку, расширение при перлитном превращении, послеперлитную усадку. Анализ экспериментальных данных, приведенных в табл. 14, позволяет заключить, что величина свободной линейной усадки высокопрочного чугуна в значительной мере определяется составом модифицирующей присадки. Эта характеристика наименьшая при использовании лигатуры типа КС — общая линейная усадка составляет 0,80 %, комплексного модификатора типа ЖКМК с повышенным содержанием кальция (0,78 %) и при наличии в нем бария (0,74 %), а наибольшая (1,13 %) — при обработке чугуна иттрием. Следует отметить относительно невысокое (0,89 %) значение усадки чугуна, модифицированного лигатурой кремний — магний — железо, которое находится на уровне этой характеристики при применении модификаторов ЖКМК с пониженным содержанием кальция в отсутствие РЗМ и при их наличии (0,86 %).

Наименьшая величина предусадочного расширения высокопрочного чугуна (0,12 %) получена при обработке его иттрием, а наибольшая (0,28—0,30 %) — в случае использования модификатора типа КС и ЖКМК с повышенным содержанием кальция и содержащего барий (модификаторы № 16, 25, 30). Доперлитная усадка чугуна, наоборот, имеет наибольшие значения (0,31—0,33 %) в случае применения модификаторов никель — медь — магний, никель — магний — РЗМ и Цр-калорей, а наименьшие (0,18—0,20 %) для модификаторов с кальцием и барием (№ 16, 25).

Расширение при перлитном превращении, абсолютная величина которого во всех вариантах модифицирования незначительна и находится в пределах 0,01—0,08 %, наименьшее (0,01 %) при обработке чугуна иттрием, а наибольшее (0,05—0,08 %) — для модификаторов типа ЖКМК и в первую очередь при наличии в их составе бария. Полученные результаты, очевидно, следует объяснить различной структурой модифицированного чугуна в отливках-пробах (см. табл. 14). Известно [15, 75], что чем больше графитизация чугуна, тем больше его предусадочное расширение и меньше доперлитная усадка.

При исследовании влияния состава модификатора на объемную усадку высокопрочного чугуна определяли общую величину этой характеристики, количество рыхлог, величину концентрированной усадочной раковины, усадку в жидком состоянии при кристаллизации металла.

Результаты экспериментов, приведенные в табл. 15, позволяют сделать вывод, что наибольшую объемную усадку имеет чугун, обработанный лигатурами никель — медь — магний, никель — магний — РЗМ и иттрием, а наименьшую — чугун с модификаторами ЖКМК и ЖКМК с барием. По величине общей объемной усадки высокопрочного чугуна модификаторы кремний — магний — железо (№ 6) и ЖКМК с низким содержанием кальция и повышенным РЗМ (№ 18) равнозначны и занимают, по сравнению с указанными выше модификаторами, промежуточное положение. Качественно такая же относительная оценка изученных сфероидизирующих присадок вытекает и из анализа величин усадки обработанного ими чугуна в жидком состоянии и при кристаллизации. Объяснением этому является различная степень графитизирующей способности сравниваемых модификаторов, что подтверждает анализ структур чугуна, полученных закалкой капель металла в воде (см. рис. 14). Вследствие выделения графита в жидком и жидко-твердом состояниях чугуна усадка последнего при этом уменьшается и в тем большей степени, чем интенсивнее протекает процесс графитизации. Поскольку в случае обработки чугуна модификаторами типа КС, ЖКМК с 12,1 %

Таблица 15. Влияние состава модификатора на параметры объемной

Номер в табл. 9	Модификатор	Объемная усадка	
		в жидком со- стоянии и при кристаллизации	в твердом со- стоянии при концентрирован- ной раковине
1	Mg—Ni—Cu	8,90	3,57
2	Mg—Ni—PЗМ	9,20	3,10
6	Mg—Si—Fe	7,50	1,80
11	Mg—Ca—Si—Fe	7,70	1,68
16	Mg—Ca—PЗМ—Si—Fe	7,20	2,40
18	Mg—Ca—PЗМ—Si—Fe	8,10	2,70
25	Mg—Ca—PЗМ—Ba—Si—Fe	7,24	—
29	Y	10,70	2,70
30	KC	8,55	—

Ca и 4,3 % PЗМ и ЖКМК с барием количество графитовых выделений в его структуре наибольшее (см. табл. 7), то становится ясным, почему такой чугун характеризуется наименьшей объемной усадкой по общей ее величине, а также в жидком состоянии и процессе кристаллизации. Наоборот, при использовании модификаторов никель — медь — натрий, никель — магний — PЗМ и иттрия графитизирующая способность чугуна значительно меньше, а объемная усадка — больше. Относительно невысокий уровень объемной усадки высокопрочного чугуна при использовании модификатора кремний — магний — железо объясняется наличием в его составе значительного количества кремния, интенсифицирующего процесс графитизации. Содержание в комплексном модификаторе типа ЖКМК кальция до 2 % не вызывает изменения объемной усадки модифицированного им чугуна, величина которой имеет такое же значение, как и в случае легатуры кремний — магний — железо (10,28—10,50 %).

Чем больше содержание кальция в комплексном модификаторе, тем ниже величина объемной усадки модифицированного чугуна, что вызывается повышенной графитизирующей способностью этого элемента. При повышенной массовой доле кальция (например, 12,1 % в случае модификатора № 16) ввод в состав ЖКМК небольших (до 3—4 %) количества PЗМ позволит сохранить объемную усадку высокопрочного чугуна на достаточно высоком уровне.

Анализ данных табл. 15, а также количества и характера расположения раковин в пробах также показал, что при использовании высококальцевого модификатора ЖКМК чугун наименее поражен усадочными раковинами: по значению этого параметра чугун, обработанный модификатором № 16, в 4 ра-

Свойства		Объемная усадка, %	Структура чугуна			
Вязкость, Па·с	Плотность, г/см³		СВГ, %	δ, шт/мм²	П, %	Ф, %
1,5	5,07	13,97	93	80	70	30
2,5	5,40	14,80	90	75	75	25
3,20	3,00	10,50	88	95	75	25
0,58	2,56	10,26	90	100	50	50
0,30	2,70	9,90	92	170	30	70
0,40	3,16	11,20	90	120	65	35
—	2,31	9,55	92	145	35	65
0,50	3,20	13,90	85	75	80	20
—	2,93	11,48	90	190	30	70

за лучше, чем при применении лигатуры кремний — магний — железо (№ 6) и в 5—8 раз — по сравнению с использованием лигатур никель — медь — магний и никель — магний — РЗМ.

Снижение в комплексном модификаторе содержания кальция с 12,1 до 2,0 % вызывает увеличение в 3 раза степени поражения стливок рыхлотами (сравнение модификаторов № 11, 16). Ввод в состав комплексного модификатора РЗМ ведет к увеличению количества рыхлот в модифицированном чугуне (модификаторы № 11, 18).

С целью определения оптимального (из всех изученных) состава модификатора, обеспечивающего наилучшие значения

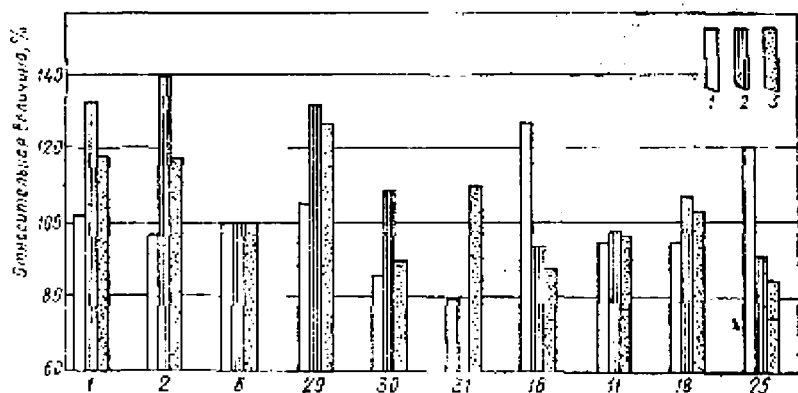


Рис. 18. Относительное влияние различных модификаторов на показатели литейных свойств высокопрочного чугуна (за 100 % приняты значения при применении лигатуры магний — кремний — железо):

1 — жидкотекучесть, 2 — объемная усадка, 3 — линейная усадка (цифры у краев соответствуют номеру модификатора табл. 9).

каждой рассматриваемой характеристики литейных свойств высокопрочного чугуна, полученные величины приведены к относительным значениям, приняв за 100 % данные в случае применения лигатуры кремний — магний — железо (рис. 18). Таким образом, обеспечение наилучших литейных характеристик высокопрочного чугуна (наибольшая жидкотекучесть, наименьшая объемная и линейная усадка) достигается при использовании модификаторов типа ЖКМК, в том числе с барием в их составе.

В отношении жидкотекучести обработанного ими чугуна модификаторы никель — магний — РЗМ (84,5—15—0,5 %), кремний — магний — железо (58—10,4 % — остальное), ЖКМК (с содержанием кальция до 4 % и РЗМ до 8 %) примерно равноценны, а модификаторы магний — медь — никель (20—40—40 %), и особенно иттрий металлический, несколько уступают им. Для получения отливок из высокопрочного чугуна с наименьшей объемной усадкой наименее приемлемы лигатуры магний — медь — никель, магний — никель — РЗМ и иттрий металлический.

ВОПРОСЫ ОПТИМИЗАЦИИ РЕЖИМОВ МОДИФИЦИРОВАНИЯ ЧУГУНА

Универсального, в равной мере удовлетворяющего специфические производственные условия, способа получения высокопрочного чугуна нет и быть не может, несмотря на то что цели модифицирования во всех случаях одни и те же — стабильно получать чугун требуемого качества при наименьших затратах.

1. Способы сфероидизирующей обработки и усвоение магния в чугуне

Разнообразные условия производства отливок из высокопрочного чугуна, требования к качеству металла, наличие модификаторов определяют способ ввода модифицирующих присадок в чугун.

Применяемые способы сфероидизирующей обработки чугуна можно разделить на две группы — порционные, при которых каждый раз модифицируется заданная доза исходного чугуна (в печи, ковше, литейной форме), и непрерывные (на желобе печи, в миксере, смесителях), которые позволяют обрабатывать любые массы текущего металла с контролем относительного расхода модификатора, обеспечивающего требуемую структуру графита.

Из порционных наибольшее распространение получили методы обработки чугуна в ковшах двух типов — конверторные (поворотные) и стационарные различной конструкции.

В последние годы за рубежом для сфероидизирующего модифицирования чугуна магнием применяется ковш конверторного типа фирмы «Георг Фишер» нескольких модификаций [76], позволяющий обрабатывать чугун с различным исходным содержанием серы и обеспечивающий высокое усвоение магния (до 50 %). Это достигается благодаря использованию в качестве модификатора металлического магния или высокомагнеливых лигатур. Модификатор, помещенный в специальном кармане-углублении в нижней по высоте части ковша,

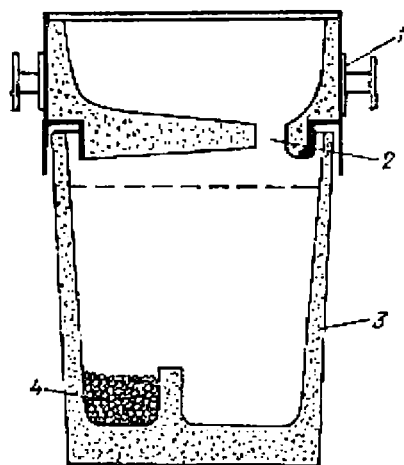


Рис. 19. Совмещенный способ модифицирования чугуна типа ковш-крышка:

1 — крышка; 2 — отверстие для залива чугуна; 3 — ковш; 4 — модификатор.

в процессе обработки чугуна испаряется, пронизывая всю высоту ванны расплава. Ковши этого типа особенно эффективны при обработке больших масс чугуна. Однако сложное устройство и необходимость иметь специальное оборудование (позоротные устройства, приспособления для загрузки модификатора в камеру и др.) для обеспечения работы сдерживают широкое применение этих ковшей.

Получение высокопрочного чугуна с помощью лигатур наиболее просто осуществляется в стационарных (по положению в процессе заполнения чугуном и модифицирования) ковшах, при этом до-

статочно высокая (30—60 %) степень усвоения в чугуне магния достигается при вводе модификатора в ковш по сэндвич-процессу, причем известно много его разновидностей: модификатор на две ковша может быть пригружен стальной или чугунной высежкой, дробью, чугунной стружкой, битым стеклом, металлической или керамической плитой с отверстиями и т. д. Сэндвич-процесс наиболее широко используется в США, где 66 % всех литейных цехов этим методом производят высокопрочный чугун [77].

Повышенное (в 1,2—1,3 раза) усвоение магния достигается при совмещении сэндвич-процесса и применении промежуточной крышки, устанавливаемой на ковш и играющей также роль литейной чаши (рис. 19). Этот метод разработан в Швеции и благодаря своей простоте, уменьшению дымоудаления и стабильным результатам модифицирования используется (с усовершенствованиями) во многих странах. При отсутствии зазора между ковшом и крышкой и при наличии в полости крышки чугуна в процессе наполнения ковша процесс модифицирования происходит практически без пероэффекта. Подбором сечения отверстия для чугуна удается регулировать длительность заполнения ковша металлом в зависимости от объема последнего. Повышению усвоения магния способствует и перегородка на дне ковша, отделяющая первые порции заливаемого в ковш чугуна от модификатора, благодаря

чему реакция модифицирования начинается, когда выпускное отверстие в крышке уже перекрыто слоем чугуна в ней.

Уменьшению потерь магния на окисление способствуют и методы защиты жидкого чугуна во время его модифицирования от контакта с воздухом путем создания защитной газовой атмосферы или вакуума. При этом наибольший эффект достигается при использовании легких кальцийсодержащих модификаторов.

Сравнительные опыты по усвоению в чугуне модификаторов различного химического состава при создании в полости ковша атмосферы из аргона, азота, природного газа провели на исходном чугуне с содержанием 0,04—0,05 % S. Каждый из изучаемых модификаторов тела магний — кремний — железо, магний — никель и магний — кальций — кремний — железо с различным (от 2,4 до 11,4 %) содержанием кальция измельчали до фракции 5—10 мм и в количествах от 1,4 % до 3,5 % массы модифицируемого металла (в зависимости от состава модификатора) помещали на дно ковша емкостью 60 кг. Перед началом выпуска чугуна из печи (при температуре 1430—1450 °C) в полость ковша равномерно по всей площади рабочего пространства начинали подавать один из перечисленных газов. В случае, когда применяли азот или аргон, пирозэффект и дымовыделение в процессе заполнения ковша чугуном и реакции модифицирования были значительно меньше, чем без подачи этих газов, а природный газ вызывал лишь снижение количества дыма. Показателем степени усвоения модификаторов являлось отношение остаточного содержания магния в чугуне к количеству магния, введенного в металл с модификатором, без учета потерь магния на обессернивание и окисление. Средние значения полученных результатов приведены в табл. 16. Анализ этих данных показывает, что по сравнению с воздушной (без подачи в ковш газов) атмосферой

Таблица 16. Влияние газовой атмосферы в полости ковша на усвоение в чугуне магния из легатур

Атмосфера на поверхности чугуна в ковше	Степень усвоения магния в чугуне, %, при использовании легатур состава, % *				
	8,7 Mg, 0,4 Ca	17 Mg, 8,8 N	7,8 Mg, 2,4 Ca	3,3 Mg, 6,6 Ca	6,3 Mg, 11,4 Ca
Воздух	25	29	28	23	18
Азот	29	31	32	30	24
Аргон	27	32	31	28	22
Природный газ	30	33	34	32	25

* Остаточное — кремний (45—51 %) и железо.

азот, аргон и природный газ во всех случаях способствуют увеличению степени усвоения магния, но в различной степени: при лигатуре никель — магний — на 5—10 %, магний (8,2 %) — кремний — железо — на 10—20 %, магний — кальций — кремний — железо — на 15—40 % в зависимости от содержания в лигатуре кальция: при 2,4 % этого элемента усвоение магния повышается на 15—20 %, при 6,6 % — на 20—35 %, при 11,4 % — на 25—40 %. Причем природный газ обеспечивает несколько лучшие результаты по усвоению магния (на 5—10 %), чем азот или аргон, которые в этом отношении практически равноценны. Преимущество природного газа, очевидно, следует объяснить созданием в ковше защитно-восстановительной атмосферы из-за расходования на горение этого газа кислорода из воздуха, засасываемого со струей газа. Лигатура на основе никеля меньше склонна к всплыванию на поверхность ванны чугуна в ковше, чем более легкие лигатуры на основе кремния и железа, поэтому эффект от защитной атмосферы в этом случае меньший. При применении кальцийсодержащих лигатур наличие защитной атмосферы на поверхность модифицируемого чугуна в ковше предохраняет куски всплывшей лигатуры от окисления и шлакования, благодаря чему усвоение ее повышается. Характерно, что при вводе в ковш этих лигатур в смеси с флюсом положительное влияние защитной газовой атмосферы на усвоение магния ослабевает.

Защитная атмосфера в полости ковша может создаваться вдуванием нейтральных газов и помещением в ковш смеси компонентов (крахмал, карбонат кальция и др.), которые при нагреве жидким чугуном диссоциируют с образованием газообразных веществ (окислы углерода, углеводы) [78].

Еще более эффективным в отношении полезного использования модификаторов и по гигиеническим условиям является вакуумирование чугуна перед и в процессе модифицирования, поскольку при этом исключается расход магния на дегазацию чугуна [81]. Эксперименты, выполненные Г. Д. Хустундиновым, однозначно показали, что под действием вакуума высокой степени разрежения графит в структуре исходного серого ливкосернистого чугуна кристаллизуется при ускоренном охлаждении в компактной и шаровидной форме без введения в расплав сфероидизирующих присадок. Кратковременная (в течение 20—40 с) вакуумная обработка чугуна промышленной чистоты (0,02—0,06 % S) при разрежении 2—15 мм рт. ст. оказывает влияние, аналогичное модифицированию ферросилицием: разрушается столбчатая структура, измельчается зерно, снижается отбел отливок. При совмещении вакуумирования и обработки в этих условиях чугуна

лигатурой типа ЖКМК (7—8 % Mg, 9—12 % Ca) в ковше емкостью 750 кг графит шаровидной формы достигается при расходе 0,7—1,5 % (в зависимости от содержания серы в исходном чугуна) массы обрабатываемого при температуре 1420—1450 °С металла, при этом практически полностью отсутствует пирроэффект, значительно снижается количество газо-, дымовыделений и шлака, вследствие рафинирования повышаются прочностные и особенно пластические свойства чугуна в отливках — в литом состоянии относительное удлинение достигает 18 %, ударная вязкость 1200 кДж/м².

Достаточно высокое усвоение магния (50—70 %) и полное отсутствие газо- и дымовыделений в цехе обеспечивает модифицирование чугуна под избыточным давлением в автоклавах, поэтому этот метод продолжает оставаться одним из основных при использовании металлического магния в нашей стране и за рубежом, особенно в Японии, где 60 % отливок из высокопрочного чугуна получают в автоклавах с ковшами до 20 т [79].

При модифицировании больших масс чугуна усвоение магния из лигатур, а также его равномерное распределение в объеме металла могут быть повышены путем дополнительного (после ввода лигатур) барботаж с помощью нейтрального газа через пористую пробку в дне ковша. При этом степень усвоения магния около 50 %, а расход модификаторов снижается на 20—25 % [80].

Из всех известных методов порционного модифицирования наибольшее усвоение магния (65—90 %) достигается при модифицировании чугуна в литейной форме. Этот метод благодаря исключению дымовыделений и пирроэффекта, повышению уровня, стабильности прочности и пластичности применяется во многих странах, несмотря на очевидные его недостатки (необходимость глубокого обессеривания исходного чугуна, узкие пределы химического и фракционного состава модификаторов, уменьшение выхода годного литья и др.).

Вариантом модифицирования чугуна в форме при таком же усвоении магния, однако лишенном части отмеченных недостатков, является ввод модификатора в заливочную чашу.

Непрерывные методы получения высокопрочного чугуна (модифицирование на желобе литейной ванны, в миксере, в смесителях различной конструкции), хотя и не нашли широкого распространения, — перспективны особенно для условий серийного производства отливок и обработки больших масс чугуна. Особенность этих методов — равномерный во времени ввод в металл модифицирующих присадок, благодаря чему достигается высокое (до 80 %) усвоение последних и значительное снижение пирроэффекта. Очень эффективны в этом отношении смеси-

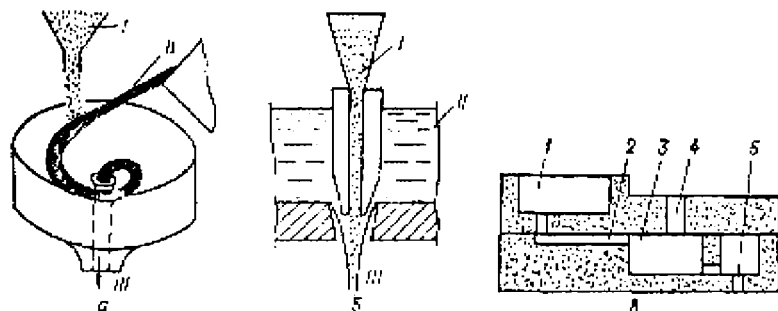


Рис. 20. Схема методов непрерывного модифицирования чугуна в воронке с тангенциальным подводом струи (а); в полый струе (б); в смесителе камерного типа (в) (I — модификатор, II — исходный чугун, III — модифицированный чугун).

тели ткла воронок с тангенциальным подводом струи жидкого чугуна (рис. 20, а), в которых достигается осевой разрыв ее сплошности [82]. В образующееся завихрение вводится дозируемая струя измельченного модификатора, который идеально перемешивается с чугуном, при этом выделения дыма практически не наблюдается. Разработаны рациональные конструкции таких смесителей [83]. С помощью смесителей-воронок благодаря высокому усвоению магния значительно упрощается получение шаровидного графита при обработке чугуна ваграночной плавки.

Применяются и другие способы создания полый струи — путем выливания металла через дозирующее отверстие, в центр которого из трубки подается порошкообразный модификатор. Этот метод, впервые разработанный в ФРГ [84] (так называемый T-NOCK-процесс), схематически показан на рис. 20, б. Метод обеспечивает усвоение 50—80 % Mg и может быть использован для обработки чугуна при заполнении ковша и заливке форм.

Достаточно высокое усвоение магния (до 80 %), почти полное исключение пиррозффекта и дымовыделения, значительно меньшее, чем в случае обработки в ковше, падение температуры достигается при модифицировании чугуна в смесителях камерного типа, представляющих собой закрытую реакционную камеру с приемной чашей, куда заливается исходный чугун непосредственно из печи или раздаточного миксера. Этот способ модифицирования, известный за рубежом как Флотрет-процесс, схематически показан на рис. 20, в [85]. Исходный чугун заливают в чашу I, через литниковые ходы 2 металл поступает в реакционную камеру 3 и через выпускное отверстие 5 модифицированный чугун сливается в ковш. Модификатор в реакционную камеру вводится через загрузочное

Таблица 17. Влияние способа ковшевого модифицирования на степень усвоения магния, %, в чугунах *

Синксов вид модификатора в %	Лигатура			
	Mg—Si—Fe		Mg—Ca—Si—Fe	
	10 % Mg	0 % Mg	10 % Mg, 6 % Ca	5 % Mg, 2 % Ca
На зеркало металла	15	20	12	18
В кохлокольнике	32	38	30	42
На дно ковша:				
без пригрузки	22	27	22	30
с пригрузкой (чугунной стружкой)	30	34	30	33

* Приведены средние значения по 11 опытам.

отверстие 4, причем возможно использование кусковых модификаторов при обработке заданной дозы металла в виде прутков или модифицирующей проволоки при непрерывном процессе обработки.

Однако при конкретном способе модифицирования можно достигать усвоения магния в широких пределах, поскольку на этот показатель существенно влияет ряд других технологических факторов: состав модификатора, температура, содержание серы в исходном чугуне, фракционный состав лигатуры, масса модифицируемого металла и т. д.

В табл. 17 приведены сведения об усвоении магния из лигатур при различных вариантах ковшевой обработки чугуна и при минимальном расходе модификаторов, обеспечивающем шаровидную форму графитовых включений. Из этих данных видно, что усвоение магния из лигатур изученных составов (с калишем и без него) наибольшее при вводе присадок в чугун в кохлокольнике с отверстиями, при котором обеспечивается равномерное во времени растворение лигатур внутри объема расплава. Усвоение магния при этом способе, достигаемое для данных условий эксперимента (содержание серы в исходном чугуне 0,04—0,045 %, температура металла 1450—1460 °С, масса обрабатываемого чугуна 60 кг), составляет 32—42 % (без учета потерь магния на обессеривание), примерно в 2 раза выше, чем при подаче модификатора на зеркало металла в ковше. Такое высокое усвоение магния получали и в случае пригрузки модификатора на дно ковша чугунной стружкой, без пригрузки модификатора усвоение магния на 20—30 % снижалось.

Повышение температуры жидкого чугуна вызывает снижение степени усвоения магния, что объясняется увеличением скорости пареобразования магния и быстрым удалением его

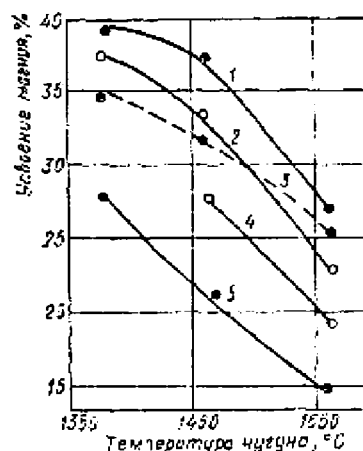


Рис. 21. Влияние температуры чугуна на степень усвоения магния при обработке расплава модификаторами следующего состава, %:

1 — 6 Mg; 5 Ca; 2 РЗМ; 3 — Na; ост. Si и Fe; 2 — 6 Mg; 12 Ca; 4 РЗМ; ост. Si и Fe; 3 — 6 Mg; 4 Ca; 2 РЗМ; ост. Si и Fe; 4 — 15 Mg; 0,5 РЗМ; ост. Ni; 5 — 10 Mg; ост. Si и Fe.

гатуры в обоих случаях вводили на дно открытых ковшей (соотношение диаметра и высоты внутренней полости составляет 0,7—0,9), температура исходного чугуна 1450—1460 °С, содержание серы 0,04—0,05 %. Видно, что при увеличении массы обрабатываемого металла от 60 до 1000 кг степень усвоения магния повышается в среднем в 1,5 раза и при дальнейшем увеличении емкости ковша растет незначительно.

Это, очевидно, связано с тем, что в случае обработки больших масс металла реакция модифицирования завершается раньше, чем зарывание ковша металлом, поэтому происходит частичная потеря магния до отбора проб (остаточное содержание магния определяли в течение 1 мин после наполнения

из металла [15, 86]. Опытные данные, полученные в одинаковых условиях (ввод лигатуры на дно ковша емкостью 60 кг без пригрузки), показывают, что характер влияния температуры на усвоение магния одинаков для модификаторов различного состава (рис. 21). При повышении температуры металла от 1380 до 1560 °С усвоение магния снижается на 30—50 % (меньшие значения — для комплексных модификаторов, содержащих, кроме магния, кальций, РЗМ или барий, большие — для лигатуры магний — кремний — железо).

Усвоение магния лучше в случае ковшей большой емкости и для двух типов лигатур характеризуется данными, приведенными в табл. 18. Лигатуры

Таблица 18. Зависимость степени усвоения магния *, %, от массы модифицируемого в ковше чугуна

Емкость ковша, кг	Лигатура	
	Mg—Ni—РЗМ	Mg—Ca—РЗМ—Si—Fe
60	28	32
180	—	35
350	—	40
1000	40	46
2000	42	48

* Состав модификаторов, %: 16 Mg — 24,5 Ni — 0,5 РЗМ; 6 Mg — 4 Ca — 2РЗМ — 55 Si — остальное железо.

кошма чугуном). В связи с этим скорость растворения в чугуне магнийсодержащих модификаторов, определяемая в первую очередь их фракционным составом, имеет самостоятельное значение. Экспериментально установлено, что в случае лигатур с большой плотностью, например на основе никеля или меди, наилучшие результаты по усвоению магния достигаются при размерах кусков лигатур в поперечнике в пределах 50—100 мм и более (для ковшей емкостью 300—500 кг и более и температуре чугуна 1440—1520 °C). Для таких условий модификаторы на основе кремния и железа, т. е. более легкие, должны быть измельчены до фракций не более 30 мм. Приведенные на рис. 22 данные (применяли лигатуру, содержащую 6—7 % Mg, 1,5—3,0 % Ca, 1—2 % РЗМ, остальное — кремний и железо) показывают, что оптимальным в отношении усвоения в чугуне является размер кусков 2—10 мм, однако в случае обработки чугуна в ковшах емкостью 1000 кг при применении лигатур с фракционным составом 10—30 мм усвоение магния уменьшается незначительно и в меньшей степени, чем в ковшах емкостью 180 кг. Увеличение размера фракций до 30—50 мм в обоих случаях ведет к снижению усвоения и увеличению расхода модификаторов. Такая тенденция наблюдается на практике и при обработке больших (до 2—2,5 т) масс чугуна. Полученные нами экспериментальные данные хорошо коррелируют с результатами работы [87], в которой при использовании лигатуры магнией (5—6 %) — кальций (1,5—2,5 %) — РЗМ (0,8—1,0 %) — кремний (45—50 %) — железо (остальное) наибольшее усвоение магния получено при ее зернистости в пределах 2—6 мм (фракционный состав лигатуры получили от 0,001 до 15 мм). Приведенные результаты не подтверждают выводы, полученные расчетным путем [88], о том, что максимальное усвоение магния может быть получено только в случае измельчения лигатур до фракций менее 2 мм.

При обработке чугуна легкими лигатурами куски ее стремятся всплыть на поверхность и, согласно закону Стокса, тем быстрее, чем больше размер фракций и чем меньше плотность лигатуры. Исходя из предположения, что каждая введенная в ванну расплава чугуна частичка модификатора имеет сферическую форму, и учитывая, что на нее одновременно действу-

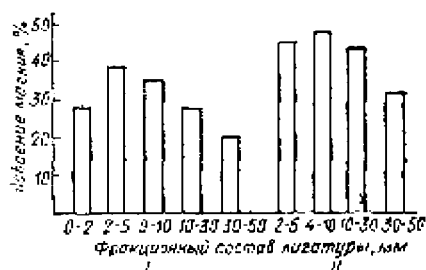


Рис. 22. Влияние фракционного состава лигатуры на усвоение магния в чугуне:

I — ковш емкостью 180 кг; II — 1000 кг.

ют три силы — сила тяжести ($\frac{4}{3}\pi r^3 \rho_{\text{ж}} g$), выталкивающая (по закону Архимеда) сила ($\frac{4}{3}\pi r^3 \rho_{\text{ч}} g$) и сопротивление расплава чугуна ($6\pi\eta V$). получено [87] уравнение для определения ускорения движения частицы модификатора в процессе ее растворения (уменьшения размера): $a = \frac{\rho_{\text{ч}} - \rho_{\text{ж}}}{\rho_{\text{ж}}} g - \frac{\eta}{2} \times \times \frac{\eta}{\rho_{\text{ж}} r^2} V$, где $\rho_{\text{ж}}$ и $\rho_{\text{ч}}$ — плотность модификатора и чугуна соответственно; η — вязкость чугуна; r — переменный во времени радиус частицы модификатора; V — скорость движения частицы.

Поскольку допустимо считать, что скорость растворения частицы модификатора шаровидной формы пропорциональна ее поверхности, вычислено значение размера частицы в процессе ее растворения в чугуне во времени: $r = R - \frac{K}{\rho_{\text{ж}}} t$, где R — начальный (вводимый в чугун) радиус частицы модификатора; t — продолжительность нахождения частицы в жидком чугуне; K — скорость (по массе) растворения частиц модификатора.

Продолжительность полного растворения частицы модификатора (T) можно вычислить по формуле $T = R\rho_{\text{ж}}/K$. Значение скорости растворения частиц модификатора (K) зависит не только от размера фракции модификатора, но и от состава последнего, от температуры чугуна, исходной температуры самого модификатора и от других факторов и может быть достоверно определено только опытным путем.

Таким образом, при измельчении модификаторов до мелких фракций наряду с увеличением степени усвоения магния, обеспечиваемого замедлением процесса всплывания кусочков, достигается быстрое их растворение в чугуне, продолжительность которого находится в прямой зависимости от размеров фракций.

Следует отметить, что чрезмерно быстрое растворение в чугуне мелких гранул модификатора, например менее 2 мм, не всегда дает положительный эффект по усвоению магния (см. рис. 22) и нежелательно по технологическим соображениям, особенно при обработке большой порции чугуна (800—1000 кг и более). Вследствие бурной реакции и полного растворения таких присадок в первый период наполнения ковша металлом выделяется много дыма, который не успевает поглощаться вытяжной системой. Кроме того, при трудоемкой операции измельчения лигатур, которые, как правило, хрупкие, получается много отходов в виде пыли *.

* По данным ИИИИ (г. Челябинск) при механическом измельчении модификаторов типа СМг (6—8 % Mg, 0,3—1,0 % Ca, 0,5—1,0 % PЗМ,

Таблица 19. Влияние фракционного состава модификатора * на усвоение магния и форму графита в чугунах **

Размер фракций модификатора, мм	Остаточное содержание магния и форма графита					
	1—2	5	10	15	20	25
0,1%—1	0,024 *** 85	0,036 95	0,025 80	0,018 85	—	0,012 50
1—4	0,022 80	0,040 95	0,042 95	0,038 90	0,038 90	—
4—9	0,010 <50	0,020 85	0,045 95	0,048 95	0,041 95	0,044 95
8—12	0,009 <50	0,014 60	0,022 80	0,039 95	0,045 95	0,044 95
0,2—8	0,023 80	0,047 95	0,040 95	0,040 95	0,042 95	—

* Состав модификатора, %: 6—6 магния; 0,3—1,0 кальция; 0,5—1,0 PЗМ; остальное — кремний и железо.

** Исходный чугун с содержанием серы 0,01 %, в температурой 1440—1460 °С.

*** Над чертой — содержание магния, %; под — ССГ, %.

Радикальным решением проблемы является, как показали проведенные нами совместно с НИИМ (г. Челябинск) опыты, использование гранулированных модификаторов, получаемых разбрызгиванием и быстрым охлаждением капель жидких сплавов. Однако промышленное производство таких модификаторов пока не налажено.

Поэтому вполне оправданным следует считать обработку чугуна модифицирующими присадками в измельченном виде с различным фракционным составом, которые успевают полностью растворяться в процессе наполнения ковши металлом (при вводе модификаторов на дно ковша) или в процессе прохождения металла через реакционную камеру (при модифицировании в литейной форме). При этом в начальный момент контакта металла с модификатором начинает растворяться более мелкая фракция, процесс модифицирования во времени удлиняется, а усвоение магния повышается и стабилизируется. Из приведенных в табл. 19 данных, полученных методом моделирования, позволяющим отбирать пробу чугуна в каждый момент прохождения его через реакционную камеру (рис. 23), видно, что особенно важно иметь определенный интервал фракций модификатора при внутриформенном модифицировании, когда проходящий через слой модификатора

45—55 % Si, остальное железо) до фракции 1—4 мм пылевидная отходная фракция менее 1 мм) составляет 40—50 %.

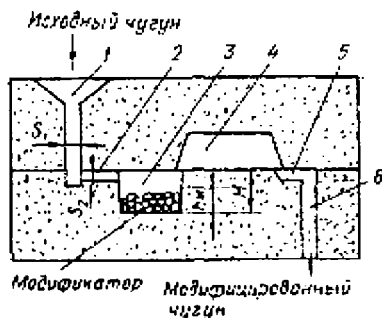


Рис. 23. Литейная форма для изучения кинетики растворения модификаторов в чугуне:

1 — воронка для приема исходного чугуна; 2 — входной питатель; 3 — реакционная камера с модификатором; 4 — камера для выравнивания содержания в чугуне модифицирующих компонентов и отделение шлака; 5 — выходной питатель; 6 — слой для сдвига модифицированного чугуна.

деления частичек магния в объеме модифицирующей смеси. Для схемы модифицирования, показанной на рис. 23, провели следующие эксперименты. В одной серии опытов достигали равномерное распределение магния в смеси, состоящей из 7 % Mg гранулированного (фракция 0,5—3 мм) и 93 % ферросилиция марки ФС75 (фракция 0,5—1 мм). При этом модифицирующий чугун на выходе из литейной формы имеет высокую (более 85 %) ССГ на протяжении всего периода контакта металла с модификатором в реакционной камере. В другой серии плавов, когда при таком же расходе и среднем составе по магнию (7 %) модифицирующая смесь была уложена в реакционной камере слоями (каждый высотой по 15 мм), причем верхний слой содержал меньше (2—3 %), а нижний больше (12—14 %) магния. В пробах, залитых модифицированным чугуном, ССГ составляла не более 40—60 % в течение 5—7 с после начала прохождения чугуна через реакционную камеру и лишь после этого графит в чугуне стал полностью нерастворим, причем общая продолжительность модифицирующего действия смеси была такой же, как и в первой серии опытов (24—25 с). Эти результаты свидетельствуют о последнем растворении модификаторов. По этой причине не удастся достигнуть равномерное во времени растворение модифицирующих смесей со значительным различием плотности и размеров фракций компонентов из-за расслоения последних.

В связи с этим технологически более приемлемо, особенно при внутриформенной обработке, применение модификаторов

чугун должен непрерывно и равномерно насыщаться магнием. В данном случае наилучшие результаты по усвоению магния и форме графита в чугуне, заполняющего полость литейной формы в различные моменты заливки последней (продолжительность заливки до 25 с), получены при размерах фракций до 8 мм.

При использовании модификаторов в виде механических смесей дополнительным фактором, определяющим степень усвоения магния и структуру графита в чугуне отливки, в первую очередь при модифицировании в форме, есть равномерность распре-

Таблица 20. Влияние температуры чугуна на продолжительность растворения брикета * и форму графита в чугуне

Температура чугуна, °С	Продолжительность растворения брикета, с	ОСГ, %, в чугуне в различные периоды модифицирования его в реакционной камере, с					
		5	10	15	20	25	30
1400	25	85	90	95	95	90	40
1450	15	95	95	95	55	20	—

* Диаметр брикета 60; высота 30 мм

в виде брикетов. Известны [15, 230, 231] брикеты различных составов. Важнейшим условием эффективного использования модификаторов-брикетов является полное и равномерное их растворение в чугуне в процессе всего периода заливки форм. Наши (совместно с В. Я. Куровским) опыты показали, что брикеты на основе порошковых материалов — магния марок МПФ-1, МПФ-2 (ГОСТ 6001-79) и железа (ГОСТ 9849-61) с добавлением других компонентов фракций менее 3 мм отличаются хорошей растворимостью в чугуне, если они не содержат труднорастворимых присадок. Регулированием состава и размера брикетов удается добиваться заданной продолжительности растворения их в чугуне. В табл. 20 приведены опытные данные о растворимости в чугуне (0,02—0,03 % S) брикета с учетом температуры металла.

При понижении температуры чугуна для сохранения той же длительности растворения необходимо уменьшать размеры, менять состав или пористость брикета. При этом следует иметь в виду, что магний вызывает ускорение, а железо, наоборот, замедление растворения брикета. В табл. 21 приведены

Таблица 21. Влияние состава и пористости модификатора-брикета на продолжительность растворения его в чугуне

№ п/п	Состав брикета, * %				Пористость, %	Продолжительность растворения, с, при способе ввода брикета в чугун		
	Mg	Fe	ОСГ ^а	С _г		на зеркало	в глубины	в литевную форму
1	10	80	—	—	11—14	28—30	20—22	
2	10	80	—	—	30—35	24—26	17—18	
3	10	80	—	—	45—50	22—23	16—17	
4	10	70	10	—	11—12	26	16	3
5	10	60	20	—	10—12	24	13	
6	10	60	35	—	21—32	22—24	13—14	15—16
7	10	40	50	—	15—20	27—28	21—22	23—25
8	10	—	30	60	—	20	15	
9	20	40	35	—	20—25	20—22	10—11	14—15

* Остаток до 100 % — ферросилицид и активные компоненты.

результаты испытаний брикетов в виде цилиндров различной пористости при постоянной температуре исходного чугуна. Брикеты вводили в чугун тремя способами: на поверхность чугуна в тигле печи емкостью 60 кг после удаления шлака, принудительным погружением брикета в ванну расплава на глубину 50—60 мм от поверхности, в реакционную камеру литейной формы согласно схеме, приведенной на рис. 23. Показателем процесса растворения брикета в чугуне при вводе его в печь являлось наличие пироэфекта, а при вводе в литейную форму — структура графита и остаточное содержание магния в образцах, заливаемых через каждые 2—3 с при выходе металла из формы. Брикеты изготовлены в условиях ИПМ АН УССР прессованием порошковых материалов, регулирование пористости брикетов достигали изменением усилия прессования. Из табл. 21 видно, что при увеличении в составе брикета от 10 до 20 % Mg и соответствующем уменьшении железа (с 50 до 40 %) при неизменном содержании ферросилиция (35 %) продолжительность полного растворения брикета незначительно сокращается (табл. 21, опыты № 6, 9). Однако большее влияние на скорость растворения брикета оказывает содержание в нем железа: при понижении этого элемента с 80 % до 60 % реакция модифицирования завершается быстрее на 20—25 и 45—50 % при вводе брикета соответственно на поверхность и в глубь ванны расплава.

При постоянном составе брикета увеличение его пористости ведет к сокращению длительности растворения в чугуне, достигающем, например, 25—30 % при изменении пористости от 11—14 % до 45—50 %. Следует учитывать, что для обеспечения необходимой механической прочности брикета данного состава пористость его должна находиться в определенных пределах. Кроме того, как установлено в работе [230], с увеличением пористости брикета понижается степень усвоения магния в чугуне. Для брикета на основе железа с содержанием 10 % Mg усвоение магния составляет 60—65, 55—60 и 45—50 % соответственно при пористости 20, 30 и 40 %, а при 20 % магния эти величины составляют 45—50, 35—40 и 30—35 %.

Анализ данных табл. 21 показывает, что при модифицировании в литейной форме длительность растворения брикетов больше, чем при погружении их в расплав, что объясняется главным образом более низкой температурой первых порций поступающего в реакционную камеру чугуна и замедлением реакции взаимодействия последнего с модификатором.

Брикеты на основе меди и магния растворяются значительно быстрее, чем брикет на основе железа и магния.

Характерно, что в случае модификатора в виде сплава на основе меди повышение в нем содержания магния (в пределах от 8 до 20 %) на скорость растворения модификатора влияет незначительно [94], что, очевидно, можно объяснить низкой температурой плавления медь-магниевых литатур.

Приведенные результаты коррелируют с данными работы [231]: брикеты композиции медь — магний — ферросилиций начинали растворяться быстрее при более высоких содержаниях магния (от 10 до 20 %) и меди (от 30 и 65 %). В случаях, когда поверх брикета в реакционной камере помещали чистый магний (1,5 % брикета с 10 % Mg и 0,015 % чистого магния), первые порции модифицированного в литейной форме чугуна имели шаровидную форму графита, а усвоение магния составляло 40—50 %.

Все существующие методы обработки чугуна магниесодержащими присадками, основанные на одновременном вводе в металл требуемой дозы модификатора, несмотря на указанные выше технологические меры, не позволяют достичь высокого усвоения магния главным образом потому, что реакция модифицирования проходит в локальном участке, и пузырьки испаряющегося магния, поднимаясь к поверхности расплава, имеют ограниченное время контакта с расплавом. Площадь контакта магния с жидким металлом и, следовательно, усвоение магния значительно повышается, если модификатор вводить в чугун в измельченном виде малыми порциями, например инжестированием твердых, жидких или порообразных присадок [15]. Однако эти методы промышленного применения не нашли. Наиболее удобным и технически легко осуществимым является ввод в расплав тонкоизмельченных модифицирующих присадок, помещенных в металлических трубках. При подаче в металл таких наполненных модификатором трубок (полый проволоки) с регулируемой скоростью, обеспечивающей требуемый расход модификатора, процесс модифицирования протекает без дыма и шпороэффекта, а степень усвоения магния по сравнению с известными методами (автоклав, ковш Фишера и др.) увеличивается почти в 2 раза [89]. Известны [90, 92, 95] различные методы обработки чугуна модифицирующей проволокой, подаваемой в струю металла с помощью специального устройства: в заливочную чашу (рис. 24, а), в ковш при переливе (рис. 24, б) или в струю металла (рис. 24, в), при стопорной разливке — направляющий (промежуточный) стоек литейной формы (рис. 24, г) и т. д.

Выпускаемые за рубежом проволоки-модификаторы имеют диаметр от 3 до 5 мм, с удельным количеством модификатора соответственно от 8 до 26 г в погонном метре проволоки. Расход таких модификаторов можно рассчитать по формуле

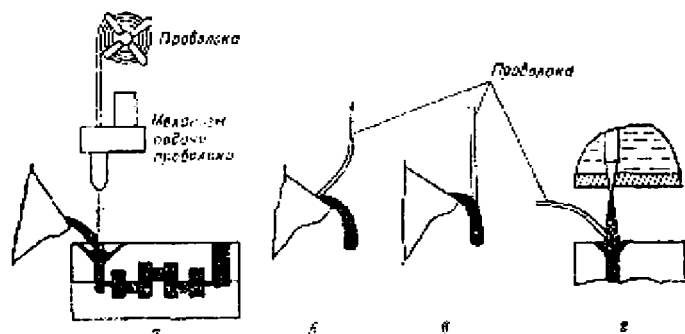


Рис. 24. Способы обработки чугуна модифицирующей проволокой в заливочной чаше (а); в ковше при переливе металла (б); в струе чугуна (в); в промежуточной чаше при стопорной разливке (г).

$V = \frac{1}{100} \frac{PM}{YT}$, где V — скорость ввода проволоки, м/с; P — масса обрабатываемого металла, г; M — присадка модификатора, % от массы металла; Y — удельное количество модификатора в проволоке, г/м; T — продолжительность обработки чугуна, с.

Скорость введения проволоки в ковш существенно зависит от материала оболочки (сталь, медь), она должна быть подобрана таким образом, чтобы растворялась в нижней (придонной) зоне ковша.

Металлическую оболочку можно заполнять не одним, а несколькими измельченными и тщательно перемешанными модификаторами в различных соотношениях в зависимости от поставленных задач и конкретных условий.

При обработке чугуна в ковшах емкостью 1000 кг магниевой проволокой диаметром 5 мм (масса 1 мкг. м 71—78 г, содержание магния 8—9 г/м) получены (95) результаты, приведенные в табл. 22.

Анализ этих данных показывает, что проволоку вводили в расплав с большой скоростью (5,2 м/с при получении ЧШГ и 2,3 м/с при получении ЧВГ), что возможно только при подаче ее миструнчевым методом или при использовании легкоплавкой (например, алюминиевой) оболочки. При этих режимах удельная скорость ввода магния была высокой (44 и 39 г/с соответственно), поэтому и усвоение его в чугуне не превышало 30 %.

Наши (совместно с ИЭС им. Е. О. Патона АН УССР) опыты с применением модифицирующей проволоки (диаметр 3,5—4,5, оболочка стальная толщиной 0,4 мм), вводимой в жидкий металл с помощью специального устройства, показали, что при температуре чугуна 1400—1460 °С и скорости ввода про-

Т а б л и ц а 22. Параметры процесса получения ЧШГ и ЧВГ с использованием магневой проволоки

Параметр	ЧШГ	ЧВГ
Температура чугуна, °С:		
до модифицирования	1490	1490
после модифицирования	1430	1440
Содержание серы в исходном чугуне, %	0,015	0,018
Количество вводимой проволоки:		
м	157	92
%	1,11	0,65
Длительность модифицирования, с	30	40
Остаточное содержание в чугуне, %:	0,030	0,018
Mg		
S	0,007	0,012

волокни 0,15—0,20 м/с обеспечиваются расплавление оболочки и модифицирование чугуна на глубине более 20—40 см от поверхности металла в ковше, при этом вследствие мелких фракций (менее 1 мм) модификатор усваивается в ванне чугуна, не всплывая на поверхность. При содержании магния в таком модификаторе до 8—10 % процесс обработки чугуна проходит без кипозэффекта, а степень усвоения магния составляет 70—85 %. Однако для достижения требуемого для получения высокопрочного чугуна остаточного содержания магния необходим длительный ввод в расплав проволоки, вызывающий понижение температуры чугуна и снижение общего усвоения магния. Поэтому наиболее эффективным, очевидно, следует считать применение проволоочного модификатора в режиме домодифицирования, когда основной задачей является поддержание остаточного содержания магния на постоянном уровне, например при длительной выдержке жидкого модифицированного чугуна. При этом расчетное количество вводимого в чугун магния может быть определено следующим выражением: $Mg_{завд} = 100 \frac{\Delta Mg_{ост}}{Mg_{уст}} = \frac{1}{100} \cdot V \cdot Y \cdot Mg_{мод}$, где

$Mg_{мод}$ — минимальное удельное количество магния, вводимого с проволокой в единицу времени, % Mg/с; $\Delta Mg_{ост}$ — темп снижения остаточного содержания в чугуне магния, % Mg/с; $Mg_{уст}$ — степень усвоения в чугуне магния из модифицирующей проволоки, %; V — скорость ввода в чугун проволоки, м/с; Y — удельное количество модификатора в проволоке, г/м; $Mg_{мод}$ — содержание магния в модификаторе, %.

Совместные опытные работы ИЛТ АН УССР и ИЭС им. Е. О. Патона АН УССР показали, что при оптимальных режимах использование проволоочных модификаторов позволяет

выдерживать в жидком состоянии чугуна, предварительно обработанный сфероидизирующими присадками, несколько часов без потери эффекта модифицирования. Подбором компонентного состава модификаторов-заполнителей полый проволоки представляется возможным также вводить в расплав добавки, компенсирующие угар элементов (углерод, кремний и др.) при длительной выдержке его в жидком состоянии перед заливкой форм.

2. Структура и свойства чугуна в массивных отливках

При длительной выдержке модифицированного чугуна в жидком состоянии (в ковшах большой емкости, в металлоемкой форме) из-за понижения остаточного содержания в нем магния и других элементов-модификаторов повышается опасность ухудшения структуры графитовых включений и увеличения количества феррита в структуре чугуна. При этом вследствие низких скоростей кристаллизации развиваются ликвационные процессы и, как следствие, снижаются механические и эксплуатационные свойства чугуна.

При модифицировании больших масс металла для повышения степени усвоения магния рекомендуются различные технологические приемы: снижать температуру модифицирующей обработки чугуна в ковше, а перед заливкой форм полученный концентрат разбавлять более горячим исходным чугуном для достижения необходимой температуры заливки форм [96]; применять поэтапное модифицирование чугуна сфероидизирующими и графитизирующими компонентами, содержащими магний, барий, кальций, РЗМ и др. элементы [97, 98]; использовать различные методы позднего модифицирования.

Оптимальным для массивных отливок является остаточное содержание магния 0,04—0,07 %. В случае остаточного магния менее 0,04 % получается графит вешиаровидной (вермикулярной, пластинчатой) или смешанной формы, а при содержании магния, превышающем 0,07—0,08 %, в чугуне толсто-стенных отливок появляются включения графита пипповидной формы, образующегося обычно у границ зерен [99, 104]. Кроме того, при содержании в чугуне 0,10 % и более проявляется не столько модифицирующее, сколько легирующее действие магния, в результате чего понижается активность углерода и чугун кристаллизуется с отбелом.

Установлено [128], что избыточное содержание магния в чугуне часто является одной из причин образования в массивных отливках дефектов типа черных пятен. Условия появления этих дефектов значительно облегчаются при понижении

температуры глобуляризующей обработки и температуры заливки чугуна в литейные формы.

Сохранение в затвердевшем чугуне разностенных массивных отливок остаточного содержания магния в узких пределах гораздо сложнее, чем в случае тонкостенного литья, что вызвало различной длительностью их затвердевания.

Рекомендуемые [15] аналитические зависимости для расчета количества вводимого в чугун магния с учетом содержания в исходном чугуне серы, углерода, кремния, потерь магния на окисление, длительность выдержки металла, толщины стенки отливки и т. д. не используются в конкретных производственных условиях из-за их сложности, а также по причине высокого расхода магния. Чем выше остаточное содержание магния в модифицированном чугуне, тем выше темп его понижения во времени.

Экспериментальные данные, характеризующие взаимосвязь температуры чугуна, содержания в нем магния и скорости угара последнего, приведены на рис. 25 [131]. Эти результаты показывают, что для всего изученного интервала температур (1250—1580 °C) выдержки модифицированного чугуна в ковше скорость потери магния при содержании этого элемента 0,06 % более чем на порядок выше, чем при 0,01 % Mg. Это различие увеличивается с повышением температуры металла. Поэтому совершенно экономически неоправданными следует считать технологические процессы, в которых из-за вынужденной (по условиям производства) длительной выдержки чугуна в ковше в него вводят заранее завышенное количество магния.

Более эффективным в отношении снижения расхода магния или магнийсодержащих модификаторов и стабилизации получаемых результатов является применение технологических приемов, способствующих удлинению продолжительности действия модификаторов и сближению во времени процесса модифицирования и затвердевания металла в формах.

В первой главе показано, что эффект модифицирования значительно удлиняется, если вместо металлического магния, легатур кремний-магнисвой или никель-магнисвой применять

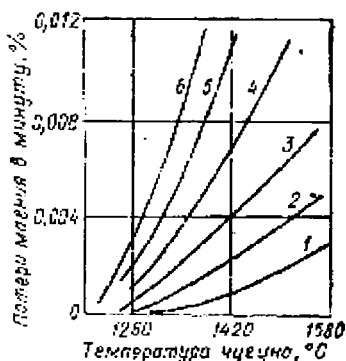


Рис. 25. Влияние температуры чугуна на угар магния при различных остаточном содержании его в расплаве, %;

1 — 0,01; 2 — 0,02; 3 — 0,02;
4 — 0,04; 5 — 0,06; 6 — 0,06.

Таблица 23. Влияние массы и выдержки чугуна в ковше на продолжительность модифицирующего эффекта

Масса модифицируемого в ковше чугуна, кг	Остаточное содержание магния в чугуне, %		ССГ, %	
	после модифицирования	через 10 мин	после модифицирования	через 10 мин
80	0,040	0,022	90	85
180	0,038	0,028	92	82
350	0,042	0,037	91	87
1000	0,041	0,041	92	90
3000	0,042	0,042	90	90

комплексные модификаторы, содержащие магний, кальций, РЗМ, барий.

При производстве из высокопрочного чугуна толстостенных отливок особенно эффективны магнийсодержащие модификаторы с РЗМ, при использовании которых структура графита менее чувствительна к скорости кристаллизации металла.

На скорость удаления магния из жидкого модифицированного чугуна существенно влияет емкость и соотношение размеров ковшей. Чем больше масса чугуна, тем дольше при прочих равных условиях можно выдерживать его перед разливкой по формам, что связано с увеличением гидростатического давления металла и, следовательно, с большей продолжительностью процесса понижения содержания в нем магния до критического количества. Например, при использовании модификатора композиции магний — кальций — кремний — железо и выдержке модифицированного чугуна в течение 10 мин в ковшах с отношением рабочего (внутреннего) диаметра (d) к высоте столба металла в нем (h) 0,6—0,7 получены значения по остаточному содержанию магния и ССГ, приведенные в табл. 23.

Эти данные показывают, что при одинаковых исходных (непосредственно после завершения процесса модифицирования) значениях ССГ (90—92 %) этот показатель ухудшился на 15 % при выдержке металла в ковшах емкостью 80 кг, на 10 % — в ковшах емкостью 180 кг, еще меньше (4 %) — в ковшах емкостью 350 кг и не изменился за тот же период при обработке чугуна емкостью 1000 кг и более, поскольку в последнем случае остаточное содержание магния не уменьшилось. При изменении формы ковшей темп удаления магния из модифицированного чугуна меняется, увеличиваясь при повышении соотношения диаметра к высоте ковша, что связано со значительным увеличением площади зеркала ме-

талла. Так, для ковшей с соотношением $d/h = 0,9—1,0$ скорость уменьшения остаточного содержания магния за каждую минуту выдержки чугуна на 30—35 % выше, чем для ковшей с $d/h = 0,6—0,7$.

Экспериментально установлено, что при выдержке и заливке высокопрочного чугуна из ковшей чайничкового типа или через стопор и при наличии шлака на поверхности металла модифицирующий эффект сохраняется дольше, чем в случае заливки форм через лосок ковша после очистки шлака. Особенно эффективны при разливке больших масс высокопрочного чугуна стопорные ковши, при использовании которых удается [132] выдерживать чугун в ковшах емкостью 6—7 т 30—40 мин без потери эффекта модифицирования.

При наличии на поверхности модифицированного чугуна в ковше шлаков и флюсов действие модификатора удлиняется. Известна положительная роль фторидов магния, кальция, бария [133], хлоридов кальция, бария [134], оксида магния [135], карбида кальция [136].

На длительность эффекта модифицирования заметное влияние оказывают состав и давление атмосферы над зеркалом металла. В случае защитной газовой атмосферы (азот, метан) вследствие меньшей окисляемости магния шаровидная форма графита сохраняется дольше [93, 131, 133, 137]. При выдержке модифицированного чугуна в миксерах с индукционным нагревом емкостью 8 т в азотной атмосфере над зеркалом темп снижения остаточного содержания магния составляет всего 0,0035 % в час, что почти в 2 раза меньше, чем при обычной воздушной атмосфере (рис. 26).

Наша опыты показали, что при создании защитной газовой (азот, аргон, природный газ) атмосферы в емкости ковша в процессе обработки его модификаторами достигается повышение степени усвоения последних, особенно при высоком содержании в них кальция, и, как следствие, удлиняется модифицирующий эффект.

В этих опытах, несмотря на полное отсутствие кислорода над поверхностью металла в ковше, при обработке его магнием содержащим модификатором пироэффект и дымовыделение

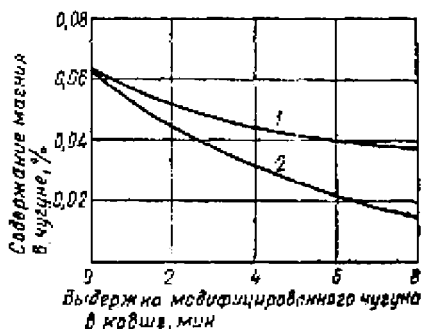


Рис. 26. Влияние атмосферы над зеркалом металла на содержание магния в модифицированном чугуне: 1 — азот, 2 — воздух.

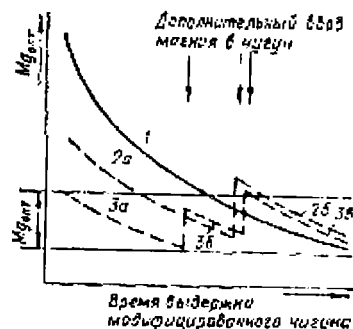


Рис. 27. Влияние выдержки на содержание магния в чугуне при способе модифицирования:

1 — одно-, 2, а, б — двух-, 3, а — трехступенчатое.

тодом сохранения эффекта модифицирования является дополнительный ввод в металлы магнийсодержащих модификаторов для компенсации потерь магния из чугуна в процессе выдержки. При этом вследствие высокого рафинирования чугуна, выполненного при первичном вводе модифицирующих присадок, небольшие компенсационные добавки модификатора восстанавливают остаточное содержание в чугуне магния, необходимое для обеспечения в отливках графита шаровидной формы. Этот метод модифицирования (поэтапного или ступенчатого позволяет получать высокопрочный чугун при значительно меньшем расходе модификаторов, чем при обычном одноступенчатом сфероидизирующем модифицировании.

Это объясняется тем, что на первом этапе в чугун вводится относительно небольшая доза модификатора; из-за низкого остаточного содержания магния темп угара последнего также низкий. Роль поэтапного модифицирования схематически показана на рис. 27, из которого видно, что для достижения заданного оптимального содержания в чугуне магния ($Mg_{\text{чуг}}$) при заливке форм в случае обработки металла разовой порцией модификатора расход его должен быть значительно большим (кривая 1), чем при вводе того же модификатора в два этапа (кривые 2а, б — изменение содержания магния при первой и повторной обработке чугуна уменьшенными порциями модификатора соответственно). При трехступенчатом модифицировании (кривые 3а, б, в) представляется возможным еще более уменьшить первую вводимую в чугун дозу магнийсодержащего модификатора и значительно выровнять содержание магния в чугуне при длительной выдержке его в жидком состоянии. На повторных этапах модифицирования рационально

имели место, хотя и были значительно меньшими, чем в случае обычного модифицирования. Наличие пироэффекта свидетельствует о протекании процессов взаимодействия магния с газами из футеровки ковша и из модифицируемого чугуна. Расчетным путем показано [137], что реакция магния с футеровкой ковша является наряду с испарением магния одним из основных источников снижения содержания его в чугуне.

При длительной выдержке модифицированного чугуна в жидком состоянии объективным ме-

Таблица 24. Влияние режимов модифицирования на форму графита в чугуне толстостенных отливок

Место ввода и доля расходуемого модификатора, %	Время между обработкой чугуна порциями модификатора в заливочной форме, мин	ССТ в чугуне отливом сечением	
		30 мм	150 мм
В ковше одной порцией — 100	5	85—90	85—90
	10	85—90	80—85
	20	80—85	75—80
	40	70—80	65—70
В ковше	10	90—95	90—95
первая обработка — 50	20	90—95	90—95
повторная обработка — 50	40	85—90	85—90
	55	70—80	65—70
В литейной			
первая обработка — 80	10	90—95	90—95
повторная обработка — 20	25	90—95	85—90
	55	75—80	65—75
В ковше			
первая обработка — 80	25	90—95	90—95
повторная обработка — 10	45	85—90	80—90
в литейную форму — 10	55	80—85	80—85
В ковше — 80	20	90—95	90—95
в литейную форму — 20	40	90—95	90—95
	55	85—90	80—90
В ковше — 50	20	90—95	90—95
в литейную форму — 50	50	90—95	90—95

использовать низкомагнисиые лигатуры на основе кремния и железа. По данным работы [91], дополнительная сфероидизирующая обработка чугуна лигатурой с 1,7 % Mg вызвала существенное улучшение формы графита при полном отсутствии нитроэффекта и почти стопроцентном усвоении в чугуне.

Эффективным оказывается совмещение модифицирования в ковше со вводом присадок в литейную форму. В табл. 24 приведены результаты опытов, в каждом из которых общий расход модификатора (7,5 % Mg; 0,7 % Ca; 0,6 % РЗМ; 52 % Si, остаточное железо) был неизменным (2,2 % массы обрабатываемого чугуна с исходным содержанием серы 0,030 %), однако вводился в металл порциями в ковше и форму при изготовлении круглых заготовок сечением 150 и 90 мм. При обработке в ковше температура чугуна составляла 1440—1450 °С. Модификатор с фракцией 3—15 мм помещали на дно предварительно прогретого ковша, после завершения реакции модифицирования и снятия шлака металл переливали в печь, подогревали и выдерживали определенное время при указанной постоянной температуре, затем повторно обрабатывали в ковше

или сразу направляли для заливки форм, температура металла в ковше при заливке форм составляла 1390—1410 °С. Интервал времени между повторным модифицированием чугуна в ковше и заливкой его в формы не превышал 3—5 мин.

При дополнительном вводе модификатора в литейную форму размер его кусков был менее 5 мм. Анализ данных табл. 24 показывает, что даже незначительная (10—20 % от общей расходимой порции) доза магнийсодержащей лигатуры, вводимая в литейную форму (опыт 4 и 5), при длительной выдержке предварительно модифицированного чугуна по сравнению только с ковшевой обработкой (опыт 3) обеспечивает улучшение формы графита в чугуне отливок — величина ССГ превышает 80 % даже через 45—55 мин после первой обработки металла в ковше. Лучшие результаты (ССГ = 90—95 %) получены при увеличении дозы вводимого в форму модификатора до 50 % (опыт 6). Повторная сфероидизирующая обработка модифицированного чугуна в ковше перед разливкой его по формам также способствует улучшению структуры графита (опыты 2, 3). Получаемые при этом результаты хуже, чем при вводе такой же дозы модификатора непосредственно в литейную форму.

Вторичное модифицирование высокопрочного чугуна графитизирующими модификаторами способствует повышению ССГ и удлинению сфероидизирующего эффекта.

Например, если при выдержке обработанного магнийсодержащим модификатором чугуна в течение 20—22 мин ССГ составляла 70 %, то при вводе в чугун перед заливкой форм ферросилиция величина этого показателя увеличилась до 100 % (т. е. до того значения, которое получали непосредственно после обработки чугуна лигатурой), хотя остаточное содержание магния было неизменным (0,034—0,036 %), а количество графитовых включений при этом увеличилось от 117 до 448 штук на мм² соответственно [93].

По данным работы [138], при применении силикокальция СК15 вместо ферросилиция ФС75 при вторичном модифицировании продолжительность сфероидизирующего действия модификатора значительно увеличивается, однако это наблюдается только при расходе силикокальция менее 1,5 %. Длительность действия вторичных модификаторов на основе ферросилиция, согласно данным работы [139], значительно повышается, если в их состав входят барий и особенно стронций в количествах 1—2 % (рис. 28).

При увеличении углеродного эквивалента до 4,3—4,4 % значительно увеличивается количество сфероидов графита в чугуне. Дальнейшее увеличение углеродного эквивалента, не влияя на температуру эвтектического превращения, не

меняет количество графитных включений [100]. По другим данным [101], графитизирующий эффект наблюдается при увеличении углеродного эквивалента до 4,8 %. Величине углеродного эквивалента в толстостенных отливках рекомендуется поддерживать на возможно высоком уровне, обеспечивающем увеличение числа графитных включений, измельчение эвтектического зерна и снижение склонности к образованию усадочных дефектов. Однако во избежание

флотации графита величина углеродного эквивалента не должна превышать 4,2—4,4 %. Для получения в отливках высокопрочного чугуна с ферритной структурой содержание кремния рекомендуется в пределах 2,8—3,0 %, а для перлитного чугуна — 2,0—2,2 % [102—106, 110]. Более низкие (менее 2 %) содержания кремния нежелательны из-за понижения предела текучести ЧНЧ и повышения чувствительности чугуна к отбеливающему влиянию легирующих элементов, хотя при этом и устраняется образование точечного графита по границам зерен [107]. При повышении содержания кремния для обеспечения шаровидной формы графита в толстостенных отливках остаточное содержание магния должно быть повышено [15, 109] и, например, в случае отливок с толщиной стенок 180—200 мм при увеличении кремния от 1,3 до 2,8 % содержание этого элемента рекомендуется [108] увеличить от 0,035 до 0,075 %.

В качестве легирующих элементов для перлитизации металлической основы чугуна в толстостенных отливках чаще используют медь и никель; применение марганца, хрома, ванадия, молибдена, вольфрама нежелательно из-за ликвации их на границах зерен, вызванной низкой растворимостью этих элементов в твердом чугуне. Являясь карбидообразующими, перечисленные элементы в результате длительной кристаллизации расплава оттесняются к периферийным участкам дендритов и выделяются в виде карбидов. Кроме того, из-за сильного карбидостабилизирующего действия марганца и хрома часто наблюдается явление сохранения в отдельных участках металла перлитной структуры, не поддающейся графитизации при ферритизирующем отжиге высокопрочного чугуна. Поэтому рекомендуется [105, 106] ограничивать в чугуне массивных отливок содержание хрома, ванадия (не более

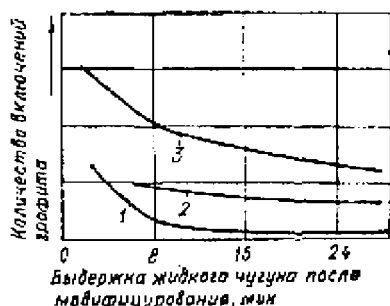


Рис. 28. Влияние состава ферросплавов на структуру графита в чугуне:

1 — обычный ФСТ5; 2 — ФСТ5 с барием; 3 — ФСТ5 со стронцием.

0,02 %), молибдена (не более 0,25 %) и других карбидообразующих элементов. Для получения ферритного высокопрочного чугуна избегают применения указанных элементов, а содержание марганца не должно превышать 0,1—0,2 % [103].

Особенно отрицательное влияние на свойства чугуна в массивных отливках оказывают примесные элементы — свинец, мышьяк, титан, фосфор и другие, которые, также ликвировав на границах зерен и, кроме того, являясь демодификаторами, снижают прочность и особенно пластичность металла.

Однако имеются и противоположные результаты: согласно данным работы [130], добавка в чугун, обработанный сфероидизирующими модификаторами, 0,002—0,02 % Pb (или германия) способствует повышению степени сфероидизации и улучшению распределения графита по сечению крупных отливок и нейтрализует вредное влияние на форму графита титана, алюминия, церия.

По вопросу о влиянии на качество высокопрочного чугуна в массивных отливках сурьмы, висмута, свинца и мышьяка, данные различных исследователей неоднозначны. По одним данным для улучшения формы графита в модифицированном чугуне содержание сурьмы и висмута, как и свинца и мышьяка, должно быть ниже 0,02—0,03 % [100, 110, 122], однако в присутствии церия наличие указанных элементов препятствует образованию шпидовидного графита, характерного для высокого остаточного содержания в чугуне магния, при этом повышается опасность выделения точечного графита [110, 111]. Кроме того, замечено [112], что церий, входящий в состав магнийсодержащего модификатора в количестве 0,20—0,45 %, полностью подавляет перлитизирующее действие на чугун сурьмы (до 0,023 %), висмута (до 0,009 %) и свинца (до 0,013 %). В работах [113, 114] наблюдали повышение в толстостенных отливках (толщина стенки 60—80 мм) механических свойств чугуна, модифицированного магнием, при вводе в металл сурьмы, висмута и олова в количествах до 0,005—0,008 %. Этот эффект авторы объясняют концентрационным переохлаждением и частичным связыванием свободных атомов магния микроколичествами изученных присадок, что и обусловило улучшение формы графита в медленно охлаждающихся частях отливок. При больших содержаниях этих примесных элементов проявляется их десферондизирующее и перлитизирующее действие. Из результатов работ [107, 121] видно, что при очень малых (до 0,01 %) концентрациях в ферритном чугуне, не только не проявляется перлитизирующее и десферондизирующее действие сурьмы, но, наоборот, она вызывает увеличение количества включений графита шаровидной формы и повышение механических свойств, которые

составляют (в отливках с толщиной стенки 200 мм и модулем 31 мм): 40 и 80 включений графита на 1 мм² площади шлифа, предел прочности 405 и 500 МПа, относительное удлинение 11 и 14 % (соответственно без присадки и с присадкой в чугун 0,010 % Sb).

По данным работ [101, 105, 111], малые добавки висмута увеличивают количества включений графита в отливках с различной толщиной стенок. В работе [109] наблюдали улучшение структуры графита и повышение механических свойств высокопрочного чугуна, содержащего 2,0—2,5 % Si, при добавке в чугун 0,025 % Sn для отливок с толщиной стенок 125 мм и 0,05 % Sn — для отливок с толщиной более 200 мм.

По влиянию на карбидообразование в массивных отливках элементы делят [107] на две группы: церий, кальций, стронций, кремний, никель и другие способствуют образованию междендритного графита и одновременно препятствуют кристаллизации пластинчатого графита на границах эвтектических зерен, а сурьма, свинец, мышьяк, наоборот, являются причиной образования пластинчатого графита, но одновременно подавляют выделение междендритного графита. Поэтому, например, комбинированная присадка в чугун 0,002—0,003 % Sb и 0,02 % Ce успешно используется в литейных цехах США для устранения междендритно-точечного графита в толстостенных отливках из высокопрочного чугуна.

Специально проведенными исследованиями установлено [115], что одной из причин ухудшения формы графита в массивных узлах отливок из ЧМГ является наличие в расплаве кальция, который, как показал рентгеноспектральный анализ, локализуется на графитовых включениях нешаровидной формы, а на поверхности шаровидного графита кальция не обнаружено. При использовании чистых по кальцию шихтовых материалов или при длительной выдержке в печи исходного (перед обработкой сфероидизирующими модификаторами) расплава, в который вместе с шихтой ввели кальцийсодержащий ферросилиций, склонность к образованию участков со смешанным графитом в тепловых узлах отливок уменьшается. Предполагается, что при увеличении времени пребывания кальция в расплаве он связывается с серой и кислородом, а количество элементарного кальция, растворенного в расплаве, уменьшается до минимума.

Согласно данным работ [118, 119], церий, вводимый в чугун вместе с магнием, понижает температуру эвтектической кристаллизации, увеличивает продолжительность затвердевания высокопрочного чугуна в массивных отливках, при этом количество графитовых включений в ССГ существенно повышается. Отмечается, что на кривых охлаждения при эвтекти-

ческой кристаллизации чугуна в массивных отливках наблюдается не одна, как в случае тонкостенных отливок, а несколько температурных остановок, следствием чего является образование включений графита нескольких групп размеров. В работах [102 — 105], учитывая склонность черня к образованию в чугуне междендритного графита, рекомендуется при использовании шихтовых материалов с достаточно низким уровнем вредных элементов-демодификаторов не вводить этот элемент в состав лигатур.

В результате изучения особенностей состава чугуна и структуры графита в различных по условиям кристаллизации участках отливок сделан вывод [116], что появление аномальных (отличных от шаровидных) включений графита в тепловых узлах отливок из магнитоуглеродистого чугуна вызвано изменением во времени объемной скорости кристаллизации. При этом основное отличие процесса затвердевания центра массивного сечения по сравнению с периферийными участками проявляется в начале процесса, когда кристаллизация поверхностных слоев отливки протекает с большой скоростью. Центральные участки до прекращения конвективного теплообмена, когда, согласно данным работы [117], количество твердой фазы составляет менее 8 %, кристаллизуется очень медленно. Этот процесс ускоряется, когда в двухфазной зоне остается мало жидкости.

Именно действием конвективного теплообмена в условиях малых скоростей кристаллизации вызывается получение нешаровидных форм графита. Заслуживает внимания высказанная в работе [100] гипотеза графитообразования в массивных отливках из высокопрочного чугуна, согласно которой растущие сфероиды графита конвективными потоками переносятся из зон отливки с меньшей температурой в зону с более высокой температурой, при этом сфероиды частично растворяются, их структура нарушается и, попадая в более холодную зону, они уже представляют собой либо сфероид меньшего размера, либо вермикулярную форму. Утверждается, что когда в условиях весьма медленной кристаллизации конвективные потоки отсутствуют, например при направленной кристаллизации, вырождение сфероидов исключается.

Для исключения получения нешаровидной (междендритно-точечной, вермикулярной и др.) формы графита в массивных частях отливок из высокопрочного чугуна иногда рекомендуют [101, 102, 107] применение местных холодильников или формовочных материалов со специальными добавками, обеспечивающих более быстрое охлаждение и затвердевание чугуна в литейной форме. В случае применения, например, коксиль полностью шаровидная форма графита достигается

в отливках с толщиной стенки более 120 мм (модуль более 20 мм). Однако существенными недостатками этого метода являются повышенная склонность чугуна к карбидообразованию вблизи охлаждаемой кокилем поверхности и неприменимость его для отливок со сложной поверхностью или очень крупных.

Одним из наиболее эффективных и технологически легко осуществимых методов увеличения количества графитовых включений и улучшения их формы в толстостенных отливках является вторичное (после обработки магнийсодержащими материалами) модифицирование расплава ферросилицием, причем продолжительность после обработки сфероидизирующим и графитизирующим модификатором до заливки форм должна быть минимальной [103, 105, 111]. Предпочтение следует отдавать модифицированию в форме, при котором, как установлено [119], повышается температура эвтектического превращения, уменьшается количество температурных остановок при эвтектическом превращении чугуна в условиях медленной кристаллизации, значительно увеличивается продолжительность полного затвердевания высокопрочного чугуна, растет количество включений графита шаровидной формы и уменьшается неоднородность их размеров.

На рис. 29 [127] приведены сравнительные результаты изучения влияния модифицирующей обработки чугуна в ковше и в литейной форме на структуру графита в отливках различного сечения (от 20 до 100 мм). Применяли лигатуру следующего состава, %: 8—10 Mg; 3—4 Ca; 0,5—1 Ba; 45—50 Si; расход лигатуры составлял 2,2 % для ковшевого и 1,4 % для внутриформенного модифицирования.

Видно, что при модифицировании в форме размеры графитовых включений значительно уменьшены, а количество их увеличено для всего изученного интервала сечения отливок.

Кроме того, установлено [124], что при сфероидизирующей обработке чугуна в литейной форме микроликвация марганца значительно меньше, чем в случае ковшевого метода модифицирования. Микроанализ показал, что в отливках с

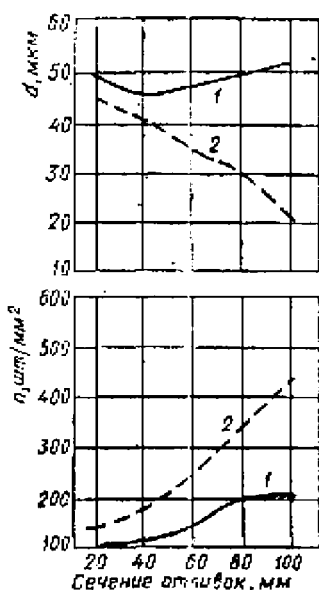


Рис. 29. Влияние модифицирования чугуна в ковше (1) и литейной форме (2) на размер и количество графитовых включений.

толщиной стенки 50 мм при внутриформенном модифицировании в сравнении с ковшевым уменьшается размер сфероидитов графита (40—60 мкм против 70—95 мкм), а также эвтектических зерен (70—90 мкм против 120—140 мкм).

Более мелкозернистая структура чугуна, большая протяженность межзеренных границ обусловили при модифицировании в форме и меньшее (в среднем в 1,8 раза) содержание марганца на границах эвтектических зерен, более равномерное распределение этого элемента и, как следствие, устранение или снижение карбидозых прослоек, снижающих механические характеристики чугуна.

С целью сокращения времени нахождения модифицированного чугуна в ковше, выравнивания условий кристаллизации в форме при разработке технологии изготовления массивных отливок эффективной оказывается литниковая система, обеспечивающая направленное затвердевание металла, заполнение форм через несколько литниковых чаш [126] и др.

Термическая обработка (двухстадийный ферритизирующий отжиг или нормализация) уменьшают степень микролиткования примесей. При отжиге значительно повышается пластичность, а при нормализации — одновременно прочность и пластичность, поэтому все крупные отливки из высокопрочного чугуна рекомендуют подвергать термобработке [102, 105].

ВЗАИМОСВЯЗЬ СОСТАВА, СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ЧУГУНА

1. Роль включений графита в сопротивлении разрушению чугуна

Структура графитовых включений и в первую очередь их форма (ССГ) является одним из основных факторов формирования определенного уровня физико-механических характеристик чугуна. До недавнего времени существовало представление, что включения графита в чугуне оказывают только ослабляющее (сужающее) и надрезающее действие. Поскольку механические свойства графита более чем на порядок ниже, чем у металлической матрицы, графитовые включения рассматривали как пустоты, не оказывающие влияния на свойства чугуна. Вследствие уменьшения из-за наличия графита на 10—20 % рабочего сечения отливки при одинаковых режимах эксплуатации металлическая составляющая структуры чугуна оказывается более нагруженной, чем такое же сечение отливки из стали.

Для оценки влияния графитовых включений как концентраторов напряжений в чугуне часто исходят из формулы Г. Н. Савина по изучению распределения напряжений в металлических пластинках у отверстий; в этом случае, как известно, теоретический коэффициент концентрации напряжений имеет вид $K_\sigma = 1 + 2 \frac{a}{b}$, где a и b — длина и толщина отверстия эллиптической формы, расположенного по длине перпендикулярно действию внешней нагрузки. Чем длиннее и тоньше графитовые включения, тем больше величина коэффициента концентрации напряжений. Для чугуна с шаровидным графитом ($a = b$) теоретический коэффициент концентрации напряжений $K_\sigma = 3$. Однако приведенная зависимость может быть использована только для объяснения механизма влияния формы графитовых включений на механические свойства чугуна и недостаточна для получения количественных зависимостей, поскольку не учитывает взаимное влияние друг на друга полей напряжений от соседних включений, различное по отношению к нагрузке расположение включений и совершенно не учитывает сопротивления, которое оказывает

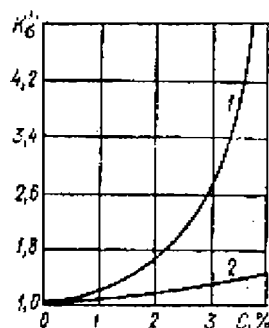


Рис. 30. Влияние содержания углерода и формы графита в чугуне от истинного коэффициента концентрации напряжений:
1 — пластический графит,
2 — шаровидный графит.

нагружению заполнитель включений — графит. Очевидно, что истинное значение коэффициента концентрации напряжений (K'_0) значительно ниже теоретического и для чугуна с шаровидным графитом составляет не более 1,5, причем, как видно из рис. 30, чем больше в чугуне содержание углерода, тем величина K'_0 имеет большее значение [140]. С увеличением количества включений графита в чугуне и с уменьшением расстояния между ними значительно выравниваются пики напряжений, вызванные надрезающим действием включений, благодаря чему истинный коэффициент концентрации напряжений снижается.

Зависимость коэффициента концентрации напряжений от диаметра включений графита шаровидной формы и расстояния между графитовыми включениями, согласно данным работы [141], имеет вид $K'_0 = \frac{a}{b} \left(1 + \frac{d}{b}\right)$, где d и b — соответственно диаметр шаровидного графита и расстояние между центрами его включений.

Из приведенной зависимости следует, что роль графитовых включений как концентраторов напряжений в высокопрочном чугуне повышается с уменьшением их размеров и увеличением расстояния между ними. Чем больше диаметр включений, тем меньше их надрезающее влияние на чугун. Однако при неизменном содержании в чугуне углерода в виде графита увеличение размеров включений обуславливает уменьшение их количества по формуле $(d/D)^3 = n/N$, где d и D — диаметры графита в чугуне и соответствующие им количества включений n и N . Поэтому одновременно с увеличением диаметра включений графита резко уменьшается расстояние между ними, что в свою очередь ведет к повышению коэффициента концентрации напряжений. Эта взаимосвязь указанных параметров, очевидно, является объяснением того факта, что с измельчением графитовых включений в чугуне, несмотря на кажущееся повышение концентрации напряжений на границе графит — матрица, механические характеристики такого материала не снижаются.

Следует, однако, иметь в виду, что, как правило, исследуемые чугуны с различной структурой графитовых включений отличаются по другим параметрам и режимам кристаллизации (размер зерна металлической основы, строение границ

зерен, ликвация элементов), что оказывает заметное влияние на получаемые результаты механических испытаний образцов. Поэтому при исследовании реальных чугунов определять вклад графитовых включений в характер деформации и разрушения материала следует осторожно, с учетом особенностей его кристаллизации.

В связи с этим заслуживают особого внимания опыты по моделированию, в которых образцы имеют одинаковую матрицу, а переменным является только изучаемый параметр — структура включений.

Японские исследователи [142] влияние формы, распределения и размеров графита на прочность чугуна изучали на образцах — моделях чугуна, в которых в качестве заменителей графита были выбраны природный графит, порошок меди и углеродистого песка; указанные материалы, идентичные по форме включениям графита соответственно в чугунах с пластинчатым графитом, с шаровидным графитом и в ковком чугуне, смешивали с эпоксидной смолой, служившей моделью матрицы чугуна. Порошковые материалы классифицировали по крупности (сито от 0,063 до 0,270 мм) и добавляли к смоле в количествах от 1 до 4 % по объему, что соответствует содержанию графита в чугуне. При испытании образцов установлено, что с увеличением количества добавок порошковых материалов, имитирующих графит, прочность при растяжении снижается, причем в наибольшей мере в случае добавок природного (чешуйчатого) графита (чугун с пластинчатым графитом), а в наименьшей — при применении порошковой меди (ЧШГ). Характерно, что чем мельче частицы добавок, тем прочность модельных образцов выше (рис. 31). Однако при уменьшении размера включения ниже некоторого предельного значения прочность, напротив, понижается, что связано с нарушением непрерывности матрицы и с увеличением ослабляющего действия. Этот эффект сказывается особенно заметно при больших количествах добавок. По степени влияния на прочность при растяжении решающую роль играет форма включений, а количество этих включений значительно

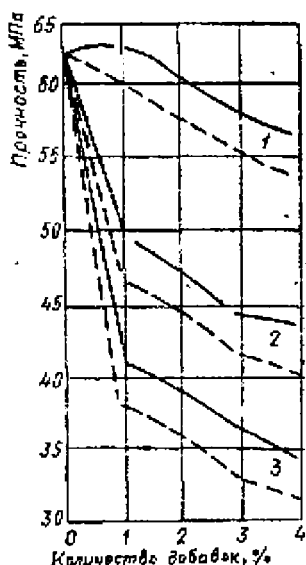


Рис. 31. Влияние добавок порошковой меди (1), песка (2) и графита (3) на прочность при растяжении модельных образцов (сплошные линии — мелкие фракции, штриховые — крупные фракции).

Т а б л и ц а 25. Сравнительные свойства графита и висмута [140]

Характеристики	Графит	Висмут
σ_d , МПа	3—20	20
E , МПа	5000—15 000	32 000
Коэффициент сжимаемости	45	29
Увеличение объема при кристаллизации, %	+	3,3

Примечание. Эпаксидное обозначает увеличение контактного давления на границе графита с металлической основой в результате графитизации чугуна.

уступает действию их формы. При данном содержании включений, имитирующих графит в чугуне, увеличение их количества вызывает повышение прочности образцов, но при высоком их содержании влияние числа частиц становится менее заметным. Равномерное распределение частиц ведет к возрастанию прочности из-за отсутствия в сечении образца участков с большим скоплением включений, которые служат очагами зарождения трещин. Эти опыты позволяют только качественно оценить влияние структуры графитовых включений на прочность чугуна, поскольку эпоксидная смола отличается низкой прочностью (прочность при растяжении менее 10 МПа) и значительно меньшей, чем в случае металлической основы чугуна, вязкостью.

Графит как материал, обладающий определенной, хотя и незначительной прочностью, должен оказывать сопротивление деформации чугуна. Подтверждением этого служат следующие опыты. Для изучения влияния размеров и количества графитовых включений в высокопрочном чугуне нами проведены эксперименты на модельных образцах из стали с отверстиями, залитыми висмутом [140]. Плоские образцы (размеры рабочей части — толщина 2, ширина 14, длина 98 мм) из углеродистой стали простериливали на всю толщину; количество отверстий составляло от 24 до 150, а диаметр их — от 0,8 до 2,0 мм. Образцы испытывали без отверстий, с отверстиями без заполнения висмутом и с отверстиями, заполненными висмутом. Выбор висмута обусловлен специфичностью его свойств, многие из которых близки к свойствам графита (табл. 25). Висмут и графит являются веществами с сильной анизотропией свойств. Одним из определяющих факторов применения для указанной цели висмута является увеличение его объема при затвердевании, что, как и в случае чугуна, вызывает образование контактных давлений в модельных образцах на границе раздела матрица (сталь) — включение (висмут).

Таблица 26. Влияние диаметра отверстий на физико-механические свойства моделей образцов

Объем отвер- стий, мм ³	D , мм	N , шт.	$\sigma_{\text{ср}}$, МПа	δ , %	E , МПа $\times 10^{-3}$	$\delta_{\text{ср}}$, %
151	0,8	150	587/594	13,8/12,4	173/178	0,50/1,32
151	1,2	66	592/596	14,1/13,4	178/183	0,27/1,04
151	2,0	24	590/598	15,3/13,6	180/184	0,23/0,53

Примечание. Перед косой — отверстия без заливки, за — отверстия, залитые висмутом.

Образцы всех изучаемых вариантов моделирования испытывали с определением $\sigma_{\text{ср}}$, δ , E , $\delta_{\text{ср}}$, а также фиксировали характер деформации образцов в зоне отверстий, заполненных графитом, и без него. Установлено, что при одинаковом объеме отверстий уменьшение их размеров практически не изменяет величины $\sigma_{\text{ср}}$, относительное удлинение при этом незначительно (на 8—10 %) снижается, а понижение E не превышает 4 % (табл. 26).

Наиболее заметно уменьшение сечения отверстий сказалось на изменении циклической вязкости (величину $\delta_{\text{ср}}$ определяли при изгибных колебаниях образцов и амплитуде напряжений 80 МПа): при изменении диаметра отверстий от 2,0 до 0,8 мм величина декремента колебаний увеличилась более чем в два раза (от 0,23 до 0,50 %). В случае заливки отверстий висмутом $\sigma_{\text{ср}}$ образцов практически не изменился, δ на 5—10 % понизилось, E повысился (в среднем на 3 %), а $\delta_{\text{ср}}$ увеличилась в 2,5—3,5 раза.

С увеличением объема отверстий, достигаемого изменением их диаметра, а также количества, снижаются значения предела прочности, удлинения и модуля упругости, повышается циклическая вязкость, причем темп изменения указанных характеристик повышается при меньшем сечении отверстий (рис. 32). Заливка отверстий висмутом и в этом случае способствует некоторому повышению предела прочности

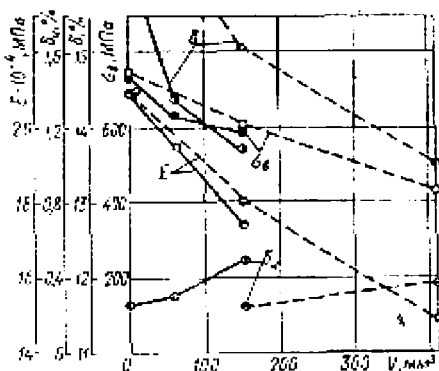


Рис. 32. Влияние объема и диаметра отверстий на механические свойства модельных образцов (сплошные линии — $D = 0,8$ мм; штриховые $D = 2,0$ мм).

Т а б л и ц а 27. Зависимость механических свойств модельных образцов от объема отверстий

Диаметр отверстий, мм	Объем отверстий, V, мм ³	Свойства образцов			
		$\sigma_{\text{н}}$, МПа	δ , %	E , МПа, 10 ⁻³	$\delta_{\text{ц}}$, %
—	0	738	39,0	210	0,25
0,8	66	638/646	14,4/13,9	195/199	0,30/0,45
	151	587/594	13,8/12,4	173/178	0,50/1,32
2,0	151	596/598	15,3/13,6	180/184	0,23/0,56
	415	424/429	13,5/12,0	147/157	0,36/1,63

П р и м е ч а н и е. Перед косой чертой — отверстия без заполнителя, за — отверстия, заполненные висмутом.

и модуля упругости, снижению относительного удлинения и значительному росту циклической вязкости (табл. 27).

Для объяснения полученных результатов изучили особенности деформации образцов в процессе нагружения и после разрушения. Установлено существенное различие в характере деформации изученных образцов. На рис. 33 приведена схема деформации при растяжении стальных образцов (сечение 2×14 мм) с отверстиями без заполнителя и заполненных висмутом. Образцы с отверстиями без висмута имели наибольшую деформацию в тех сечениях, где было расположено больше отверстий, а сами отверстия (первоначально круглые) вытягивались в направлении действия растягивающей нагрузки и сужались в перпендикулярном направлении. В образцах с залитыми висмутом отверстиями после приложения нагрузки определенной величины также наблюдали вытягивание круглых отверстий и образование зазора между висмутом и материалом образца. Однако деформация этих включений, как и образца вообще, имела меньшую величину, чем без заливки висмутом. Кроме того, под действием сжимающих напряжений, действующих в направлении, перпендикулярном направлению действия внешней нагрузки, включения висмута разрушались и в первую очередь в сечениях образца, где отверстий было больше.

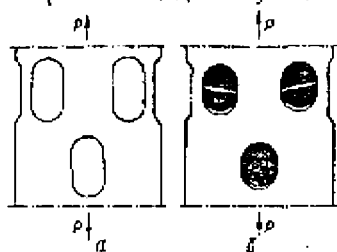


Рис. 33. Схема деформации участка образца с отверстиями не заполненными (а) и заполненными (б) висмутом.

Проведенные эксперименты убедительно подтвердили предположения [143, 144] о наличии напряжений сжатия во включениях графита в чугунах. Известно, что при графитизации в чугунах, в результате которой про-

исходит изменение удельного объема фаз, получают большие напряжения в зоне контакта графита с металлической основой. Контактные давления, полученные расчетным путем, при выделении графита из пересыщенного аустенита при 900 °С составляют порядка 6000 МПа [145]. В результате приложения к чугуна внешней нагрузки происходит деформация не только металлической основы, но и полостей, занятых графитом, а также самого графита. Поэтому в случае чугуна наблюдается большее, по сравнению со сталью, изменение объема, а характер упругого гистерезиса стали с надрезами и чугуна существенно различен из-за определенного вклада включений графита в сопротивление деформации чугуна [140].

На основании изложенного характер изменения напряженного состояния в зоне контакта включения графита и металлической основы чугуна при растяжении и сжатии схематически можно представить следующим образом (рис. 34). При отсутствии внешней нагрузки на границе графит — металлическая основа действуют только контактные напряжения, возникающие в результате графитизации чугуна; эти сжимающие напряжения вызывают деформацию пограничного слоя металлической основы чугуна по всему периметру включения графита. Под действием внешней нагрузки характер распределения напряжений на границе рассматриваемых фаз изменяется и зависит от величины и направления нагрузки. По мере повышения интенсивности растягивающей нагрузки на образец из чугуна с шароидным графитом происходят

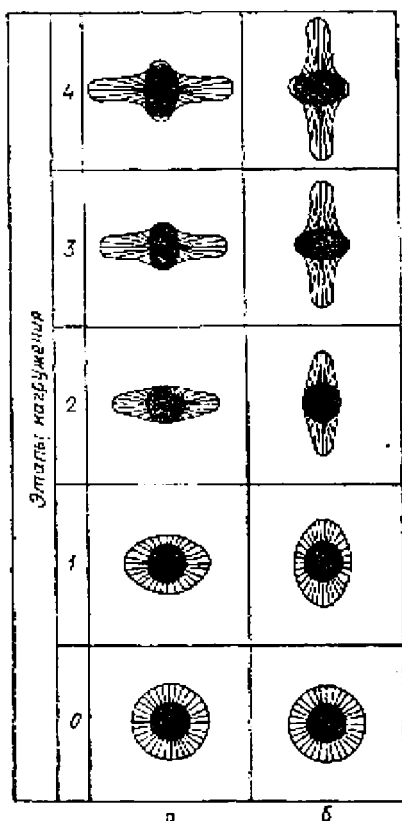


Рис 34. Схема изменения напряженно-го состояния в чугуне на границе графит — металлическая основа при растяжении (а) и сжатии (б).

следующие процессы: уменьшении сжимающего графит контактного напряжения в направлении действия внешней нагрузки и увеличение его в перпендикулярном направлении (этап нагружения 1); при дальнейшем повышении нагрузки наступает полное снятие напряжений на границе графит — металлическая основа в направлении приложения нагрузки и соответствующее увеличение поверхностных напряжений в участках фаз, расположенных под прямым углом к направлению действия внешней силы (этап 2). По мере возрастания нагрузки увеличиваются сжимающие графит напряжения в направлении, перпендикулярном вектору растягивающей нагрузки, при этом происходит деформация графита в направлении действия нагрузки (этап 3). Дальнейшее нагружение вызывает образование зазора между графитом и металлической основой в направлении нагружения, увеличивая напряжения сжатия в графите в перпендикулярном направлении (этап 4). На этом этапе нагружения возможно образование трещин на включениях графита.

При действии на образец нагрузок противоположного направления (сжимающих) контактные напряжения на границе графит — металлическая основа увеличиваются в направлении приложения нагрузки. Характер процессов, происходящих при этом на границе рассматриваемых фаз, качественно подобен описанному для случая растяжения.

Особенно эффективна роль графита как заполнителя включений при циклическом деформировании высокопрочного чугуна с одновременным действием растягивающих и сжимающих напряжений. Сравнением экспериментального и расчетного методов исследования нами всесторонне оценен вклад включений графита в формирование величины одной из характеристик динамической прочности чугуна — циклической вязкости.

На плоских стальных образцах без отверстий и с круглыми отверстиями различного сечения, залитыми висмутом и без него, изучили декремент колебаний. Установлено [140], что циклическая вязкость графита и висмута имеет одинаковые значения и в среднем на два порядка выше, чем для стали. Залитка отверстий висмутом вызвала во всех случаях повышение декремента колебаний, причем уменьшение декремента тем больше, чем больше количество отверстий данного размера (см. табл. 26, 27). В случае равенства объемов заполненных висмутом отверстий значение декремента больше для образцов с меньшими размерами отверстий.

Расчетные значения декремента колебаний образцов с залитыми висмутом отверстиями получали, исходя из следующих соображений. Известно [147], что декремент колебаний δ_d

потерянная (рассеянная в образце) энергия за цикл колебаний ΔW и потенциальная энергия деформации W образца связаны зависимостью $\Delta W = 2W\delta_d$.

Потенциальная энергия образца, находящегося в условиях чистого изгиба, следующая: $W = M^2 l / 2EI$, где M — изгибающий момент в сечении образца, $M = \sigma \omega$, σ — напряжение в наружном слое образца при его нагружении, ω — момент сопротивления сечения образца, $\omega = bh^3/6$; l — длина рабочей части образца, $l = 98$ мм; E — модуль упругости материала образца (сталь 45), I — момент инерции сечения образца, $I = bh^3/12$. Здесь b — толщина образца, $b = 2$ мм; h — высота образца, $h = 14$ мм.

После подстановки и преобразования $W = bh l \sigma^2 / 6E = 457 \sigma^2 / E$.

Напряжения в материале образца (сталь 45) и заполнители отверстий (висмут) для одинаковой амплитуды деформации связаны на основании закона Гука зависимостью $\sigma_{45}/E_{45} = \sigma_{\text{Вл}}/E_{\text{Вл}}$, где σ_{45} и E_{45} — соответственно напряжение и модуль упругости стали 45; $\sigma_{\text{Вл}}$ и $E_{\text{Вл}}$ — висмута. Зная, что $E_{\text{Вл}} = 32\,000$ МПа (см. табл. 25) и $E_{45} = 210\,000$ МПа (см. табл. 27), при напряжении в стали $\sigma_{45} = 50$ МПа находим $\sigma_{\text{Вл}} = \sigma_{45} \frac{E_{\text{Вл}}}{E_{45}} = 50 \frac{32\,000}{210\,000} = 7,6$ МПа.

Потенциальная энергия деформации образца для стали 45 и висмута при приведенном значении напряжения следующая:

$$W_{45} = 457 \frac{50^2}{210\,000} = 5,331; \quad W_{\text{Вл}} = 457 \frac{7,6^2}{32\,000} = 0,807.$$

Имея значения W и полученные экспериментальным путем значения δ_d^2 для указанных напряжений, определяем удельную потерянную энергию $\Delta W'$ в образцах из стали и висмута: $\Delta W' = \Delta W/V$, где V — объем рабочей части образца, $V = bh l = 2 \times 14 \times 98 = 2744$ мм³.

После несложных преобразований $\Delta W'_{45} = 7,29 \cdot 10^{-6}$ МПа; $\Delta W'_{\text{Вл}} = 96,9 \cdot 10^{-6}$ МПа.

Полученные значения удельной потерянной энергии использовали для расчета декремента колебаний в стальных образцах с залитыми висмутом отверстиями. При этом использовали следующие зависимости: $\Delta W_{45} = \Delta W'_{45} (V - V_0)$, $\Delta W_{\text{Вл}} = \Delta W'_{\text{Вл}} V_0$, где ΔW_{45} и $\Delta W_{\text{Вл}}$ — энергия, рассеянная металлической частью образца (сталь 45) и висмутом — заполнителем отверстий; V_0 — объем отверстий в образце.

Рассеянная энергия в образце $\Delta W = \Delta W_{45} + \Delta W_{\text{Вл}}$, где ΔW_{45} и $\Delta W_{\text{Вл}}$ — составляющие энергии, рассеянной соответ-

Т а б л и ц а 28. Соотношение декрементов колебаний модельных образцов

Диаметр отверстий, D , мм	Количество отверстий, N , шт.	Объем отверстий, V , мм ³	$\delta_{\text{к}}^p$, %	$\delta_{\text{к}}^{\text{э}}$, %	$\delta_{\text{к}}^{\text{э}}/\delta_{\text{к}}^p$
0,8	65	66	0,26	0,38	1,58
	150	151	0,38	0,81	2,13
2,0	24	151	0,36	0,41	1,14
	66	415	0,72	1,26	1,75

ственно в материале образца (сталь 45) и заполнителе отверстий (висмут).

Расчетные значения декремента колебаний определяли по формуле $\delta_{\text{к}}^p = \Delta W/2W$.

При определении величины потенциальной энергии образца учитывали значения модуля упругости, полученные по методике работы [140] для образцов с отверстиями каждого из изученных вариантов.

Расчетные $\delta_{\text{к}}^p$ и экспериментальные $\delta_{\text{к}}^{\text{э}}$ значения декрементов колебаний образцов с отверстиями, залитыми висмутом, приведены в табл. 28 (при амплитуде напряжений 50 МПа).

Таким образом, во всех случаях величины декрементов колебаний, полученные экспериментальным путем, выше расчетных их значений. Причем относительные различия в значениях декрементов находятся в прямой зависимости от количества залитых висмутом отверстий данного размера. При одинаковом объеме отверстий отношение $\delta_{\text{к}}^{\text{э}}/\delta_{\text{к}}^p$ тем больше, чем меньше размер этих отверстий.

Для подтверждения правильности указанной методики выполнен также расчет декремента колебаний высокопрочного чугуна с перлитной структурой металлической основы ($E = 156\,500$ МПа). При этом в качестве аналога структуры металлической основы приняли сталь марки У8. Методика расчетного метода определения декремента колебаний чугуна изложена в работе [140]. При том же уровне амплитуд изгибных напряжений (от 32 до 126 МПа) величины декрементов определяли опытным путем. Сравнение результатов, приведенных в табл. 29, показывает, что экспериментальные значения декремента колебаний чугуна значительно превышают расчетные, что особенно заметно при повышенных амплитудах напряжений. Очевидно, решающую роль в этом играют процессы контактного трения графита и металлической основы, которые выполнены расчетом не учитываются. Полученные данные могут служить объяснением особенностей диа-

Таблица 29. Расчетные и экспериментальные значения декрементов колебаний ЧШГ

Амплитуда напряжения, σ , МПа	δ_{σ}^D , %	δ_{σ}^B , %	$\delta_{\sigma}^B/\delta_{\sigma}^D$	Амплитуда напряжения, σ , МПа	δ_{σ}^D , %	δ_{σ}^B , %	$\delta_{\sigma}^B/\delta_{\sigma}^D$
92	0,50	0,56	1,12	95	0,56	0,76	1,36
124	0,53	0,67	1,26	126	0,63	0,84	1,34

граммы напряжение — деформация чугуна в сравнении с таковой для стальных образцов с надрезами, полученной в работе [143].

На основании проведенных исследований делаем вывод, что в процессе нагружения чугуна графитовые включения оказывают существенное сопротивление деформации материала за счет действия следующих основных факторов: включения графита, являясь концентраторами напряжений, способствуют возникновению пиков напряжений в металлической основе; сами включения графита как материал, обладающий определенной механической прочностью и особенно высокой демпфирующей способностью, повышают жесткость материала и гасят вибрационные нагрузки, увеличивая долговечность изделий; при циклическом деформировании чугуна благодаря деформациям графита и занятым им полостям имеет место трение на границе раздела включений с металлической основой, что сказывается на всех механических характеристиках чугуна. Измельчение графитовых включений в высокопрочном чугуне положительно влияет на комплекс его физико-механических характеристик до тех величин, пока расстояния между соседними включениями остаются достаточно большими (более нескольких диаметров включений), чтобы свести к минимуму ослабляющий фактор.

Микропластические деформации в чугуне, вызванные графитовыми включениями, подтверждены исследованиями микроструктуры чугуна в области включений с применением травления после приложения нагрузки [149, 150], сопоставлением величин деформаций чугуна и стали [151], использованием киноъемки [152] и метода фотоупругих покрытий с изучением фрактограмм поверхности разрывов образцов [153, 159].

Экспериментально установлено, что при деформировании образцов из ЧШГ под действием нагрузок, вызывающих пластическую деформацию, уменьшается коэффициент Пуассона чугуна. Однако по мере увеличения напряжений на образцах пластические деформации в продольном направлении

проявляются сильнее и коэффициент Пуассона увеличивается, что является логическим следствием увеличения объема ячеек, занятых графитом. При изучении характера разрушения ЧШГ с феррито-перлитной структурой металлической основы показано [153], что коэффициент концентрации напряжений K_σ , обусловленный включениями графита, в начальный период деформации образца (в данном случае при увеличении растягивающего напряжения от 200 до 240 МПа) возрастает от 1,3 до 1,7, что свидетельствует об упругом характере нагружения. Моменту зарождения трещины предшествует пластическая деформация. С ростом интенсивности нагружения, приводящего к зарождению трещины и, как следствие, к понижению прочности, пластичности и к движению дислокаций, величина коэффициента K_σ начинает приближаться, достигая при напряжении 290—320 МПа той же величины, которая имела место при 200 МПа. Под влиянием нарастающего напряжения основная работа затрачивается на преодоление усилия распротранения трещины, которые тем больше, чем мельче зерна металлической основы. Границы зерен и графитовые включения шаровидной формы, как показал анализ фрактотграмм разрушения, являются существенным барьером распротранения трещин. Однозначно подтверждено, что сами включения графита в высокопрочном чугуна не являются очагами зарождения и распротранения трещин, а различия в размерах графитовых включений не оказывают большого влияния на величину коэффициента концентрации напряжений, который существенно зависит от составляющих металлической основы чугуна.

По данным работы [154], в результате исследований, проведенных с помощью растрового электронного микроскопа процессов зарождения и развития трещин в чугунах с различной структурой графита, в ЧШГ в отличие от чугуна с пластинчатым графитом трещина, если произошло ее зарождение, распротраняется не вдоль границы раздела графит — металлическая основа, а вдоль концентрического слоя графита, расположенного в непосредственной близости от указанной границы раздела; этот слой графитового включения является разделительным между поверхностью первичного графита, выделившегося непосредственно из расплава при его затвердевании, и графитом, который наслоился на него в результате диффузии в твердом состоянии.

В ЧШГ с наличием ферритной и перлитной составляющих структуры металлической основы наиболее вероятным очагом зарождения трещины является граница этих составляющих

В ферритной оторочке вокруг графитового включения, характерной для литой структуры ЧШП, трещина не образуется из-за более высокой пластичности феррита по сравнению с перлитом, а также из-за обогащения пограничного с графитом слоя кремнием, благодаря чему этот слой имеет и высокую прочность.

Если допустить, что модуль упругости высокопрочного чугуна с ферритной и перлитной структурой одинаков, перлит хрупкий, а концентрация напряжений, вызванная графитовыми включениями шаровидной формы,

незначительна, представляется возможным [155] представить следующую картину распределения напряжений в чугуне с ферритными оторочками вокруг графита (рис. 35). При напряжениях от внешней нагрузки, меньших, чем предел текучести феррита ($\sigma_{0.2}$), имеет место только упругая деформация феррита и перлита, причем надрезающее действие графита вызывает образование напряжений в ферритной оторочке, больших, чем в перлите (кривая 1—2). Когда напряжение у включений графита достигает величины предела текучести феррита ($\sigma_{0.2}$), происходит пластическая деформация феррита, а кривая упругой деформации сдвигается от 2—7 до 3—6, т. е. к зоне перлита. При дальнейшем повышении нагрузки происходит упругая деформация перлита, а пластическая деформация феррита продолжается при постоянном уровне напряжений в этой зоне. И, наконец, при нагружении образца до достижения напряжения, равного пределу прочности перлита ($\sigma_{0.4}$) (кривая 4—5), на границе феррита и перлита образуется трещина. В реальных условиях, когда имеет место релаксация напряжений на границах рассматриваемых фаз, взаимное влияние напряженного состояния соседних зон и перлитная составляющая структуры обладает определенной пластичностью, кривая распределения напряжений приобретает несколько иной вид (на рис. 35 показана штриховой линией), где участок А характеризует пластическую деформацию перлита. Исследования микроструктуры зоны разрушения плоских образцов в процессе их нагружения с помощью скапирующего электронного микроскопа показали, что зарождение трещины происходит преимущественно в пограничных с ферритом пластинах

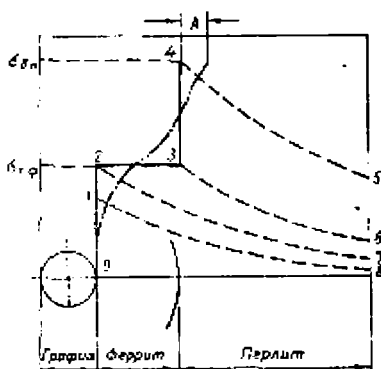


Рис. 35. Схематическое распределение напряжений в феррито-перлитном высокопрочном чугуне.

перлита, расположенных перпендикулярно действию растягивающих нагрузок. В феррите трещина развивается, когда уже возник ее очаг в перлите. Неоднородности структуры (микроусадочные раковины, карбиды и неметаллические включения по границам зерен) являются одним из основных источников зарождения трещин в ЧШГ.

При ударном характере нагружения скорость распространения трещины в ЧШГ значительно меньше, чем в случае конструкционных сталей, и, по данным работы [152], полученным на специальном взрывном копре на образцах типа Шарпи с надрезом в вершине 60° с записью киотограмм разрушения, составляет для легированного ЧШГ 200—650 м/с и для стали 2000 м/с. В работе [156] показано, что скорость роста трещины находится в обратной связи со степенью компактности графита и количеством его в чугунах и зависит от структуры металлической основы, а траектория трещины зависит лишь от формы и распределения графитовых включений.

Распространение трещин в ЧШГ имеет прерывистый характер, что в значительной мере обусловлено наличием графитовых включений шаровидной формы, оказывающих сопротивление росту трещин.

Циклическое (усталостное) нагружение высокопрочного чугуна с различной степенью сфероидизации графитовых включений выявляет некоторые особенности деформации этого материала. При изучении характера трещинообразования в чугунах в условиях растягивающе-сжимающих нагрузок с симметричным циклом показано [157], что величина относительного удлинения у образцов из чугуна с пластинчатым и вермикулярным графитом возрастает с увеличением числа циклов нагружения. У образцов из ЧШГ значение этой ха-

рактеристики в начале испытаний уменьшается, а затем увеличивается, что обусловлено упрочнением материала образца сжимающими растягивающими напряжениями, а при продолжении нагружения — образованием макротрещин. В итоге величина пластической деформации при циклическом деформировании ЧШГ больше, чем в случае чугуна с вермикулярным, и особенно с пластинчатым графитом (рис. 35). Деформа-

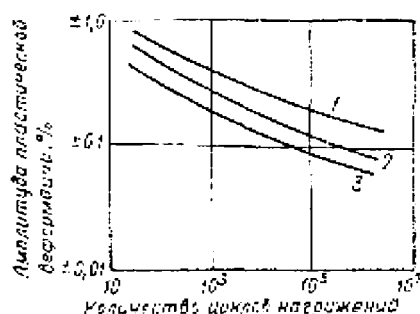


Рис. 35. Кривые пластических деформаций при усталостных испытаниях чугунов с шаровидным (1), вермикулярным (2) и пластинчатым (3) графитом.

ция образцов чугуна с пластинчатым графитом начинается уже при первых циклах нагружения значительной интенсивности, что вызвано образованием трещиноподобных разрывов материала и за счет слияния мелких трещин в одну. Замедление роста трещины наблюдается в случаях, когда на ее пути расположены пластинки графита, ориентированные параллельно вектору нагружений. У чугуна с вермикулярным графитом значительное количество трещин возникает на частицах графита, расположенных перпендикулярно или под углом к вектору нагружений. С увеличением продолжительности испытаний трещины распространяются по всей поверхности образцов, однако только некоторые из них до разрушения образца соединяются между собой. Прекращение роста трещин наблюдается у чугуна с вермикулярным графитом в том случае, когда трещина образуется на включениях графита, близких по форме к шаровидным, или при своем росте сталкивается с такими включениями.

В образцах из ЧНГ трещины образуются при значительно больших амплитуде и числе циклических нагружений. Их возникновение обусловлено присутствием графитовых включений, в первую очередь неправильной формы, наличием усадочных раковин и других дефектов структуры. Зависимость размеров трещин от количества циклов испытаний для чугунов с пластинчатым, вермикулярным и шаровидным графитом показана на рис. 37.

Процесс зарождения и развития микротрещин в чугунах с различной формой графита при термоциклировании в принципе сходен с таковым для усталостного нагружения, однако имеет и некоторые особенности. В результате испытаний образцов по режиму быстрый нагрев до 900 °C (50 с) и резкое охлаждение в воде до 20 °C (20 с) установлено [158], что основным фактором, вызывающим образо-

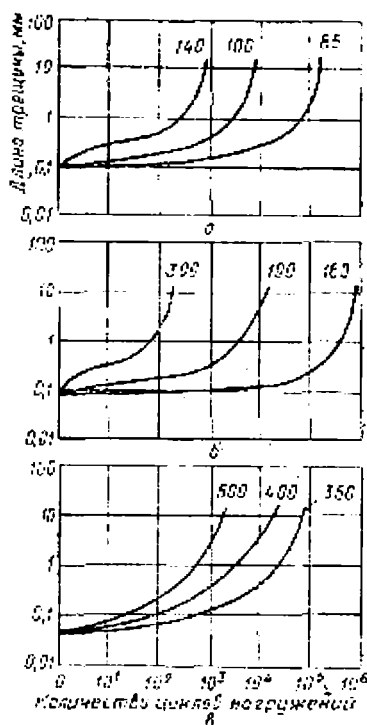


Рис. 37. Влияние длительности и амплитуды (указана у кривых в МПа) нагружений на образование трещин в чугунах с пластинчатым (а), вермикулярным (б) и шаровидным (в) графитом.

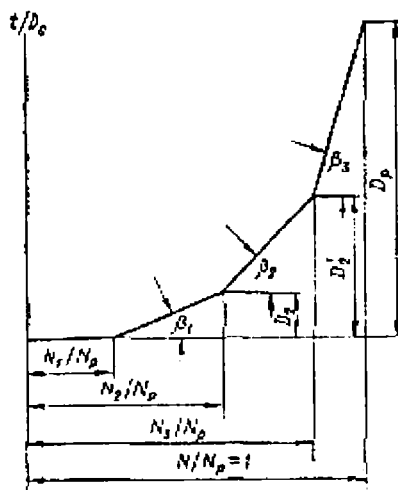


Рис. 38. Схема развития усталостного разрушения ЧШГ.

вание трещин в чугунах с различной формой графита, является наличие литейных дефектов усадочного характера и неметаллических включений. В случае чугуна с пластинчатым графитом скорость образования трещин увеличивается при большей гетерогенности форм включений графита. В ЧШГ трещины начинают развиваться у неметаллических включений (черные пятна), в крупных включениях цементита или на границе раздела цементита с перлитом, а также в сфероидах графита неправильной формы.

Характерно, что сфероиды графита, расположенные в цент-

ральной части образца, при термациклировании более инициируют разрушение, чем включения графита поверхностных слоев образца. Вследствие образования больших напряжений во внутренних слоях сетка трещин развивается быстрее. Максимальная длина микротрещин, образующихся на первом этапе разрушения, подчиняется соотношению 5 : 3 : 1 соответственно для чугунов с пластинчатым, вермикулярным и шаровидным графитом.

Скорость распространения усталостной трещины в ЧШГ увеличивается с ростом числа циклов нагружений и в тем большей степени, чем больше интенсивность циклического нагружения на вершине трещины. Кинетика усталостного разрушения высокопрочного чугуна графически может быть представлена [169] в виде трех прямолинейных участков с постепенным увеличением угла наклона последних к оси абсцисс, на которой нанесено количество циклов нагружений в относительных величинах (рис. 38). На этом графике осью ординат является относительная глубина трещины t/D_0 , где t — глубина трещины, D_0 — сечение рабочей части образца. Основные стадии развития усталостного разрушения следующие: период до начала образования микротрещины (N_1/N_p), стадия медленного развития трещины ($(N_2 - N_1)/N_p$) до относительной глубины D_1 , ускоренный рост трещины ($(N_3 - N_2)/N_p$) до глубины D_2 и стремительное распространение ее ($1 - N_3/N_p$) до разрушения образца при общей глубине трещины D_p (N_p — разрушающее число циклов). По этому ме-

тоду скорость развития усталостной трещины определяется как тангенс угла наклона каждого участка: $\lg \beta_1 = v_1$; $\lg \beta_2 = -v_2$; $\lg \beta_3 = v$.

Зависимость скорости роста усталостной трещины от уровня напряжения в образцах из ЧШГ подчиняется уравнению $\lg V = \lg C + n \lg K$, где C и n — коэффициенты, K — коэффициент интенсивности напряжений у вершины трещины.

Для оценки надежности конструкционных материалов способность их сопротивляться развитию трещины или допускать пластическую деформацию около вершины развивающейся трещины (трещиностойкость или вязкость разрушения) рассматривают в последнее время в числе основных показателей, при этом основное значение имеет предельное значение коэффициента интенсивности напряжений K_{Ic} , для определения которого имеются специальные рекомендации применительно к характеру нагружения образцов — статическому [180] или динамическому [232]. Величина K_{Ic} соответствует условию выполнения плоской деформации в вершине трещины в момент начала ее распространения, поскольку при выполнении этого условия вязкость разрушения принимает минимальное значение. Чем больше габариты испытываемых образцов, тем достовернее получаются результаты определения трещиностойкости высокопрочного чугуна, поэтому использование непробированных методик определения этой характеристики приводит к получению неоднозначных результатов влияния на ее величину различных параметров состава и структуры ЧШГ.

Для определения величины K_{Ic} необходимо выполнить следующее условие: $B \geq 2,5 (K_{Ic}/\sigma_{0,2})^2$, где B — толщина образца, $\sigma_{0,2}$ — предел текучести чугуна.

Показатель вязкости разрушения можно использовать для определения критического размера $l_{кр}$ сквозных трещин на отливках, являющегося универсальным критерием конструкционной прочности материала, на основании зависимости $l_{кр} = (K_{Ic}/n\sigma_{0,2})^2$, где n — коэффициент запаса по величине K_{Ic} (обычно $n = 2$ [234]).

Анализ работ [181, 182, 234] показывает, что величина K_{Ic} чугуна прямо зависит от степени сфероидизации графита и, например [234], для различных типов чугунов характеризуется значениями, приведенными в табл. 30.

Из табл. 30 и анализа результатов исследований других авторов [182] следует, что по показателям предельных значений коэффициента интенсивности напряжений и критического размера трещин ЧШГ практически равноценен среднеуглеродистой литой стали и значительно превосходит чугун с пластинчатым графитом.

Таблица 30. Вязкость разрушения различных материалов

Материал	σ_B , МПа	K_{Ic} , МПа $\times \sqrt{М}$	$t_{кр}$, мм
Чугун с графитом:			
пластинчатым	—/307	48,3/37,3	—
вермикулярным	412/—	58,8/—	—
сферическим	620/522	76,3/60,2	10,2/12,8
Сталь:			
25Л	468/—	132,0/—	29,8/—
45Л	561/—	88,6/—	17,5/—
55Л	623/—	83,8/—	12,8/—

Примечание. Перед косой — чугун в литом состоянии, за — после отжига на феррит.

Установлено [233], что вязкость разрушения чугуна тем больше, чем выше для данного материала упругие характеристики, эта зависимость выражается уравнением $K_{Ic} = \sqrt{\frac{2}{3} E \sigma_B \epsilon_m m^2}$, где ϵ_m — деформация, соответствующая пределу прочности; m — коэффициент деформационного упрочнения.

Количественная зависимость трещиностойкости от содержания графита и формы его включений в чугуне по тем же данным имеет вид $K_{Ic} = (1 - 0,19V_g \Phi) 262,7 \sqrt{\frac{\epsilon_B}{1 - 0,55\Phi V_g}} \text{ МПа} \sqrt{М}$, где V_g — объемное содержание графита в чугуне, Φ — коэффициент формы включений графита.

Экспериментальные исследования влияния структуры графитовых включений (количества, диаметра, расстояния между включениями) выполняли [181] при следующем составе ЧШГ, %: 3,39—3,70 С; 3,24—3,51 Si; 0,35—0,63 Mn; 0,08—0,10 Cr; 0,10 Р; 0,05—0,07 Mg. Образцы в соответствии с рекомендациями [180, 232] имели следующие размеры, мм: длина 180, ширина 20, высота 40 с шевронным надрезом (см. рис. 40, б).

Выбор типа образца обусловлен удобствами испытаний и размерами опылок. Образцы вырезали из литых заготовок различного сечения, благодаря чему количество включений графита в изученном чугуне находилось в пределах от 20 до 100 шт./мм², их диаметр от 40 до 110 мкм, среднее расстояние между включениями от 35 до 92 мкм при структуре металлической основы от ферритной до перлитоферритной и следующих значениях механических свойств: $\sigma_B = 500$ —585 МПа, $\sigma_{0,2} = 432$ —460 МПа, $\delta = 1,2$ —11,5 %, твердость HB = 1400—2400 МПа.

Испытание образцов на вязкость разрушению с предварительно выращенной усталостной трещиной в зоне шевронного

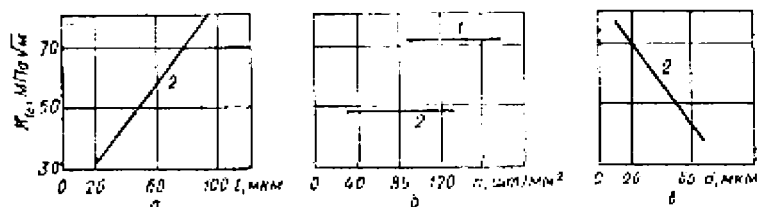


Рис. 39. Влияние структуры графита на трещиностойкость ЧШГ:

1 — $d = 12-16 \mu m$, 2 — $d = 40-50 \mu m$.

надреза при статическом нагружении проводили на испытательной машине ЦД-10 с максимальной нагрузкой 98 кН; проводили запись диаграмм нагрузка — раскрытие кромок надреза и нагрузка — перемещение по линии нагружения. Испытания образцов при динамическом нагружении осуществляли на вертикальном копре с падающим грузом, оборудованном электронной аппаратурой для записи диаграммы нагрузка — время и перемещение — время.

Поскольку для изученных чугунов диаграммы нагружения в большинстве случаев были нелинейны, величину K_{Ic} определяли по методу $\int$ — интеграла; критическое значение последнего устанавливали путем испытания серии образцов с одинаковыми длинами трещин. При этом выполнялось условие $B \geq 200 \int \epsilon'(\sigma_{0.2} + \sigma_R)$, где B — толщина образца.

Полученные результаты, приведенные на рис. 39, показывают, что между трещиностойкостью чугуна и расстоянием между графитовыми включениями в его структуре наблюдается хорошая корреляция, причем с увеличением расстояния l между включениями величина K_{Ic} повышается по зависимости $K_{Ic} = 0,64l + 17,06$ МПа.

При увеличении размера включений графита вязкость разрушения снижается, а количество графитовых включений при неизменном их размере не оказывает влияния на трещиностойкость высокопрочного чугуна. При одинаковой структуре включений графита увеличение неферритной составляющей вызывает снижение вязкости разрушения ЧШГ.

2. Влияние структуры графита на механические свойства чугуна

Приводимые в литературе зависимости свойств чугуна от формы графита, имея качественно одинаковый характер, по интенсивности изменения изучаемых показателей механических свойств от ССГ зачастую существенно различаются, что объясняется использованием различных методов определения ССГ в высокопрочном чугуне. В работе [165] установлен прямоли-

нейный характер зависимости предела прочности при растяжении от формы графитовых включений, оцениваемой пятибалльной шкалой, а исследователи работы [166], применившие ту же методику, пришли к выводу, что с ухудшением формы графита интенсивность снижения прочности чугуна непрерывно повышается, а относительное удлинение падает пропорционально уменьшению количества включений графита шаровидной формы. При использовании шкалы, разработанной [51] для оценки формы графитовых выделений ковкого чугуна, в работе [167] получена прямолинейная связь характеристик прочности и пластичности высокопрочного чугуна с фактором формы. Общим для всех авторов является утверждение о том, что предел прочности при растяжении более чувствителен к изменению структуры графитовых включений в чугуне, чем предел текучести.

Анализ многочисленных структур чугунов с результатами их механических испытаний показал, что в модифицированном чугуне оценка степени сфероидизации по относительному количеству включений графита шаровидной формы, которая часто применяется отечественными и особенно зарубежными исследователями, дает различные результаты при изменении режимов модифицирования и затвердевания чугуна, хотя конечная структура последнего в отливках остается без изменений. Это вызвано главным образом большим разнообразием промежуточных (между пластинчатой и шаровидной) форм и соотношений количества включений графита, характерных для различных производственных условий. Нередки, например, случаи, когда при одинаковом количестве шаровидного графита остальные включения могут иметь пластинчатую (при модифицировании чугуна металлическим магнием) или, в другом случае (обработка чугуна РЗМ — содержащим модификатор), — компактную, близкую к шаровидной, форму. Поэтому более универсальными следует считать методики, основанные на определении показателя ССГ, учитывающего фактор формы всех включений графита конкретной структуры. Применительно к ЧШГ корректные результаты, как показала широкая апробация при различных способах модифицирования, обеспечивает методика оценки ССГ, приведенная в первой главе. Разработанная по этой методике шкала из 12 эталонных структур (см. рис. 2) позволяет с точностью до 5 % определить ССГ в структуре высокопрочного чугуна.

С применением указанной методики изучили количественные зависимости основных физико-механических характеристик ЧШГ от величины ССГ, которую определяли в зонах разрушения образцов при испытании. Различную форму включений графита в чугуне достигали обработкой жидкого металла

электротечной плавки переменным количеством лигатуры композиции железо — кремний — магний. Образцы для механических испытаний вырезали из отлитых клиновидных заготовок из чугуна, содержащего, %: 3,29—3,48 С; 3,02—3,14 Si; 0,52—0,55 Mn; 0,08—0,09 P; 0,05—0,07 Cr; 0,009—0,022 S; 0,012—0,070 Mg. Заготовки подвергали термообработке по режимам, обеспечивающим получение ферритной и перлитной структур чугуна.

Свойства чугуна при статических испытаниях изучали на образцах диаметром 10 мм и пятикратной расчетной длиной, ударную вязкость и твердость — на образцах сечением 10 × 10 мм без надреза; модуль упругости определяли динамическим методом [163], декремент колебаний — методом изгибных колебаний образцов прямоугольного сечения (рис. 40, б) по методике, разработанной в работе [164].

Результаты испытаний образцов, обработанные методами математической статистики, в зависимости от величины ССГ в чугуне приведены на рис. 41, каждая точка на которых является средним значением 3 — 5 испытаний; сплошные линии относятся к чугуну с ферритной структурой, пунктирные — с перлитной. Анализ полученных графических зависимостей показывает, что при уменьшении показателя ССГ все изучаемые характеристики чугуна изменяются, однако интенсивность и характер этого влияния неодинаковы. Так, ухудшение ССГ с 98 до 55 % вызывает общее понижение σ_s с 470 до 230 МПа для ферритного и с 630 до 360 МПа для перлитного чугуна (см. рис. 41, а). Темп падения этой характеристики повышается при большем отклонении формы графита от шаровидной: если при изменении ССГ с 98 до 85 % падение σ_s составило (соответственно для чугуна ферритного и перлитного) 30 и 40 МПа, то для ССГ в пределах от 85 до 70 % — 60 и 80 МПа, а для еще меньших значений ССГ (70—55 %) — значительно большие величины — 140—150 МПа. Такая же тенденция наблюдается и для предела текучести, хотя в сравнении с пределом прочности эта характеристика менее чувствительна к ухудшению формы графита — различие в значениях $\sigma_{0,2}$ не превышает 100—120 МПа при изменении ССГ в интервале 60—98 %.

Зависимости значений пределов прочности и текучести от величины ССГ в изученных пределах подчиняются уравнениям второго порядка, полученным по методу Лагранжа, следующего вида:

для перлитного чугуна: $\sigma_s = -0,15 (\text{ССГ} - 60)^2 + 9,5 \times (\text{ССГ} - 60) + 440$; $\sigma_{0,2} = 0,1 (\text{ССГ} - 70)^2 + (\text{ССГ} - 70) + 420$;
 для ферритного чугуна: $\sigma_s = -0,2 (\text{ССГ} - 55)^2 + 13,7 \times (\text{ССГ} - 55) + 220$; $\sigma_{0,2} = -0,1 \cdot \text{ССГ}^2 + 19,2 \cdot \text{ССГ} - 582$, где σ_s , $\sigma_{0,2}$, МПа, ССГ, %.

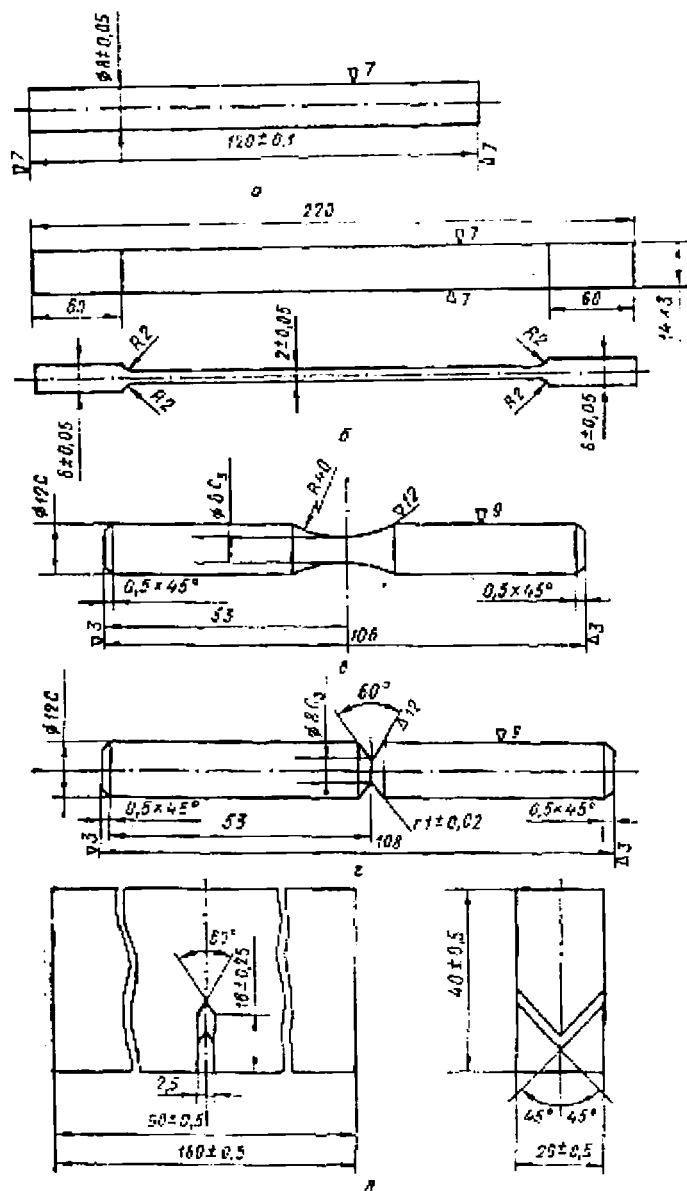


Рис. 43. Образцы для определения модуля упругости (а), декремента колебаний (б), предела усталости без концентратора напряжений (в) и с концентратором напряжений (г), вязкости разрушения чугуна (д).

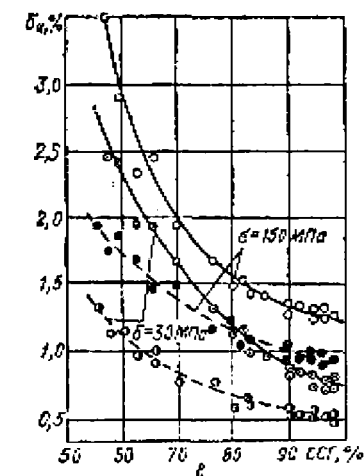
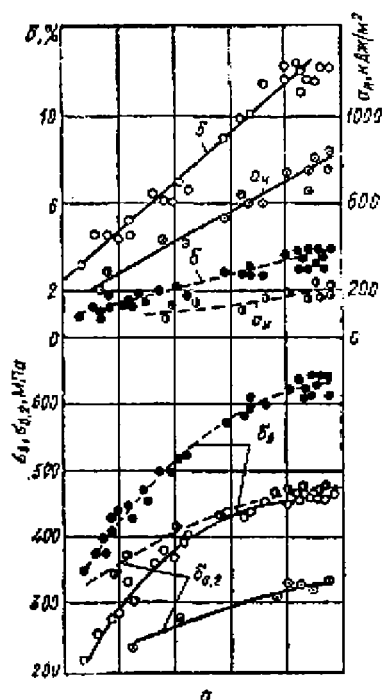
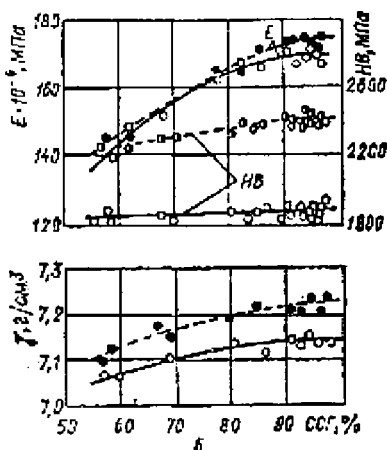


Рис. 41. Влияние формы графита на физико-механические свойства ферритного (сплошные линии) и перлитного (штриховые линии) высокопрочного чугуна:

α — предел прочности при растяжении, предел текучести, относительное удлинение, ударная вязкость; δ — модуль упругости, твердость, плотность; ϵ — циклическая вязкость.



Характер зависимости относительного удлинения и ударной вязкости от формы графитовых включений качественно одинаков — с увеличением показателя ССГ эти характеристики монотонно повышаются в случае ферритного и перлитного чугуна. При изменении степени сфероидизации графита в пределах 55—98 % δ и α_n исследуемого чугуна могут быть определены по таким формулам:

для перлитного чугуна: $\delta_n = -0,987 + 0,041 \cdot \text{ССГ}$; $\alpha_n = -12,2 + 2,1 \cdot \text{ССГ}$.

для ферритного чугуна: $\delta = -8,65 + 0,22 \cdot \text{ССГ}$; $\alpha_n = -180 + 12,7 \cdot \text{ССГ}$ (δ , %; α_n , кДж/м²; ССГ, %).

Модуль упругости высокопрочного чугуна, увеличиваясь с повышением степени сфероидизации графита (рис. 41, б),

изменяется в большей степени при меньших значениях ССГ: при изменении показателя ССГ от 55 до 70 % рост E для ферритного чугуна составляет около 18 000 МПа, повышаясь от 137 000 до 155 000 МПа: при дальнейшем улучшении формы графита на такую же величину (от 70 до 85 %) повышение модуля упругости значительно меньше — 15 000 МПа, а при изменении ССГ от 85 до 98 % — еще меньше и не превышает 500—700 МПа. Аналогичная зависимость, но менее выраженная, наблюдается и для чугуна с перлитной структурой.

Высокая ССГ обуславливает повышение плотности и твердости чугуна, однако при изменении ССГ в пределах 55—98 % увеличение значений этих характеристик относительно небольшое и для ферритного и перлитного чугуна соответственно составляет: по γ — 0,08—0,10 г/см³ и 0,10—0,12 г/см³; по HB 30—80 МПа и 150—200 МПа (см. рис. 41, б).

Аналитическая зависимость модуля упругости, твердости и плотности от формы графита в изученном высокопрочном чугуне может быть представлена следующими уравнениями:

для перлитного чугуна: $E = -200 \cdot \text{ССГ}^2 + 37\,600 \cdot \text{ССГ} - 48\,800$; $\text{HB} = 1796 \div 0,24 \cdot \text{ССГ}$; $\gamma = -0,0001 \cdot \text{ССГ}^2 + 0,019 \cdot \text{ССГ} + 6,24$;

для ферритного чугуна: $E = -200 (\text{ССГ} - 60)^2 + 15\,000 \cdot (\text{ССГ} - 60) + 1\,420\,000$; $\text{HB} = 0,08 \cdot \text{ССГ}^2 - 7,8 \cdot \text{ССГ} + 2410$; $\gamma = -0,00005 \cdot \text{ССГ}^2 + 0,01065 \cdot \text{ССГ} + 6,68$ (здесь E , МПа; HB, МПа; γ , г/см³; ССГ, %).

Форма графитовых включений наибольшее влияние оказывает на величину δ_d чугуна — при изменении ССГ от 55 до 98 % декремент колебаний уменьшается в 2—4 раза в зависимости от структуры металлической основы и амплитуды приложенных при испытании образцов напряжений (см. рис. 41, в), причем ферритный чугун во всем диапазоне ССГ характеризуется лучшей способностью гасить вибрации, чем перлитный, а снижение интенсивности нагрузок (в данном случае с 150 МПа до 30 МПа) повышает чувствительность δ_d к ССГ. Зависимость декремента колебаний от ССГ имеет вид уравнения второго порядка:

для перлитного чугуна: $\delta_d = 0,0005 \cdot \text{ССГ}^2 - 0,095 \cdot \text{ССГ} + 5,1$ при амплитуде напряжений 30 МПа; $\delta_d = -0,0008 \cdot \text{ССГ}^2 + 0,077 \cdot \text{ССГ} + 0,06$ при амплитуде напряжений 150 МПа;

для ферритного чугуна: $\delta_d = 0,0007 \cdot \text{ССГ}^2 - 0,158 \cdot \text{ССГ} + 9,36$ при амплитуде напряжений 30 МПа; $\delta_d = 0,002 \cdot \text{ССГ}^2 - 0,349 \cdot \text{ССГ} + 16,53$ при амплитуде напряжений 150 МПа.

Изучили также зависимость физико-механических характеристик от величины ССГ для чугуна других вариантов моди-

Таблица 31. Предел прочности ЧШГ с различной формой графита

ССГ, %	σ_B , МПа	σ_B
47—53	540, 520, 500, 510, 535, 520	521/53,6
58—63	690, 670, 655, 665, 670	670/68,9
68—73	790, 800, 820, 780, 785, 795	795/81,8
77—82	940, 890, 880, 905, 900, 875, 930, 895	902/92,8
93—98	990, 1000, 950, 950, 1020, 945, 935	972/100

Примечание. Перед косой — среднее в МПа, за — н %

фицирования, состава и структуры в литом состоянии и после различных режимов термической обработки. Например, при исследовании количественной зависимости предела прочности при растяжении от формы графитовых включений для перлитного (феррита до 5—8 %, литое состояние) ЧШГ, содержащего, %: 3,6—3,8 С, 2,5—2,7 Si, 0,35—0,40 Mn, 0,02—0,04 Cr, 0,008—0,011 S, 0,01 P, 0,45—0,55 Ni, 0,40—0,50 Cu, 0,02—0,03 Sn, 0,019—0,055 Mg, исходный чугуны при температуре 1480—1510 °С обрабатывали модификаторами композиции магний — кальций — РЗМ — кремний — железо (ТУ14—5—39—74). Образцы для механических испытаний вырезали непосредственно из отливок, из одинаковых по условиям затвердевания и питания участков, форму графитовых включений изучали в зоне разрушения образцов. Результаты определений, приведенные в табл. 31, показали, что при изменении величины ССГ темп уменьшения значения предела прочности тем больший, чем больше форма графитовых включений отличается от шаровидной: если для средних значений ССГ в пределах 80 ± 95 % σ_B составляет 902—972 МПа, т. е. меняется лишь на 70 МПа, то для ССГ, равной 50 ± 60 %, различия в значениях σ_B достигают около 150 МПа, изменяясь в пределах 520—670 МПа.

Анализ данных, приведенных на рис. 41, а и в табл. 31, позволяет заключить, что относительные величины изменений предела прочности для данных значений ССГ одинаковы. Если численное значение σ_B чугуна с аperlитной структурой металлической основы со степенью сфероидизации графита, равной 95—98 %, принять за 100 %, то при снижении ССГ до 80 % величина предела прочности уменьшается на 7—8 %; при дальнейшем понижении показателя ССГ интенсивность падения σ_B увеличивается и для ССГ, равной 70, 60, 50 %, эта характеристика составляет соответственно 80 ± 82 , 69 ± 70 и 53 ± 54 % того значения, которое имело место для чугуна со степенью сфероидизации графита 95—98 %.

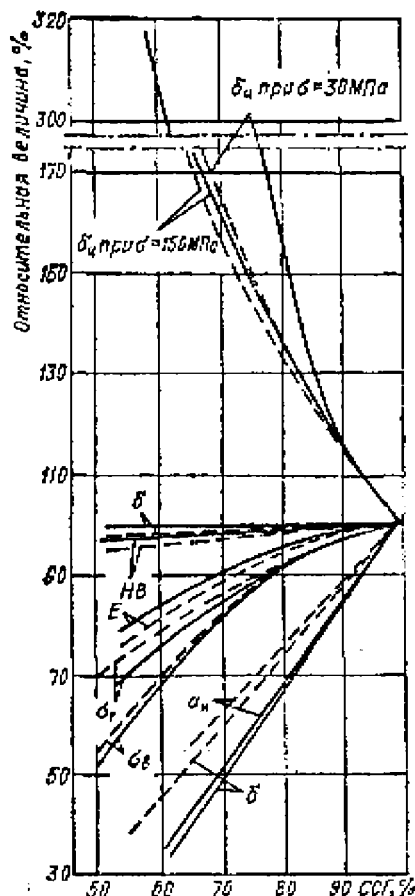


Рис. 42. Сравнительная оценка влияния ОСТ на интенсивность изменения физико-механических свойств ферритного (сплошные линии) и перлитного (штриховые линии) высокопрочного чугуна.

На рис. 42 изученные физико-механические характеристики в зависимости от ССГ чугуна представлены в относительных величинах, где за 100 % принята величина каждой характеристики для случая, когда ССГ в высокопрочном чугуне составляет не менее 95 %. Эти данные показывают, что в отношении чувствительности к изменению формы графитовых включений характеристики располагаются (в убывающем порядке) в следующей последовательности: демпфирующая способность, относительное удлинение, ударная вязкость, предел прочности при растяжении, предел текучести, модуль упругости, твердость, плотность. Причем относительное понижение величин δ , σ_B и $\sigma_{0.2}$ ферритного чугуна (сплошные линии) заметно (на 5—10 %) больше, чем перлитного (пунктирные линии); в случае модуля упругости и твердости, наоборот, ферритная основа в сравнении с перлитной обеспечивает меньшее падение этих характеристик с уменьшением ССГ, а чувствительность к форме графита σ_B , γ и δ_u практически не зависит от структуры металлической основы чугуна.

Проведенные исследования позволяют определять для конкретных условий уровень физико-механических свойств высокопрочного чугуна при изменении формы графитовых включений, ориентируясь только на данные металлографического анализа. При уменьшении показателя ССГ с 95—98 до 75—80 % чугун характеризуется достаточно высокими показателями характеристик прочности и упругости (снижение предела прочности и предела текучести составляет не более 10—12,

Таблица 32. Зависимость усталостной прочности от формы графита в ЧШГ

Характеристика	Значение характеристики при ССГ, %		
	65—70	80—82	92—95
$\sigma_{\text{в}}, \text{ МПа}$	610/75	740/92	810/100
$\sigma_{\text{т}}, \text{ МПа}$	220/82	255/95	270/100
$\sigma'_{\text{т}}, \text{ МПа}$	180/93	190/97	195/100
$\sigma_{\text{т}}/\sigma_{\text{в}}$	0,36/109	0,34/106	0,33/100
$\sigma'_{\text{т}}/\sigma_{\text{в}}$	0,30/125	0,26/108	0,24/100
$K_{\sigma} = \sigma_{\text{т}}/\sigma'_{\text{т}}$	1,22/88	1,34/97	1,38/100

Примечание. Пред. чисел — абсолютное, за — относительное значение характеристики, %

модуля упругости — 5—8 %), пластические характеристики при этом уменьшаются на 30—40 %, однако демпфирующая способность чугуна с такой формой графита в среднем в полтора раза выше, чем в случае полностью шаровидных включений графита.

Усталостная прочность ЧШГ в значительно меньшей мере, чем характеристики прочности при статических испытаниях и пластичность, чувствительна к понижению ССГ.

Характеристики усталостной прочности высокопрочного чугуна состава, %: 3,48—3,71 С, 2,65—2,81 Si, 0,58—0,63 Ni, 0,56—0,63 Cu, 0,35—0,40 Mn, 0,025—0,03 P, 0,02—0,04 Cr, 0,018—0,052 Mg, с перлитной структурой металлической основы в зависимости от ССГ приведены в табл. 32.

Для определения предела усталости при изгибе $\sigma_{\text{т}}$ применяли гладкие образцы с радиусом кривизны 30 мм и для $\sigma'_{\text{т}}$ — образцы с круговым надрезом с радиусом у вершины надреза 1 мм (см. рис. 40, в, г).

Из этих результатов видно, что хотя при снижении показателя ССГ с 92—95 % до 65—70 % величина предела прочности чугуна уменьшилась на 25 %, предел усталостной прочности изменился значительно меньше — на 18 % для образцов гладких и лишь на 7 % для образцов с надрезом. Характерно, что темп понижения характеристик усталости увеличивается с изменением формы графита. Коэффициент долговечности, определяемый как отношение предела усталости к пределу прочности при растяжении чугуна, увеличивается с понижением величины ССГ, что свидетельствует о большем влиянии формы графита на предел прочности при растяжении, чем

на усталостную прочность, эта тенденция более выражена при наличии концентраторов напряжений (образцы с надрезами). С уменьшением ССГ понижается чувствительность высокопрочного чугуна к концентраторам напряжений, что выражается в уменьшении отношения пределов усталости образцов гладких и с надрезами.

Полученные данные хорошо коррелируют с результатами, полученными другими авторами [15, 168].

Таким образом, даже при снижении ССГ до 80 % высокопрочный чугун сохраняет высокую работоспособность и является надежным конструкционным материалом в различных режимах эксплуатации.

Увеличение размеров графитовых включений при неизменном содержании в чугуне углерода в виде графита и одинаковых значениях других параметров структуры, как показали результаты моделирования (см. табл. 28), не должно оказывать заметного влияния на уровень прочностных, пластических и упругих характеристик материала, однако циклическая вязкость ЧШГ при этом значительно снижается. Диаметр включений графита в высокопрочном чугуне, как правило, связан со скоростью кристаллизации металла, поэтому когда различные размеры графита достигают изменением скорости охлаждения отливок (например, изменением их сечения, теплопроводности материала или температуры литейной формы) одновременно с этим неизбежно меняются размер зерна, структура металлической основы, количественное распределение элементов и т. д.

Для получения ЧШГ с широким интервалом значений размеров графита отливали в сырые песочные формы круглые заготовки различного диаметра от 30 до 300 мм (скорость охлаждения от 1,00 до 0,03 град/с).

Чугун электротермической плавки, обработанный модификатором типа ЖКМ (состав, %: 8 Mg, 45 Si, остальное Fe), содержал, в %: 3,45 C, 3,05 Si, 1,05 Mn, 0,11 P, 0,017 S, 0,07 Cr, 0,06 Ni, 0,05—0,07 Mg. Образцы для структуры и механических испытаний вырезали из участков литых заготовок, расположенных на одинаковом относительном удалении от поверхности отливки. Литая структура металлической основы менялась от перлитно-ферритной с количеством феррита 5—25 % (заготовки диаметром 30, 45 и 60 мм) до феррито-перлитной с 45—55, 65—70 и 85—90 % феррита соответственно в заготовках диаметром 90, 150 и 300 мм. Размер шаровидного графита в изучаемых отливках находился в пределах от 36 до 83 мкм при высокой степени сфероидизации (85—95 %). Механические свойства чугуна изучали в литом состоянии и после термической обработки — нормализации и отжига, обеспечи-

шей получение чисто перлитной и ферритной (95—98 % феррита) структур металлической основы. Анализ полученных результатов, приведенных на рис. 43, показывает, что при одинаковой структуре металлической основы чугуна увеличение диаметра графита, достигнутое снижением скорости охлаждения отливки, ведет к уменьшению значений предела прочности при растяжении и относительного удлинения ЧШГ. При этом предел прочности менее чувствителен к изменению размера графита, чем относительное удлинение: во всем изученном диапазоне размеров графитовых включений (24—83 мкм) снижение предела прочности составляет 6—8 для перлитного и 18—20 % для ферритного чугуна, а величина относительного удлинения для этих чугунов понижается соответственно на 80 и 50 %, причем наиболее резко — при больших сечениях отливок (150 и 300 мм).

В литом состоянии падение предела прочности более выражено, что обусловлено не только укрупнением размеров графита и зерна, но и увеличением доли ферритной составляющей в структуре чугуна более толстостенных отливок. Благодаря последнему (ферритизации) относительное удлинение чугуна с понижением скорости охлаждения отливок от 1,0 до 0,3 град/с увеличивается, а при дальнейшем понижении скорости охлаждения начинает уменьшаться, что, очевидно, вызвано ликвацией марганца, хрома и фосфора по границам зерен и увеличением размеров последних.

Установлено, например [188], что при низком (0,065—0,070 %) содержании фосфора в чугуне тем больше размер эвтектического зерна и меньше поверхность межзеренных границ, тем больше уровень ликвации этого элемента: отношение концентрации фосфора на границе зерна и в зерне увеличивается почти в два раза, вызывая понижение пластических характеристик металла. Качественно аналогично распределяется хром и марганец.

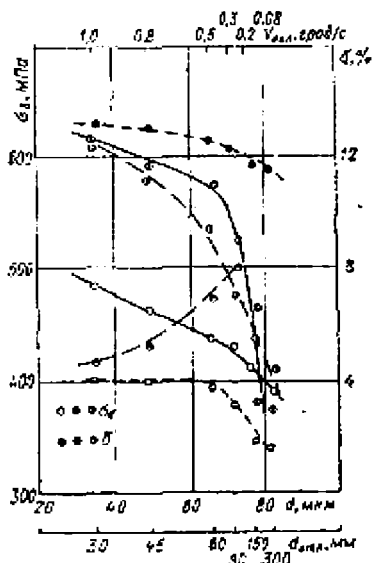


Рис. 43. Влияние диаметра графита (сечения отливки) на механические свойства высокопрочного чугуна в литом состоянии (трихлуктисные линии) и после термической обработки на ферритную (сплошные линии) и перлитную (штриховые линии) структуры.

Т а б л и ц а 33. Влияние размеров включений графита на физико-механические свойства ферритного ЧШГ

Номер опыта	d, мкм	$\theta_{\text{охл.}}$ град/с	γ , г/см ³	$\sigma_{\text{в.}}$ МПа	$E \times 10^{-3}$, МПа	$\Delta_{\text{ц.}}$ %, при $\sigma = 100$ МПа
1—1	36	1,0	7,10	475	174	1,25
1—2	49	0,8	7,10	450	175	1,21
1—3	66	0,5	7,04	432	173	1,10
1—4	71	0,3	6,95	420	172	1,13
1—5	78	0,2	6,88	395	169	1,18
1—6	83	0,08	6,74	383	161	1,22
2—1	12	0,9	7,08	465	175	1,92
2—2	30	0,9	7,10	462	173	1,50
2—3	50	0,9	7,08	482	174	1,15

Регулирование размеров графита в ЧШГ режимами модифицирования приводит к получению иных зависимостей механических свойств от диаметра включений. При комбинированной обработке чугуна силикоцирконием, магнийсодержащими модификаторами и модификаторами комплексного состава (магнием, кальцием, барием) в отливках при скорости охлаждения 0,8—1 град/с получали [140] графитовые включения диаметром от 12 до 50 мкм при практически одинаковой прочности таких чугунов (предел прочности при растяжении составлял 465—482 МПа). Характерно, что в этом случае наблюдается четкая обратная зависимость декремента колебаний (циклической вязкости) от диаметра включений графита, в то время как при изменении размеров графита скоростью охлаждения отливки близка зависимость между указанными характеристиками неоднозначна (табл. 33). При малой скорости кристаллизации наряду с ростом размеров включений графита уменьшаются модуль упругости и плотность высокопрочного чугуна, следствием чего является повышение величины декремента колебаний и в тем большей мере, чем меньше скорость охлаждения отливок (опыты 1—4 — 1—6, см. табл. 33). В области небольших скоростей охлаждения (в наших опытах до 0,5 град/с) изменение диаметра графита (от 36 до 66 мкм) преобладает над соответствующими изменениями плотности (от 7,10 до 6,74 г/см³) и предела упругости (от 175 · 10³ до 173 · 10³ МПа), поэтому в этих случаях (опыты 1—1 — 1—3) декремент колебаний уменьшается. В опытах 2—1 — 2—3 плотность, прочность и модуль упругости чугуна неизменны, а декремент колебаний различен, что обусловлено положительным влиянием на эту характеристику измельчения графита шаровидной формы.

Обратный характер зависимости предела прочности при растяжении и предела текучести высокопрочного чугуна от размеров графитовых включений отмечен и другими исследователями [169, 170]. В этих же работах делается вывод о том, что с увеличением диаметра включений ударная вязкость чугуна с ферритной структурой падает, а для перлитного чугуна, наоборот, — незначительно возрастает. Это, очевидно, связано, с одной стороны, с действием включений графита как концентраторов напряжений, причем в случае вязкой (ферритной) металлической основы пластическая деформация последней значительно больше, чем в перлитном чугуне, а с другой — меньшей плотностью металла при длительном затвердевании, когда создаются благоприятные условия для роста включений графита. По этим причинам чугун с большими размерами графитовых включений имеет меньшую долговечность в эксплуатации. Например, при увеличении диаметра графита от 36 до 80—82 мкм образцы из ферритного высокопрочного чугуна выдерживают на 30—35 % меньше циклов нагружений ударного характера — величина ударно-усталостной прочности изменяется от 280—285 до 250—255 МПа.

Следует, однако, учитывать тот факт, что при постоянном содержании углерода в чугуне изменение размеров включений графита неизбежно вызывает соответствующее изменение их количества и расстояния между включениями.

Количество включений при постоянном их диаметре не оказывает существенного влияния на предел прочности ЧПГ [169], увеличение числа включений графита понижает ударную вязкость ферритного чугуна [171]. С увеличением расстояния между графитовыми включениями повышается ударная вязкость и незначительно уменьшается прочность при растяжении [172], это относится к случаям, когда шаровидный графит имеет одинаковые размеры, а металлическая основа не меняется, т. е. при различном содержании углерода в чугуне. При увеличении содержания углерода повышается доля графита в сечении отливок и увеличивается число микронапряженных участков, вызванных действием включений графита как концентраторов напряжений, благодаря этому модуль упругости и сопротивление высокопрочного чугуна действию ударных нагрузок понижаются. Причем чувствительность характеристик упругости к содержанию графита в ЧПГ выражена значительно слабее, чем в случае чугуна с пластинчатым графитом. Например [175], при увеличении углерода от 1,6 до 3,6 % по массе модуль упругости понижается с $19 \cdot 10^4$ — $20 \cdot 10^4$ до $16 \cdot 10^4$ — $17 \cdot 10^4$ МПа для высокопрочного и с $15 \cdot 10^4$ — $16 \cdot 10^4$ до $4 \cdot 10^4$ — $6 \cdot 10^4$ МПа для серого чугуна.

Таблица 34. Влияние содержания углерода на свойства ферритного ЧШГ

C, %	H _к , кг/мм ²	HB, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа, при деформации, %			δ , %
				0,1	0,2	0,5	
2,67	55	1450	440	278	290	303	30
2,83	50	1540	435	260	275	286	31
2,88	60	1400	425	275	285	300	29
3,24	60	1510	455	290	305	310	28
3,41	65	1450	440	265	292	296	21
3,67	90	—	440	275	294	300	26
3,87	90	1480	440	264	285	294	23
4,05	110	1350	410	250	260	275	26

В табл. 34 [176] приведены физико-механические характеристики ЧШГ с ферритной, полученной термической обработкой, структурой металлической основы. Содержание углерода изменяли от 2,67 до 4,07 % при постоянном содержании других элементов состава, %: 1,82—2,06 Si; 0,38—0,45 Mn; 0,013—0,024 P; 0,67—0,74 Ni; 0,044—0,078 Mg. Из приведенных в табл. 34 данных следует, что при увеличении содержания углерода в изученных пределах, наиболее распространенных при получении отливок из высокопрочного чугуна, незначительно уменьшается твердость. Характеристики прочности (предел прочности и предел текучести) практически не изменяются, а относительное удлинение уменьшается на 15—20 %, что вызвано увеличением количества и размеров включений шаровидного графита.

Характерно, что в высокопрочном чугуна, в котором измельчение графитовых включений достигается механической обработкой (ковкой) отливок с различной степенью обжатия и последующим отжигом, увеличение количества включений вызывает рост пределов прочности, текучести и усталости и снижение относительного удлинения в направлении деформации чугуна [177].

3. Влияние химического состава на механические свойства чугуна

Вопросу изучения различных факторов, определяющих уровень физико-механических характеристик высокопрочного чугуна в отливках, посвящено большое количество работ [15, 141, 183—185, 196 и др.]. Следует отметить, что большинство из опубликованных результатов содержат, как правило, ко-

личественную оценку влияния на параметры структуры и механических свойств чугуна каждого из изучаемых факторов, изолированно от других, что не позволяет распространить эти результаты при получении отливок в других условиях (по скорости кристаллизации чугуна, его составу, режимам модифицирования и т. д.).

С учетом этого большой интерес представляет комплексное исследование взаимосвязи структуры и механических свойств высокопрочного чугуна от содержания в нем различных композиций основных и легирующих элементов и скорости охлаждения отливок.

Содержание углерода в высокопрочном чугуне на его структуру и свойства в литом и термически обработанном состоянии благодаря шаровидной форме графита оказывает значительно меньшее влияние, чем в сером чугуне [15].

Гораздо более эффективен для регулирования качества металла кремний, однако выводы различных исследователей относительно характера и интенсивности влияния этого элемента на структуру графита и металлической основы неоднозначны, что свидетельствует о сложном механизме действия кремния. Являясь графитообразующим элементом, кремний в то же время при определенных условиях образует в чугуне силикокарбиды и метасиликаты, наличием которых объясняется, очевидно, ликвацией этого элемента в составляющих структуры чугуна [185]. Согласно данным работы [189], при общем содержании кремния 3,60 % в перлитном ЧШГ концентрация его на границе феррит — графит составила 6,8—7,2 % и на границе феррит — перлит 6,0—6,4 %, а в периферийных областях эвтектических зерен содержание кремния снижалось до 2,8 %, благодаря чему в этих участках имелись включения карбидов. В ферритном высокопрочном чугуне неравномерность распределения кремния еще большая: концентрация его на границе графит — феррит составила 10—11 %, на границе феррит — перлит 7,6—8,0 % против 4,44 % общего содержания кремния в этом чугуне.

Поэтому рекомендуется [184] ограничивать в чугуне с шаровидным графитом содержание кремния 3,0—3,3 %, хотя, по другим данным [183], именно при таких и больших количествах этого элемента пластические характеристики чугуна в литом состоянии повышаются при постоянной прочности. Однако вследствие легирующего действия кремния чувствительность к концентраторам напряжений высокопрочного чугуна с ферритной структурой в литом состоянии повышается, и усталостная прочность образцов с надрезом уменьшается (рис. 44, б). Сравнительный график, полученный для высокопрочного чугуна эвтектического состава с ферритной структурой

рой после графитизирующего отжига (рис. 44, а), показывает другие закономерности: с увеличением доли феррита от 0 до 100 % предел прочности при растяжении снижается на 45—50 %, предел усталости без концентратора напряжений — на 25—35 %. При этом величина предела усталости образцов с надрезом практически не изменяется, а чувствительность чугуна к концентраторам напряжений снижается более чем в два раза.

Увеличение в ЧШГ в отожженном состоянии содержания кремния от 1 до 4—4,5 % повышает прочность и снижает пластические свойства металла: предел прочности и предел текучести при растяжении увеличиваются на 20—25 и 35—40 %, достигая значений 520 и 420 МПа соответственно, а относительное удлинение и ударная вязкость уменьшаются на 90—100 %, приближаясь к нулевым значениям [185].

Отмечается [190], что при содержании в ЧШГ до 2 % Si разрушение материала вязкое, а при больших количествах этого элемента характер излома становится хрупким, транскристаллитным и межзеренным. С увеличением содержания кремния порог хладостойкости высокопрочного чугуна снижается и, согласно данным работы [191], при 193 К он соответствует 2,4—2,5 %, а при 273 К — 2,9—3,0 % Si.

Заслуживает особого внимания выполненная В. Я. Бикерниском работа [187] по исследованию влияния кремния на работоспособность высокопрочного чугуна при ударном характере нагружения. Чугуном, модифицированным металличе-

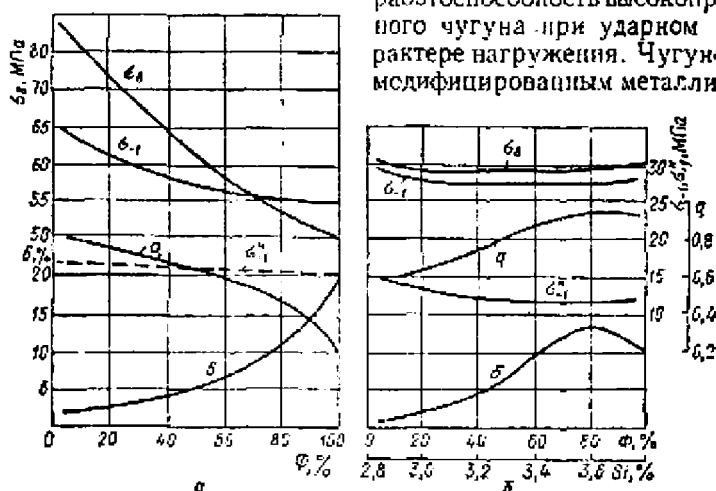


Рис. 44. Влияние количества феррита на предел прочности при растяжении, относительное удлинение, предел усталости и чувствительность к концентрации напряжений ЧШГ после отжига (а) и при изменении содержания кремния (б).

Таблица 35. Влияние содержания кремния на механические свойства ЧШГ

Si, %	Структура чугуна	$\sigma_{\text{н}}$ кДж/м ²	$\sigma_{\text{дн}}$ МПа	Стрела прогиба при ударе, l , мм	$\sigma_{\text{в}}$ МПа	Число циклов нагружения, $\times 10^{-3}$, при амплитуде напряжений $\sigma_{\text{в}}$, МПа	
						260	330
1,30	Феррит	1000	1290	6,1	460	310	93
	Перлит	60	1440	5,3	610	340	70
2,18	Литая	75	1680	0,5	640	410	180
	Феррит	1230	1390	7,8	500	330	100
	Перлит	80	1460	0,3	650	370	80
3,32	Литая	138	1650	0,7	580	610	260
	Феррит	680	1410	4,1	550	780	260
	Перлит	120	1790	0,6	690	500	120
4,18	Литая	145	1760	0,8	680	900	360
	Феррит	380	1620	2,5	580	—	520
	Перлит	90	1900	0,5	710	750	240

ским магнием и затем ферросилицием ФС75 постоянного состава, %: 3,1—3,4 С, 0,4—0,6 Мп, 0,05—0,06 Сг, 0,06—0,08 Мг с различным содержанием кремния (от 1,15 до 4,18 %) заливали стандартные клиновидные пробы. Полученные результаты, приведенные в табл. 35, позволяют оценить влияние кремния в литом, отожженном (феррит) и нормализованном (перлит) состояниях. Из-за одновременно ферритизирующего и легирующего действия кремния наилучшее сочетание характеристики прочности и вязкости ЧШГ в литом состоянии достигнуто при 3,32—4,18 % Si.

С увеличением содержания кремния прочность отожженного высокопрочного чугуна непрерывно повышается аналогично пределу прочности при растяжении, а ударная вязкость и стрела прогиба понижаются, что вызвано упрочнением феррита и уменьшением размеров зерен и графитовых включений. В чугуне после нормализации повышение содержания кремния от 1,3 до 4,2 % вызывает незначительный рост ударной вязкости и заметное увеличение предела прочности (на 15 %) и прочности при ударном изгибе (на 30 %).

Сопротивление высокопрочного чугуна ударно-усталостному разрушению повышается с увеличением содержания кремния при всех структурных вариантах металлической основы (см. табл. 35), в том числе и в литом состоянии, несмотря на изменение структуры с перлитно-ферритной (35 % феррита) при 2,2 % Si до чисто ферритной при 4,2 % Si. Повышение долговечности при этом объясняется дополнительным упрочнени-

Таблица 36. Влияние кремния на механические свойства изотермически закаленного ЧШГ

Si, %	Свойства чугуна при режиме закалки *			
	σ_B , МПа		δ , %	
	1	2	1	2
2,6—2,8	855—865	770—785	2,9—3,1	4,5—4,8
3,2—3,4	895—925	825—850	3,5—4,1	5,3—6,0
3,6—3,8	1000—1025	930—945	5,2—5,8	6,4—6,9
4,0—4,2	870—980	830—915	2,0—5,0	5,0—6,2

* 1-й и 2-й режимы закалки обозначают нагрев образцов из высокопрочного чугуна соответственно до температур конца превращения феррита в аустенит и до температур феррито-аустенитного состояния; температура заливочной ванны в обоих случаях составляла 675—825 К.

ем феррита микропластическими деформациями, вызванными циклическими ударами бойка по образцу. Наибольшая интенсивность роста числа циклов ударных нагружений до разрушения образцов наблюдается у отожженного на феррит высокопрочного чугуна.

В работе [186] с участием автора установлено, что в изотермически закаленном высокопрочном чугуне наиболее высокие механические свойства достигаются при содержании 3,6—3,8 % Si (табл. 36), при этом, учитывая известное влияние кремния на температуру фазовых превращений [140], использовали результаты, полученные при испытании образцов с идентичной структурой металлической основы после закалки их в селитровой ванне с постоянной температурой.

Однако, по другим данным [192], изменение содержания кремния в пределах 1,72—1,64 % незначительно изменяет прочностные характеристики изотермически закаленного ЧШГ, способствуя увеличению пластических характеристик и ударной вязкости; чугун с 4,64 % Si имеет сочетание высоких механических свойств: предел прочности 1350 МПа, предел текучести 1150 МПа, относительное удлинение 10 % и ударную вязкость 1400 кДж/м² при твердости 330 НВ.

ЧШГ, содержащий 4—5 % Si, отличается высокой износостойкостью в случае сухого трения и трения со смазкой при достаточно высоких характеристиках прочности, пластичности и жаростойкости при температурах до 973 К [193, 194].

Рассматривая роль кремния в формировании структуры и свойств высокопрочного чугуна, необходимо в качестве одного из существенных факторов учитывать режимы модифицирования. Известно, что при неизменном конечном содержании кремния в модифицированном чугуне при последователь-

ной обработке расплава сфероидизирующими и графитизирующими присадками достигается измельчение графита, что, как показано выше, может заметно повлиять на механические свойства металла.

Марганец, уменьшая активность углерода и число зародышей в расплаве, препятствует графитизации в процессе кристаллизации, благодаря чему количество перлита в структуре увеличивается, повышается прочность и снижается пластичность ЧШГ. Повышение содержания марганца от 0,25 до 1,0 % вызывает увеличение предела прочности чугуна на 25—30 %, уменьшение относительного удлинения на 40—50 % и ударной вязкости в 10—15 раз [15], что связано с образованием твердых растворов замещения и со склонностью чугуна кристаллизоваться в условиях повышенных скоростей со структурно свободными карбидами в литом состоянии.

При низких скоростях затвердевания отливок вследствие ликвации марганца концентрация его на границах зерен может в несколько раз превышать среднее содержание в чугуне. Например, при 0,5 % Mn в чугуне содержание его в периферийных участках эвтектических зерен достигает более 2 % [189]. Вследствие высокой концентрации марганца образующаяся на границах зерен карбидная сетка резко снижает прочностные и особенно пластические свойства чугуна.

Марганец повышает порог хладноломкости, поэтому содержание его в ЧШГ для отливок, работающих на холоде, рекомендуется ограничивать 0,3 % [184]; марганец повышает износостойкость чугуна, и при определенных режимах технологии удастся получать отливки с высокими эксплуатационными характеристиками при высоком (до 1,35 %) содержании марганца [15].

Согласно данным работы [72], в высокопрочном чугуне, полученном обработкой последовательно сфероидизирующими (лигатура композиции магний — церий — кремний — железо) и графитизирующими (ферросилиций ФС75) модификаторами, увеличение количества марганца от 0,2 до 0,6 % практически не изменяет количество феррита и механические свойства чугуна с высоким (3,50—3,55 %) содержанием кремния в отливках сечением от 13 до 75 мм (табл. 37).

Низкая чувствительность прочности высокопрочного чугуна к изменению содержания марганца в данном случае вызвана преобладающим влиянием легирующего действия кремния.

Фосфор при содержании более 0,1 % заметно понижает механические свойства, особенно показатели пластичности ЧШГ [15, 141].

Исследования, выполненные совместно с М. В. Волощенко, показали, что при снижении в чугуне фосфора от 0,10—0,12

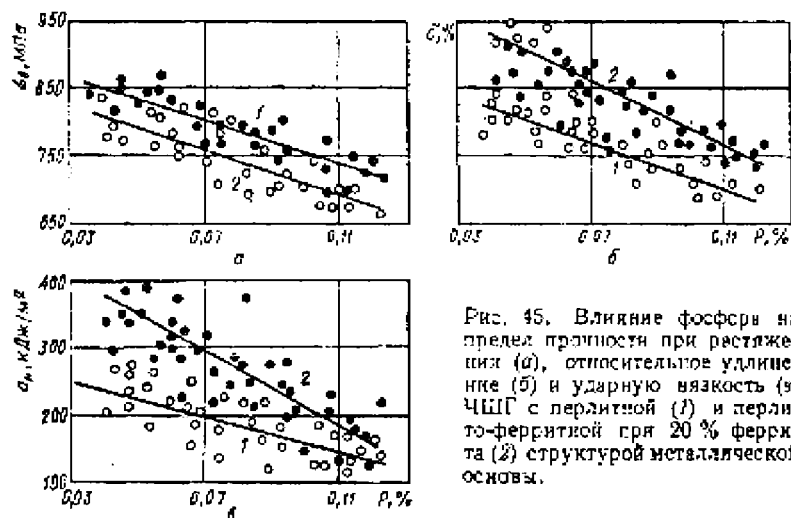


Рис. 45. Влияние фосфора на предел прочности при растяжении (а), относительное удлинение (б) и ударную вязкость (в) ЧШГ с перлитной (1) и перлит-ферритной при 20 % феррита (2) структурой металлической основы.

до 0,04—0,05 % улучшаются все механические характеристики перлитного и перлит-ферритного (феррита 20 %) ЧШГ (рис. 45). Между содержанием фосфора в пределах 0,04—0,12 % и изучаемыми показателями механических свойств установлены следующие зависимости. Для перлитного ЧШГ (до 10 % феррита): $\sigma_0 = 900 - 1600 P$, МПа; $\delta = 5,5 - 30 P$, %; $\alpha_k = 280 - 1000 P$, кДж/м².

Для феррито-перлитного ЧШГ (20 % феррита): $\sigma_0 = 870 - 1600 P$, МПа; $\delta = 8,5 - 50 P$, %; $\alpha_k = 480 - 3000 P$, кДж/м².

Видно, что с повышением уровня относительного удлинения и ударной вязкости чувствительность этих характеристик

Таблица 37. Влияние содержания марганца на структуру и механические свойства ЧШГ

Mn, %	C, % и σ_k , МПа, для отливок с толщиной стенки, мм					
	75		90		95	
	σ_0	σ_k	σ_0	σ_k	σ_0	σ_k
0,20—0,22	98/100	465/525	99/100	482/537	95/100	477/517
0,55—0,65	85/98	502/525	90/98	510/535	80/98	517/530

Примечание. Перед косой — содержание кремния 0,74—2,15 %, 22 — 0,50—3,05 %.

к содержанию в ЧШГ фосфора увеличивается. Усталостная прочность при изгибе перлитного ЧШГ, содержащего 0,12 % Р, в 1,5 раза ниже, чем при 0,05 % этого элемента. Такое отрицательное влияние фосфора на механические свойства чугуна вызвано образованием фосфидов железа. В ЧШГ образованию этой охрупчивающей фазы способствует также магний, поэтому в этом случае ликвация фосфора имеет место не при 0,10—0,15 %, как в чугуне с пластинчатым графитом [15], а при 0,04 % Р, особенно в случае медленной кристаллизации и тепловых узлах отливок. Например, в отливках типа коленчатых валов с толщиной стенок 25—50 мм в участках, затвердевающих последними, чугун имеет предел прочности 580—600 МПа и удлинение 1,0—2,3 % против 680—730 МПа и 2,6—3,2 % соответственно при направленной кристаллизации в связи с ликвацией фосфора в последних порциях затвердевающего металла. В этих участках усредненное содержание фосфора в 1,5—2 раза больше, чем в расплаве (0,06—0,08 %), а в местах выделения фосфидной эвтектики — составляет несколько процентов. Фосфид железа, как известно, кристаллизуется при 1439 К, а температура затвердевания ЧШГ в отливках после двойного модифицирования магнием и ферросилицием 1413—1423 К.

Высокая температура гомогенизирующего отжига отливок (1213—1233 К) интенсифицирует ликвацию фосфора, поскольку при этой температуре тройная фосфидная эвтектика плавится и фосфор концентрируется преимущественно в поверхностных слоях зерен и микролокальных участках, кристаллизующихся в последнюю очередь. При высокой температуре фосфор диффундирует и ликвирует по границам зерен, в результате чего растут ранее имевшиеся включения фосфидной эвтектики, а также образуются новые. Снижение температуры отжига отливок до 1103 К не вызвало появления новых включений фосфидной эвтектики.

Характерно, что в большинстве случаев более низкие механические свойства имеют нижние (по расположению в литейной форме при заливке) части отливок. Одной из причин этого является, по-видимому, ликвация фосфора по плотности: плотность фосфида железа ($7,9 \text{ г/см}^3$) больше плотности жидкого чугуна.

Увеличению количества фосфидной эвтектики в тепловых узлах отливок способствует повышение содержания хрома и марганца в ЧШГ, а также повышение температуры заливки и теплопроводности форм. Поэтому для повышения механических свойств чугуна важно не только снизить содержание фосфора, но и правильно разработать технологию, препятствующую выделению фосфидной эвтектики.

Медь, как и олово, является элементом, который, тормозя образование феррита, не вызывает появления свободных карбидов в тонких сеченьях отливок. Следствием этого является малая чувствительность легированного медью чугуна к изменению структуры в разностенных отливках. Механизм перлитизирующего действия меди объясняют [195] стабилизацией эвтектоидного цементита. При понижении температуры эвтектоидного превращения медь способствует повышению дисперсности перлита [185, 196]. Отмечается [197], что под влиянием меди ликвация марганца из прямой меняется в обратную, это — одна из причин перлитизирующего действия меди в высокопрочном чугуне.

По данным работ [15, 198], медь в количествах до 1 % вызывает измельчение графитовых включений в 2—3 раза. Оптимальным по влиянию на структуру графита и физико-механические свойства высокопрочного чугуна считается содержание в чугуне 0,8—1 % меди [196, 199], хотя показатели прочности в отдельных случаях повышаются с увеличением этого элемента до 2 % [205]. Для достижения одинаковой структуры металлической основы (по количеству перлита) меди необходимо внести в чугун в 8—10 раз больше, чем олова [206].

Никель неограниченно растворяется в железе [184], понижает растворимость углерода в жидком чугуне и твердых растворах и, значит, является графитизирующим элементом, однако в 2—4 раза слабее, чем кремний. Никель упрочняет феррит, способствует перлитизации металлической основы, повышает уровень и выравнивает прочностные и пластические свойства чугуна в различных по сечению участках отливок. Каждый процент никеля понижает температуру эвтектоидного превращения на 15—30 % [185, 206]. Рекомендации различных исследователей относительно оптимального содержания в высокопрочном чугуне никеля неоднозначны (от 0,5 до 2,5 %), что объясняется зависимостью получаемых механических характеристик от состава металла по другим элементам и режимов охлаждения металла в отливках.

По перлитизирующей способности никель значительно слабее меди: в одинаковых условиях эксперимента отливки из чугуна с шаровидным графитом без легирующих элементов имели структуру металлической основы из 90 % феррита, при 1,5 % никеля — 75 % феррита, а при 1,2 % меди — 5 % феррита [72].

Легирование чугуна небольшими добавками (обычно не более 0,1 %) олова широко применяется для перлитизации металлической основы, что связано с уменьшением скорости диффузии углерода в аустените и стабилизацией эвтектоидного цементита. Положительной особенностью олова является

отсутствие опасности появления отбела даже в тонких сечениях отливок. Отмечается [200, 201], что олово способствует устранению выделений графита и шаровидных форм в тепловых узлах массивных отливок, обеспечивает получение более однородных включений графита по форме и размерам.

Присадка в чугун более 0,1 % Sn не рекомендуется из-за возможного уменьшения ударной вязкости и повышения твердости, особенно в чугуне с повышенным содержанием кремния, хотя при этом форма графита и прочностные характеристики металла не ухудшаются; согласно данным работы [196], при содержании олова более 0,1 % ЧШГ кристаллизуется с образованием карбидов.

Олово увеличивает износостойкость высокопрочного чугуна, замедляет распад перлита во время термической обработки, выравнивает твердость и механические свойства его в толстых и тонких сечениях, увеличивает коррозионную стойкость чугуна, улучшает обрабатываемость перлитного чугуна [201, 202].

Показано [203, 204], что получение более равномерной микроструктуры в различных по сечению участках отливок вызывается уменьшением под действием олова степени внутрикристаллической ликвиции марганца (прямой) и кремния (обратной). Добавка в чугун 0,1 % олова сдвигает критические точки в сторону более высоких (на 25—35°) температур и, таким образом, повышает устойчивость персохлажденного аустенита, увеличивает прокаливаемость высокопрочного чугуна, способствует уменьшению чувствительности чугуна к скорости охлаждения. Однако, согласно данным работы [210], при более высоком содержании олова, чем необходимо для получения полностью перлитной структуры, в отливках с большими толщинами стенок выделяется междендритный графит.

Молибден, образуя твердые растворы с ферритом и сложные карбиды, способствует повышению твердости, предела прочности, предела текучести, а также снижению пластичности высокопрочного чугуна [141, 196, 207]. Особенно эффективно влияние молибдена на сохранение высокого уровня характеристик прочности чугуна при высоких температурах (670—870 К); по влиянию на прокаливаемость высокопрочного чугуна молибден значительно превосходит медь, марганец, никель и уступает только хрому. Отмечается [196], что механические свойства чугуна наиболее чувствительны при изменении молибдена в чугуне до 0,5 %, а при повышении до 0,8 % предел прочности и относительное удлинение практически не изменяются, однако предел текучести заметно повышается. Такой характер влияния молибдена на предел текучести наблюдали и другие исследователи [207]: в нелегированном и содержащем

Таблица 38. Влияние содержания ванадия и молибдена на механические свойства ЧШГ

Леггирующий элемент	Температура испытаний, К	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
—	293	559	443	25
V	293	605	485	16
Mo	293	563	457	13
—	523	477	360	14
V	523	494	405	10
Mo	523	496	378	11
—	723	352	313	4
V	723	380	327	4
Mo	723	361	323	3
—	923	103	60	47
V	923	119	73	49
Mo	923	130	74	34

0,5 % молибдена высокопрочном чугуна предел прочности практически не изменился (765—775 МПа), а предел текучести увеличился от 443 до 620 МПа. Особенностью легированного молибденом ЧШГ является получение игольчатой (бейнитной) структуры после нормализации из-за торможения вторичной графитизации и, следовательно, обеспечение высоких механических характеристик. Имеются сведения, что молибден уменьшает склонность чугуна к отпускной хрупкости при повышении содержания кремния и фосфора; наибольшая эффективность молибдена достигается при комбинированном вводе его в чугун совместно с никелем.

Характер влияния ванадия на структуру и свойства высокопрочного чугуна качественно такой же, как и молибдена. По перлитизирующей способности ванадий значительно уступает молибдену и особенно меди. По данным работы [208], при увеличении в чугуне содержания ванадия от 0 до 0,5 % значительное повышение твердости, пределов прочности и текучести сопровождается лишь незначительным снижением удлинения в литом состоянии (феррито-перлитная структура с 16—20 % перлита) и после термической обработки на ферритную структуру. Ванадий уменьшает размеры эвтектических зерен. В табл. 38 [208] приведены сравнительные результаты влияния одинаковых (0,43—0,44 %) содержаний ванадия и молибдена в ЧШГ следующего состава, %: 3,1 C, 0,2 Mn, 3,8 Si, 0,06 Mg. Видно, что по сравнению с молибденом ванадий обеспечивает ЧШГ более высокие значения прочности и пластичности, однако при повышении температуры испытаний от комнатной

до 923 К различие во влиянии этих элементов на механические свойства чугуна становится менее существенным.

Характерно, что при температуре 723 К изученные чугуны имеют наименьшее (3—4 %), а при 923 К наибольшее (34—47 %) значение относительного удлинения.

Как уже отмечалось, одним из эффективных методов выравнивания структуры и свойств ЧШГ в отливках с различной толщиной стенок является микролегирование сурьмой [113, 114]. Отмечается [209], что по влиянию на структуру, механические свойства, обрабатываемость и сопротивление термическим ударам ввод в высокопрочный чугун 0,04 % Sb равноценен более дорогостоящей обработке расплава 0,5 % Cu и 0,1 % Sn. Однако по другим данным [196], несмотря на значительное измельчение включений шаровидного графита и перлитизацию металлической основы, добавка в чугун даже 0,008 % Sb снижает прочность и пластичность при одновременном увеличении твердости, поэтому главным эффектом сурьмы авторы данной работы считают уменьшение усадочных дефектов и повышение износостойкости высокопрочного чугуна. Полученные разными авторами несомненные сведения о влиянии сурьмы на качество ЧШГ в отливках свидетельствуют о сложном механизме действия этого элемента на структурообразование. Использовать сурьму следует осторожно, исследуя все стороны параметров структуры, механических и служебных характеристик чугуна и учитывая токсичность окислов и гидридов сурьмы.

Неоднозначный характер влияния различных элементов на структуру и свойства высокопрочного чугуна в зависимости от предъявляемых к конкретным отливкам требований предопределяет часто практикуемое комплексное легирование металла несколькими элементами. Известно [210], что при высоком (более 0,1 %) содержании олова дополнительный ввод в чугун меди способствует повышению ударной вязкости; однако перлитная структура отливок обеспечивается в ЧШГ легированием 0,25 % Cu и 0,07 % Sn при содержании до 0,18 % Cr.

При увеличении содержания олова сверх указанного в структуре чугуна появляется междендритный графит. После нормализации высокопрочный чугун с содержанием, %, 0,25 Cu, 0,07 Sn и 0,18 Cr (остальное: $3,8 \pm 0,15$ C; $2,4 \pm 0,1$ Si; $0,27 \pm 0,03$ Mn; $0,05 \pm 0,01$ Mg) характеризуется большим уровнем пределов прочности и текучести, чем в случае легирования металла повышенным количеством меди (1,0 %) и меньшим — хрома (0,09 %) при неизменном (0,07 %) количестве олова, однако в литом состоянии при комплексном легировании этими элементами повышенная присадка меди (1,0 % против

Т а б л и ц а 39. Влияние содержания меди, олова и хрома.
%, на механические свойства ЧШГ

Cu	Sn	Cr	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	КВ х 10 ⁻³ , МПа
0,25	0,03	0,07	743/927	401/517	8,5/7,5	236/299
0,25	0,07	0,09	794/945	432/542	5/6	258/292
0,25	0,15	0,09	712/808	438/558	2/2,5	268/302
1,00	0,03	0,09	836/980	481/581	5/5,5	267/318
1,00	0,07	0,09	830/978	489/590	4/4,5	276/310
1,00	0,15	0,09	774/947	496/589	2,5/4,5	280/324
0,25	0,07	0,18	789/946	441/624	4/5	262/323
0,70	0,07	0,18	709/934	465/633	1,5/4,5	273/336

Примечание. Перед крмой — в литом состоянии, за — после нормализации.

0,25 %) при 0,03—0,07 % Sn и 0,09 % Cr является более эффективной (повышение прочности при незначительном уменьшении пластичности и твердости) из-за высокой перлитизирующей способности (табл. 39).

Используя единую методику, исследовали влияние различных вариантов химического состава на структуру (графит и металлической основы) и физико-механические характеристики ЧШГ в литом состоянии и после термической обработки на одинаковую (перлитную) структуру. Исходный чугуны, содержащий, %, 4,0—4,2 C, 0,7—0,9 Si, 0,35—0,43 Mn, 0,04—0,06 Cr, 0,06—0,08 P, 0,04—0,05 S, при температуре 1450 ± 10 °C обрабатывали в ковше модификаторами типа ЖКМК. Для достижения заданных содержаний в чугуне легирующих элементов в пределах, %, 2,0—3,5 Si, 0,4—1,2 Mn, 0—2 Cu, 0—1,5 Ni, 0—0,5 Sn, 0—1 Mo добавки соответствующих ферросплавов (ферросилиций ФС75, ферромарганец ФМн75, ферромolibден ФМЗ) или чистых металлов (медь М4, никель Н4, олово О2) вводили в печь или в ковш вместе с модификатором, причем во всех случаях компенсационные добавки ферросилиция присаживали в металл перед сфероидизирующей обработкой. В сырые песочные формы заливали конусовидные пробы толщиной (высоту) 5, 15 и 25 мм * (ГОСТ 7293—79) и круглые диаметром 130 мм; скорость кристаллизации металла в зонах вырезки образцов из этих проб составляла соответственно 1,3; 0,25; 0,12 и 0,05, град/с. Величина ОСГ в чугуне всех плавов составляла 90—95 %.

Структура металлической основы ЧШГ в литом состоянии, легированного каждым элементом, приведена в табл. 40, а диаметр и количество графитовых включений — на рис. 46.

* Часть плавов проведена совместно с В. Б. Бубнышевым.

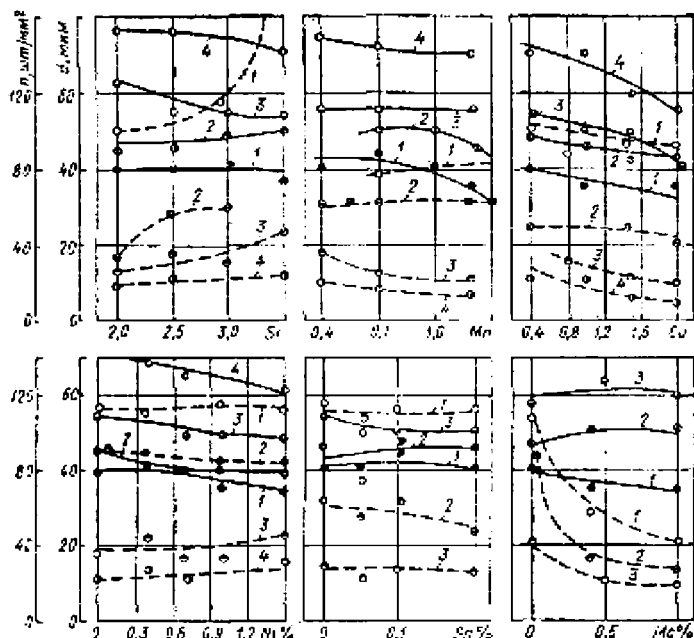


Рис. 46. Влияние дегазирующих элементов на размер (сплошные линии) и количество (штриховые линии) включений шаровидного графита при скорости охлаждения отливок, град/с:
1 — 1,3; 2 — 0,25; 3 — 0,12; 4 — 0,05

Анализ полученных результатов показывает, что при увеличении в ЧШГ содержания кремния наблюдается незначительное уменьшение размеров и существенное повышение количества включений графита, причем при высоких скоростях кристаллизации (0,25—1,3 град/с) изменение содержания кремния от 2 до 3,5 % практически не влияет на размер графита, при скорости кристаллизации 0,05—0,12 град/с и увеличении количества кремния в изученных пределах уменьшается диаметр включений графита в среднем на 10—15 %. Наибольшее количество графитовых включений (100—180 шт/мм³) имеет чугуны в отливках, охлаждаемых со скоростью 1,3 град/с. При увеличении в нем кремния от 2 до 3,5 % число включений возрастает на 80 %. С понижением скорости кристаллизации чувствительность количества включений графита к содержанию кремния в чугуне снижается. При увеличении кремния в изученном диапазоне концентраций количество феррита в структуре дегазированного чугуна непрерывно повышается при всех скоростях кристаллизации металла. Марганец в количестве 1,0—1,2 % полностью подпитывает ферритизацию в тонко-

Таблица 40. Влияние содержания легирующих элементов, %, на структуру ЧШГ при различной скорости кристаллизации

Si	Mn	Cu	Ni	Sn	Mo	Количество феррита (до косяка и цементита (за косяк), %, при Похл: град/с			
						0,1	0,25	1,2	1,05
2	0,4	—	—	—	—	20/5	40/0	45/0	60/0
2,5	0,4	—	—	—	—	40/0	50/0	66/0	75/0
2,5	0,7	—	—	—	—	5/0	15/0	25/0	60/0
2,5	1,0	—	—	—	—	0/3	5/0	15/0	45/0
2,5	1,2	—	—	—	—	0/5	0/0	10/0	35/0
2,5	0,4	0,4	—	—	—	10/0	20/0	35/0	45/0
2,5	0,4	0,8	—	—	—	3/0	10/0	15/0	25/0
2,5	0,4	1,0	—	—	—	0/0	3/0	10/0	15/0
2,5	0,4	1,5	—	—	—	0/0	0/0	5/0	10/0
2,5	0,4	2,0	—	—	—	0/0	0/0	3/0	5/0
2,5	0,4	—	0,4	—	—	40/0	40/0	50/0	70/0
2,5	0,4	—	0,7	—	—	40/0	40/0	45/0	60/0
2,5	0,4	—	1,0	—	—	30/0	40/0	55/0	60/0
2,5	0,4	—	1,5	—	—	15/0	25/0	30/0	50/0
2,5	0,4	—	—	0,05	—	0/0	15/0	15/0	25/0
2,5	0,4	—	—	0,18	—	0/0	0/0	5/0	20/0
2,5	0,4	—	—	0,20	—	0/0	0/0	5/0	10/0
2,5	0,4	—	—	—	0,4	10/15	25/5	35/0	—
2,5	0,4	—	—	—	1,0	5/25	10/15	15/5	—
3,0	0,4	—	—	—	—	50/0	60/0	65/0	80/0
3,5	0,4	—	—	—	—	55/0	75/0	80/0	95/0

(Примечание. Указаны усредненные значения элементов, отклонения составов, %): 0,1 Si; 3,36 Mn; 2,11 Cu; 0,06 Ni; 0,01 Sn; 0,20 Mo.

стенных отливках, охлаждаемых со скоростью 0,25—1,3 град/с, а в структуре появляется свободный цементит. Этим, очевидно, вызвано, в данном случае замечное уменьшение диаметра графитовых включений при практически неизменном их количестве. Однако при более низких скоростях кристаллизации (0,05—0,12 град/с) вследствие создания условий для получения в литой структуре значительных количеств феррита во всем изученном интервале содержания марганца (0,4—1,2 %) размер графита остается неизменным, составляя 70—75 и 55 мкм при охлаждении отливок со скоростью соответственно 0,05 и 0,12 град/с. В этих условиях увеличение в высокоуглеродном чугуве содержания марганца вызывает уменьшение количества включений графита, а доля феррита в структуре металла изменяется от 45—60 % при 0,4 % Mn до 10—35 % при 1,2 % Mn в чугуве.

Медь, как видно из табл. 40, даже при содержании 0,4 % способствует снижению в структуре чугува феррита с 40—

75 % до 10—45 % (меньшие значения — для отливок со скоростью охлаждения 1,3 град/с, большие — при скорости охлаждения 0,05 град/с). При 0,8—1,0 % Si тонкостенные отливки (0,25—1,3 град/с) затвердевают с перлитной структурой металлической основы при полном отсутствии включений карбидов, а 1,5—2,0 % Si обеспечивают такую же структуру металла и при низкой (0,05—0,12 град/с) скорости кристаллизации. Легирование чугуна медью во всех случаях вызвало уменьшение диаметра графита и в наибольшей мере при низкой скорости охлаждения отливок: при изменении в чугуне содержания меди от 0 до 2 % размер графитовых включений снизился с 75 до 55 мкм при скорости охлаждения 0,05 град/с и всего с 40—50 до 35—45 мкм — при 0,25—1,3 град/с. Количество включений графита с повышением степени легирования ЧШГ медью незначительно снижается для всех изученных сечений отливок.

Никель, по сравнению с медью, характеризуется значительно меньшим перлитизирующим эффектом. Если 1,5 % Si достаточно для получения перлитной (феррита до 10 %) структуры при скорости охлаждения отливок более 0,05 град/с, то при таком же содержании никеля чугун имеет перлито-ферритную (феррита 15—50 %) структуру металлической основы, а при изменении содержания никеля в пределах 0,4—1,0 % перлитизирующее действие его проявляется очень слабо.

При вводе в чугун 0,05 % Sn достигается такая же перлитизация металлической основы, как и при легировании 0,8 % Si, а 0,10 % и 0,20 % Sn в этом отношении оказываются равнозначными 1,0 % и 1,5 % Si соответственно, причем в структуре ЧШГ полностью отсутствуют карбиды. Несмотря на это, олово в изученных количествах лишь незначительно влияет на размер и количество включений графита в чугуне.

Отливки из чугуна, легированного 0,4 и 1,0 % Mo, при скорости охлаждения более 0,12 град/с затвердевают со структурой свободным цементитом. Поэтому с увеличением молибдена от 0 до 1 % диаметр включений графита изменяется незначительно, а количество включений резко снижается. Характерно, что, несмотря на отбел, структура чугуна с молибденом даже при большой скорости кристаллизации содержит значительное количество феррита, доля которого увеличивается при снижении степени легирования и скорости охлаждения отливок. Этим, очевидно, объясняется то, что легированный молибденом чугун имеет большие размеры включений графита, а число их при низких скоростях кристаллизации металла менее зависит от содержания молибдена.

Для количественной оценки влияния олово-содержащих легирующих элементов на структуру графита построили

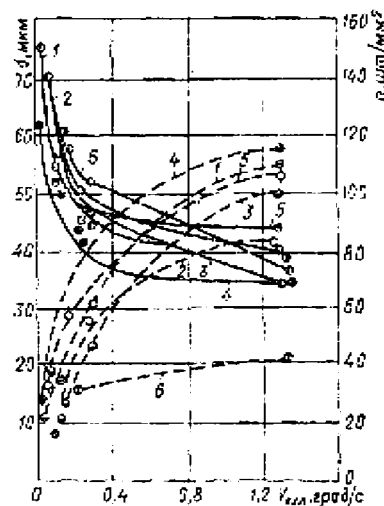


Рис. 47. Влияние скорости охлаждения отливок на диаметр (сплошные линии) и количество включений графита (пунктирные линии) при содержании в ЧИП легирующих элементов, %:

1 — 2,5 Si, без легирующих; 2 — 1 Mn;
3 — 1 Cu; 4 — 1 Ni; 5 — 0,1 Sn;
6 — 1 Mo.

меньшая в случае молибдена. Наибольшее количество включений графита получали в чугунах, содержащих никель или медь (по 1 %), а также олово (0,1 %), причем при содержании в чугуне 2,5 % Si олово практически не влияет на структуру графита в ЧИП.

Графические зависимости физико-механических характеристик от содержания каждого в отдельности легирующих элементов при скорости кристаллизации чугуна 0,12 град/с приведены на рис. 48; влияние кремния изучали при 0,4 % Mn, марганца — при 2,5 % Si, а меди, никеля и олова — при 2,5 % Si и 0,4 % Mn. Видно, что, несмотря на непрерывное увеличение доли феррита в структуре, при замещении кремния от 2,5 до 3,5 % твердость ЧИП находится практически на одном уровне, предел прочности незначительно повышается, а относительное удлинение падает. По комплексу изученных свойств наилучшие результаты получены при 2,5–3 % Si. По влиянию на структуру металлической основы и твердости замещение марганца в пределах 0,4–1,2 % равнозначно влиянию замещения меди от 0 до 1,2–1,3 % (в чугуне с 0,4 % Mn), однако медь обеспечивает более высокие показатели предела

графические зависимости диаметра и количества графитовых включений от скорости кристаллизации при содержании в ЧИП до 1 % Mn, Cu, Ni, Mo и, для сравнения, 0,1 % Sn при постоянном (2,5 %) среднем содержании кремния (рис. 47). Эти данные показывают, что в интервале скоростей кристаллизации 0,12–1,3 град/с наименьшие значения диаметра графита (35–40 мкм) достигаются при легировании чугуна никелем, а наибольшие (35–60 мкм) — молибденом, причем в последнем случае размер графита больше, чем без легирующих элементов (40–55 мкм).

С повышением скорости кристаллизации количество включений графита во всех изученных вариантах увеличивается, однако интенсивность его различна и наи-

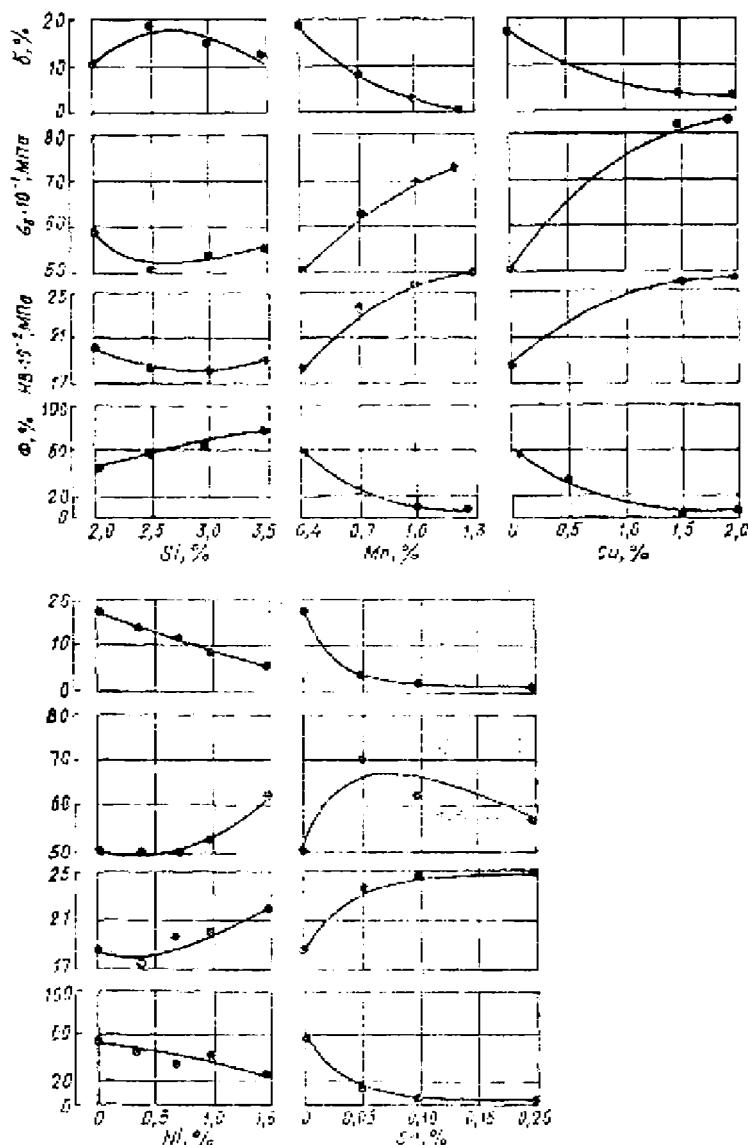


Рис. 48. Влияние легирующих элементов на структуру металлической основы, твердость, предел прочности при растяжении и относительное удлинение ЧШП (в атом состоянии).

прочности и относительного удлинения чугуна. Никель, изменяясь в пределах от 0 до 1,5 %, по сравнению с аналогичным содержанием меди вызвал в 2 раза меньшее снижение количества феррита в структуре и соответственно меньшее повышение твердости и предела прочности, однако и значительно меньшее снижение относительного удлинения. Ввод в легированный чугун до 0,5 % Ni, в отличие от меди, на структуру и механические свойства ЧШГ заметного влияния не оказывает. Олово в количествах до 0,1 %, оказывая сильное перлитизирующее действие, повышает твердость, предел прочности и понижает относительное удлинение чугуна; увеличение олова от 0,1 до 0,2 % вызвало уменьшение предела прочности при практически неизменной структуре (перлитной) металлической основы, твердости и удлинения.

Несомненный интерес представляет исследование структуры и физико-механических свойств комплексно легированного и модифицированного высокопрочного чугуна. Средние результаты механических испытаний образцов, вырезанных из стандартных клиновидных проб, из ЧШГ с несколькими из изученных вариантов химического состава приведены в табл. 41. Анализ этих данных показывает, что уровень механических свойств высокопрочного чугуна определяется не только количеством, но и соотношением содержащих легирующих элементов. При низком содержании Si (2 %) и Mn (0,4 %) ввод в чугун 1 % Cu и 1 % Ni вызывает заметное повышение предела прочности (от 590 до 770—830 МПа) и понижение в 2—3 раза удлинения главным образом из-за уменьшения феррита в структуре с 45 до 5 % (опыты № 1—3 в табл. 41). Увеличение Mn от 0,4 до 1 % и сохранение Cu и Ni на том же уровне (по 1 % каждого) ведут к увеличению твердости от 2550 до 2850 МПа, уменьшению предела прочности и ударной вязкости, хотя микроструктура металлической основы ЧШГ не меняется (сравнение опытов № 3, 6). При этом решающую роль в формировании высокой прочности чугуна оказывает медь — при исключении этого элемента предел прочности металла уменьшается с 790 до 670 МПа (опыты № 5, 6). В чугуне, легированном по 0,5 % Cu и Ni, содержание 2,5 % Si и 0,4 % Mn предпочтительно по сравнению с 2 % Si и 0,7 % Mn, поскольку такой чугун характеризуется более высокими прочностными и пластическими характеристиками (опыты № 4, 7). По сравнению с опытом № 2 (чугун содержит, %, 2 Si, 0,4 Mn, 1 Cu) в опыте № 8 (увеличение Si до 2,5% и Cu до 1,5%) получено более высокое (выше на 100 МПа) значение предела прочности ЧШГ, хотя структура металлической основы (5 % феррита, остальное — перлит) в обоих случаях одинакова. При вводе в чугун 0,2 % Sn достигается такая же структура (перлит, до 5 %

Таблица 41. Структура и механические свойства комплексно легированного ЧШГ в литом состоянии

Номер опытов	Содержание, %					Ф, %	$\sigma_{\text{в}}$, МПа	δ , %	$\sigma_{\text{сж}}$, МПа	НВ, МПа
	Si	Mn	Cu	Ni	Sn					
1	2	0,4	—	—	—	45	590	11	350	2050
2	2	0,4	1	—	—	5	770	4	120	2490
3	2	0,4	1	1	—	5	830	4	220	2550
4	2	0,7	0,5	0,5	—	8	730	2,5	90	2550
5	2	1,0	—	1	—	10	670	3,5	140	2690
6	2	1,0	1	1	—	3	790	3,3	110	2850
7	2,5	0,4	0,5	0,5	—	20	790	7,3	320	2510
8	2,5	0,4	1,5	—	—	5	870	3,5	150	2950
9	2,5	0,4	—	1,5	—	30	630	8,2	340	2170
10	2,5	0,4	—	—	0,05	15	710	4,3	80	2410
11	2,5	0,4	—	—	0,20	5	580	1	40	2550
12	2,5	0,4	1	0,5	0,05	2	840	1,8	100	2930
13	2,5	0,7	0,5	0,5	—	10	720	4,2	130	2410
14	2,5	0,7	1	0,5	—	0	840	4,3	110	2500
15	2,5	0,7	1	—	0,05	0	830	0,8	60	2930
16	2,5	0,7	1	0,5	0,05	0	830	1,8	100	2850
17	2,5	1	1	—	—	5	750	2,2	180	2690
18	2,5	1	0,5	0,5	—	10	760	2,6	110	2520
19	2,5	1	—	—	—	15	700	2,1	140	2770
20	2,5	1,2	0,5	0,5	—	3	770	2,3	100	2770
21	3	0,4	—	—	—	65	550	14,7	430	1850
22	3	0,4	1	—	—	15	770	6	100	2620
23	3	0,4	1	1	—	10	750	6,6	140	2600
24	3	0,7	0,5	0,5	—	12	680	4,2	130	2220
25	3	1	—	—	—	35	630	10	140	2210
26	3	1	1	—	—	25	660	2,3	130	2790
27	3	1	1	1	—	20	680	2,2	140	2770

феррита), как и в случае легирования 1,5 % Sn, однако прочностные и пластические свойства чугуна значительно ниже (опыты № 8, 11); характерно, что в отношении механических свойств 0,05 % Sn обеспечивает лучшие результаты, чем 0,20 % Sn.

Комплексное легирование чугуна, %, 1 Cu, 0,5 Ni и 0,05 Sn позволяет получать примерно такие же значения механических свойств, как и ввод в чугун только 1,5 % Cu (опыты № 8 и 12). При совместной обработке ЧШГ медью (1 %) и оловом (0,05 %) добавка никеля (0,5 %) не вызывает существенного изменения структуры и механических свойств чугуна (опыты № 15 и 16). Чугун с повышенным содержанием марганца (1 % в опытах № 17 и 18) имеет сравнимые значения структуры и механических характеристик при легировании его 1 % Cu или совместно 0,5 % Cu и 0,5 % Ni. Для оптимальный ввод в чугун, легированный 1 % Cu, такого же количества никеля является

Т а б л и ц а 42. Зависимость механических свойств от химического состава ЧШГ, %, после нормализации

Номер опыта	Si	Mn	Cu	Ni	Sn	С _{Сг} МПа	δ , %	$\sigma_{0,2}$ кДж/м ²	ГВ, МПа
1	2	0,4	—	—	—	820	4	250	2550
2	2	0,4	1	—	—	860	3	160	2850
3	2	0,4	—	1	—	840	5	240	2410
4	2	0,4	1	1	—	990	3,6	200	2770
5	2	1	—	—	—	760	2,3	110	2690
6	2	1	1	—	—	780	1,7	80	3100
7	2	1	—	1	—	750	2,8	120	3020
8	2	1	1	1	—	840	1,6	80	3020
9	2,5	0,4	—	—	—	800	4,2	200	2410
10	2,5	0,4	0,5	0,5	—	890	4,1	210	2850
11	2,5	0,4	1,5	—	—	1000	3,6	210	3110
12	2,5	0,4	—	1,5	—	920	6,6	310	2550
13	2,5	0,4	—	—	0,05	880	4,0	170	2550
14	2,5	0,4	—	—	0,10	780	2,3	80	2690
15	2,5	0,4	1	—	0,05	940	2,0	120	2850
16	2,5	0,4	1	0,5	0,05	900	2,6	130	2850
17	2,5	1	—	—	—	780	2,0	90	2770
18	2,5	1	0,5	0,5	—	830	2,3	120	2890
19	3	0,4	—	—	—	860	5,5	120	2550
20	3	0,4	1	—	—	830	2,5	140	2550
21	3	0,4	—	1	—	790	3,3	210	2410
22	3	0,4	1	1	—	850	5,0	150	3020
23	3	1	—	—	—	840	4,0	110	2770
24	3	1	1	1	—	810	1,6	90	2890

малоэффективным, поскольку, как видно из опытов № 22, 23 (при 0,4 % Мп в чугунах) и № 26, 27 (при 1 % Мп), структура и свойства ЧШГ практически не изменяются.

Чтобы исключить фактор структуры металлической основы, изучили механические характеристики легированного высокопрочного чугуна после термической обработки (нормализации), обеспечившей получение во всех случаях 97—100 % перлита; полученные результаты приведены в табл. 42. Из этой таблицы следует, что при увеличении кремния от 2 до 3 % предел прочности чугуна незначительно повышается при содержании 0,4 % Мп и наоборот, снижается — при 1 % Мп (см. опыты № 1, 9, 19 и № 5, 17, 23). Совместное легирование медью и никелем обеспечивает, как правило, более высокую прочность ЧШГ, чем при вводе этих элементов по 1 % каждого, однако при высоких содержаниях кремния (3 %) и марганца (1 %) упрочняющий эффект от легирования чугуна медью и никелем не достигается. Во всех опытах одинаковые добавки в чугун меди вместо никеля более эффективны по влиянию на повышение предела прочности и твердости ЧШГ, однако леги-

Таблица 43. Модификаторы, составы и механические свойства литученных чугунов

Вари- ант чу- гуна	Композиция модификатора	Ni, %	Cu, %	σ_b , МПа	δ , %	$\sigma \times$ $\times 10^{-2}$, МПа	HВ, МПа
1	Ni—Mg—PЗМ	1,14	0,60	780	3	1743	2900
2	Ni—Cu—Mg—PЗМ	0,49	0,40	750	5	1732	2780
3	Mg—Cu—PЗМ—Si—Fe	0,05	0,57	800	5	1711	2350
4	Mg—Ca—PЗМ—Si—Fe	0,05	0,95	710	4	1742	2780
5	Mg—Ca—PЗМ—Si—Fe	0,61	0,50	810	3	1745	2750

рованный никелем чугун имеет более высокие показатели относительного удлинения и ударной вязкости (см. № 2, 3, 6, 7, 11, 12, 20, 21 в табл. 42). Олово способствует повышению предела прочности без заметного изменения характеристик пластичности и твердости при содержании его в ЧШГ 0,05 %, дальнейший рост олова снижает все механические свойства чугуна после нормализации (№ 13, 14). Дополнительное легирование чугуна, содержащего 1 % Си и 0,05 % Sn, никелем является излишним, поскольку механические свойства его после нормализации практически не изменяются (опыты № 15, 16).

Существенным фактором, влияющим на механические свойства чугуна, является степень рафинирования расплава. Поэтому использование комплексных кальцийсодержащих модификаторов даст лучшие результаты, чем, например, при сфероидизирующей обработке чугуна лигатурами типа ЖКМ или никель — магний — РЗМ. Учет этого обстоятельства позволяет в ряде случаев достичь большей надежности и долговечности деталей в эксплуатации при меньшем расходе легирующих металлов. Приведем результаты исследований для обоснования выбора химического состава ЧШГ применительно к отливкам, подвергавшимся в процессе работы действию статических, динамических и циклически повторяющихся знакопеременных нагрузок. Варианты исследованных чугунов и их статические механические свойства приведены в табл. 43.

Модифицирование исходного чугуна осуществляли в открытых ковшах при расходе модификаторов, обеспечившем во всех опытах высокую (90—95 %) ССГ. Опытные чугуны отличались типом применяемых модификаторов и содержанием никеля и меди при постоянном количестве других элементов, %: $3,67 \pm 0,05$ С, $2,84 \pm 0,08$ Si, 0,40 Mn, 0,01 S, 0,03 Р, 0,03 Cr, $0,04 \pm 0,01$ Mg. Образцы для механических испытаний вырезали из литых заготовок, прошедших нормализацию (нагрев до температуры 1123 К, выдержка 2 ч, охлажде-

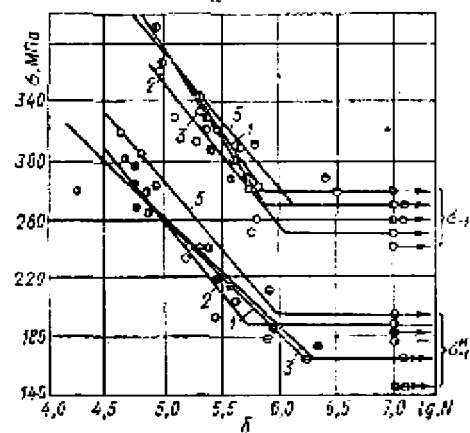
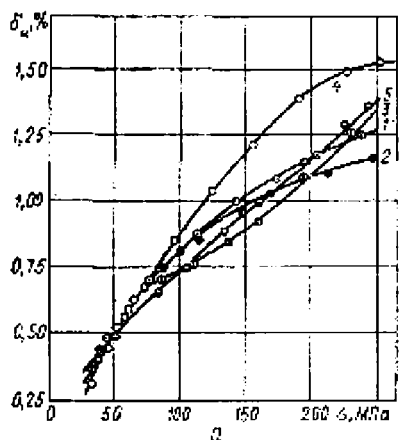


Рис. 49. Кривые усталости (б) и амплитудная зависимость декремента колебаний (а) изученных чугунов (цифры у кривых соответствуют вариантам чугунов в табл. 43).

для оценки сопротивления усталости чугуна при действии концентратора напряжений (радиус кривизны для надреза 1 мм, теоретический коэффициент концентрации 1,6). В результате проведенных испытаний построены кривые усталости в координатах напряжение — логарифм числа циклов до разрушения (рис. 49) и определены пределы выносливости гладких σ_{-1} и надрезанных σ'_{-1} образцов, а также эффективные коэффициенты концентрации напряжений K_σ и коэффициенты чувствительности к концентрации напряжений φ

ные на воздухе) и имеющих перлитную (феррита до 5 %) структуру металлической основы. Из табл. 43 видно, что физико-механические свойства чугуна изученных вариантов характеризуются сопоставимыми величинами — предел прочности при растяжении 710—810 МПа, относительное удлинение 3—5 % (образцы диаметром 10 мм, пятикратная расчетная длина), значения модуля упругости, определенные динамическим методом [140], практически одинаковы для всех чугунов.

Испытания на усталость (консольный изгиб с вращением) проведены (совместно с О. Ю. Крамаренко и О. В. Куликовской) по симметричному циклу с частотой 3000 цикл/мин. Применяли образцы диаметром 8 мм (см. рис. 40, в, г): гладкие с фиксированным опасным сечением (радиус кривизны 30 мм, теоретический коэффициент концентрации 1,04) и с круговым надрезом

Т а б л и ц а 44. Характеристика усталости изученных ЧНГ

Тип образца	Характеристики	Вариант чугуна (см. табл. 43)				
		1	2	3	4	5
Гладкий	A	13,38	15,68	14,66	—	17,91
	m	5,32	6,88	6,14	—	8,22
	σ_{-1} , МПа	280	250	270	260	270
	σ_{-1}/σ_s	0,36	0,33	0,33	—	0,33
С надрезом	A	13,89	15,11	12,08	—	13,41
	m	6,27	7,10	5,00	—	5,76
	σ_{-1}^H , МПа	165	165	190	130	195
	σ_{-1}^H/σ_s	0,21	0,22	0,24	—	0,24
	K_σ	1,69	1,51	1,42	1,63	1,38
	q	0,77	0,57	0,47	0,70	0,43

(табл. 44). В табл. 44 приведены также параметры уравнений кривых усталости в логарифмической форме для гладких и надрезанных образцов вида $\lg N_p = A - m \lg \sigma$, где σ — номинальное напряжение в опасном сечении.

Для каждого варианта чугуна с использованием полученных уравнений левой ветви кривой усталости вычисляли разрушающее число циклов при двух уровнях напряжений — 290 и 340 МПа для гладких и 200 и 240 МПа — для надрезанных образцов, т. е. при напряжениях, превышающих соответствующие пределы выносливости чугунов на 10—30 % (табл. 45).

Анализ полученных характеристик усталостной прочности показывает, что уровень предела выносливости исследованных чугунов без концентратора напряжений составляет 250—280 МПа. Более высокими значениями этого показателя характеризуются чугуны № 1 (280 МПа), № 3 и 5 (270 МПа). При наличии концентратора напряжений величина предела выносливости (σ_{-1}^H) чугунов понижается до 160—195 МПа,

Т а б л и ц а 45. Разрушающее число циклов для чугунов в зависимости от амплитуды напряжений

Вариант чугуна (см. табл. 43)	$N_p \times 10^{-3}$ при $\sigma_{\text{МПа}}$			
	290	340	360	380
1	405	174	532	170
2	422	142	765	210
3	482	182	375	151
5	780	214	825	289

Т а б л и ц а 46. Характеристики основных стадий развития усталостного разрушения исследуемых чугунов

Характеристика	Вариант чугуна (см. табл. 43)			
	1	2	3	4
σ/σ_{-1}	1,12	1,10	1,11	1,11
$N_p \times 10^{-3}$, цикл	321,5	296,0	301,0	199,6
N_1/N_p	0,055	0,035	0,060	0,110
$(N_2 - N_1)/N_p$	0,828	0,855	0,767	0,590
D_1	0,106	0,086	0,038	0,042
D_p	0,308	0,316	0,282	0,295
l_2 , мм	0,424	0,344	0,152	0,168
$V_2 \times 10^6$, мм/цикл	0,320	0,274	0,132	0,286
l_2 , мм	1,228	0,996	0,772	0,758
$V_2 \times 10^6$, мм/цикл	2,65	2,78	2,00	1,81
l_3 , мм	2,04	1,92	1,75	1,98
$V_3 \times 10^6$, мм/цикл	9,51	13,30	7,20	9,70
$\lg C$	-11,38	-10,77	-10,91	-10,07
λ	4,51	4,17	4,23	3,64

причем наиболее высокие его значения относятся к вариантам 3 и 5, полученным обработкой чугуна комплексными модификаторами (190—195 МПа). Эти чугуны, имеющие наименьшие величины эффективного коэффициента концентрации K_n и коэффициента чувствительности к концентрации q , значительно превосходят чугуны других вариантов, особенно варианта 1.

Чугун варианта 4, отличающийся от чугуна 3 только содержанием меди (0,96 % против 0,57 %), имеет по сравнению с ним более высокую чувствительность к концентрации напряжений (величина q составляет соответственно 0,70 и 0,47).

Такое различие следует объяснить выявленной особенностью влияния меди на структуру чугуна, обработанного комплексным модификатором. Установлено, что при одинаковом строении перлита чугуны с повышенным содержанием меди имеют более дисперсные графитовые включения. — средний диаметр их составляет 40—45 мкм в чугуне варианта 4 и 55—60 мкм в чугуне 3.

В случае чугунов вариантов 4 и 5 величина показателя наклона кривой усталости для гладких образцов и образцов с надрезом имеет наибольшее значение ($m = 8 \div 10$), в то время как для других вариантов этот показатель значительно меньше ($m = 5,0 \div 7,3$).

При одинаковом уровне напряжений наибольшей долговечностью и, как показали исследования кинетики развития

усталостного разрушения (результаты приведены на рис. 38 и в табл. 46), низкой скоростью роста трещины характеризуются гладкие образцы из чугуна варилитов 3, 5 и образцы с надрезом вариантов 2, 4, 5.

Аналогичный характер сопротивления разрушению чугунов изучаемых вариантов обнаружен и при действии ударных нагрузок. Сравнительную оценку работоспособности чугунов в

Т а б л и ц а 47. Характеристики при ударных испытаниях образцов из чугуна

Вариант чугуна (см. табл. 46)	Образец	
	без надреза	с надрезом
1	160/1780	40/770
2	157/1670	56/950
3	263/1940	62/1020
4	195/1530	46/—
5	153/1830	56/1150

Примечание. Перед касой $\sigma_{\text{д}}$, кДж/м², $\sigma_{\text{дн}}$ — $\sigma_{\text{дн}}$ МПа.

условиях действия ударных и ударно-циклических нагрузок при изгибе изучали на образцах 10 × 10 × 55, мм без надреза и с надрезом (ГОСТ 9454—60, тип 1). Испытания на ударный изгиб выполняли на маятниковом копре с фотографированием диаграмм ударного изгиба на высокочувствительную киноплёнку. При ударно-усталостных испытаниях ограниченную долговечность определяли на базе $3 \cdot 10^6$ циклов по параметрам уравнений кривых усталости.

Как видно из табл. 47, наибольшей величиной ударной вязкости обладает чугун, обработанный модификатором ЖКМК с РЗМ и содержащий 0,57 % Си и 0,05 % Ni (вариант 3) как в случае образцов без надреза, так и с надрезом, такой ЧНГ наиболее прочный при ударном изгибе. При наличии концентратора напряжений предел прочности при ударном нагружении уменьшается в 1,5—2 раза и имеет наименьшее значение при обработке чугуна лигатурой Ni — Mg — РЗМ, несмотря на высокое (1,14 %) содержание никеля (чугун варианта 1). Анализ диаграмм ударного изгиба показал, что все испытанные варианты чугуна оказывают незначительное сопротивление росту трещины.

По результатам ударно-усталостных испытаний образцов с надрезом получены уравнения кривых усталости: $\sigma_{\text{д}} = B - kN$, N — количество циклов приложения нагрузки величиной $\sigma_{\text{д}}$, при котором образец разрушался.

При этом для чугунов изученных вариантов (см. табл. 43) получены следующие значения.

Вариант чугуна	B	k
1	33,807	0,00025
2	29,289	0,000390
3	33,847	0,00015
4	28,866	0,00033
5	30,910	0,00041

При высоких уровнях нагружения ($\sigma_K = 280 - 310$ МПа) чугуны всех вариантов имеют приблизительно одинаковую ограниченную долговечность, однако при меньших амплитудах напряжений предпочтительными в отношении долговечности являются ЧШГ, полученные с применением комплексных модификаторов и практически не содержащие никеля (варианты 3 и 4 в табл. 43). При испытаниях образцов без надреза различия в способности чугунов сопротивляться действию ударно-циклических нагрузок различной интенсивности менее существенны.

Демпфирующую способность чугунов изучали методом свободных затухающих колебаний при изгибе по методике, разработанной в работе [140]. Чугуны всех вариантов обладают высокой способностью гасить вибрации, величина декремента их колебаний увеличивается с повышением амплитуды напряжений σ (рис. 49, б). При напряжениях до 100 МПа декремент колебаний всех чугунов находится на одном уровне, однако при дальнейшем нагружении образцов ($\sigma = 100 - 250$ МПа) повышается декремент чугуна варианта 4. Это объясняется тем, что в этом чугуне графитовые включения более дисперсные. Ранее проведенные исследования [140] показали, что рассеяние энергии в чугуне увеличивается с измельчением включений графита.

Относительные величины изученных характеристик динамической прочности чугунов изученных вариантов в сравнении с соответствующими данными для чугуна варианта 1 (использование никель — магний — РЗМ легатуры), принятыми за 100 %, приведены на рис. 50. Сравнительная оценка свойств высокопрочного чугуна, полученного обработкой модификаторами различного состава и содержащего различные количества легирующих элементов (медь и никель), показывает, что при использовании кальцийсодержащих комплексных модификаторов можно значительно повысить динамическую прочность и надежность ответственных деталей в эксплуатации. Причем легирование никелем чугуна, обработанного КМ и содержащего медь, является малозффективным, поскольку при этом структура и свойства металла практически не изменяются. Установлено, что для получения высоких показателей физико-механических и эксплуатационных характеристик ЧШГ в отливках с толщиной стенок до 50—70 мм достаточно легирование его медью в количестве 0,5—0,6 %.

Способность металлов закаливаться на определенную глубину от поверхности (прокаливаемость) является одной из важных характеристик их качества, определяющей долговечность и надежность работы деталей машин в эксплуатации. ЧШГ характеризуется повышенной прокаливаемостью, уро-

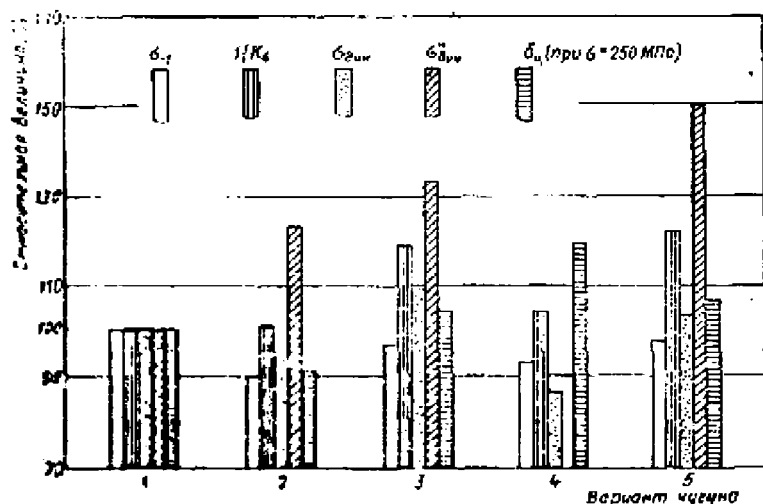


Рис. 50. Сравнительная эффективность влияния состава на динамическую прочность ЧШГ (варианты чугунов 1-5 приведены в табл. 43).

мень которой существенно зависит от его состава, температуры нагрева под закалку, размера зерен, степени рафинирования и других факторов. Имеющиеся в литературе сведения о влиянии на прокаливаемость ЧШГ содержания в нем легирующих элементов неполны, зачастую противоречивы, а сопоставление результатов, полученных с использованием различных методов, не представляется возможным.

С применением метода торцовой закалки изучили прокаливаемость ЧШГ в зависимости от содержания в нем марганца, меди, никеля и олова. Средние значения этих элементов в чугуне при постоянном содержании других (%: 3,6—3,8 С, 2,4—2,6 Si, 0,04—0,06 Cr, 0,05—0,07 P, 0,01—0,02 S, 0,04—0,05 Mg) приведены в табл. 48. Стандартные образцы диаметром 25 и длиной 100 мм (ГОСТ 5657-69) нагревали до 1173 К с выдержкой 45 мин и затем мгновенно закаливали с торца водой. Количественной мерой прокаливаемости принимали расстояние от охлаждаемого торца до зоны с полумартенситной структурой (50 % мартенсита и 50 % троостита), которая имеет твердость около 40 HRC. Анализ результатов исследований, приведенных в табл. 48 и на рис. 51, показывает, что изменение марганца в пределах 0,4—0,7 % не влияет на прокаливаемость чугуна, а увеличение его до 1,2 % повышает глубину прокаливаемости от 18 до 24 мм. Никель даже при небольшом содержании (0,4 %) увеличивает прокаливаемость чугуна в 1,5 раза. Характерно, что интенсивность положительного эффекта

Т а б л и ц а 48. Механические свойства и прокаливаемость исследованных ЧШГ

Мп	Сг	Нг	Sp	σ МПа	δ , %	НВ, МПа	Глубина про- каливаемости, мм
0,4	0	0	0	790	4,2	2410	18
0,4	0,5	0,5	0	890	4,1	2850	33
0,4	1,5	0	0	990	3,6	3110	33
0,4	2,0	0	0	970	4,0	2930	36
0,4	0	0,4	0	780	5,3	2290	28
0,4	0	1,0	0	860	4,3	2350	42
0,4	0	1,5	0	920	6,6	2550	47
0,4	0	0	0,05	880	4,0	2550	24
0,4	0	0	0,20	770	2,0	2850	27
0,4	1,0	0,5	0,05	900	2,0	2850	37
0,7	0	0	0	810	3,5	2770	20
0,7	0	0,5	0	840	4,6	2550	30
0,7	1,0	0,5	0	940	3,3	2850	42
1,0	1,0	0	0	750	1,8	2850	32
1,0	0,5	0,5	0	830	2,3	2890	40
1,2	0	0	0	800	2,0	2850	24

Т а б л и ц а 49. Характеристика сталей, ковкого и высокопрочного чугуна

Характеристика	Сталь 35Л	КЧЛ 45-0	ВЧ 45-5
Предел прочности, МПа:			
σ_B	503	450	450
$\sigma_{ц}$	600	660	550
$\sigma_{сж}$	490	500	1500
$\tau_{кр}$	370	440	440
Предел текучести, МПа:			
$\sigma_{0,2}$	280	250	330
$\sigma_{0,2п}$	330	390	520
$\sigma_{0,2сж}$	280	280	1100
$\sigma_{0,2кр}$	210	170	320
Предел усталости, МПа:			
σ_{-1p}	140	80	160
σ_{-1}	200	135	260
$\sigma_{-1сж}$	140	80	530
τ_{-1}	120	120	180
δ , %	15	6	5
$E \times 10^{-3}$, МПа	203	175—180	165—170
НВ, МПа	1570—1900	1750—2070	1600—2200

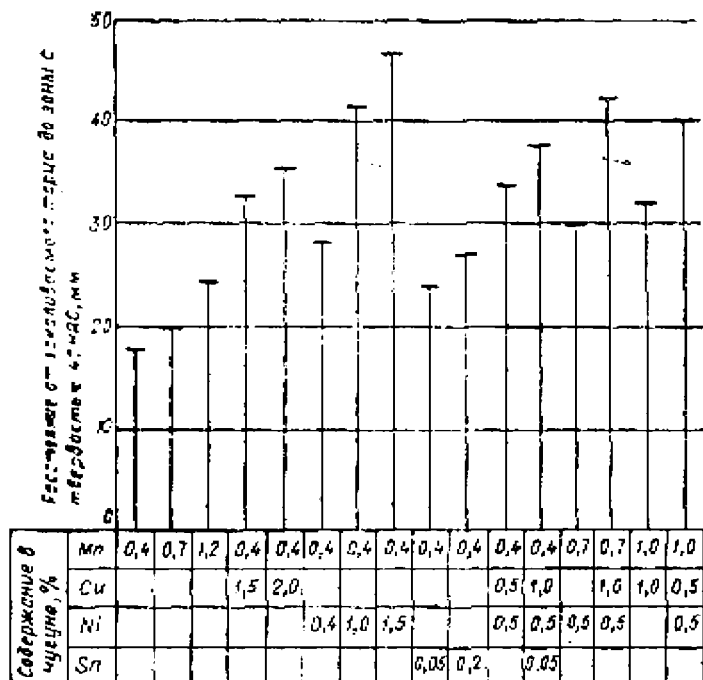


Рис. 51. Влияние химического состава на прокаливаемость ЧШГ.

никеля при увеличении его в ЧШГ более 1 % снижается: если при изменении никеля от 0 до 0,4 % прокаливаемость была 9 мм, от 0,4 до 1,0 % — 14 мм, то от 1 до 1,5 % — всего 5 мм. При увеличении содержания марганца от 0,4 до 0,7 % эффективность влияния на прокаливаемость никеля повышается.

В ЧШГ, содержащем 0,4 % Mn, изменение меди от 1,5 до 2 % повышает прокаливаемость незначительно. Причем увеличение в чугуне марганца от 0,4 до 1 % является равноценным изменению меди от 1 до 1,5 %.

Полученные зависимости, подтверждающие высокую прокаливаемость ЧШГ, легированного никелем, находятся в соответствии с результатами работы [212], в которой показано, что при одинаковых содержаниях в чугуне (0,22—0,25 %) никель значительно эффективнее, чем медь или молибден.

Легирование оловом незначительно повышает прокаливаемость ЧШГ: ввод в чугун 0,05 и 0,20 % этого элемента увеличивает глубину закаливания зоны с твердостью 40 HRC с 18 мм (у нелегированного чугуна) соответственно до 24 и 27 мм. В работе [211] отмечается, что повышение прокаливаемости оловянистого (0,08 % Sn) ЧШГ наблюдается при температуре

аустенитизации до 1173 К, а при более высокой температуре глубина прокаливаемости исходного и легированного оловом чугуна выравнивается и при 1193 К составляет 26—27 мм. Еще большая температура нагрева образцов (1223 К), усиливая насыщение аустенита углеродом, увеличивает прокаливаемость исходного чугуна в большей мере, чем оловянистого. Главной причиной повышения прокаливаемости чугуна от 0,08 % Sn при низких температурах авторы указанной работы объясняют снижением оловом температуры конца аустенитного превращения, а при более высоких температурах гомогенизация аустенита уменьшает влияние понижения критического интервала температур.

Результаты сравнительного изучения совместного легирования чугуна марганцем, медью, никелем и оловом при различном соотношении и содержании этих элементов показывают, что содержание в ЧШГ 0,5 % Cu и 0,5 % Ni более эффективно при содержании 1 % Mn вместо 0,4 % этого элемента, а при 1 % Cu и 0,5 % Ni практически одинаковые показатели достигаются при снижении марганца с 0,7 до 0,4 % дополнительным легированием чугуна 0,05 % Sn.

Анализ обобщенных результатов исследований влияния различных вариантов химического состава на прокаливаемость ЧШГ, приведенных на рис. 51, позволяет также разделить (в убывающей по прокаливаемости последовательности) изученные содержания легирующих элементов в чугуне на несколько групп, внутри которых обеспечиваются сравнимые уровни прокаливаемости ЧШГ, %: 1) 0,4 Mn, 1,0—1,5 Ni; 0,4 Mn, 1 Cu, 0,5 Ni, 0,05 Sn; 0,7 Mn, 1 Cu, 0,5 Ni; 1 Mn, 0,5 Cu, 0,5 Ni; 2) 0,4 Mn, 1,5—2 Cu; 0,4 Mn, 0,5 Cu, 0,5 Ni; 0,7 Mn, 0,5 Ni; 1 Mn, 1 Cu; 3) 0,4 Mn, 0,4—0,5 Ni; 0,4 Mn, 0,05—0,2 Sn; 1,2 Mn; 4) 0,4—0,7 Mn.

Однако, как видно из табл. 49, механические свойства изученных чугунов не во всех случаях коррелируют с прокаливаемостью. Если основным требованием к ЧШГ является обеспечение высоких показателей предела прочности при растяжении, относительного удлинения и прокаливаемости, то оценка вариантов составов чугуна меняется. В частности, в проведенных опытах наиболее высокие значения предела прочности (970—990 МПа) получены для ЧШГ, легированного 1,5—2 % Cu, хотя по прокаливаемости эти чугуны уступают чугунам с 1—1,5 % Ni, прочность которых ниже (860—920 МПа), и чугунам с 1 % Cu, 0,5 % Ni и 0,05 % Sn (900 МПа).

КОНСТРУКЦИОННАЯ ПРОЧНОСТЬ ЧУГУНА

1. Особенности физико-механических свойств чугуна

Высокопрочный чугун эффективно используется взамен стали, ковкого и серого чугуна в различных конструкциях, подвергающихся в условиях эксплуатации действию статического, динамического, циклического нагружения, одновременному наложению нагрузок растяжения, сжатия, изгиба, кручения (многоосное нагружение) и т. д. Это обуславливается удачным сочетанием комплекса физико-механических характеристик ЧШГ. Например [213], при примерно одинаковом пределе прочности при растяжении (450—500 МПа) сравниваемых материалов (сталь 35Л, ковкий чугун КЧ45-6, высокопрочный чугун ВЧ45-5) пределы прочности, текучести и выносливости ЧШГ при изгибе и кручении выше в 1,3—1,9 раз, а при сжатии — в 3—4 раза (см. табл. 49). Поэтому при замене высокопрочным чугуном стали или ковкого чугуна для конкретных изделий в условиях их эксплуатации обеспечивается большая надежность изделий и представляется возможным форсировать режимы их эксплуатации без изменения конструкции.

В табл. 50 приведены физико-механические свойства ЧШГ с различной структурой металлической основы следующего состава, %: 3,06С, 3,48Si, 0,54Mn, 0,08P, 0,05Cr, 0,49Ni, 0,32Mo, 0,06Mg. Заготовки с исходной перлитно-ферритной структурой подвергали термической обработке по режимам, обеспечившим получение заданных структур металлической основы:

Термообработка	Металлическая основа чугуна
Нагрев до 953 К, выдержка 4 ч, охлаждение с печью	Ферритная
Нагрев до 893 К, выдержка 3 ч, охлаждение на воздухе	Феррито-перлитная (50—55 % феррита)
Нагрев до 1173 К, выдержка 4 ч, охлаждение на воздухе	Перлитная (феррита до 5 %)
Нагрев до 1123 К, выдержка 2 ч, закалка в соляную ванну с 623 К, выдержка в ванне 2 ч, охлаждение на воздухе	Троостито-ферритная (60—70 % троостита)

Нагрев до 1173 К, выдержка 2 ч, закалка в соляную ванну с 623 К, выдержка в масле 2 ч, охлаждение на воздухе
 Нагрев до 1173 К, выдержка 2 ч, закалка в масло. Отпуск при 523 К в течение 2 ч

Трооститная
 Мартенситная

Из табл. 50 видно, что ЧШГ характеризуется высоким отношением предела текучести к пределу прочности при растяжении, составляющем 0,67—0,75, что значительно выше, чем для конструкционных марок стали (0,35—0,50) и ковкого чугуна (0,5—0,6) [15]. С повышением статической прочности, определяемой структурой металлической основы, растет и сопротивление высокопрочного чугуна действию циклических нагрузок с сохранением отношения предела усталости гладких образцов к пределу прочности в пределах 0,33—0,43, причем перлитная и троосто-ферритная структуры в этом отношении превосходят ферритную структуру. Однако ферритный чугун от перлитного отличается значительно меньшей чувствительностью к концентрации напряжений, о чем свидетельствует меньшее значение эффективного коэффициента концентрации ($K_\sigma = 1,52$ для ферритного и 2,12 для перлитного ЧШГ). Переход от перлитной к трооститной и особенно к троосто-ферритной структуре металлической основы наряду с ростом статической и усталостной прочности вызывает одновременно снижение эффективного коэффициента концентрации напряжений, что предопределяет большую надежность чугуна с этими структурами в условиях динамического нагружения.

Т а б л и ц а 50. Характеристика ЧШГ с различной структурой металлической основы

Характеристика	Ф	ФП	Т	ТрФ	Фр	н
σ_B , МПа	402	580	645	782	1178	980
$\sigma_{0,2}$, МПа	342	388	440	545	880	728
δ , %	12,4	7,5	3,8	5,1	3,2	0,3
σ_B , кДж/м ²	770	420	190	290	210	—
$E \times 10^{-3}$, МПа	160	170	172	172	175	174
НВ, МПа	1870	2230	2410	2890	3020	233
σ_{-1} , МПа	175	230	265	335	390	—
σ_{-1}^H , МПа	1,5	115	125	230	220	—
$\sigma_{0,2}^H/\sigma_B$	0,70	0,67	0,68	0,70	0,75	0,74
σ_{-1}^H/σ_B	0,36	0,40	0,41	0,43	0,33	—
σ_{-1}^H/σ_B	0,23	0,20	0,19	0,20	0,13	—
$K_\sigma = \sigma_{-1}/\sigma_{-1}^H$	1,52	2,00	2,12	1,45	1,77	—

В условиях нормальной эксплуатации фактические напряжения находятся в пределах упругой области и практически никогда не достигают значений, при которых используется способность материала к пластической деформации. Поэтому, как отмечается в работах [15, 214], пластические характеристики высокопрочного чугуна (относительное удлинение, ударная вязкость) не должны быть в числе определяющих при решении вопроса об использовании этого материала взамен стали или ковкого чугуна. Относительное удлинение, однако, имеет важное значение при изготовлении изделий сложной конфигурации, способствуя релаксации литейных напряжений и устранению коробления изделий. Ударную вязкость, очевидно, следует рассматривать не как характеристику надежности изделия из высокопрочного чугуна в эксплуатации, а скорее только как технологическую, определяющую уровень сопротивления материала разрушению в условиях чистого изгиба.

Кроме того, реальные нагрузки, действующие на детали, имеют, как правило, сложный характер с сочетанием растяжения, изгиба и другого вида нагружения. Тем не менее до сих пор распространена точка зрения относительно преимуществ ковкого чугуна по сравнению с ЧШГ, основывающаяся на результатах испытаний на ударную вязкость образцов при изгибе и в первую очередь при эксплуатации деталей в условиях отрицательных температур. Меньшая чувствительность ковкого чугуна к понижению температуры при этих испытаниях иногда считается главным критерием работоспособности материала, поэтому в случае высокопрочного чугуна показатели ударной вязкости стремятся сравнить с показателями ковкого чугуна. Такую тенденцию нельзя считать обоснованной, учитывая более высокие показатели пределов прочности и текучести высокопрочного чугуна, тем более что эти характеристики увеличиваются при понижении температуры испытаний [15, 183]. Для оценки сопротивления ковкого и высокопрочного чугунов разрушению под действием изгибающей и растягивающей нагрузки ударного характера в условиях нормальной и отрицательных температур провели следующие опыты. Из клиновидных проб ковкого чугуна с ферритной структурой и ЧШГ с различным количеством феррита и структуре изготовили образцы для испытания на ударный изгиб — ударную вязкость (сечение 10×10 , длина 55 мм, без надреза) и образцы для испытания на ударный разрыв (рис. 52). Регу-

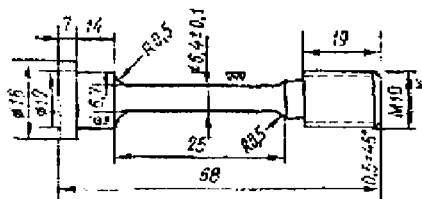


Рис. 62. Образец для ударных испытаний при растяжении.

Таблица 51. Состав, %, структура и свойства высокопрочного и ковкого чугуна

Чугун	C	Si	Mn	Ni	Сu	Ф, %	П, %	$\sigma_{\text{в}}$ МПа	δ , %
Высокопрочный									
1	3,79	2,94	0,34	0,89	0,22	60	40	610	5
2	3,79	2,94	0,34	0,89	0,22	90	10	545	9
3	3,88	2,49	0,34	0,24	0,09	80	20	550	8
4	3,88	2,49	0,34	0,24	0,09	98	2	505	14
Ковкий									
5	2,42	1,21	0,29	0,11	0,09	95	5		

лирование структуры металлической основы высокопрочного чугуна достигали применением сфероидизирующих модификаторов различного состава, а также термической обработкой (ферритизирующим отжигом) отливок.

Химический состав, структура и механические свойства (при комнатной температуре) испытанных чугунов приведены

в табл. 51, при этом высокопрочный чугун № 1, 2 получен обработкой лигатурой магний — пихель — РЗМ, № 3, 4 — комплексным модификатором на основе кремния и железа типа СМг. Чугуны № 1, 3 испытаны в литом состоянии, а № 2, 4 — после отжига.

Испытания образцов проводили совместно с В. Я. Петрунько на маятниковом копре типа ИС-30 (ГДР) при температурах от комнатной (293 К) до 213 К. Анализ результатов испытаний образцов, приведенных на рис. 53, показывает, что во всех случаях удельная работа разрушения при растяжении значительно выше, чем при изгибающем нажатии. Величина ее растет с увеличением доли феррита в структуре высокопрочного чугуна, а при сравнимых структурах металлической основы

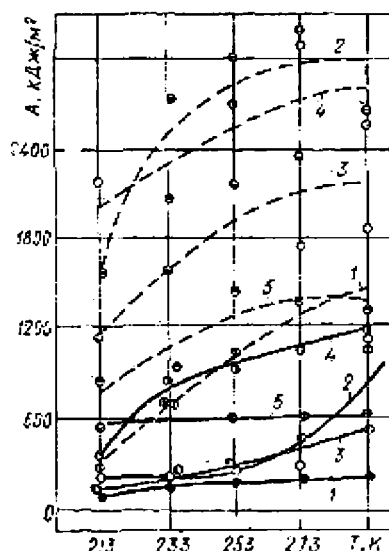


Рис. 53. Влияние температуры испытаний на сопротивление разрушению чугунов с шаровидным графитом (1—4) и ковкого (5) при изгибе (сплошные линии) и растяжении (пунктирные линии) (индексы у кривых соответствуют номерам чугунов в табл. 51).

(чугуны № 2, 4 с 90—98 % феррита) легирование чугуна никелем вызывает лишь незначительное повышение сопротивления ударным нагрузкам при растяжении. По сравнению с ферритным ковким чугуном высокопрочный чугун с аналогичной структурой металлической основы (чугун № 4 с 98 % феррита) обеспечивает изделиям значительно большую стойкость против разрушения растягивающей и изгибающей ударной нагрузкой. Литая феррито-перлитная структура (80 % феррита) высокопрочного чугуна, полученного обработкой комплексным модификатором, по сопротивлению одноразовым разрушающим нагрузкам изгиба уступает ферритной структуре ковкого чугуна, однако значительно превосходит последнюю при растягивающем нагружении. Ударная вязкость (при изгибе) ковкого чугуна находится практически на одном уровне при изменении температуры испытаний во всем изученном диапазоне, однако при растягивающей нагрузке понижение температуры вызывает, как и в случае ЧШГ, уменьшение сопротивляемости разрушению. Таким образом, при замене ковкого чугуна на высокопрочный обеспечивается надежность эксплуатации изделий в условиях отрицательных температур. Оптимизация состава чугуна, режимов модифицирующей и термической обработок являются значительными резервами гарантированного использования высокопрочного чугуна взамен ковкого.

С учетом реальных условий эксплуатации, когда многие детали (коленчатые валы, распределительные валы, толкатели, тормозные барабаны и др.) чаще всего подвергаются действию повторно-ударных нагрузок, актуальное значение приобретают исследования ударно-усталостной прочности высокопрочного чугуна [187, 214, 216]. Исследования проведены с применением разных методик и в каждой из них рассмотрена зависимость указанной характеристики от отдельных параметров состава и структуры материала.

Циклические нагрузки ударного характера, действующие в области упругих деформаций, благодаря влиянию включений графита как концентраторов напряжений вызывают возникновение в микрообъемах чугуна пиковых напряжений, превышающих предел текучести, упрочняя металлическую основу. Этот процесс, согласно данным работы [214], уподобляется упрочнению стали переменными напряжениями ниже предела усталости (тренировка в микрообъемах). При указанном характере нагружения проявляется положительное действие графита, способствующего рассредоточению внешней нагрузки в большом объеме материала и, таким образом, повышению его долговечности. Благодаря этому, несмотря на относительно низкие показатели ударной вязкости, по сопро-

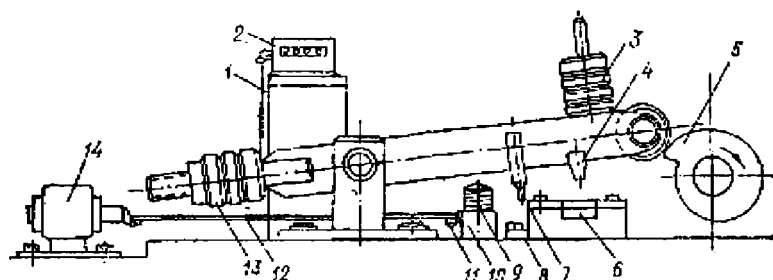


Рис. 54. Схема машины для ударно-усталостных испытаний:

1 — тяга; 2 — счетчик ударов; 3 — груз; 4 — боек; 5 — эксцентрик; 6 — образец; 7 — выключатель; 8 — электроконтакты; 9 — пружина; 10 — подъемник коромысла; 11 — явешка; 12 — тяга; 13 — контргруз; 14 — электромагнит.

тивлению ударным циклическим нагрузкам чугуна с шаровидным графитом с перлитной и ферритной структурой имеет значительные преимущества перед углеродистой сталью, а из-за более высокой прочности и пластичности — и перед серым чугуном.

Установлено, что предел ударной усталости материалов занимает промежуточное положение между обычной статической усталостью и однократным разрушающим ударом, причем основным фактором, определяющим прочность при ударной усталости, является величина предела усталости при гармоническом нагружении. В работе [216] изучена взаимосвязь усталостной и ударно-усталостной прочности чугуна с пластинчатым и шаровидным графитом при нагружении вращающихся круглых образцов непрерывно по закону синусоиды с длительностью цикла 0,08 с (усталость) и импульсами с интервалом 0,04 с (ударная усталость). Установлено, что в диапазоне рассмотренных уровней напряжений ограниченная долговечность чугуна с шаровидным графитом при циклическом нагружении на 20—50 % выше, чем при ударно-циклическом, а в случае серого чугуна эта разница еще больше. Снижение долговечности при переходе от плавного к ударному характеру приложения нагрузки объясняется действием графитовых включений как концентраторов напряжений, ослабляющая роль которых усиливается с ростом интенсивности нагружения.

Изучение влияния структуры графита и металлической основы на ударную усталость высокопрочного чугуна выполнено автором с использованием тех образцов, которые применяли для определения ударной вязкости (без надреза). Испытания образцов проводили (совместно с В. Я. Бикеркинеком) на автоматизированной двенадцатипозиционной машине [217], схема ударного механизма которой приведена на рис. 54. Удар по образцу 6 создается бойком 4, который по форме и раз-

мерам идентичен бойку, имеющемуся на конге для определения ударной вязкости. Подъем копра-коромысла с бойком 4 осуществляется эксцентриком 5, который глухо посажен на вал и вращается со скоростью 110 об/мин. Сила удара регулируется грузами 3 и контргрузами 13. Испытываемый образец опирается на две опоры с расстоянием между ними 40 мм. Количество ударов фиксируется механическими счетчиками, которые приводятся в действие от коромыслов. При разрушении образца с помощью выключателя 7 замыкаются электрические контакты, включается электромагнитный контакт 14, через тягу 12 освобождается пружина 9 подъемника. Под действием пружины коромысло приподнимается и выключается из общей работы машины.

Для определения силы удара проводили осциллографирование удара на всех уровнях нагружения. Проволочные тензодатчики сопротивления ПКБ30-200 наклеивали на поверхность образца, противоположную нанесению удара. Изменение сопротивления в тензодатчике фиксировали с помощью осциллографа Н-102. Сила удара $P_{уд}$ каждого коромысла в виде всплеска фиксировалась на фотопленке: $P_{уд} = 9,8Kh$, н, где K — масштаб силы, получаемый в результате тарировки тензодатчика статической нагрузкой, кгс/мм; h — высота всплеска, мм.

Напряжение в образце при ударе определяли по формуле $\sigma_{уд} = \frac{M}{W} = 14,7 P_{уд} l_0 / a^3$, МПа, где l_0 — расстояние между опорами, $l_0 = 40$ мм; a — сторона образца квадратного сечения, $a = 10$ мм.

После преобразований расчетная формула для определения напряжения в образце принимает вид $\sigma_{уд} = 0,6 P_{уд}$, МПа.

Строили графические зависимости ограниченной долговечности (число циклов ударной нагрузки $N_{уд}$ — напряжение при ударе $\sigma_{уд}$) в полулгарифмических координатах. Каждая точка на графиках соответствует среднему результату испытаний 4—6 образцов. На рис. 55, а приведена зависимость разрушающего напряжения от числа циклов нагрузки для легированного чугуна (состав, %: 3,44 С, 3,58 Si, 0,55 Mn, 0,01 S, 0,08 Р) с ферритной структурой в зависимости от диаметра включений графита. Различные размеры графита достигали изменением скорости кристаллизации металла. Видно, что с измельчением графитовых включений долговечность высокопрочного чугуна в условиях ударного нагружения увеличивается: при базе испытаний 10^6 циклов при изменении диаметра графита с 80 мкм до 36 мкм ударно-усталостная прочность чугуна возросла более чем на 13 %. При оценке эффективности сравниваемых структур по числу циклов ударного нагружения

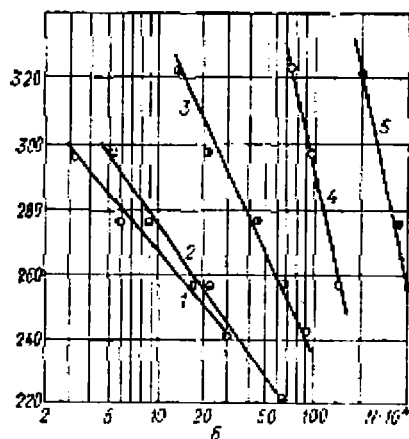
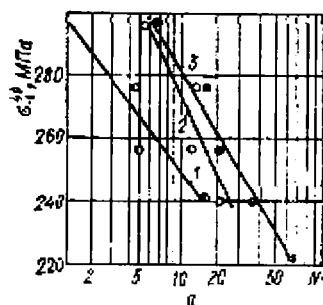


Рис. 55. Влияние структуры на ограниченную долговечность ЧШГ:

a — диаметр включений графита (мкм); 1 — 80; 2 — 66; 3 — 36; b — структура металлической основы (1 — М; 2 — Ф; 3 — П; 4 — 1рФ; 5 — 1р).

одинаковой интенсивности в изученном интервале (240—295 МПа) высокопрочный чугун с включениями графита 36 мкм в 2,5—4 раза более долговечен, чем с 80 мкм. Ударно-усталостная прочность чугуна с шаровидным графитом наиболее чувствительна к изменению структуры металлической основы.

Анализ зависимостей, приведенных на рис. 55, б, для чугуна одной плавки, подвергнутого различным режимам термической обработки (см. табл. 52), показывает, что из всех изученных структур наибольшую долговечность в условиях циклических нагрузок ударного характера обеспечивает чугуну с шаровидным графитом трооститная структура, полученная изотермической закалкой, а наименьшую — мартенситная (закалка в масло). При переходе от трооститной к троосто-ферритной структуре чугун при одной и той же ударной нагрузке выдерживает в 2—3 раза меньшее число циклов нагружений.

Долговечность троосто-ферритного чугуна при всех условиях нагружения значительно выше, чем перлитного, а ферритного — меньше, чем перлитного. Линия, характеризующая зависимость ограниченной долговечности чугуна с ферритной структурой, имеет меньший наклон к оси абсцисс (число циклов), чем чугун с перлитной и особенно с троосто-ферритной или трооститной структурами. Это объясняется меньшей способностью феррита сопротивляться пластическим микродеформациям, вызванным под влиянием внешних нагрузок включениями графита. Относительно низкая долговечность чугуна с мартенситной структурой получена также в работе [216] и может быть объяснена возникновением высоких пиков напряжений на краю игл мартенсита, а также образованием микротрещин в металлической основе.

Положительной особенностью высокопрочного чугуна как конструкционного материала является более высокая, чем у стали, демпфирующая способность. Благодаря способности чугуна гасить вибрационные нагрузки обеспечиваются большая надежность и долговечность этого материала в условиях резонансных циклических нагрузок. Чем больше амплитуда напряжений, тем лучше чугун гасит вибрационные нагрузки, что вызвано влиянием включений графита как концентратора напряжений, вследствие чего микропластические деформации получают большее развитие. Характерно, что чем больше прочность чугуна, обусловленная формой графитовых включений, тем меньше его демпфирующая способность. Из рис. 42 следует, что при снижении показателя ОСГ с 95—97 до 80 и 60 % величина предела прочности чугуна уменьшается в среднем соответственно на 10 и 30 %, а величина декремента колебаний увеличивается при этом на 35 % и почти на 300 % соответственно. Структура графитовых включений является основным фактором, определяющим уровень демпфирующей способности чугуна [140]. Однако на величину этой характеристики существенное влияние оказывают также химический состав и структура металлической основы материала.

Углерод, входящий в состав чугуна в виде графита, является элементом, увеличивающим рассеяние энергии. Для получения количественных зависимостей декремента колебаний от содержания углерода в ЧШГ с учетом амплитуды напряжений при изменении углерода в пределах от 1,77 до 3,79 % исследования провели на ферритном чугуне следующего состава, %: 2,84—3,13Si; 0,54—0,56Mn; 0,08—0,12P; 0,006—0,010S; 0,04—0,09Cr; 0,05—0,06Ni; 0,04—0,07Mg. Декремент колебаний определяли при свободных затухающих изгибных колебаниях образцов плоской формы, показанных на рис. 40, б.

Результаты экспериментов, приведенные на рис. 56, показывают, что способность высокопрочного чугуна гасить колебания во всем интервале переменных напряжений повышается с увеличением в нем содержания углерода, а интенсивность роста декремента при этом обратно пропорциональна величине амплитуды напряжений. При увеличении содержания углерода в 2,14 раза (от 1,77 до 3,79 %) декремент колебаний ЧШГ повышается в 1,34 раза при амплитуде изгибающих напряжений 30 МПа, в 1,18 раза — при амплитуде 60 МПа и в 1,11 раз — при амплитуде напряжений 90 МПа. Видно, что чем больше содержание углерода в виде графита, тем меньше эффект роста демпфирующей способности ЧШГ при увеличении интенсивности циклического нагружения. Это явление, очевидно, вызвано увеличением количества, уменьшением

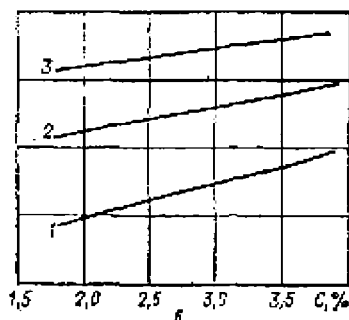
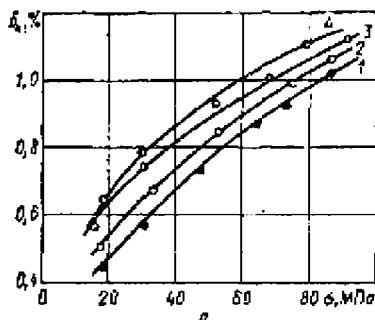


Рис. 56. Влияние содержания углерода на декремент колебаний ЧШГ: а — зависимость декремента от амплитуды напряжений при содержании, %: 1 — 1,77С; 2 — 2,56С; 3 — 3,29С; 4 — 3,79С; б — при амплитуде напряжений, МПа: 1 — 30; 2 — 60; 3 — 90.

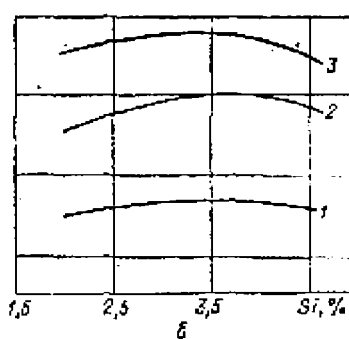
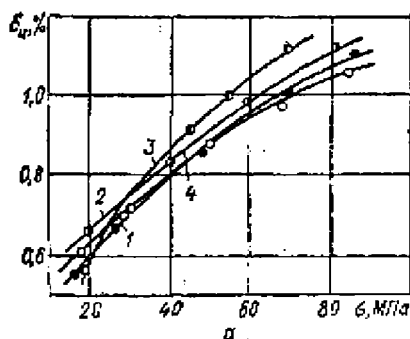


Рис. 57. Влияние содержания кремния на декремент колебаний ЧШГ: а — зависимость Декремента от амплитуды напряжений при содержании, %: 1 — 1,92Si; 2 — 2,89Si; 3 — 3,77Si; 4 — 4,63Si; б — при амплитуде напряжений, МПа: 1 — 30; 2 — 60; 3 — 90.

расстояния между включениями графита и, как следствие, наложением друг на друга полей микронапряжений, образуемых каждым включением графита в структуре чугуна под воздействием больших внешних нагрузок и снижением при этом коэффициента концентрации напряжений.

Для изучения влияния кремния на демпфирующую способность ЧШГ его содержание изменяли от 1,92 до 4,63 % при практически постоянном составе чугуна по другим элементам, %: 3,29—3,58С; 0,36—0,45Мn; 0,08—0,09Р; 0,003—0,007S; 0,04—0,11Сг; 0,05—0,07Ni; 0,04—0,08Mg. Ферритная структура металлической основы чугуна получена термической обработкой. Представленные на рис. 57 кривые показывают характер зависимости декремента колебаний при изгибе от содержания в чугуне кремния. Из рис. 57, б, построенного по данным рис. 57, а, следует, что с увеличением в чугуне содер-

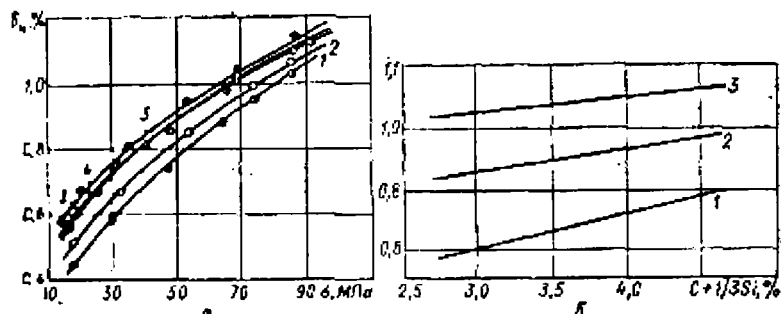


Рис. 58. Влияние углеродного эквивалента на декремент колебаний ЧШГ: 1 — амплитуда напряжений при $C_0 = C + 0,35Si$, %: 1 — 3,72; 2 — 3,53; 3 — 4,72; 4 — 4,34; 5 — 4,67; 0 — при амплитуде напряжений, МПа: 1 — 30; 2 — 60; 3 — 90.

жания кремния до 3,0—3,5 % его демпфирующая способность повышается, а при дальнейшем росте этого элемента наблюдается снижение рассматриваемой характеристики. Поэтому в итоге различие в значениях декремента колебаний чугуна при увеличении содержания кремния в пределах 1,92—4,63 % незначительно и для изученных амплитуд напряжений не превышает 0,08 % (в абсолютных величинах). Полученные графики могут быть объяснены известным влиянием на структуру чугуна кремния. В ЧШГ в отожженном состоянии кремний проявляет себя главным образом как легирующий элемент. Чем выше концентрация кремния в твердом растворе, тем больше атомов этого элемента концентрируются вокруг дислокаций, препятствуя перемещению последних под действием внешних нагрузок. Поэтому чем выше содержание кремния в чугуне, тем при большей амплитуде циклического нагружения происходит пластические сдвиги, что равнозначно снижению уровня рассеяния энергии [140].

При рассмотрении совместного влияния углерода и кремния (углеродного эквивалента) на демпфирующую способность получена однозначная зависимость — чем выше углеродный эквивалент, тем лучше ЧШГ гасит вибрации. Качественно эта зависимость, приведенная на рис. 58, подобна влиянию углерода.

Увеличение содержания марганца вызывает снижение демпфирующей способности ЧШГ, что вызывается легирующим действием этого элемента, т. е. более сильным закреплением дислокаций, перемещение которых происходит при больших амплитудах напряжений. Содержание марганца изучали при его содержании в отожженном на феррит чугуне в пределах от 0,54 % до 1,48 % и следующих значениях других элементов, %: 3,29—3,50 C; 3,08—3,15Si; 0,08—0,11P; 0,009—0,012S;

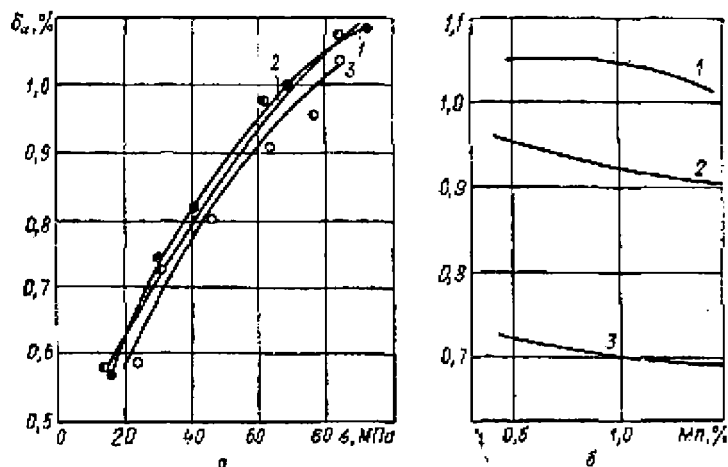


Рис. 59. Влияние содержания марганца на декремент колебаний ЧШГ:

а — зависимость декремента от амплитуды напряжений при содержании, %: 1 — 0,54Мп; 2 — 1,05Мп; 3 — 1,48Мп; б — при амплитуде напряжений, МПа: 1 — 30; 2 — 60; 3 — 90.

0,04—0,07Сг; 0,06Ni; 0,07—0,09Mg. Анализ полученных зависимостей, приведенных на рис. 59, показывает, что увеличение марганца в изученных пределах приводит к понижению декремента колебаний на 3—6 % (в относительных величинах) при амплитуде циклических нагрузок 30—90 МПа. Отрицательное влияние марганца на демпфирующую способность чугуна более выражено в случае, когда отливки не подвергаются термической обработке из-за вызываемого марганцем изменения структуры металлической основы.

Изучили влияние на демпфирующую способность ЧШГ комплексного легирования его никелем, молибденом, медью. Чугуны всех вариантов легирования испытывали после отжига на ферритную (перлита до 5 %) структуру металлической основы. Результаты определения декремента колебаний для изученных чугунов с учетом амплитуды приложенных нагрузок приведены в табл. 52.

Легирование чугуна 0,49 % Ni и 0,32 % Mo практически не повлияло на значение декремента колебаний по сравнению с нелегированным чугуном. Дополнительный ввод меди в чугун в количествах до 0,56 % также мало изменил величину декремента. Таким образом, при легировании отожженного на феррит чугуна никелем, молибденом и медью в количествах по 0,3—0,5 % каждого элемента его демпфирующая способность практически не изменяется.

Таблица 52. Влияние никеля, молибдена и меди, % на демпфирующую способность ЧШГ

Ni	Mo	Cu	$\delta_{\text{г}}$ %, при амплитуде напряжений изгиба, МПа		
			30	60	90
0,06	—	—	0,76	1,10	1,30
0,49	0,32	—	0,74	1,04	1,23
0,42	0,35	0,31	0,70	1,00	1,17
0,42	0,35	0,56	0,80	1,05	1,20

Таблица 53. Влияние количества феррита и амплитуды напряжений на демпфирующую способность ЧШГ

Количество феррита, % *	$\delta_{\text{г}}$ %, при напряжении изгиба, МПа			Количество феррита, % *	$\delta_{\text{г}}$ %, при напряжениях изгиба, МПа		
	30	60	100		30	60	100
0—5	0,55	0,66	0,80	60—65	0,64	0,86	1,04
20—25	0,58	0,72	0,87	75—80	0,67	0,90	1,13
40—45	0,62	0,78	0,94	95—100	0,71	0,98	1,19

* Остальное — перлит.

Структура металлической основы ЧШГ оказывает существенное влияние на его способность к гашению вибраций. Установлено [140], что при различных видах циклического нагружения (изгиб, кручение) в чугунах независимо от формы графитовых включений увеличение доли ферритной составляющей вызывает повышение декремента колебаний, что объясняется большой пластичностью феррита. Характерно, что, как видно из табл. 53, с увеличением амплитуды напряжений чугуны с большим количеством феррита в структуре отличаются большим темпом роста декремента колебаний, поскольку в ферритном чугуне в отличие от перлитного из-за более низкого уровня предела текучести при определенном уровне нагружения облегчаются условия протекания микропластических деформаций возле графитовых включений.

Исследовали демпфирующую способность высокопрочного чугуна со всеми вариантами структур металлической основы, полученными в результате термической обработки по соответствующим режимам. Образцы плоской формы (рис. 40, б) испытывали при изгибных колебаниях в интервале амплитуд напряжений 20—120 МПа, наиболее часто встречающихся при эксплуатации деталей. Результаты испытаний, приведенные в табл. 54, показывают, что во всем изученном

Таблица 54. Влияние структуры металлической основы на демпфирующую способность ЧШГ при различных циклических нагрузках

Структуры	$\delta_{ц}$, %, при амплитуде напряжений $\sigma_{ц}$, МПа			
	30	60	100	$0,1\sigma_b$
Ф	0,76	1,05	1,32	0,92
ФП (50—55 % Ф)	0,61	0,78	0,98	0,77
П (2—5 % Ф)	0,57	0,63	0,80	0,65
ТрФ (65 % Тр)	0,59	0,69	0,88	0,82
Тр	0,32	0,47	0,55	0,67
М	0,46	0,56	0,69	0,68

интервале циклических напряжений наибольшую демпфирующую способность обеспечивает чугуны ферритная структура, преимущество которой перед другими структурами (феррито-перлитной, перлитной, троосто-ферритной, трооститной, мартенситной) наиболее существенно в области высоких напряжений. При одинаковой амплитуде внешних нагрузок по уровню рассеяния энергии чугуны с троосто-ферритной структурой превосходит чугуны перлитный и мартенситный, а наименьшим декрементом колебаний характеризуется чугун с трооститной структурой. Превышение демпфирующей способности чугуна с мартенситной структурой по сравнению с трооститным чугуном следует, очевидно, объяснить возникновением более высоких пиков напряжений на краю игл мартенсита [140]. Отмеченный характер соотношений значений декрементов колебаний, однако, изменяется, если сравнение этих показателей проводить не при одинаковом по абсолютному значению уровню нагружения, а при напряжениях, пропорциональных пределу прочности данного материала, т. е. с учетом близости этих напряжений к пределу усталости. В случае, когда $\sigma = 0,1\sigma_b$, ферритный чугун лишь незначительно превосходит чугуны с феррито-перлитной и троосто-ферритной структурами, а чугуны со структурами основы перлитной, мартенситной и трооститной по демпфирующей способности оказываются практически равнозначными.

2. Взаимосвязь механических характеристик чугуна

Характер взаимосвязи основных показателей механических свойств ЧШГ известен [15, 141]; повышение прочностных характеристик вызывает понижение пластических при повышении твердости и предела усталости. На рис. 60 обобщены зна-

чения различных характеристик, определяющие работоспособность этого материала. Широкий интервал значений предела прочности получен термической обработкой ЧШГ одинакового химического состава. Подтверждена четкая прямая зависимость между пределом текучести и пределом прочности при растяжении; с ростом предела прочности наблюдается увеличение отношения значений предела текучести к пределу прочности. При переходе от ферритной к трооститной структуре металлической основы предел прочности и предел усталости чугуна возрастают в 2,2—2,4 раза, причем рост предела ограниченной долговечности чугуна при ударном нагружении,

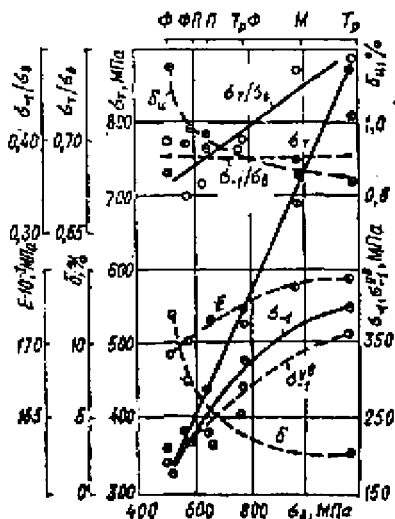


Рис. 60. Взаимосвязь предела прочности при растяжении с другими показателями механических свойств ЧШГ.

определенный на базе 10^6 циклов, лишь незначительно (менее чем на 10 %) уступает повышению предела усталости при плавном нагружении образцов. Когда σ_B ЧШГ менее 600 МПа, этот материал имеет одинаковую долговечность при гармонических и ударно-циклических нагрузках. С увеличением прочностных характеристик декремент колебаний, как и относительное удлинение, уменьшается, причем зависимости эти качественно подобны: наибольшее падение этих характеристик наблюдается при изменении предела прочности чугуна в среднем от 500 до 700—750 МПа — декремент, соответствующий амплитуде изгибных напряжений 100 МПа, уменьшается в 1,8—2 раза, а удлинение — в 2,5—3 раза. При дальнейшем повышении предела прочности чугуна от 700—750 до 1100—1200 МПа темп сближения его декремента колебаний и относительного удлинения уменьшается в 3—5 раз.

Следует также учитывать, что характер зависимости демпфирующей способности, прочности и пластичности ЧШГ количественно определяется уровнем циклических напряжений: чем больше интенсивность вибрационных нагрузок, тем больше чувствительность декремента колебаний к пределу прочности, пределу текучести и относительному удлинению чугуна (рис. 61). Различный ход кривых на рис. 61 свидетельствует о том, что при повышении предела прочности при растяжении и

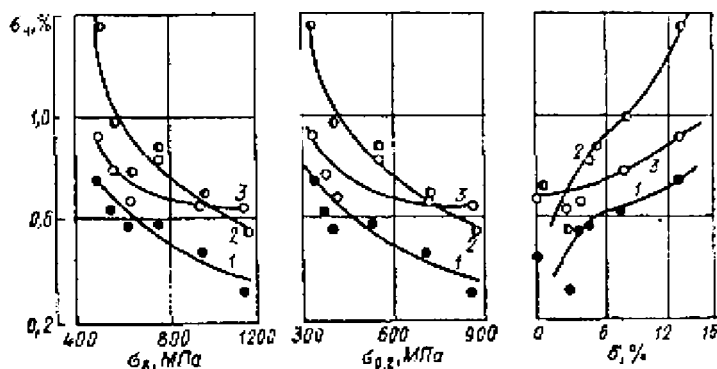


Рис. 61. Влияние прочности и пластичности на декремент колебаний ЧШГ при амплитуде напряжений:

1 — 30 МПа; 2 — 100 МПа; 3 — $0,1\sigma_s$.

предела текучести соответственно 600 и 400 МПа зависимость демпфирующей способности становится менее выраженной при исследовании ее при напряжениях, пропорциональных пределу прочности (в данном случае напряжения изгиба составляли $0,1\sigma_s$); в этом случае декремент колебаний чугуна с пределом прочности 900 МПа и выше находится практически на одном уровне.

Вывод о положительном влиянии повышения пластичности на способность высокопрочного чугуна к гашению вибраций вытекает из анализа температурной зависимости декремента колебаний этого материала, приведенной в табл. 55: при увеличении относительного удлинения от 8 до 29 % (в интервале температур соответственно от 300 до 870 К) декремент колебаний возвысился в 15–20 раз, причем характер изменения декремента и удлинения чугуна в конкретном участке изученного интервала температур аналогичен.

Таблица 55. Влияние температуры на характеристики ЧШГ *

Температура испытаний, К	σ_s , МПа	$E \times 10^{-3}$, МПа	δ , %	$\delta_{\text{дл}}$, %, при $\sigma = 36$ МПа
300	545	158	8,0	0,8
450	515	157	11,5	1,2
600	465	149	12,0	1,3
750	330	135	15,0	1,8
870	240	127	29,0	13,5

* Химический состав чугуна с ферритной структурой металлической основы, %: 3,5 С, 0,37 Мн, 3,77 Si, 0,03 S, 0,09 Р, 0,11 Cr, 0,06 Ni, 0,90 Mg.

Таблица 56. Относительная зависимость характеристик статической и динамической прочности от структуры металлической основы ЧШГ

Характеристика	Расположение структур чугуна в направлении улучшения величины данной характеристики				
σ_b	Ф	П	ТрФ	М	Тр
$\sigma_{0.2}$	Ф	П	ТрФ	М	Тр
δ	М	Тр	П	ТрФ	Ф
σ_{-1}	Ф	П	ТрФ	Тр	—
σ_{1A}	М	Ф	П	ТрФ	Тр
δ_a	Тр	М	П	ТрФ	Ф
$K\sigma$	П	Тр	Ф	ТрФ	—

Таким образом, при одном уровне значений предела прочности при растяжении предпочтительным в отношении способности к гашению вибрационных нагрузок является чугун с большей пластичностью.

В случае, когда величина относительного удлинения остается неизменной, повышение предела прочности при растяжении снижает демпфирующую способность ЧШГ, что связано с затруднением условий протекания микропластических деформаций. Поэтому роль пластичности в формировании значения демпфирующей способности чугуна может быть сведена к нулю повышением прочностных свойств данного материала. Логично предположить, что одним из факторов, определяющих высокую усталостную долговечность в условиях вибрационных нагрузок ЧШГ с троосто-ферритной структурой, является более высокое, чем в случае перлитной структуры, относительное удлинение.

Большая демпфирующая способность материала, снижая уровень колебаний изделий в эксплуатации, предопределяет более высокую при прочих равных условиях износостойкость их при работе в различных режимах трения. Известно [140], что чем меньше амплитуда колебаний трущихся поверхностей, тем меньше скорость изнашивания. Чугун с троосто-ферритной структурой, несмотря на наличие феррита, по износостойкости превосходит перлитный чугун.

В табл. 56 приведены относительные характеристики статической и динамической прочности ЧШГ в зависимости от структуры металлической основы. Эти данные позволяют обоснованно выбирать структуру чугуна применительно к различным режимам эксплуатации деталей.

3. Влияние режимов нагружения на механические свойства чугуна

В эксплуатации детали часто подвергаются одновременному воздействию напряжений различного вида при переменной их интенсивности. Данные о работоспособности высокопрочного чугуна в условиях сложного напряженного состояния крайне ограничены из-за сложности экспериментов, отсутствия стандартного испытательного оборудования и большого разнообразия режимов нагружения деталей в реальных условиях.

С помощью экспериментальной установки конструкции ИПП АН УССР [218] изучили (совместно с В. П. Ламашевским и И. В. Маковецким) характер деформирования и сопротивления разрушению чугуна при одновременном нагружении осевой растягивающей или сжимающей силой и внутренним давлением. Исследования проводили на трубчатых образцах с наружным диаметром 17,6 и толщиной стенки 1,6 мм. Высокопрочный чугун заэвтектического состава, полученный обработкой модификаторами композиции магний — кальций — кремний — железо, имел степень сфероидизации 85—90 % и металлическую основу — перлитную (феррита до 5 %) и ферритную (перлита до 10 %). При испытании образцов внешние нагрузки изменяли таким образом, чтобы соотношения между осевыми σ_z и тангенциальными σ_θ напряжениями сохранялись неизменными и имели следующие значения: при одноосном растяжении в осевом и тангенциальном направлениях $K = \sigma_z/\sigma_\theta = \infty$ и $K = 0$; при двухосном растяжении $K = 0,5$ и $K = 1$; при одноосном сжатии $K = -\infty$; при чистом сдвиге $K = -1$.

В процессе деформирования образца с помощью электромеханических тензометров [219] измеряли осевую ϵ_z и тангенциальную ϵ_θ деформации на базе 20 мм. Испытания образцов проводили при температурах 220 и 290 К.

По результатам экспериментов строили кривые напряжение — деформация (рис. 62). Анализ полученных зависимостей показывает, что вид напряженного состояния, как и температура испытаний и металлическая основа, оказывает заметное влияние на характеристики деформирования ЧШГ. При переходе от одноосного растяжения к двухосному наблюдается некоторое снижение сопротивления деформированию и разрушению чугуна; такая тенденция в чугуне с перлитной структурой проявляется наиболее четко после понижения температуры испытаний. В чугуне с ферритной структурой, характеризующемся высоким уровнем пластической деформации при одноосном растяжении (порядка 11 %), наложение второй составляющей растягивающих напряжений приводит к умень-

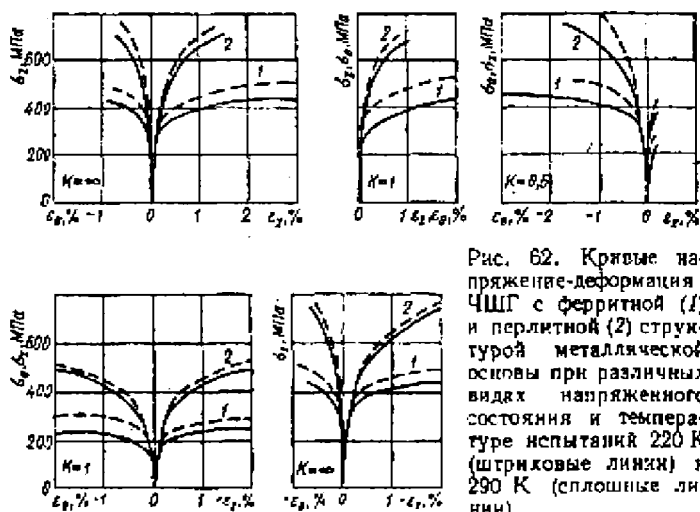


Рис. 62. Кривые напряженно-деформации ЧШГ с ферритной (1) и перлитной (2) структурой металлической основы при различных видах напряженного состояния и температуре испытаний 220 К (штриховые линии) и 290 К (сплошные линии).

шению этой деформации до 4 % (при температуре 290 К). Следует отметить, что, как следует из рис. 62, при всех исследуемых соотношениях напряжений механическая прочность чугуна с ферритной структурой по сравнению с перлитной оказывается более чувствительной к изменению температуры испытаний. При много- и одноосном нагружении ЧШГ независимо от температуры испытаний и структуры металлической основы на кривых напряжение — деформация имеет место четко выраженный линейный участок, подтверждающий сохранение упругих свойств данного материала.

На рис. 63 приведены полученные расчетным путем кривые, ограничивающие области безопасных напряженных состояний текучести исследованных чугунов с учетом температуры испытаний и режима нагружения. Кривые допустимых напряжений при сложном нагружении ЧШГ независимо от структуры металлической основы при нормальной и низкой температурах по форме идентичны кривым, получен-

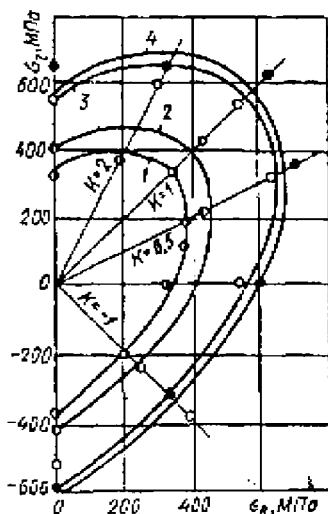


Рис. 63. Кривые текучести ЧШГ с ферритной (1, 2) и перлитной (3, 4) структурами металлической основы при температуре 220 К (2, 4) и 290 К (1, 3).

ным для других материалов (условие Мизеса). При понижении температуры испытаний расширяется область безопасных напряжений. Расширение этой области более выражено у чугуна с ферритной по сравнению с перлитной структурой чугуна.

Для деталей, испытывающих при работе нестационарные циклические нагрузки, важным показателем их долговечности является сопротивляемость перегрузкам. Установлено [183], что при испытании образцов при напряжениях, превышающих предел усталости на определенную допустимую величину, их долговечность при усталостных испытаниях не снижается, при этом высокопрочный чугун с ферритной структурой может выдерживать нагрузки, превышающие предел усталости в 1,4 раза, а феррито-перлитный — в 1,2 раза. При больших перегрузках предел усталости чугуна понижается.

Одновременное многоосевое нагружение чугуна приводит к повышению усталостной прочности. При приложении растягивающе-сжимающей и скручивающей нагрузки со смещением фаз приложения усилий уровень повышения долговечности материала зависит от величины амплитуды напряжений и характера их изменения в процессе нагружения. Для чугуна с пределом прочности 600 МПа такое комбинированное нагружение (при соотношении напряжений кручения и растяжения — сжатия в пределах 0,7—0,9) обеспечивает 4—5-кратное увеличение срока службы изделий [220].

Взаимное наложение вибрационных нагрузок, вызывающих одновременное воздействие переменных напряжений, сказывается и на уровне демпфирующей способности изделий из чугуна в эксплуатации. Известно [140], что при продольных колебаниях чугун лучше гасит вибрации, чем при поперечных, а при кручении декремент больше, чем при изгибе (при одинаковых амплитудах напряжений). На рис. 64 приведены амплитудные зависимости декремента крутильных и изгибных колебаний при наложении на них соответственно изгибных и крутильных колебаний.

Испытываемые чугуны имели перлитную структуру и следующие механические характеристики (соответственно чугуны № 1, 2): предел прочности при растяжении 625 и 660 МПа, относительное удлинение 4,9 и 1,9 %, предел усталости 278 и 306 МПа (при изгибе), твердость 229 и 241 НВ. На рис. 64, а видно, что при наложении переменного изгиба декремент крутильных колебаний повышается, что становится особенно существенным при повышенных амплитудах напряжений кручения. Однако значительно большее влияние оказывает наложение напряжений кручения на затухание изгибных колебаний — при амплитуде крутильных напряжений с амплитудой 90 МПа декремент изгибных колебаний повышается в среднем

на 40—65 % (рис. 64, б). Чугун № 1 в сравнении с чугуном № 2 имеет более высокую демпфирующую способность при всех вариантах циклического нагружения, что, очевидно, следует объяснить более высоким относительным удлинением (4,9 % против 1,9 %).

Повышение декремента колебаний чугуна при одновременном наложении изгибных и крутильных колебаний объясняется повышением общего уровня напряжений в объеме материала. Согласно дислокационной теории, как известно, для отрыва дислокаций от точек закрепления и их перемещения, т. е. для микропластических деформаций, необходимо, чтобы напряжения сдвига достигли определенной для данного материала пороговой величины. Поскольку ответственными за микропластические деформации являются напряжения сдвига, становится понятным, почему наложение переменных крутильных колебаний на изгибные более эффективно, чем наложение изгибных напряжений на крутильные.

Ниже приведены результаты исследований демпфирующей способности ЧШГ при изгибных и крутильных колебаниях при одновременном наложении постоянной составляющей напряжения. Исследования выполнены [140] на перлитном чугуне с пределом прочности 730 МПа, относительным удлинением 2,3%

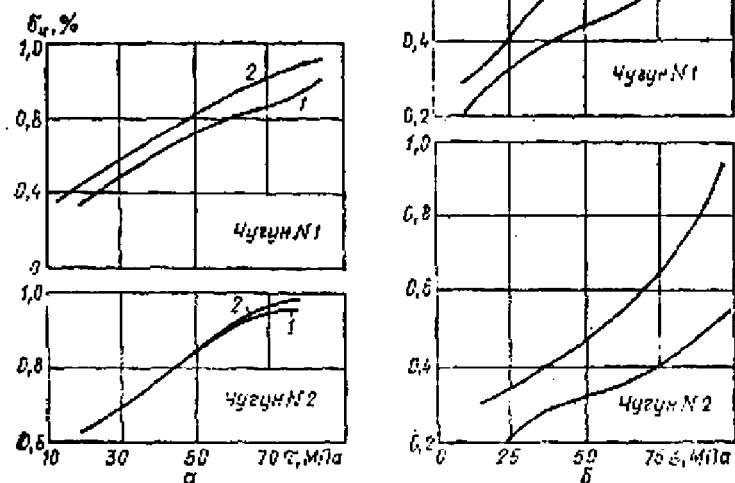


Рис. 64. Влияние одновременного наложения переменных напряжений на декремент колебаний в ЧШГ:

с — наложение изгиба при крутильных колебаниях; 1 — $\sigma = 0$, 2 — $\sigma = 100$ МПа; β — наложение напряжения кручения при изгибных колебаниях; 1 — $\tau = 0$, 2 — $\tau = 80$ МПа.

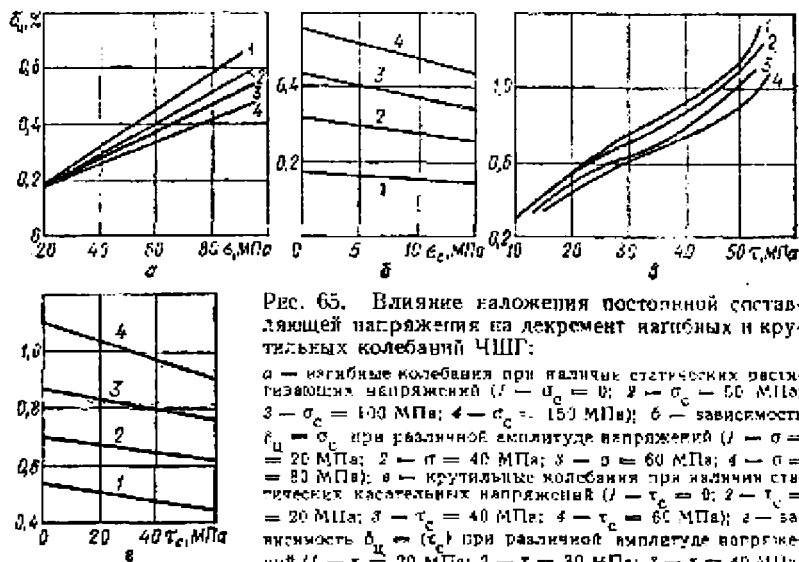


Рис. 65. Влияние наложения постоянной составляющей напряжения на декремент изгибных и крутильных колебаний ЧИП:

a — изгибные колебания при наличии статических растягивающих напряжений (1 — $\sigma_c = 0$; 2 — $\sigma_c = 50$ МПа; 3 — $\sigma_c = 100$ МПа; 4 — $\sigma_c = 150$ МПа); b — зависимость $\delta_{изг} = \delta_c$ при различной амплитуде напряжений (1 — $\sigma = 0$ МПа; 2 — $\sigma = 20$ МПа; 3 — $\sigma = 40$ МПа; 4 — $\sigma = 60$ МПа); $в$ — крутильные колебания при наличии статических касательных напряжений (1 — $\tau_c = 0$; 2 — $\tau_c = 20$ МПа; 3 — $\tau_c = 30$ МПа; 4 — $\tau_c = 40$ МПа); $г$ — зависимость $\delta_{крз} = \delta_c$ при различной амплитуде напряжений (1 — $\tau = 0$ МПа; 2 — $\tau = 20$ МПа; 3 — $\tau = 30$ МПа; 4 — $\tau = 40$ МПа).

и твердостью 225 НВ. На рис. 65, a приведены графические зависимости декремента при изгибных колебаниях под действием статических нормальных напряжений, а на рис. 65, b — зависимость декремента от уровня статического напряжения σ_c при переменной амплитуде напряжений изгиба σ . Анализируя эти результаты, можно сделать вывод, что при наличии постоянного растягивающего напряжения декремент изгибных колебаний снижается пропорционально величине этого напряжения.

Характер зависимости между изучаемыми параметрами описывается уравнением $\delta_{изг} = \delta_{изг}^0 - m\sigma_c$, где $\delta_{изг}^0$ — значение декремента изгибных колебаний при наличии постоянного напряжения σ_c ; $\delta_{изг}^0$ — то же при отсутствии напряжения σ_c ; m — коэффициент, характеризующий интенсивность снижения декремента на единицу напряжения σ_c , в данном случае $m = 0,0015 - 0,0017$.

Качественно аналогичное влияние на рассеяние энергии оказывает и наложение постоянных касательных напряжений τ_c на циклические касательные напряжения τ (рис. 65, $в, г$). В этом случае с увеличением напряжения τ_c декремент снижается, причем эта зависимость, как и в предыдущем случае, имеет линейный характер: $\delta_{крз} = \delta_{крз}^0 - K\tau_c$, где $\delta_{крз}^0$ — значение декремента крутильных колебаний при наличии постоянного касательного напряжения τ_c ; $\delta_{крз}^0$ — то же при отсутствии на-

пряжения τ_0 ; K — коэффициент интенсивности снижения декремента на единицу напряжения τ_0 , для данного случая $K = 0,002 - 0,003$.

Снижение демпфирующей способности при различных видах колебаний в условиях наложения статических нагрузок, характерное для чугуна и большинства других металлических сплавов, предположительно может быть объяснено затруднением протекания пластических деформаций в микрособъемах материала, поскольку с увеличением среднего статического напряжения возрастает асимметрия циклических нагрузок, что приводит к уменьшению площади петли гистерезиса и снижению декремента колебаний.

4. Влияние скорости охлаждения отливок на механические свойства чугуна

Скорость затвердевания и охлаждения металла в литой форме, определяемая толщиной стенки отливки и теплопроводностью формы, оказывает, как известно, существенное влияние на уровень физико-механических характеристик чугуна, что вызвано изменением структуры графита, металлической основы, плотности металла, а также различной степенью проявления ликвационных процессов. По чувствительности механических свойств к сечению отливок ЧШГ занимает промежуточное положение между углеродистой сталью и чугуном с пластинчатым графитом [15, 141, 183]. Одним из математических выражений общей закономерности зависимости прочностных свойств от скорости охлаждения является формула [141] $\sigma_l : \sigma_d = (d : D)^k$, где σ_l и σ_d — пределы прочности при растяжении чугуна в отливке с приведенной толщиной стенки (модулем). Чем выше показатель степени k , тем больше чувствительность материала к скорости охлаждения. Согласно данным работы [141], коэффициенты анизотропии свойств металла в разностенных отливках (коэффициенты квазиизотропии k) следующие: для литой стали 0,03—0,07; чугуна с пластинчатым графитом 0,20—0,75; ковкого чугуна 0,18; ЧШГ 0,04—0,17. Эти значения показывают, что зависимость механических свойств от сечения отливок у ЧШГ менее выражена, чем у серого, и приближается к этой характеристике для литой стали. Величина коэффициента квазиизотропии зависит от соотношения сечений отливок, структуры чугуна, термической обработки отливок. Темп снижения характеристик прочности, твердости и пластичности ЧШГ в литом состоянии наибольший при увеличении толщины стенки отливок от 30 до 200 мм, а при дальнейшем утолщении отливок до 800—900 мм снижается и становится линейной. Такой характер

Таблица 57. Влияние сечения отливок на характеристику ЧШГ

Характеристика	Толщина стенки отливки, мм			
	25	50	100	200
σ_B , МПа	600/514	558/495	486/350	422/—
δ , %	1,5/11,0	1,2/7,5	1,2/2,0	1,2/2,5
HB · 10 ⁻¹ , МПа	269/187	—/187	229/175	229/141

Примечание. Перед косой — перлитный, за — ферритный чугуны.

изменения механических свойств чугуна в отливках объясняется получением различной структуры металлической основы металла в тонких (преимущественно перлит) и толстых (феррит) сечениях отливок. Отжиг на феррит приводит к значительному повышению квазиизотропии пределов прочности и текучести высокопрочного чугуна, а различие в пластических характеристиках материала с увеличением сечения отливок еще больше увеличивается [183]. В табл. 57 приведены значения предела прочности при растяжении, относительного удлинения и твердости чугуна с перлитной и ферритной структурами металлической основы и вычисленные значения коэффициента квазиизотропии [221]. Анализ этих данных показывает, что коэффициент однородности значений изученных механических свойств имеет различные значения в зависимости от сравниваемых сечений отливок. Для перлитного высокопрочного чугуна увеличение толщины стенки от 25 до 1000 мм ведет к повышению коэффициента квазиизотропии, а для ферритного, — наоборот, к снижению. Причем ферритный и перлитный чугуны отличаются относительно узкими интервалами значений этого коэффициента по пределу прочности и твердости и более широкими — по относительному удлинению. При изменении толщины стенок отливок в пределах от 20 до 80 мм получены следующие значения коэффициента квазиизотропии по пределу прочности при растяжении для ЧШГ: перлитного — 0,07, ферритного — 0,03.

При изменении толщины стенок отливок демпфирующая способность чугуна изменяется неоднозначно. В табл. 58 показана зависимость декремента колебаний и для сравнения предела прочности при растяжении и предела текучести ферритного, полученного термообработкой, высокопрочного чугуна следующего химического состава, %: 3,44 С, 3,58 Si, 0,55 Mn, 0,08 P, 0,01 S, 0,08 Cr, 0,05 Ni, 0,07 Mg. Образцы для определения декремента и предела прочности вырезали из мест литых заготовок (диаметр от 50 до 300 мм), расположенных на расстоянии половины радиуса заготовки от ее центра.

Коэффициент квазиизотропии, К				
1000	25/100	100/200	200/1000	25/1000
298/298	0,15/0,26	0,21/0,32	0,21/—	0,19/0,15
0,69/0,7	0,18/1,23	0/0,32	0,35/0,33	0,21/0,75
180/180	0,08/0,05	0,07/0,03	0,15/—	0,11/0,01

Из этих данных видно, что при увеличении сечения отливок от 30 до 60 мм декремент колебаний при всех изученных амплитудах напряжений снижается, что связано с укрупнением включений графита (в данном случае диаметр графита увеличился от 36 до 66 мкм). В чугунах заготовок диаметром 60 и 90 мм декремент колебаний одинаков, несмотря на различную прочность, а при повышении сечения отливок от 90 до 300 мм декремент чугуна увеличивается, что вызвано увеличением размеров графита (от 71 до 80 мкм), появлением включений графита неправильной формы, уменьшением плотности материала (с 6,96 до 6,74 г/см³), а также более развитой микронеоднородностью металлической основы. Эти факторы влияют и на снижение предела прочности при увеличении толщины стенок отливок. Однако предел текучести чугуна, как следует из табл. 58, практически не чувствителен к изменению сечения отливок от 30 до 300 мм — величина этой характеристики для данных толщин стенок находится в пределах 345—365 МПа.

Влияние толщины стенок отливок (44, 76, 152 и 304 мм) на усталостную прочность высокопрочного чугуна в литом состоянии с перлитной структурой и после отжига на феррит

Т а б л и ц а 58. Влияние сечения отливки на прочностные и демпфирующие свойства ЧШГ

Сеч. стенок отливки, мм	σ_s , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	ϕ_H , % при амплитуде изгибных напряжений		
			50 МПа	100 МПа	$1/3\sigma_s$
30	485	—	1,05	1,25	1,52
45	468	365	0,96	1,22	1,45
60	440	355	0,84	1,10	1,27
90	428	360	0,87	1,11	1,32
150	403	357	0,92	1,13	1,29
300	390	345	0,97	1,22	1,32

Т а б л и ц а 59. Влияние сечения отливок на характеристики статической и усталостной прочности ЧШГ

Сечение отливки, мм	σ_B , МПа	σ_{-1} , МПа	σ_{-1}/σ_B	σ_B^B , МПа
44	659/157	270/232	0,43/0,51	162/108
76	605/449	232/224	0,38/0,50	162/108
152	547/443	201/193	0,37/0,44	147/116
304	451/422	185/177	0,41/0,42	131/108

Примечание. Перед косой — перлитный (в литом состоянии), за — ферритный (после отжига) чугун.

изучено в работе [222]. Достоверность полученных результатов основывается на применении чугуна состава, %, 3,48—3,52 С, 2,07—2,18 Si, 0,43—0,48 Mn, 0,59—0,69 Ni, 0,025 Sn, 0,05—0,06 Mg, вырезке образцов на одинаковом относительном от края отливки, испытании образцов (гладких и с кольцевым надрезом с радиусом при вершине надреза 0,25, диаметром 10,6 мм) на усталость на базе $2 \cdot 10^7$ циклов нагружения. Анализ результатов, приведенных в табл. 59, показывает, что у перлитного чугуна наблюдается большее по сравнению с ферритным снижение предела прочности и предела усталости, а отношение предела усталости к пределу прочности меньше и для данного диапазона сечений отливок составляет 0,37—0,43 для перлитной и 0,41—0,51 для ферритной структуры. Усталостная прочность надрезанных образцов из перлитного чугуна также понижается с увеличением толщины стенок отливок, однако в значительно меньшей степени, чем в случае гладких образцов. В случае ферритной структуры металлической основы ЧШГ образцы с надрезом показали одинаковую долговечность при всех сечениях отливок. Таким образом, увеличение толщины стенок ведет к понижению работоспособ-

Т а б л и ц а 60. Влияние состава, % и толщины стенки отливки

Св	Ni	AlO	Mn	σ_B , МПа		
				25 мм	50 мм	150 мм
1,0	—	—	0,5	—/760	731/694	635/814
0,9	—	0,6	0,2	800/745	746/816	667/785
0,8	1,1	—	0,2	852/858	788/878	634/893
0,7	2,0	—	0,2	873/888	810/922	692/817
0,8	1,1	—	0,6	853/847	817/995	—/863

* Содержание других элементов, %: 3,6—3,8 С, 1,8—1,9 Si, 0,02—0,03 Sn, 0,05—0,06 Mg

ности изделий из высокопрочного чугуна в условиях многоциклового нагружения при изгибе, однако ферритная структура материала при наличии концентраторов напряжений в этих условиях эксплуатации оказывается нечувствительной к изменению сечения отливки.

Чем больше толщина стенки отливки, тем больше дисперсия механических свойств ЧШГ при вырезке образцов из наружных и внутренних слоев металла, но изменение свойств при этом значительно меньше, чем в случае чугуна с пластинчатым графитом и литой стали [15, 183]. Например, относительные значения механических свойств во внутренних слоях отливок массой 17 т составили (%) по отношению к значениям свойств в наружных слоях соответственно для углеродистой стали и ЧШГ: по пределу прочности 67 и 70 %, по пределу текучести 64 и 77 %, по относительному удлинению 1,4 и 30 % и по ударной вязкости 58 и 88 % [126].

Значительно выравнять уровень значений механических свойств высокопрочного чугуна в разностенных отливках удается легированием и термической обработкой. Из табл. 60 [129] следует, что при вводе в чугун меди, никеля, молибдена вследствие их перлитизирующего и легирующего действия различия предела прочности, относительного удлинения и модуля упругости металла в отливках с толщиной стенки от 25 до 150 мм сужаются; причем после нормализации (получение перлитной структуры) эти характеристики свойств чугуна в разностенных отливках имеют сравнимые величины (различия не превышают 5—15 %).

Эффективным технологическим направлением повышения качества ЧШГ в толстостенных отливках является создание условий для ускоренной кристаллизации расплава и измельчения структуры. С этой целью проводили опыты с применением расплавляемых микрохолодильников, в качестве которых использовали стальную дробь с размером фракций 1—3 мм.

а механические свойства ЧШГ *

σ_t %			$E \times 10^{-3}$, МПа		
25 мм	50 мм	150 мм	25 мм	50 мм	150 мм
—/2,2	3,0/1,8	3,2/3,0	167/178	157/178	160/178
2,5/1,8	4,1/2,6	4,0/2,4	167/174	152/164	154/164
4,7/3,6	4,5/3,6	3,3/5,8	164/170	152/178	157/183
5,0/3,6	5,0/4,0	4,2/5,0	159/186	152/183	149/181
4,2/5,2	4,2/4,8	—/4,2	157/170	169/183	154/177

* Перед косой — чугун в литом состоянии, за — после нормализации (перлит).

Таблица 61. Влияние микрохолодильников на характеристику ЧШГ в отливках

Характеристики	Место вырезки образцов из отливки	Диаметр отливок, мм		
		60	90	150
σ_B , МПа	Край	555/540	530/500	515/445
	Центр	530/520	515/460	485/395
δ , %	Край	6,0/6,5	7,7/6,4	8,0/6,5
	Центр	4,2/4,8	6,8/4,8	7,0/5,4
γ , г/см ³	Край	7,15/—	7,10/7,06	7,10/6,95
	Центр	6,85/—	6,80/6,68	6,70/6,55
ССТ, %	Край	95/95	92/85	92/86
	Центр	95/90	85/80	85/78

Примечание. Перед косой — при вводе в полость формы 4 % дробь, за — без дробь.

Исходный чугун (состав, %: 1,88 Si, 0,36 Mn, 0,11 Cr, 3,95 C, 0,03 S, 0,07 P) электропечной плавки при температуре 1450 °С обрабатывали лигатурой типа СМг (в %: 7,5 Mg, 0,7 Ca, 0,6 РЗМ, 52 Si, остальное железо), помещенной на дне ковша в количестве 2 % массы обрабатываемого металла. Модифицированным чугуном с температурой 1390—1410 °С заливали две серии цилиндрических заготовок диаметром 60, 90 и 150 мм (высота 350 мм), заформованных вертикально, в одной серии опытов в формы перед заливкой чугуном вводили дробь в количестве 4 % металлоемкости форм. В различных по сечению участках отливок (край, центр) изучали структуру, плотность и механические свойства чугуна. Кроме того, в отливках диаметром 150 мм качество металла изучали и в промежуточных участках — на расстоянии от центра 30 и 50 мм. Плотность и структуру чугуна определяли непосредственно в образцах для механических испытаний. Анализ полученных результатов, приведенных в табл. 61, показывает, что чугун в отливках с микрохолодильниками характеризуется, как правило, более высокими значениями предела прочности при растяжении и относительного удлинения в наружных (у поверхности) и внутренних (около теплового центра) слоях отливок. Эффективность микрохолодильников наиболее ощутима в отливках с большими сечениями: если повышение предела прочности в наружном слое заготовок диаметром 60 мм составило 15 МПа, то в отливках 90 мм — 30 МПа, а 150 мм — 70 МПа. Ввод микрохолодильников вызвал снижение в толстостенных отливках перепада значений предела прочности по сечению отливок. Например, в отливках сечением 90 мм без дробь разность величин предела прочности в на-

ружном и внутреннем слоях составляет 40 МПа, а при вводе дробы — 15 МПа. Аналогичные значения для отливок диаметром 150 мм равны соответственно 50 и 30 МПа.

Увеличение относительного удлинения в отливках диаметром 90 и 150 мм под действием микрохолодильников составляет 20—25 % в наружных и 30—40 % в центральных слоях металла.

Эти результаты объясняются ускорением процесса застывания отливок из-за потери тепла на растворение вводимых в форму холодильников и, как следствие, повышением плотности металла, улучшением формы графитовых включений и увеличением количества перлита в структуре чугуна. Из табл. 61 видно, что при вводе дробы плотность чугуна увеличивается в поверхностных и центральных слоях отливок, причем наиболее существенно (на 0,15 г/см³) в отливках диаметром 150 мм.

Характер изменения структуры и свойств высокопрочного чугуна по сечению этих отливок приведен на рис. 66, анализ которого показывает, что в массивных сечениях наружные слои (с толщиной около 1/4 сечения отливки) имеют одинаковые значения структуры, плотности и прочности металла, а ввод в кристаллизующийся металл микрохолодильников, повышая его свойства, способствует выравниванию последних по сечению отливок.

Полученные результаты хорошо коррелируют с экспериментальными данными других авторов [173, 174], применявших внутренние холодильники из чугуна, стальной дробы, железного порошка, чугунной стружки для повышения ССГ в толстостенных отливках из высокопрочного чугуна. В работе [174] изучено влияние количества стружки из ЧШГ, вводимой в расплав в специальной воронке-смесителе перед заливкой форм, заливали цилиндрические отливки диаметром 300 мм. Показано, что при увеличении ввода стружки заметно повышается предел прочности и твердость чугуна, относительное удлинение меняется незначительно, поскольку при этом наряду с улучшением формы графита увеличивается количество перлита в структуре.

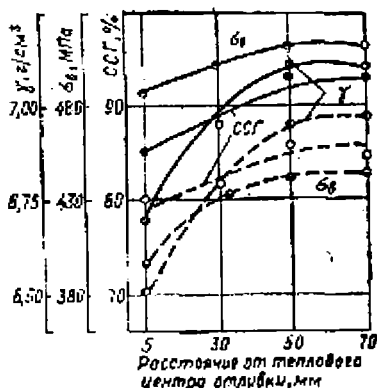


Рис. 66. Влияние внутренних микрохолодильников на структуру и свойства ЧШГ:

сплошные линии — при вводе в литейную форму 4 % стальной дробы, штриховые линии — без дробы.

Железный порошок на металлическую основу чугуна оказывает обратное действие: с увеличением количества порошка число эвтектических зерен на единицу площади шлифа резко возрастало, что приводило к большей графитизации чугуна при эвтектоидном превращении и увеличению в структуре большего количества феррита. Поэтому чугун, обработанный железным порошком, имеет более низкие значения предела прочности и твердости, а более высокие — относительного удлинения. Графитизирующий эффект достигается и при вводе в расплав чугуна порошков тугоплавких материалов (окиси магния, алюминия, кремния, церия, карбидов титана, вольфрама, циркония и др.) фракцией 1—20 мкм [178]. Согласно данным работы [179], дисперсные включения при достаточно высокой плотности их распределения могут также искажать форму дендрита в кристаллизующемся расплаве, вызывая его дробление и изменяя направление роста.

Поскольку уровень механических свойств высокопрочного чугуна определяется параметрами структуры металлической основы и графитовых включений, наиболее эффективны приемы обработки чугуна, совмещающие модифицирование и ускоренную кристаллизацию расплава. В этом отношении положительные результаты получены при дополнительной (кроме модифицирования в ковше) обработке чугуна непосредственно в литейной форме магнийсодержащими (10 % магния) брикетами на основе порошков железа или меди. Исходный чугун электропечной плавки (состав, %: 3,9 С, 0,4 Мп, 0,09 Сг, 0,03 S) при выпуске металла из печи при 1450 °С модифицировали в ковше лигатурой типа СМг в количестве 1,8—2 %, обеспечивающем получение в заготовках диаметром 30 мм шаровидной формы графита. Обработанным таким образом чугуном в сырые песчаные формы заливали заготовки диаметром 60 и 150 мм, в которые предварительно вводили модифицирующие брикеты при расходе $0,5 \pm 0,1$ % массы заливаемого в форму металла; часть опытов проведена без применения брикетов. Для изучения структуры и механических свойств чугуна образцы вырезали из участков отливок, расположенных на расстоянии половины радиуса от центра. Анализ полученных результатов, приведенных в табл. 62, показывает, что при домодифицировании чугуна в полости формы улучшается показатель ССГ, а при использовании брикетов на основе меди вследствие перлитизирующего действия последней значительно увеличивается доля перлита в структуре и повышаются механические свойства металла. При этом наиболее существенное изменение качества чугуна по всем показателям достигнуто в толсто-стенных (диаметр 150 мм) отливках, особенно при применении брикетов на основе меди: показатель ССГ увеличился от 80

Т а б л и ц а 62. Влияние обработки в литейной форме брикетами на характеристику ЧШГ

Характеристика	Значения показателей в отливках сечений, мм			
	60	150	60	150
	Брикеты на основе железа		Брикеты на основе меди	
ССГ, %	95/92	90/80	99/92	92/80
Перлит, %	60/40	25/20	75/60	45/20
Феррит, %	40/40	75/80	25/40	55/80
$\sigma_{\text{в}}$, МПа	548/532	498/435	584/532	540/435
δ , %	6,5/6,1	5,3/4,8	7,0/6,1	5,8/4,8

Примечание. Перед косой — дополнительный ввод в форму марганецсодержащих брикетов, за — без ввода брикетов

до 92 %, количество перлита в структуре — от 20 до 45 %, предел прочности — от 435 до 540 МПа. Характерно, что одновременно с прочностью повысилась и пластичность чугуна — относительное удлинение изменилось от 4,8 до 5,8 %. Эффект воздействия на структуру металлической основы и свойства металла, вызванный вводом брикетов на основе железа, значительно меньший, чем в случае брикетов на медной основе, и вызван также худшей растворимостью таких брикетов в залитом в форму расплаве.

5. Механические свойства чугуна в отливках и пробах

Разностенность и неодинаковые условия питания отдельных участков отливок определяют и различные значения механических характеристик металла в образцах, вырезанных из этих участков. Во многих случаях (большая масса отливки, малая толщина стенки, сложность конфигурации и т. д.) для оценки качества чугуна в отливках используют отдельно отливаемые пробы. Такой метод определения свойств металла дает лишь сравнительную характеристику и может применяться, когда накоплен достаточный статистический материал по показателям свойств чугуна непосредственно в теле конкретной отливки и пробе. Как правило, прочностные и особенно пластические свойства высокопрочного чугуна в пробах выше, чем в реальных отливках, из-за достаточного питания и более высокой скорости кристаллизации. Для отливок с толщиной стенки от 20 до 80 мм и массой до 300 кг в работе [223] получены значения коэффициента снижения механических характеристик по сравнению с соответствующими показателями для стандартных треновых проб, приведенные в табл. 53.

Таблица 63. Влияние толщины стенки на уровень механических свойств ЧШГ в отливках и пробах

Толщина стенки отлив- ки, мм	Отношение свойств чугуна в отливке и в тренойной пробе			Толщина стенки отлив- ки, мм	Отношение свойств чугуна в отливке и в тренойной пробе		
	$\sigma_{\text{во}}/\sigma_{\text{вп}}$	$\delta_{\text{с}}/\delta_{\text{п}}$	$\text{НВ}_{\text{с}}/\text{НВ}_{\text{п}}$		$\sigma_{\text{во}}/\sigma_{\text{вп}}$	$\delta_{\text{с}}/\delta_{\text{п}}$	$\text{НВ}_{\text{с}}/\text{НВ}_{\text{п}}$
20	1,00	1,64	0,970	60	0,86	0,92	0,950
30	0,95	1,40	0,965	70	0,85	0,80	0,945
40	0,91	1,20	0,960	80	0,83	0,72	0,940
50	0,88	1,04	0,955				

Настоящие данные справедливы при постоянном химическом составе чугуна, %: 2,8—3,8 С, 2,2—3,6 Si, 0,4—1,0 Mn, 0,07—0,20 P, 0,03—0,10 Mg. При изменении композиции отливок того же развеса и толщины стенок соотношения механических свойств высокопрочного чугуна, полученных на отливках и на пробах, могут быть иными в связи с изменением скорости кристаллизации и плотности металла.

При одинаковом сечении проб более стабильные значения механических свойств достигаются на клиновых пробах, чем на тренойных. Последние, кроме того, требуют большей трудоемкости при изготовлении: из них образцов для механических испытаний.

Увеличение абсолютных размеров образцов (масштабный фактор) ведет к снижению уровня механических характеристик материала [15, 140, 183]. Предел прочности при растяжении ЧШГ наиболее чувствителен к изменению сечения образца при перлитной структуре металлической основы, а ферритный и перлитно-ферритный чугуны в этом отношении значительно приближаются к стали. По этим данным при увеличении диаметра испытываемого образца от 5 до 30 мм предел прочности перлитного чугуна уменьшился на 40—45 %, перлитно-ферритного и ферритного — на 15—20 %.

В табл. 64 и 65 [224] приведены значения предела прочности при растяжении, относительного удлинения и ударной вязкости ЧШГ состава, %: 3,43—3,50С, 2,29—2,36Si, 0,53—0,86Mn, 0,09—0,12P, 0,04—0,08Mg при испытании образцов: на разрыв — диаметр 10 мм, расчетная длина 50 мм, диаметр 15 мм, на удар (10 × 10 × 55 мм) — без надреза и с надрезом глубиной (радиусом) 1 и 4 мм.

Эти данные показывают, что увеличение диаметра образца от 10 до 15 мм незначительно снижает относительное удлинение высокопрочного чугуна с перлитной (на 15 %) и ферритной (на 10 %) структурами при практически неизменных зна-

Таблица 64. Влияние диаметра образца и структуры металлической основы на характеристику ЧШГ

Характеристика		Диаметр, мм	
		10	15
$\sigma_{\text{вн}}$, МПа	Среднее значение	648/457	638/456
	Среднее квадратическое отклонение	21,4/2,4	16,8/2,6
δ_5 , %	Среднее значение	2,99/21,00	2,54/18,99
	Среднее квадратическое отклонение	0,51/0,96	0,37/1,46

Примечание. Перед косой — перлитный, за — ферритный чугун.

чениях предела прочности при растяжении, причем в случае перлитной структуры наблюдается увеличение рассеяния значений предела прочности при уменьшении сечения образца. При увеличении радиуса (и глубины) надреза образца от 1 до 4 мм ударная вязкость чугуна повышается, несмотря на уменьшение сечения образца в зоне разрушения более чем на 30 %. Перлитный чугун по сравнению с ферритным характеризуется большим в 1,5 раза рассеянием значений ударной вязкости на образцах без надреза, хотя уровень этой характеристики чугуна в несколько раз ниже, чем при ферритной структуре. При испытании образцов с надрезами перлитный чугун имеет, наоборот, меньший разброс значений ударной вязкости, чем ферритный.

В условиях сложного напряженного состояния, достигаемого, например, при нагружении трубчатых образцов растягивающей осевой и тангенциальной силой, увеличение сечения образцов от 20 до 80 мм не сказывается на величине предела текучести высокопрочного чугуна при комнатной температуре

Таблица 65. Влияние формы надреза образца на ударную вязкость ЧШГ

Показатель	Величина $a_{\text{вн}}$ в образцах		
	без надреза	с надрезом в вершине	
		радиус 1 мм	радиус 2 мм
Среднее значение $a_{\text{вн}}$, кДж/м ²	431/1060	29/56	41/142
Среднее квадратическое отклонение	204/146	3/7	5/40

Примечание. Перед косой — перлитный, за — ферритный чугун.

Т а б л и ц а 66. Влияние сечения образца и температуры на предел текучести перлитного ЧШГ

Площадь сечения образца, мм ²	Температура испытаний, К	$\sigma_{0,2}$, МПа, при нагружении	
		Осевым	Тангенциальном
20	290	466	485
	220	510	535
80	290	467	454
	220	478	493

(290 К), однако при понижении температуры до 220 К заметно проявляется масштабный фактор (табл. 66).

Анализ результатов изучения предела прочности в области двухосного растяжения тех же образцов из высокопрочного чугуна, приведенных на рис. 67, указывает, что при комнатной и низкой температурах эта характеристика с увеличением размеров образцов уменьшается. При двух- и одноосном нагружении образцы меньших размеров обладают более высокими показателями пластичности.

Зависимости предела усталости чугуна с шаровидным графитом с различной структурой металлической основы от диаметра образцов без задреза, полученные в работе [183], показали, что темп понижения усталостной прочности с увеличением сечения образцов понижается, причем эта тенденция для чугуна с перлитной структурой более выражена чем с ферритной или с феррито-перлитной. Согласно данным работы

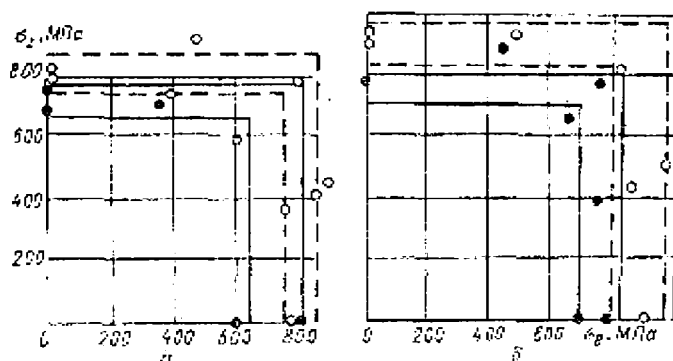


Рис. 67. Кривые разрушения высокопрочного чугуна при температурах 290 К (а) и 220 К (б) под действием осевого σ_2 и тангенциального σ_p напряжений. Штриховые и пунктирные линии — границы 90 %-ных доверительных интервалов для образцов с площадью сечения соответственно 80 и 20 мм².

[222], увеличение диаметра испытываемых образцов от 10,6 до 50 мм вызывает понижение предела усталости гладких образцов на 25—28 % для перлитного и ферритного чугуна, однако при наличии концентратора напряжений (образцы с надрезом с радиусом у вершины 0,25 мм) предел усталости ферритного чугуна уменьшается на 45 %, тогда как перлитного — на 25 % (табл. 67).

Результаты изучения усталостной прочности высокопрочного чугуна на образцах различного диаметра позволяют, используя статистические методы оценки сопротивления усталости, определять расчетные усталостные характеристики деталей из такого материала. Необходимость в этом вызвана значительными трудностями экспериментального получения указанных характеристик на конкретных деталях. При указанном подходе в качестве критерия подобия усталостного разрушения принимается отношение диаметра опасного сечения d' к относительному градиенту напряжения в зоне концентрации G . Переход от функции распределения пределов выносливости для образцов к функции распределения этих характеристик для конкретных деталей может быть осуществлен с использованием уравнения подобия усталостного разрушения [225]: $\lg(\sigma_{-1 \text{ макс}} - U) = A - B \lg d'/G + U_p S$, где U — нижняя граница рассеяния для минимального напряжения $\sigma_{-1 \text{ макс}}$; A , B и S — постоянные; U_p — квантиль нормального распределения.

Значение градиента определяется в зависимости от опасного сечения, формы детали и вида напряженного состояния. Например, для круглых сечений при напряжениях изгиба и кручения величина G определяется по формулам $G_\sigma = \frac{2}{r} + \frac{2}{d'}$; $G_\tau = \frac{1}{r} + \frac{1}{d'}$; где r — радиус кривизны в основании надреза в опасном сечении, d' — диаметр опасного сечения образца (детали).

Сопоставление расчетного и экспериментального методов определения усталостной прочности перлитного высокопрочного чугуна (состав, %: 3,4 C, 2,45 Si, 0,5 Mn, 0,09 Mg) показало совпадение получаемых результатов. Образцы диаметром от 8 до 45 мм гладкие (радиус кривизны 30 и 85 мм) и с круговым надрезом (радиус 0,5; 1,5 и 6 мм) испытывали при изгибе

Таблица 67. Влияние диаметра образца на усталостную прочность ЧПГ

Диаметр образца, мм	σ_{-1} , МПа	σ_{-1}^H , МПа
10,6	232/193	162/116
25	216/174	124/99
51	170/139	122/65

Примечание. Перед собой — для перлитного, за — для ферритного чугуна.

Т а б л и ц а 68. Сопоставление опытного и расчетного методов определения усталостной прочности ЧШГ

$\lg \frac{d'}{G}$	Вероятность разрушения, P_p	$\sigma_{-1 \text{ max}}$, МПа	
		Опыт	Расчет
2,882/2,905	0,50/0,50	278/172	280/172
2,882/2,905	0,05/0,05	253/158	254/163
0,274/0,551	0,50/0,50	439/365	428/343
0,274/0,551	0,05/0,05	411/339	385/309

П р и м е ч а н и е. Перед косою — испытание при изгибе, за — при кручении.

и кручении на пяти уровнях напряжений. Экспериментальные точки графиков использовали для вычисления функций распределения пределов выносливости и определения параметров A , B и S . Экспериментально установлено, что между средними значениями величин $\lg (\sigma_{-1 \text{ max}} - U_\sigma)$ и $\lg (\tau_{-1 \text{ max}} - U_\tau)$ и $\lg \frac{d'}{G}$ наблюдается прямая зависимость.

Сопоставление расчетных и опытных значений пределов выносливости для двух из рассмотренных значений критерия подобия d'/G (табл. 68) показывает, что отклонение результатов не превышает 6,5 % при изгибе и 8,7 % при кручении с вероятностью разрушения 0,50 и 0,05 соответственно.

Геометрические размеры образца сильнее влияют на демпфирующую способность чугуна, чем на статические характеристики материала. С увеличением сечений образцов декремент колебаний материала повышается. При увеличении диаметра образцов от 10 до 20 мм декремент крутильных колебаний чугуна в области амплитуд напряжений 40—80 МПа становится в 3—5 раз большим. При дальнейшем увеличении сечения образца влияния масштабного фактора ослабевает, т. е. изменение способности гасить колебания, как и другие характеристики механической прочности чугуна, по отношению к размерам испытываемых образцов или деталей имеет неравномерный характер.

Поскольку литейные детали в большинстве случаев работают в изделиях с литейной коркой (без механической обработки поверхности отливок), представляет значительный интерес изучение механических свойств высокопрочного чугуна на литейных образцах. Для достижения достоверных данных при сопоставлении значений механических свойств чугуна в образцах с литейной поверхностью и после механической обработки необходимо обеспечить идентичные условия кристаллизации металла в литейных образцах и пробах или отливках, из которых

Т а б л и ц а 69. Свойства ЧШГ в литых и механически обработанных образцах

Состояние чугуна	Литые образцы *				Образцы, вырезанные из треновых проб (R_z 5) **	
	без механической обработки (R_z 50—50)		с механической обработкой (R_z 20)			
	$\sigma_{\text{в}}$ МПа	δ , %	$\sigma_{\text{в}}$ МПа	δ , %	$\sigma_{\text{в}}$ МПа	δ , %
Литое	683	2,8	647	3,2	602	8,8
После нормализации (перлит)	768	2,1	750	2,4	787	3,2
После отжига (феррит)	416	6,1	408	17,0	421	20,7

* Диаметр литых образцов 15, расчетная длина 50 мм

** Диаметр образцов 10, длина 50 мм

вырезаются образцы для испытаний. Это вызвано влиянием на уровень свойств не только структуры графита и металлической основы ЧШГ, обусловленных различной скоростью охлаждения отливок, но и строением поверхностных слоев металла в отливках. Известно [15, 184, 227], что на поверхности отливок из высокопрочного чугуна часто образуется тонкий слой (толщиной до 1—1,5 мм) с графитом пластинчатой формы, в то время как во внутренних участках тела отливки включения графита шаровидные.

Для ЧШГ, в первую очередь для тонкостенных отливок, характерно также образование подкорковых (на глубину до 2,5 мм от поверхности отливки) газовых раковин, которые понижают прочностные и особенно пластические свойства металла. В работе [228] показано, что при отсутствии литейных дефектов и при одинаковой (перлитной, достигаемой термической обработкой) структуре металлической основы предел прочности и относительное удлинение ЧШГ в литых образцах без механической обработки и со снятой литейной коркой, а также в образцах, вырезанных из стандартных треновых проб, находятся на сопоставимых уровнях. Однако в литом (без термообработки) состоянии изучаемого металла его предел прочности, измеренный на отдельно отлитых образцах, значительно выше, а относительное удлинение ниже, чем в образцах, вырезанных из треновых проб, что вызвано более высоким количеством перлита в чугуне литых образцов. Из табл. 69 следует, что при снятии литейной корки с литых образцов предел прочности ЧШГ мало изменяется при любой структуре металлической основы, в случае перлитного чугуна практически на одинаковом уровне остается и относительное удлинение. В случае ферритной структуры чугуна, достигаемой термообработкой и характеризующейся высокой пластичностью,

литые образцы без механической обработки обеспечивают в 2—3 раза более низкое значение относительного удлинения, чем образцы со снятой литейной коркой и образцы, вырезанные из тресканных проб.

При наличии в изломах литых образцов неметаллических включений и других литейных дефектов (газовые раковины, осевая рыхлость и др.) разброс результатов испытаний предела прочности и особенно относительного удлинения увеличивается. При правильно разработанной технологии изготовления литых образцов удается подтвердить положительную роль литейной корки, отличающейся более мелкой и плотной структурой металла, в обеспечении высокой эксплуатационной прочности высокопрочного чугуна. Показано, например [229], что чугун в образцах с литейной коркой без какой-либо обработки или только после дробеструйной при одинаковых режимах испытаний имеет усталостную прочность выше, чем на образцах, полученных после механической обработки. Исследованиями, выполненными М. П. Бубловым, установлено, что литейная корка вызывает значительное увеличение демпфирующей способности высокопрочного чугуна.

Это объясняется повышенной чувствительностью данной характеристики к рельефу поверхности испытываемых образцов, а также наличием в этих участках большего, чем во внутренних слоях образцов, уровня напряжений и микротрещин, обусловленных условиями кристаллизации.

Влияние литейной поверхности на механические характеристики ЧНЧ четко проявляется в условиях изготовления образцов, обеспечивающих высокую чистоту их поверхности. При изучении особенностей механических свойств об-

Таблица 11. Механические свойства образцов — отливок из ЧНЧ

Статистические характеристики	Состав			
	литей		корки	
	Л		И	
	σ_B , МПа	δ , %	σ_B , МПа	δ , %
Среднее значение, $\bar{x}$	800	0	678	3,8
Среднеквадратическое отклонение, σ	25,6	0	31,2	1,6
Коэффициент вариации V	10,4	0	13,9	0,7

Примечание. Л — образцы с литой поверхностью; И — образцы после снятия

разцов с литейной корочкой и без нее с учетом режимов термической обработки и температуры формы. М. П. Бубнов применил метод литья по выплавляемым моделям с изготовлением в одной модели четырех образцов (диаметр рабочего сечения 10 мм) с общей прибавкой на торце и вертикальным расположением отливок при заливке. Образцы отливки из чугуна (состав, %: 3,7 C; 0,39 Mn; 2,69; 0,66 Si; 0,1 Cr; 0,054 Mg) испытывали в литом состоянии (93 % перлита, остальное феррит), после отпуска, нормализации (100 % перлита) и после отжига (100 % феррита). Графит во всех случаях был шаровидный (ССГ=92÷97 %) при количестве включений 385—430 шт/мм². Часть образцов испытывали без какой-либо механической обработки, а часть — после шлифования поверхностного слоя толщиной 0,9—1 мм. Результаты механических испытаний с параметрами статистической обработки приведены в табл. 70.

Видно, что во всех случаях чугун в образцах — станинках с литейной корочкой характеризуется большими значениями предела прочности при растяжении и меньшими — относительного удлинения, причем эта тенденция сохраняется независимо от структуры металлической основы и вида термообработки. Различие в значениях предела прочности для образцов с литейной корочкой и без нее наибольшее в случае испытания их в литом (без термообработки) состоянии, что вызвано большей дисперсностью чугуна в поверхностном слое отливки. Факт значительно меньшего, чем при снятой литейной корочке, относительного удлинения образцов без механической обработки свидетельствует

ЧУГУН

литая		отжиг				отпуск	
г		д		н		г	
σ_B , МПа	δ , %	σ_B , МПа	δ , %	σ_B , МПа	δ , %	σ_B , МПа	δ , %
920	1,9	532	10,4	498	13,6	700	1,9 ²
33	0	22,2	1,8	21,0	2,1	27	0
11,3	6	8,3	0,7	9,4	1,0	5,7	0

(механической обработкой) поверхностного слоя

ис только о более высокой прочности, но и о хрупкости поверхностного слоя. Анализ данных табл. 70 также показывает, что несмотря на наличие литой поверхности разброс значений результатов механических испытаний ЧШГ не выше, чем в образцах после механической обработки. В отливках с ферритной структурой, отличающейся высокой пластичностью, интервал значений относительного удлинения ЧШГ в образцах после механической обработки в относительных величинах более узок, чем, например, для перлито-ферритного чугуна в литом состоянии.

Приведенные данные показывают, что чугун с шаровидным графитом в отливках имеет высокую конструкционную прочность и надежность, которая не всегда выявляется испытаниями образцов после механической обработки.

1. Мильман Б. С. Исследование процесса образования шаровидного графита в чугунах // Кристаллизация металлов: Тр. IV совещ. по теории литейн. процессов.— М.: АН СССР, 1960.— С. 237.
2. Дубров В. В., Денисенко Р. А., Дудник Ю. А. Кальций как модификатор для получения чугуна с шаровидным графитом // Получение, свойства и применение чугуна с шаровидным графитом.— Киев: ИЛ АН УССР, 1971.— С. 99—115.
3. Жуков А. А., Волощенко М. В., Шалаши В. А. Комплексные модификаторы в производстве высокопрочного чугуна // Литейн. пр-во.— 1976.— № 7.— С. 5—9.
4. Dixon R. H. T., Hinckley D. Metal Treatment Processes using FSM alloys // Brit. Foundryman.— 1980.— 73, N 8.— С. XI—XII, XIV.
5. Владимиров Л. П. Раскисляющая, десульфурующая, нитридо- и карбидообразующая способность церия при модифицировании // Процессы плавки литейных сплавов.— Киев: ИЛ АН УССР, 1979.— С. 70—74.
6. Ченоев Ю. Н. Влияние комплексного модификатора на межкусталлитную внутреннюю адсорбцию в чугунах // Физика металлов и металлургия.— 1980.— 50, Вып. 5.— С. 1097—1100.
7. Александров Н. Н., Мильман Б. С. Совершенствование модификаторов и свойств высокопрочного чугуна с шаровидным графитом // Литейн. пр-во.— 1980.— № 1.— С. 12—13.
8. Hughes I. C. The developing technology of ironfounding Some recent contributions and opportunities // Brit. Foundryman.— 1981.— 74, N 11.— P. 229—245.
9. Кривошеев А. Е. Распределение модификаторов и их влияние на структуру и свойства чугунов // Литейн. пр-во.— 1969.— № 2.— С. 19—23.
10. Совместное влияние магния, берия и РЗМ на структуру и свойства чугуна / Н. Н. Александров, Б. С. Мильман, Л. В. Ильченко и др. // Литейн. пр-во.— 1977.— № 1.— С. 4—5.
11. Sofroni L., Hrabie V. Criteriile de alegere a modifcatorilor pentru obtinerea principalelor tipuri de fonte modificate // Stud. si cerc. met. Inst. politehn.— Bucuresti.— 1972.— N 2.— P. 283—290.
12. Кажинский Л. Н. О магниевых легатурах для производства высокопрочного чугуна // Литейн. пр-во.— 1977.— № 4.— С. 9.
13. Кукина Р. А., Пресникова Н. Д. Оптимальный состав Fe—Si—Ca—Mg—легатур для получения высокопрочного чугуна // Там же.— 1972.— № 6.— С. 26—27.
14. Сильман Г. И., Жуков А. А. Термодинамический анализ процессов взаимодействия легатур ЖЧМК с жидким чугуном // Теория и практика производства высокопрочного чугуна.— Киев: ИЛ АН УССР, 1976.— С. 127—131.

15. *Вашенко К. И., Сафронь Л.* Магний в чугунах.— М.; Киев: Машгиз, 1960.— 485 с.
16. *Кожинский Л. И.* Деглобуляризация графита микровзлехентами // Литейн. пр-во.— 1976.— № 6.— С. 2.
17. *Григорьев Н. С.* Современное состояние теории процесса получения чугуна с глобулярным графитом // Высокопрочные чугуны.— Киев: Машгиз, 1954.— С. 22—38.
18. *Волощенко М. В., Сидлецкий О. С.* Современное состояние производства и применения высокопрочного чугуна с шаровидным графитом.— Киев: ИПЛ АН УССР, 1970.— 84 с.
19. *Владимиров Л. П.* Кальций как графитизатор и сфероидизатор в чугуне // Плавка литейных сплавов.— Киев: ИПЛ АН УССР, 1982.— С. 3—7.
20. *Суменкова В. В.* Исследование влияния компонентов комплексных модификаторов на рафинирование чугуна // Кристаллизация, структурообразование и свойства модифицированного чугуна.— Киев: ИПЛ АН УССР, 1982.— С. 21—27.
21. *Lalich M. Z.* Effect of rare earths on structure and properties of cast iron // Foundry Manag. and Technol.— 1978.— 106, N 3.— P. 118, 119, 122, 124, 126, 127, 129.
22. *Rohrig K.* Jahresübersicht Legiertes Gu eisen // Giesserei.— 1982.— 69, N 9.— P. 257—262.
23. *Модифицирование чугуна комплексными легатурами СРЗМ и итрием* / Н. Н. Александров, Б. С. Мильман, Л. В. Ильичева и др. // Литейн. пр-во.— 1975.— № 7.— С. 3—5.
24. *Шебакин М. П.* Роль модификаторов в процессе формирования включений графита шаровидной формы // Там же.— 1979.— № 1.— С. 2—4.
25. *Скорняков Н. В., Шапранов Н. А., Островин В. А.* Свойства высокопрочных чугунов, модифицированных редкоземельными металлами и магнием // Там же.— № 2.— С. 5—7.
26. *Владимиров Л. П., Рымар С. В., Колесниченко Н. Н.* Исследование дегазирующей способности некоторых модификаторов Fe—C-сплавов // Там же.— 1980.— № 8.— С. 6.
27. *Владимиров Л. П.* Исследование сравнительной возможности сфероидизации графита в чугуне кремнием, магнием и итрием // Конструирование и технология пр-ва с.х. машин.— 1982.— № 12.— С. 81—85.
28. *Аликин А. А.* Итриевый чугун.— М.: Машиностроение, 1976.— 90 с.
29. *Косинов Г. А.* Влияние Y- и Ce-содержащих модификаторов на структуру и свойства чугуна // Литейн. пр-во.— 1982.— № 2.— С. 20.
30. *Исследование влияния модификаторов на процесс кристаллизации высокопрочного чугуна* / Г. Е. Беляй, Е. В. Колетило, И. Е. Лев и др. // X Всесоюз. конф. по высокопроч. чугуну.— Киев: ИПЛ АН УССР, 1977.— С. 8—10.
31. *Neumann V. F., Patterson J. S.* Einfluss der Eisenbegleiter auf Kohlenstofflöslichkeit, Kohlenstoffaktivität und Sättigungsgrad im Gubeisen // Giesserei.— 1960.— N 2.— P. 33—37.
32. *Loper C. R., Heine R. W.* // Modern Castings.— 1961.— N 5.— P. 101—107.
33. *Чугун с шаровидным графитом, обработанный редкоземельными модификаторами* / Под ред. А. А. Горшкова.— Киев: Наук. думка, 1964.— 156 с.
34. *Nat, 54158 CP4, C22C 37/04.* Способ получения ферритного и ферритоперлитного высокопрочного чугуна / С. Лезановски.— Огубл. 10.05.72.
35. *Lo-Kay.* Metallurgical and technological features of rare earthmagnesium nodular cast iron and its applications // 43 Int. Foundry Congr.— Prepr. N 35.— Bucuresti, 1976.— P. 72—75.

36. *Mechan J.* The effect of serum on carbides in thin section ductile iron // *Modern castings*.— 1967.— 52, N 3.— P. 80—83.
37. *Rice M., Malizio A., Brooks H.* The use of multiple nodularizing elements in making ductile iron pipe // *Ibid.*— 1974.— 64, N 7.— P. 40—41.
38. *Мищенко Ю. В., Лекаш С. Н., Бестужев Н. И.* Повышение стабильности получения отливок из высокопрочного чугуна // *Литейн. пр-во*, 1982.— № 6.— С. 9—10.
39. *Олейник В. Н.* Совместное модифицирование чугуна комплексными модификаторами и сплавами РЗМ // *Кристаллизация, структурообразование и свойства модифицированного чугуна*.— Киев: ИПЛ АН УССР, 1982.— С. 82—84.
40. *Шалашов В. А.* Комплексные модификаторы // *Литейн. пр-во*.— 1972.— № 9.— С. 38.
41. *Andrei J.* Contributii privind elaborare industriala a prealajului Fe — Si — Ca — Mg pehitu obtinerea fontelor cu grafit nodular // *Metalurgia (RSR)*.— 1972.— 24, N 1.— P. 749—750, 785—788.
42. *Комплексная пленочная обработка металла в производстве колесчатых валов из перлитного чугуна / А. А. Рыжиков, В. А. Героцкий, В. Б. Фишер и др. // X Всесоюз. конф. по высокопроч. чугуну*.— Киев: ИПЛ АН УССР, 1977.— С. 125—126.
43. *Hubenov G., Stamenov W., Dimitrov D.* Einfluss der Zusammensetzung der Komplexen impfstoffe für Kugel — graphit — Gubelsen auf ihre Wirksamkeit // 48 Int. Giessereikongr. Prepr. N 19.— Varna.— 1981.
44. *Мильман Б. С., Ключев Н. И., Захаров А. П.* Получение чугуна с шаровидным графитом модифицированием расплава комплексными присадками // *Литейн. сплавы*.— Киев: ИПЛ АН УССР, 1973.— С. 93—94.
45. *Повышение эффективности РЗМ-содержащих литатур для сфероидизации графита в чугуне / Н. Н. Александров, Б. С. Мильман, В. Т. Солонков и др. // X Всесоюз. конф. по высокопроч. чугуну*.— Киев: ИПЛ АН УССР, 1977.— С. 31—33.
46. *Латин В. И., Срыбник А. Д., Шапранов Н. А.* Свойства синтетического чугуна, модифицированного РЗМ // *Теория и практика получения высокопрочного чугуна*.— Киев: ИПЛ АН УССР, 1976.— С. 76—79.
47. *Налинов Д. П., Васьков Н. А., Крестьянов В. И.* Вопросы первичной кристаллизации графита в чугуне, модифицированном РЗМ // *Литейн. пр-во*.— 1963.— № 12.— С. 26—30.
48. *Мильман Б. С., Ключев Н. И., Захаров А. П.* Использование некоторых физико-химических свойств чугуна, обработанного кальций- и РЗМ-содержащими литатурами // *Теория и практика получения высокопрочного чугуна*.— Киев: ИПЛ АН УССР, 1976.— С. 155—120.
49. *Составление и перспективы производства и применения комплексных сплавов с редко- и щелочноземельными металлами / И. В. Рябчиков, А. С. Дубравин, В. Г. Мзани и др.*— М.: Черметинформация, 1980.— 47 с.
50. *Литовка В. И.* Чувствительность физико-механических характеристик к форме графита в высокопрочном чугуне // *Литейн. пр-во*.— 1983.— № 1.— С. 9—10.
51. *Салтыков С. А.* Стереометрическая металлография.— М.: Металлургия, 1970.— 322 с.
52. *Литовка В. И., Хубенов Г. Н., Котора Л. А.* Количественная оценка форм графита в высокопрочном чугуне // *Литейн. пр-во*.— 1979.— № 5.— С. 11—12.
53. *Литвин Б. Г., Сидоров Н. А.* Термическая стабильность карбидов и форма графита в термически обработанном перлите чугуна // *Там же*.— 1964.— № 7.— С. 24.

54. Оценка формы графита в массивных отливках из высокопрочного чугуна / Ю. К. Бунин, О. В. Пузырьков-Уваров, И. Г. Ермолин, В. В. Бородулина // Там же.— 1977.— № 5.— С. 25.
55. Овчинниченко В. Е., Копаль А. Д., Наманов Б. С. Влияние адсорбционной активности редких и редкоземельных металлов на структуру пограничных зон в сплавах // Редкоземельные металлы в сплавах.— Киев: ИПЛ АН УССР, 1969.— Ч. 3.— С. 50—56.
56. Campomanes E., Goller R. Herstellung von Gubeisen mit Zwischenformen der Graphitabildung // Gießerei — Praxis.— 1977.— N 3.— P. 32—40.
57. Brander E. A. Zirconium in cast iron // Foundry.— 1956.— N 6.— P. 103—103.
58. Литовка В. И., Волощенко М. В. О влиянии циркония на размеры включений графита в чугуне // Редкоземельные металлы в сплавах.— Киев: ИПЛ АН УССР, 1969.— Ч. 3.— С. 160—163.
59. А. С. 199174 СССР, МКИ С21С. Модификатор / М. М. Левитан, С. Ф. Горбунов, Ю. М. Колосов и др. // Открытия. Изобретения.— 1967.— № 15.— С. 112.
- 59а. А. С. 823445 СССР, МКИ С22С. Модификатор / А. С. Кузнецов, И. И. Проходов, Ю. М. Агапкин // Открытия. Изобретения.— 1981.— № 15.— С. 95.
60. Stefanescu D. M., Vladin M., Dlacom J. Herstellbeolinen — gungen fur ferritisches Gusseisen mit Kugelgraphit im Gusszustand // Gießerei — Praxis.— 1979.— N 18.— P. 366—374.
61. Borgeand P. Les inoculants et podulizants en fonderie de fonte // Hommes et fonderie.— 1977.— N 80.— P. 15—30.
62. Структура и свойства чугуна с шаровидным графитом, модифицированных лигатурами ЖКМЖ, никель-магний и медь-магний / Л. И. Лева, С. Ж. Жалимбетов, А. Н. Буянов, Ю. Н. Мишаков // X Всесоюз. конф. по высокопроч. чугуну.— Киев: ИПЛ АН УССР, 1977.— С. 163—165.
63. Зеленый Б. Г., Волощенко М. В. Эффективность действия различных модификаторов на структуру и свойства высокопрочного чугуна // Там же.— С. 33—36.
64. Черепов А. А., Жукое А. А., Поплавский А. М. Технология получения комплексно-легированного высокопрочного чугуна для поршневых колец // Литейн. про-во.— 1982.— № 6.— С. 34—35.
65. Пузырьков-Уваров О. В., Белый Г. Е., Хоменко С. А. Эффективность глобуляризирующей обработки синтетического чугуна различными лигатурами для отливок прокатных валов // Там же.— 1979.— № 11.— С. 5—6.
66. Бобровник Э. И., Перегудов Л. В., Сосночская Г. С. Фазовый состав лигатур ЖКМЖ и его влияние на пирозэффект при модифицировании / X Всесоюз. конф. по высокопроч. чугуну.— Киев: ИПЛ АН УССР, 1977.— С. 68—69.
67. Применение комплексных модификаторов взамен никель-магнитоной лигатуры при производстве высокопрочного чугуна / В. И. Литовка, Н. И. Бех, В. Б. Бубликов и др. // Технология и организация производства.— 1981.— № 1.— С. 22—24.
68. Тодоров Р. П. Графитизированные железоуглеродистые сплавы.— М.: Металлургия, 1981.— 320 с.
69. Morrison J. C. Lowering fume — evolution in the production of S.g. iron treated with nickel — magnesium alloy // Foundry Trade J.— 1974.— 137, N 3016.— P. 418—420.
70. New process, based on raw product, reduces fumes in making ductile iron // Ibid.— 1972.— N 15.— P. 1—4.
71. Литовка В. И., Зеленый Б. Г. Продолжительность сфероидизирова-

- щего действия модификаторов // Литейн. пр-во.— 1982.— № 2.— С. 10—12.
72. *Dilewijns J., Westen J.* Eigenschaften von Gußeisen mit Kugelgraphit im Gußzustand und nach dem Normalglißer das mit verschiedenen Behandlungsverfahren erzeugt wurde // *Giesserei — Praxis.*— 1969.— N 7.— P. 101—110.
 73. *Истерцов С. П., Анурия Л. А., Любимова Н. Г.* Усовершенствованная методика определения жидкотекучести стали // Литейн. свойства сплавов.— Киев: ИГЛ АН УССР, 1968.— Ч. 1.— С. 148—154.
 74. *Кулцов И. В.* Усадочные раковины в отливках из жаропрочных сплавов // Литейн. свойства жаропроч. сплавов: Тр. ЛПИ.— 1963.— № 224.— С. 113—123.
 75. *Клочко Н. И.* Литейные свойства чугуна.— М.: Машиностроение, 1968.— 192 с.
 76. *Pat. 564605 Швейцария, C21C 1/10.* Устройство для получения чугуна с графитом шаровидной формы / Люстенбергер Г.— Оpubл. 31.07.75.
 77. *Forrest R. D., Wiesen S., Improved L.* Treatment of Tundish Cover // *Foundry Trade G.*— 1981.— 149, N 12.— P. 411—412, 421—422.
 78. *Pat. 54-84283 Япония, C22C 35/00.* Способ защиты жидкого чугуна от окисления / С. Осада.— Оpubл. 29.01.81.
 79. *Технология получения высокопрочного чугуна за рубежом / Ю. С. Лернер, Е. А. Таран, Ю. И. Сенкевич и др.* // Литейн. пр-во.— 1981.— № 6.— С. 8—10.
 80. *Героцкий В. А., Лашин В. И., Мальев В. А.* Применение продувки металла азотом в производстве высокопрочного чугуна // Теория и практика производства высокопрочного чугуна.— Киев: ИГЛ АН УССР, 1976.— С. 63—66.
 81. *Хустундине Г. Д., Черновол А. В.* Исследование процесса получения высокопрочного чугуна модифицированием в вакууме // X Всесоюз. конф. по высокопроч. чугуну.— Киев: ИГЛ АН УССР, 1977.— С. 184—185.
 82. *Pat. 742025 USA, C 22C 35/00.* Continuous stream treatment of ductile iron / Н. В. Smartt, В. V. Covach.— Publ. 11.10.77.
 83. *Петров Г. Ф., Гончар Б. С., Ефимов В. А.* Разработка и исследование способа внепечной обработки чугуна в вихревых потоках.— Препринт № 23 / АН УССР. Ин-т проблем литья.— Киев, 1980.— 51 с.
 84. *Klein O., Kudielka E.* Das T — NOCK Gießverfahren // *Kleppzig Fachber.*— 1967.— 75, N 2.— P. 125—127.
 85. *Dunks C. M., Race B.* Stream treatment for processing nodular iron // *Brit. Foundryman.*— 1981.— 74, N 5.— P. 175—177.
 86. *Robertson I. C., Ventress W. R.* Using unalloyed magnesium in ductile iron production // *Foundry.*— 1967.— 95, N 7.— P. 74—79.
 87. *Plachý I., Nemes M.* Uspora hořákové předstřížiny při výrobě tržné litiny polévání metodou // *Slevřenství.*— 1978.— N 2/3.— P. 46—52.
 88. *Захарченко Э. В.* О критическом диаметре частиц магнийсодержащих легатур / Повышение качества металлопродукции и эффективности производства.— Челябинск: ЕИИМ, 1981.— С. 67.
 89. *Hieber A. F., Watnough T.* An in — ladle treatment process for producing ductile iron with elemental magnesium // *Modern Castings.*— 1981.— 71, N 2.— P. 48—49.
 90. *Best K. J., Reijferscheid K. J.* Gießstrahlumg Technologie der Impfung mit Impfiant // *Giesserei — Praxis.*— 1982.— N 3.— P. 29—36.
 91. *Barian R.* Recent developments in the production of nodular (Spheroidal graphite) iron // *British Foundryman.*— 1977.— 70, N 6.— P. 153—167.
 92. *Ein neues esfahren zur Behandlung von Gußeisen. Schmelzen* // *Giesserei.*— 1977.— 64, N 10.— P. 279.

93. Lee R. S. Extended holding of treated nodular iron // Trans. Amer. Foundrymen's Soc.—1971.—79.—P. 433—444.
94. Белинских Б. М., Митяков Ю. Н., Баймухамедов Б. Н. Исследование процесса модифицирования чугуна медьмагниевыми литежными // Литейн. пр.-во.—1982.—№ 11.—С. 3—4.
95. Best K. J. Metallurgische Behandlung von Gusseisenschmelzen mittels Impfdraht und Magnesium — behandlungdraht // Gießerei Praxis.—1983.—N 21.—P. 318—320.
96. Kamenský R. Zpracování velkých množství tvárné litiny predlitinou 15 MgNi // Slevarenství.—1978.—N 1.—P. 7—10.
97. Пат. 54140 ССР, С22С. Способ получения высокопрочных чугунов / Д. Стефанеску.—Опубл. 20.09.68.
98. А. С. 836119 СССР, МКН С21С 1/50. Способ получения чугуна с шаровидным графитом / И. Г. Нейжко, Л. А. Белинская, Б. М. Самоличенко и др. // Открытия. Изобретения.—1981.—№ 21.—С. 211.
99. Basutkar P. K. Formation of spiky graphite in high magnesium ductile iron castings // Trans. Amer. Foundrymen's Soc.—1973.—81.—P. 180—184.
100. Cole G. S. Solidification of ductile iron // Ibid.—1972.—80.—P. 335—348.
101. Дюпер К. Факторы качества чугуна с шаровидным графитом // 35-й Междунар. конгр. литейщиков, 1968.—М.: Машиностроение, 1972.—С. 143—146.
102. Mayer H. Heavy section castings in ductile iron // AFS Int. Cast. Metals. J.—1976.—1, N 4.—P. 21—27.
103. Reifferscheid K. Betriebserfahrungen bei der Herstellung dickwandiger Gußstücke aus Gußeisen mit Kugelgraphit // Gießerei — Praxis.—1973.—N 22.—P. 393—398.
104. Mayer H. Perride grosso spessore in ghisa a graphite sferoidale // Fonderie Italiana.—1973.—22, N 9.—P. 263—270.
105. Mayer H. Pieces de fortes epaisseurs en fonte a graphite spheroidal // Hommes et fonderie.—1973.—N 38.—P. 40—48.
106. Mayer H. Dickwandige Gußstücke aus Gußeisen mit Kugelgraphit // Gießerei.—1973.—60, N 7.—P. 175—181.
107. Campomanes E. Vermeidung von Graphitentartungen in dickwandigen Gußstücken aus Gußeisen mit Kugelgraphit // Ibid.—1978.—85, N 20.—P. 535—540.
108. Воронцов Н. А. Свойства магнивого чугуна в крупных отливках // Свойства сплавов в отливках: Тр. XVII совещ. по теории литейных процессов.—М.: Наука, 1975.—С. 105—109.
109. Karay S. J. Control of graphite structure in heavy ductile iron castings // Modern castings.—1972.—N 1.—P. 85—92.
110. Mayer H. Pieces de fontes epaisseurs en fonte a graphite spheroidal // Fonderie belge.—1973.—43, N 3.—P. 12—21.
111. Poznaňky z výbory tlustostenných odlitky z tvárné litiny // Slevarenství.—1974.—22, N 6.—P. 249.
112. Buhr R. K. The effects of Pb, Sb, Bi and Ce on microstructure of heavy section nodular iron castings // Modern Castings.—1972.—81, N 3.—P. 60.
113. Серхолов С. И., Морозов М. В., Жаботинский Н. И. Повышение свойств магнивого чугуна в отливках больших сечений присадкой сурьмы, висмута и олова // X Всесоюз. конф. по высокопроч. чугунам.—Киев: ИПЛ АН УССР, 1977.—С. 47—50.
114. Серхолов С. И. Влияние перлитной структуры в отливках из высокопрочного чугуна микропримесью сурьмы // Литейн. пр.-во.—1975.—№ 8.—С. 4—5.

115. Chutich N. L., Schelleng R. D. Detrimental effect of calcium on graphite structure in heavy section ductile iron // *Modern Castings*.— 1970.— 57, N 1.— P. 5—8.
116. Воронцов В. И., Беспалов Н. С., Михайлов А. М. Аномальный графит в отливках из магниевого чугуна // *Изв. вузов. Чер. металлургия*.— 1979.— № 9.— С. 112—119.
117. Крышин Н. Б. Вопросы теории литейных процессов.— М.: Машиностроение, 1976.— 216 с.
118. Basutkar P. K., Loper C. R. Correlation of microstructures with thermal analysis in heavy section ductile iron castings // *Trans. Amer. Foundrymen's Soc.*— 1971.— 79.— P. 169—175.
119. Basutkar P. K., Loper C. R. Effects of cerium addition on the thermal analysis of heavy section ductile iron // *Ibid.*— P. 175—185.
120. Morozumi C., Ishihara M. // *J. Jap. Foundrymen's Soc.*— 1976.— 46, N 8.— P. 532—541.
121. Campomanes E. Effect of minute additions of antimony on structure and properties of ductile iron // *Trans. Amer. Foundrymen's Soc., Des Plaines*.— 1971.— 79.— P. 57—62.
122. Высококачественные чугуны для отливок / Под ред. Н. И. Александрова.— М.: Машиностроение, 1982.— 222 с.
123. Воронова Н. А. Влияние содержания магния на свойства высокопрочного чугуна в крупных отливках // *Литейн. пр-во*.— 1971.— № 11.— С. 29—32.
124. Ежов Г. И. Микроликвация марганца в чугунах, прошедших сфероидизирующую обработку в литейной форме // *Изв. вузов. Чер. металлургия*.— 1983.— № 9.— С. 142.
125. Mayer H., Hammerl F. Ghisa sferoidate di alta qualite. Esperienze e risultati // *Fonderia ital.*— 1971.— 20, N 9.— P. 209—318.
126. Клочков П. Н., Ильичева Л. В., Мешков Д. А. Механические свойства и структура чугуна в крупных отливках // *Мех. свойства литого металла*.— М.: АН СССР, 1963.— С. 16—24.
127. Riposan L., Niculescu S. Einfluss des Gubstuckquers innits und der Magnesiumbehandlung auf die Graphitausbildung von Gubeisen mit Kugelgraphit // *Giebereitechnik*.— 1983.— N 4.— S. 113—116.
128. Barton R. Nodular Iron: Possible Structural Defects and Their Prevention // *Foundry Trade J.*— 1983.— 14.— P. 40—53, 63.
129. Reifferscheid K. Die mechanischen Festigkeitskennwerte von Gubeisen mit Kugelgraphit // *Gießerei — Praxis*.— 1975.— N 21.— P. 350—357.
130. Пат. 3598576 США, C22C 37/04. Метод изготовления чугуна с шароидным графитом / W. H. Moore, H. H. Kessler.— Опубл. 10.08.71.
131. Jalowak J. F., Loper C. R. Process variable effects on magnesium and nodularity fade in molten nodular iron // *Trans. Amer. Foundrymen's Soc.*— 1971.— 79.— P. 594—599.
132. Sykora R. Sakost tvárné litiny v závislosti na Case od nacekovaní a na tloušťce stěny odlitci v průmyslových podmínkách CKD Praha // *Slevarensství*.— 1973.— 21, N 11.— P. 453—458.
133. Chang B. Падение эффекта модифицирования при выдержке магниевого чугуна // *J. Japan Inst. Metals*.— 1977.— 41, № 10.— P. 1019—1025.
134. Пат. 353112 Австрия, C22C 03/10. Способ длительного сохранения расплавов магниевых сплавов / R. Schlüsselberger.— Опубл. 10.07.81.
135. Takada M. Потери магния при выдержке обработанного магнием чугуна // *Иконо. Imoto, J. Jap. Foundrymen's Soc.* 1961.— 44, № 4.— С. 242—423.
136. Абэ Я. Влияние среды на исчезновение эффекта модифицирования при производстве высокопрочного чугуна // *Ibid.*— 1967.— 39, № 10.— С. 803—809.

137. Dotsch E. Verarbeiten von magnesiumbehandelten Gußeisen in induktiv beheizter // Giesserei — Rundschau. — 1982. — N 12. — S. 7—11.
138. Беляков А. И., Кудачков В. И., Судьменев В. С. Эффект сфероидизации графита и свойства хромалюминиевого чугуна // Литейн. пр-во. — 1982. — № 8. — С. 5—6.
139. Piakowski J., Janowski A. Zeliwo sferoidalne — Warszawa, 1974. — 433 S.
140. Циклическая вязкость чугуна / В. И. Литовка, А. А. Снежко, А. П. Яковлев и др. — Киев : Наук. думка, 1973. — 166 с.
141. Гиршович Н. Г. Кристаллизация и свойства чугуна в отливках. — М.; Л. : Машиностроение, 1966. — 430 с.
142. Tsutsumi N., Kobayashi M. A Model Experiment on the Effect of Graphite Shape and Size on the Strength of Cast Iron // Имоно, Imono, J. Jap. Foundrymen's Soc. — 1974. — 46, N 6. — P. 514, 521.
143. Plénard E. Rôle du graphite dans les fontes grises soumises à des contraintes de traction // Fonderie. — 1962. — N 191. — P. 1—15.
144. Криштал М. А., Титенский Э. Г., Никольский Н. Н. О некоторых особенностях поведения чугуна под нагрузкой // Термодинамика, хим. кинетика структурообразования и свойства чугуна и стали. — М. : Металлургия. — 1971. — С. 319—327.
145. Баранов А. А., Бунин К. П. О механизме и кинетике графитизации сплавов // Вopr. термодинамики и физ. кинетики структурообразования в чугуне и стали. — Тула : Кв. изд-во, 1964.
146. Писаренко Г. С. Рассеяние энергии при механических колебаниях. — Киев : Изд-во АН УССР, 1962. — 492 с.
147. Писаренко Г. С. Сопротивление материалов. — Киев : Техніка, 1967. — 241 с.
148. Литовка В. И., Яковлев А. П. Источники затухания колебаний в высокопрочном чугуне // Высокопрочный чугун с шаровидным графитом. — Киев : Наук. думка, 1974. — С. 134—142.
149. Gilbert G. N. I. The components of strain due to deformation of the matrix and due to volume changes in a flake graphite cast iron under uniaxial stress // BCIRA J. — 1963. — 11, N 4. — P. 512.
150. Cotland, Thiem J. Toughness of Flake — graphite Cast Iron as an Index of Quality, and new methods for Improving the Toughness // Foundry Trade J. — 1967. — 122, N 2619. — P. 183.
151. Gilbert G. N. I. The stress / strain properties of nodular cast irons in tension and compression // BCIRA J. — 1964. — 12, N 2. — P. 170.
152. Храпов А. И., Тараборина Е. Н. Особенности кинетики разрушения высокопрочного чугуна // Теория и практика производства высокопрочного чугуна. — Киев : ИГиЛ АН УССР, 1976. — С. 55—59.
153. Шебашинов М. П. Напряжения в чугуне с шаровидным графитом // Литейн. пр-во. — 1973. — № 11. — С. 14—15.
154. Honer K. F., Gagnaux R. Untersuchungen an Bruchproben aus Gußeisen mit Lamellengraphit, Gußeisen mit Kugelgraphit und schwarzem Temperguss // Giesserei — Praxis. — 1977. — 7, N 6. — P. 31.
155. Adewara I. O. T. Mechanism of Crack Initiation in As Cast Ductile Iron // Cast. Metals Research I. — 1975. — 11, N 4. — P. 104.
156. Гуть М. С. Исследование кинетики разрушения высокопрочных чугунов методом высокоскоростной киносъемки // Пробл. прочности. — 1977. — № 12. — С. 19—22.
157. Socie D. F., Fash I. Dauerfestigkeitsverhalten und Rissentwicklung bei Gusseisen // Giesserei — Praxis. — 1983. — 9, N 18. — P. 41.
158. Riposan I., Seprani L., Chisamera M. Comportement au choc thermique des fontes à différentes formes de graphite // 48 Congr. Int. Fonderie. — Varna. — 1981. — P. 72.

159. Фиккель В. М. Процессы микродеформации у включений графита в натечном чугуне // Литейн. пр.-во.— 1978.— № 11.— С. 13—14.
160. Крамаренко О. Ю., Кузнецовская О. В., Литовка В. Н. Сопротивление усталостному разрушению высокопрочного чугуна // Пробл. прочности.— 1981.— № 5.— С. 24—27.
161. Героцкий В. А. Влияние алюминия на структуру и свойства высокопрочного чугуна // Литейн. пр.-во.— 1976.— № 6.— С. 24.
162. Bouffant J. Evaluation par controle non destructif du taux de nodularite des fontes a graphite spheroidal // Fonderie.— 1980.— N 395.— P. 74.
163. Кузьменко В. А. Звуковые и ультразвуковые колебания при динамических испытаниях материалов.— Киев: Изд-во АН УССР.— 1963.— 191 с.
164. Бочарова С. А., Писаренко Г. С. Термопрочность материалов и конструктивных элементов.— Киев: Наук. думка.— 1965.— 197 с.
165. Fujita T. Relation between the degree of spheroidization S. G. cast iron and mechanical properties // Имоно, J. Jap. Foundrymen's Soc.— 1968.— 40, N 3.— P. 152—156.
166. Freiberg O. L. Gefüglusbildung und Eigenschaften von Gubeisen mit Kugelgraphit // Giessereitechnik.— 1971.— 8.— P. 255—261.
167. Петриченко А. М., Солдатов Л. А., Зайцев А. И. Влияние формы включений графита на свойства магниевого чугуна // Пробл. прочности.— 1974.— № 9.— С. 119—121.
168. Fuller A. G. Effect of graphite form on fatigue properties of pearlitic ductile iron // Trans. Amer. Foundrymen's Soc.— 1977.— 85.— P. 527—536.
169. Tahir M. I. Взаимосвязь между степенью сфероидизации и аннотропией включений и механическими свойствами чугуна с шаровидным графитом // Pakistan I. Sci. Research.— 1978.— 30.— С. 102—107.
170. Toshio S., Shinichiro K. Влияние диаметра графитовых включений на характеристики ударных испытаний чугуна с шаровидным графитом // J. Soc. Mater. Sci. Jap.— 1981.— 30, № 331.— С. 387—393.
171. Jolley G., Holdsworth S. R. Ductile fracture initiation and propagation in ferritic S. G. cast iron // 4th Int. Conf. on Fract. June 1877, Canada.— P. 403—413.
172. Красовский А. Я., Руденко В. Н., Литовка В. Н. Влияние микроструктуры и содержания марганца на механические свойства чугуна с шаровидным графитом // Пробл. прочности.— 1984.— № 7.— С. 68—72.
173. Thut K. M. Nucleation and neo — enteclic growth of spheroidal graphite in cast irons // Cast Metals Res. J.— 1970.— 6, N 2.— P. 49—57.
174. Рыженков А. А., Кузнецов А. С., Чернышев В. Н. Формирование структуры и свойства чугуна с шаровидным графитом в крупных отливках при вводе металлических порошков // Теория и практика производства высокопрочного чугуна.— Киев: ИЛД АН УССР, 1976.— С. 158—161.
175. Nesselrode I. B. Practische Hinweise sur Optimierung von Gulleisen für Motorengü. // Giesserei — Praxis.— 1981.— N 18.— P. 308—311.
176. Gilbert G. N. J. Effect of Carbon content on the mechanical properties of annealed Ferritic Nodular Irons // BGIRA J.— 1964.— N 6.— P. 791—807.
177. Ozadano T., Tahir M. I. Влияние количества и формы включений графита на механические свойства чугуна с шаровидным графитом // Имоно, J. Jap. Foundrymen's Soc.— 1974.— 46, № 4.— P. 378—379.

178. Комаров О. С., Тульев В. Д. О роли исходных включений при зарождении графита в чугунах // Литейн. пр.-во.— 1984.— № 6.— Р. 9—10.
179. Кириловский Б. А. и др. Влияние дисперсных добавок на кристаллизацию сплавов // Там же.— С. 5—7.
180. Методические указания. Расчеты и испытания на прочность в машиностроении. Методы механических испытаний. Определение характеристик вязкости разрушения (трещиностойкости) при статическом нагружении.— М.: ВНИИНМАШ, 1977.— 45 с.
181. Красовский А. Я. Трещиностойкость высокопрочных чугунов с шаровидным графитом // Пробл. прочности.— 1984.— № 8.— С. 44—50.
182. Gruber L. Ribausbreitung in Gubeisen // Glesserelforschung.— 1977.— 29, N 1.— Р. 23—29.
183. Горшков А. А. Справочник по изготовлению отливок из высокопрочного чугуна.— Киев; М.: Машгиз, 1960.— 301 с.
184. Справочник по чугунному литью // Под ред. Н. Г. Гершовича.— Л.: Машиностроение, 1978.— 758 с.
185. Горушкина Л. П. Структура и свойства магниевого чугуна.— Харьков: Изд-во при Харьк. ун-те; 1980.— 157 с.
186. Волощенко М. В., Литовка В. И., Зеленый Б. Г. Влияние кремния на механические свойства изотермически закаленного чугуна с шаровидным графитом // Металловедение и терм. обраб. металлов.— 1964.— № 7.— С. 20—23.
187. Бишерник В. Я. Исследование влияния структуры и содержания кремния на прочностные характеристики высокопрочного чугуна при однократном и многократном ударном нагружении: Автореф. дис. ... канд. техн. наук.— Киев, 1973.— 165 с.
188. Bak C., Schissler J. M. Etude structurale des fontes G. S. ferritiques à l'état fragilisé et défragilisé // 49^{eme} Congr. Int. Fonderie, Chicago.— 1982.— Р. 85.
189. Sekowski K. Niejednorodnosć składu chemicznego osnowy metalowej zeliwa sferoidalnego // Prz. odlew.— 1973.— 23, N 8/9.— Р. 250—255.
190. Веселянский Ю. С. Влияние содержания кремния на вязкие свойства магниевого чугуна // Литейн. пр.-во.— 1971.— № 12.— С. 26—27.
191. Хитосека Т. Структура и механические свойства высокопрочного чугуна // Cast. Forg. and Heat Treat.— 1979.— 32, N 12.— Р. 23—29.
192. Dorazle E. и др. Mechanické Vlastnosti izotermicky zúslachtené tvárne litiny s 1,72 až 4,61 % Si // Slevarenství.— 1971.— 19, N 8.— Р. 332—335.
193. Dumitrescu T. La fonte á graphite sphéroidal á moyenne teneur de silicium // 87^e Congr. Int. Fonderie.— Preprint.— Brighton, 1970.
194. Лернер Ю. С., Ясский Д. И. Структура и свойства чугуна с шаровидным графитом при повышенном содержании кремния // Литейн. пр.-во.— 1974.— № 5.— С. 7—8.
195. Сильман Г. Н. Медь в отливках из чугуна с пластинчатым и шаровидным графитом // Там же.— 1975.— № 10.— С. 8—9.
196. Петриченко А. М., Солнцев Л. А. Повышение свойств магниевого чугуна // Высокопрочный чугун с шаровидным графитом.— Киев: Наук. думка, 1974.— С. 115—124.
197. Лев И. Е., Солнцев Л. А., Мицкевич Н. С. Внутрикристаллическая ликвиация в магневом чугуне, легированном медью // Литейн. пр.-во.— 1981.— № 1.— С. 4.
198. Ващенко К. И., Кошовник Г. И., Снежко А. А. Структура и свойства магниевого чугуна, легированного медью // Технологии и орг. пр.-ва.— 1967.— № 5.— С. 54—55.
199. Gilbert G. N. Properties of pearlitic and annealed ferritic nodular irons

- alloyed with copper // Foundry Trade J.—1966.—21, N 2602.— P. 507—513.
200. Recent Research on Tin — alloyed Cast Iron // Foundry Trade J.—1978.—144, N 3129.— P. 126, 128—129.
201. Thwaites C. J., Chatterjee S. K. Tin an additive for producing higher quality iron castings // Castings.—1970.—16, N 10.— P. 10—11, 13, 15.
202. Ranzi G. Gli effetti provocati dall'aggiunta di stagno sulle caratteristiche della ghisa // Rev. mecc.—1974.—25, N 570.— P. 9—14.
203. Малаый А. Ф., Солянцев Л. А. Внутрикристаллическая ликвация в высокопрочном чугуна, легированном оловом // Литейн. пр-во.—1983.— № 3.— С. 6—7.
204. Малаый А. Ф. Исследование оловянистого высокопрочного чугуна как материала тяжело нагруженных деталей машин: Автореф. дис. ... канд. техн. наук.— Харьков, 1981.— 143 с.
205. Moss A. The influence of copper in the properties of ductile iron // Castings.—1964.—140, N 9.— P. 29—37.
206. Nickel OS An Alloy in Cast Iron // Modern Casting.—1977.—67, N 9.— P. 79—92.
207. Goth J. W. Molybdenum — bearing nodular irons // Foundry.—1964.—92, N 5.— P. 66—71.
208. Dawson J. V. Vanadium in Cast Iron // 49th Int. Foundry Congr.—Chicago.—1982.— P. 44.
209. Les fontes perlitiques a l'antimoine une solution economique // Fonderie. Fondeur d'aujourd'hui.—1982.— N 11.— P. 18—19.
210. Neumeler L. A., Betta V. A. Zinn, Kupfer und andere Beimengungen im Gubeisen mit Kugelgraphit // Gießerei — Praxis.—1977.— N 15.— 16.— P. 223—240.
211. Петриченко А. М., Солянцев Л. А., Малаый А. Ф. Влияние олова на прокаливаемость чугуна с шаровидным графитом // Металловедение и терм. обраб. металлов.—1973.— № 6.— С. 66—67.
212. Шейко А. А., Фитье Е. Г., Зеленый Б. Г. Влияние никеля, молибдена и меди на прокаливаемость чугуна с шаровидным графитом // Технологии а. орг. пр-во.—1969.— № 1.— С. 59—61.
213. Конструирование литых деталей из высокопрочного чугуна с шаровидным графитом: (Метод. рекомендации) — М.: ВНИИСТАИИ, 1981.—28 с.
214. Цилин И. О. Чугун с шаровидным графитом как конструкционный материал // Литейн. пр-во.—1969.— № 12.— С. 1—3.
215. Давиденков Н. Н. Динамические испытания металлов.— М.; Л.: ОИПТ, 1939.— 317 с.
216. Мгоекин В. М., Храпов А. Я., Толмоя Г. В. Сопротивление высокопрочного чугуна усталостному и ударно-усталостному разрушению // Изв. вузов. Чер. металлургия.—1967.— № 12.— С. 30—32.
217. Бикерник В. Я. Машина для ударно-усталостных испытаний // Технологія материалов.— Рига: РИИ, 1972.— Ч. 2.— С. 17—19.
218. Писаренко Г. С., Лебедев А. А. Деформирование и прочность материалов при сложном напряженном состоянии.— Киев: Наук. думка, 1976.— 415 с.
219. Ломашевский В. П., Маковецкий Н. В., Липовка В. М. Влияние типа матрицы и вида напряженного состояния на механические свойства высокопрочного чугуна // Пробл. прочности.—1984.— № 5.— С. 74—77.
220. Grubisic V., Neugebauer J. Festigkeitsverhalten von Gubeisen mit Kugelgraphit unter mehrachsiger Schwing.—beanspruchung // Gießereiforschung.—1979.—31, N 4.— P. 123—128.

221. Горшков А. А., Дубров В. В. О коэффициенте чувствительности к скорости охлаждения чугуна с шаровидным графитом // Механические свойства литого металла.— М.: АН СССР, 1963.— С. 15—19.
222. Palmer K. B. Effect of cast section size on fatigue — properties and the prevention of corrosion fatigue of nodular irons // Brit. Foundryman.— 1982.— 75, N 11.— P. 201—212.
223. Кривошеев А. Е., Моринченко Б. В., Фетисов Н. М. Механические свойства чугуна с шаровидным графитом в отливках // Литейн. пр-во.— 1972.— № 5.— С. 34—35.
224. Piaskowski J., Wierzchowski W. Wpływ trymizacji próbki na wytrzymałość na rozciąganie, wydłużenie i uderzność zelazwa sferoidalnego // Prace Instytutu Odlewnictwa.— 1972.— N 2.— P. 180—191.
225. Крамаренко О. Ю. Определение расчетных усталостных характеристик высокопрочного чугуна // Высокопрочный чугун с шаровидным графитом.— Киев: Наук. думка, 1974.— С. 125—134.
226. Лебедев А. А. Экспериментальное исследование эффекта масштаба на прочность чугуна с шаровидным графитом // Пробл. прочности.— 1982.— № 12.— С. 15—18.
227. Martin F., Karsay S. Lokale Lamellengraphitausscheidung infolge einer Reaktion zwischen flüssigem Gubeisen mit Kugelgraphit und einigen Formstoffbestandteilen // Giesserei — Praxis.— 1981.— N 12.— P. 218—224.
228. Андреев В. В., Хажбазаров А. М. Контроль механических свойств высокопрочного чугуна на литых образцах без механической обработки // Литейн. пр-во.— 1982.— № 6.— С. 14—15.
229. Kishimoto H., Ogura K., Awazu S. // Dзайре. J. Soc. Mater. Sci. Jap.— 1972.— 21, N 221.— P. 104—108.
230. Таран Е. А. Особенности обработки чугуна железомасляным порошковым брикетом // Литейн. пр-во.— 1972.— № 7.— С. 30.
231. Шерман А. Д. Модифицирование высокопрочного чугуна в форме с помощью брикетов // Технологии и организация производства.— Киев.— 1983.— Деп. в УкрНИИНТИ 30.9.83, № 1081 Ук-Двз.
232. Методические указания. Расчеты на прочность в машиностроении. Методы механических испытаний металлов. Определение характеристик вязкости разрушения (трещиностойкости) при динамическом нагружении.— М.: ВНИИНМАШ, 1980.— 72 с.
233. Gruter L. Prediction of fracture toughness for cast iron alloys // Mater. Sci. and Eng.— 1978.— 35, N 2.— P. 157—164.
234. Косицкий Г. А. Повышение вязкости разрушения чугунов // Литейн. пр-во.— 1985.— № 1.— С. 5—6.

Предисловие	3
Основные условные обозначения	6
Глава первая	7
Влияние состава модификаторов на структуру и свойства чугуна . .	7
1. Влияние отдельных компонентов модификаторов на структуру чугуна	7
2. Сфероидизирующая способность модификаторов	34
3. Продолжительность сфероидизирующего действия модификаторов	38
4. Влияние состава модификаторов на структуру и механические свойства чугуна	44
5. Влияние состава модификаторов на литейные свойства чугуна	54
Глава вторая	
Вопросы оптимизации режимов модифицирования чугуна	61
1. Способы сфероидизирующей обработки и усвоения магния в чугуне	61
2. Структура и свойства чугуна в массовых отливках	78
Глава третья	
Взаимосвязь состава, структуры и механических свойств чугуна . .	91
1. Роль включений графита в сопротивлении разрушению чугуна	91
2. Влияние структуры графита на механические свойства чугуна	109
3. Влияние химического состава на механические свойства чугуна	122
Глава четвертая	
Конструкционная прочность чугуна	153
1. Особенности физико-механических свойств чугуна	153
2. Взаимосвязь механических характеристик чугуна	166
3. Влияние режимов нагружения на механические свойства чугуна	170
4. Влияние скорости охлаждения отливок на механические свойства чугуна	173
5. Механические свойства чугуна в отливках и пробах	183
Список литературы	191