

В книге освещены вопросы производства специальных сталей и сплавов, технологии литья и свойств получаемых отливок.

Книга предназначена для инженеров и техников, работающих в области литейного производства.

Редакция литературы по тяжелому машиностроению  
Зав. редакцией инж. С. Я. ГОЛОВИН

## ПРЕДИСЛОВИЕ

Плавка и литье металлов и сплавов являются двумя древнейшими отраслями человеческой деятельности — металлургии и литейного производства. Однако вплоть до конца прошлого столетия научный прогресс чрезвычайно слабо отражался на их развитии. Методы испытания и анализа материалов и изделий были также очень слабо развиты.

Внедрение научных методов в производство происходило вначале медленно вследствие того, что главную роль играл практический опыт, передававшийся из поколения в поколение; между прочим даже и до сегодняшнего дня некоторые операции в литейном деле производятся на основании не всегда оправдывающих себя древнейших традиций. Однако в настоящее время уже нельзя опираться исключительно на практический опыт; необходимым стало широкое использование достижений химии, физической химии, физики металлов, теории металлургических процессов, металлографии и других наук. В связи с этим было установлено, что некоторые традиционные методы, применяемые в литейном производстве, являются необоснованными или даже вредными.

Развитие металлургии и литейного производства в наше время проходит на основе научных исследований, испытаний и теоретических обобщений. Это привело к новым достижениям в области теории и практики и к пересмотру существовавших воззрений. При этом было найдено множество новых сортов сталей и сплавов, для которых требовалось разработать новые технологические процессы. Стали и сплавы, легированные никелем, хромом, вольфрамом, кобальтом, алюминием, марганцем и другими элементами, в которых железо стало нежелательной примесью, уже перестали быть новинкой. Плавка и литье под вакуумом, центробежное литье и непрерывная разливка являются теперь столь же обычными в практике литейщиков, как и применение керамических и оболочковых форм, химически твердеющих формовочных смесей, синтетических песков и т. д.

Применение этих новых материалов и производственных методов возлагает на литейщика большую ответственность и требует от него значительных знаний в различных отраслях науки. В настоящее время популярное и схематичное изложение явлений уже нельзя считать достаточным, так как это может привести к укоренению у читателя ложных представлений. Одно описание производственных

5

операций на основании только внешних признаков не удовлетворяет современным требованиям ввиду того, что эти признаки изменчивы и зависят от исходных материалов, конструкции печей, химического состава и пр. Инструкции не должны рассматриваться литейщиками как неизменные законы; они должны являться лишь руководством для решения частных задач.

Большие требования, которые в последнее время предъявляются к эксплуатационным свойствам литых изделий, принуждают конструкторов изыскивать не только специальные литейные сплавы, но и особые конфигурации отливок. Имеется множество отраслей промышленности, которые не в состоянии обойтись без литых изделий из специальных сталей, спрос на которые будет непрерывно повышаться.

Ввиду большого количества литых сталей и литейных сплавов в данной книге будут подробно рассмотрены лишь некоторые из них.

В первой части книги рассматриваются аустенитные стали — хромоникелевые и высокомарганцевые, а также специальные литейные сплавы с повышенным содержанием хрома, кремния или алюминия.

Вторая часть книги посвящена вопросам технологии производства литых присадочных прутков для поверхностной наплавки твердых сплавов, содержащих хром, кобальт или одновременно хром и никель.

В последней части книги рассматриваются преимущества литых деталей перед кованными на примере крупных литых буравов для геологических разрезов.

Фактические данные, приведенные в книге, отражают опыт авторов, а также многолетний опыт, накопленный на бывших заводах Шкода в г. Пльзене (ЧСР).

## ЧАСТЬ ПЕРВАЯ

### ГЛАВА I

#### ОТЛИВКИ ИЗ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ

Аустенитные хромоникелевые и высокомарганцевые стали обладают рядом специфических свойств, обусловленных их однофазной структурой, немагнитностью и повышенной вязкостью аустенита. Хромоникелевые стали, кроме того, обладают хорошей коррозионной стойкостью в химически активных средах и при повышенных температурах. Высокомарганцевые аустенитные стали отличаются, с другой стороны, высокой износоустойчивостью. Указанные литейные стали находят все более широкое применение в машиностроении, однако их удельный вес в общем выпуске литых стальных деталей еще незначителен.

#### 1. ХРОМОНИКЕЛЕВЫЕ СТАЛИ [4], [5], [10]

В последние десятилетия стали с высоким содержанием хрома и никеля нашли широкое применение при изготовлении литых и кованных заготовок деталей, работающих в условиях высоких и низких температур или в химически активных средах. Это относится прежде всего к сталям 18-8 классического состава (18% Cr и 8% Ni) или родственным им разновидностям.

Начало развития коррозионностойких легированных сталей относится к 1821 г., когда П. Бертье обнаружил, что хром повышает стойкость стали против коррозии. В 1892 г. Р. А. Гадфильд показал, что хромистая сталь меньше подвержена коррозии в серной кислоте, чем нелегированная углеродистая сталь. В 1911 г. П. Моннарц нашел, что низкоуглеродистая сталь, содержащая 12–14% Cr, обладает удовлетворительной коррозионной стойкостью в азотной кислоте. Он исследовал влияние различных содержаний хрома (вплоть до 40%) на коррозионную стойкость сталей и многие из его выводов сохранили свое значение до настоящего времени. Поэтому его и считают изобретателем нержавеющей сталей. Однако еще в 1910 г. на металлургических заводах «Польдина» в г. Кладно (ЧСР) были изготовлены первые изделия из нержавеющей сталей, послужившие экспонатами на международной выставке лесной промышленности в Вене. Поэтому родиной нержавеющей стали следует считать Чехословакию.

7



В дальнейшем производстве высоколегированных сталей стало бурно развиваться в связи с многочисленными исследованиями их антикоррозийных и физико-механических свойств, проведенных в большинстве стран мира.

1912—1913 гг. западногерманская фирма Крупп впервые изготовила аустенитную нержавеющую сталь типа 18-8 на основании исследований Б. Штрауссе и Е. Маурера. Со временем число марок хромоникелевых аустенитных сталей значительно увеличилось. Однако выбор некоторых из этих марок сталей с различным соотношением содержания хрома и никеля, а также с различным содержанием дополнительных легирующих элементов: титана, бора, молибдена, алюминия, меди, вольфрама и др., был часто продиктован не столько теоретическими или практическими соображениями, сколько стремлением получить новые патенты.

В зависимости от свойств и областей применения литейные хромоникелевые аустенитные стали можно разделить на две основные группы: 1) коррозионностойкие стали; 2) жаростойкие и жаропрочные стали.

По конечной структуре коррозионностойкие, жаростойкие и жаропрочные<sup>2</sup> стали разделяются на чисто аустенитные, аустенито-ферритные, феррито-аустенитные и ферритные. При повышении содержания углерода, обеспечивающем присутствие карбидов в структуре стали, возникают соответствующие различные подгруппы (например, стали с аустенито-карбидной структурой). Это относится как к хромоникелевым сталям, так и к никельхромистым сталям.

Имеется целая группа коррозионностойких сталей, в которых, по данным Ю. А. Нехендзи, содержание Ni и Cr находится в следующих пределах: 17—20; 34—37% Ni при содержании 6—10; 13—17% Cr, 17—22; 22—26% Cr при содержании 7—9; 10—12% Ni.

Состав же жаростойких и жаропрочных сталей характеризуется следующим предельным содержанием компонентов: 17—24; 24—27; 65—68% Ni при содержании 6—10; 18—22% Cr; 17—23; 23—28; 28—32% Cr при содержании 6—10; 10—13; 28—31% Ni.

Чаще всего применяется кислотоупорная сталь марки 18-8, которая содержит 18—22% Cr и 7—9% Ni. Эта сталь обозначается в СССР марки Y1, Y2, Y1T (стабилизированная титаном<sup>3</sup>), в США — CN40, в Германии V2A, в Англии Алпа 2 и в Чехословакии ČSN 422941 и ČSN 422942 (легированная молибденом).

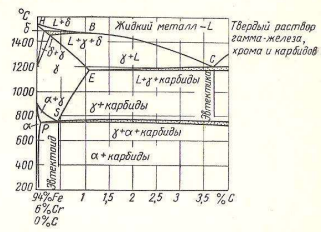
Для придания такой стали жаростойкости содержание хрома должно быть доведено до 20%, а никеля — 12—20%.

Несмотря на большое количество различных аустенитных сталей, основным типом считается хромоникелевая сталь 18-8, которая в дальнейшем и будет подробно рассмотрена.

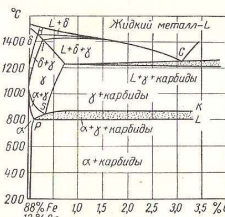
<sup>1</sup> В тексте оригинала — кислотоупорные. Прим. пер.  
<sup>2</sup> В тексте оригинала — окалинные стали.  
<sup>3</sup> В настоящее время ГОСТом приняты обозначения 1X18H9, 2X18H9 и 1X18H9T соответственно.

ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ ЛЕГИРОВАНИЯ

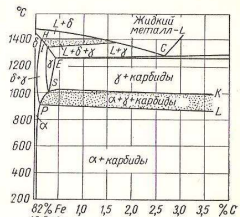
Чтобы яснее представить себе влияние основных легирующих элементов, ниже приведено несколько псевдобинарных диаграмм. На фиг. 1—3 показано влияние хрома при содержании его в пре-



Фиг. 1. Псевдобинарная диаграмма состояния Fe—C при 6% Cr.



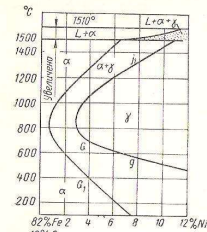
Фиг. 2. Псевдобинарная диаграмма состояния Fe—C при 12% Cr.



Фиг. 3. Псевдобинарная диаграмма состояния Fe—C при 18% Cr.

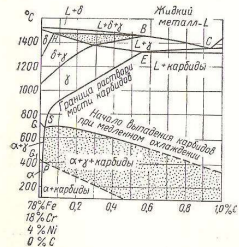
цементит Fe<sub>3</sub>C полностью растворен, то в легированных сталях при этой температуре имеется новая область  $\alpha + \gamma + \text{карбиды}$ . При сравнении диаграмм на фиг. 2 и 3 видно, что эта область значительно увеличивается при повышении содержания хрома. В стали,

содержащей 18% Cr (фиг. 3), значительно уменьшилась область  $\gamma$ , а области  $\alpha + \delta$  слились в одну. Области  $\alpha + \gamma + \delta + \gamma$  также составляют одно целое. Область  $\gamma + \alpha + \text{карбиды}$  сильно расширилась, а нижняя ее граница повысилась.



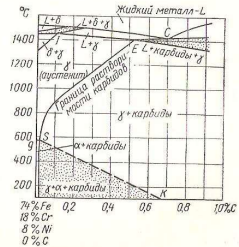
Фиг. 4. Влияние никеля на фазовый состав стали, содержащей 18% Cr и 0% C.

углерода. Никель в данных случаях расширил область  $\gamma$ -фазы. Под влиянием никеля расширилась также область равновесия



Фиг. 5. Влияние углерода на фазовый состав стали, содержащей 18% Cr и 4% Ni.

Никель действует в обратном направлении по сравнению с хромом. Под влиянием никеля область  $\gamma$  снова увеличивается, и происходит обратное разделение областей  $\alpha$  и  $\delta$ ; при этом критические точки фазовых превращений снижаются. Влияние никеля на сталь с 18% хрома при теоретическом отсутствии углерода показано графически на фиг. 4. При содержании 0,7—0,8% Ni появляется  $\gamma$ -фаза, которая становится гомогенной при содержании никеля, равном примерно 3%. С повышением содержания никеля понижается температура, соответствующая положению точки A<sub>1</sub> (кривая G<sub>1</sub>). Следующие диаграммы показывают влияние содержания 4% Ni (фиг. 5) и 8% Ni (фиг. 6) на распределение фаз в стали, содержащей 18% Cr при разном содержании

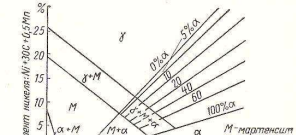


Фиг. 6. Влияние углерода на фазовый состав стали, содержащей 18% Cr и 8% Ni.

состояния  $\alpha + \gamma + \text{карбиды}$ . Область твердого раствора  $\alpha$ -фазы уменьшилась настолько, что практически все стали типа 18-8 могут

содержать карбиды. Исключением являются стали с минимальным, практически недостижимым содержанием углерода (не более 0,04% C).

Приведенные диаграммы наглядно показывают влияние хрома, никеля и углерода на распределение фаз в сталях типа 18-8. Нужно отметить, что приведенные диаграммы, как и классическая диаграмма Fe—C, имеют чисто познавательный характер. В действительности положение сильно осложняется присутствием других элементов: марганца, кремния, титана, молибдена и др., которые могут значительно изменить распределение отдельных фаз. Такое же влияние оказывают и случайные примеси (фосфор, сера, азот, водород и кислород). Для большей наглядности приводится пример, данный Ю. А. Нехендзи [29]. Хромоникелевая сталь типа 18-8 была расплавлена в высококачественной печи под вакуумом и содержала к концу плавки 0,001% N. Сталь такого же состава была расплавлена в нормальных условиях и содержала 0,02—0,04% N. Стали обеих плавки имели одинаковый химический состав и были подвергнуты одинаковой термической обработке (закалка с 1150° в воде), но сталь с низким содержанием азота имела аустенито-ферритную структуру, в то время как сталь с обычным содержанием азота имела чисто аустенитную структуру.



Фиг. 7. Структурная диаграмма Шефлера для определения фазового состава аустенитных сталей.

Влияние некоторых элементов будет рассмотрено более подробно. В данном случае уделяется внимание только влиянию присаживаемых элементов на величину области  $\gamma$ -фазы. Расширяют область  $\gamma$ -фазы никель и марганец, в то время как алюминий, кремний, хром, молибден, вольфрам, ванадий и титан уменьшают ее.

Известны эмпирические формулы, при помощи которых можно определить относительное влияние указанных выше элементов, эквивалентных хрому и никелю.

$$\text{Эквивалент хрома равен } Cr + Mo + 1,5Si + 0,5Nb,$$

$$\text{Эквивалент никеля } Ni + 30C + 0,5Mn.$$

где Cr, Mo, Si, Nb, Ni, C и Mn означают процентные содержания соответствующих элементов.

На фиг. 7 приведена диаграмма, составленная Шефлером, из которой видно, что область классической стали 18-8 лежит на



границе с областью, где начинает появляться феррит. Поэтому небольшое увеличение содержания элемента, эквивалентного хрому, является достаточным для того, чтобы сталь из однофазной, аустенитной стала двухфазной, с соответствующим содержанием феррита. Путем увеличения содержания такого элемента можно получить сталь с преобладающей ферритной структурой. Уменьшение же содержания в стали хрома или его эквивалентов приводит к снижению стабильности аустенита и, в крайних случаях, может вызвать его мартенситный распад.



Фиг. 8. Схема возникновения обедненного хромом слоя с повышенной склонностью к межкристаллитной коррозии (построена, исходя из предположения, что  $C_{\text{тверд. расст.}} = C_{\text{обц}} - C_{\text{связ}} - C_{\text{обц}} - C_{\text{обц}}$  связан полностью в карбиде  $Cr_{23}C_6$ ).

няется с углеродом и выделяется из твердого раствора в виде карбидов по границам аустенитных зерен. В этом случае, согласно теории Славина и Штейнмана [30], возникают разные электрические потенциалы в зернах и в пограничных слоях. Такая сталь будет менее стойкой в химически агрессивных средах. Такая сталь будет менее стойкой в химически агрессивных средах. Эта схема такого случая приведена на фиг. 8 [4]. Из нее видно, что значительная часть углерода находится в соединении с хромом. Это можно предотвратить при условии выплавки сталей, не содержащих углерод. Еднерал [28] считает, что во избежание межкристаллитной коррозии максимальное содержание углерода в стали не должно превышать 0,02%. Другие авторы допускают более высокое содержание углерода — до 0,04%. Производство стали с таким низким содержанием углерода связано в настоящее время с большими технологическими трудностями. Поэтому применяется другой способ, позволяющий предотвращать влияние межкристаллитной коррозии, несмотря на усложнение производственного процесса. Сталь легируется такими элементами, у которых сродство с углеродом большее, чем у хрома. Этому условию теоретически удовлетворяют титан, тантал и ниобий. Тантала и ниобия отечественного производства в Чехословакии нет, поэтому в качестве легирующей присадки применяется только титан.

Устранение межкристаллитной коррозии при помощи легирования стали титаном было предложено Гудремонтом и Шаффмейстером [39] еще в 1933 г.

12

работы Бейна, Аборна и Рузенфорда [31]; эти авторы вывели точные количественные зависимости на основании полученных данных собственных и ранее произведенных исследований. Они впервые указали на необходимость определения склонности стали к межкристаллитной коррозии. В Чехословакии исследования в этой области производил Эмингер, Фиала и Шляйс [4], которые подробно изучили методы классификации сталей по их склонности к межкристаллитной коррозии [9].

Нужно отметить, что улучшение антикоррозионных свойств сталей типа 18-8 приводит к усложнению производственных процессов. Легирование стали титаном влечет за собой нежелательные последствия.

а) Значительно усложняется технология процесса, прежде всего плавка, так как при этом требуется точно выдерживать заранее составленный график плавки. В противном случае нельзя обеспечить получение нужного содержания титана, так как он легко выгорает из расплава.

б) Ухудшаются литейные свойства стали; возникает необходимость соответственного увеличения литников и прибылей; увеличивается склонность стали к образованию плен и спаев. Увеличение размеров литников и прибылей в связи с понижением жидкотекучести стали приводит к снижению выхода годного.

в) Понижаются механические свойства стали, характеризующие ее пластичность ( $\psi$  в % и  $a$  в  $кг/мм^2$ ). Снижение пластичности находится в прямой зависимости от количества титана, присаживаемого дополнительно в расчете на угар.

г) Титан распределяется неравномерно по всему объему отливки и легко выпадает из раствора в виде соединений.

д) Увеличивается возможность образования  $\alpha$ -фазы, так как титан расширяет область  $\gamma + \alpha$ . Образование  $\alpha$ -фазы приводит к появлению некоторого магнетизма, в то время как аустенитные стали, как правило, немагнитны.

е) Повышается загрязненность стали шлаками, так как титан легко вступает в реакцию с кислородом, серой и другими элементами, образуя неметаллические включения<sup>1</sup>.

Принимая во внимание трудности легирования стали титаном, прибегать к нему следует лишь в тех случаях, когда экспериментально или в производственных условиях подтверждена необходимость его применения.

Другие элементы, входящие в состав стали, оказывают следующее влияние:

**Углерод.** Качество стали улучшается с понижением содержания углерода. С понижением содержания углерода уменьшается возможность появления двухфазной структуры  $\gamma + \alpha^*$ , а также склонность к межкристаллитной коррозии, в связи с чем может быть снижено содержание титана в стали.

<sup>1</sup> В оригинале шлаки, которые всплывают.

\* Это противоречит данным, приведенным на стр. 9. Прим. пер.

Предполагая, что весь углерод в стали будет связан титаном, минимальное его количество определяют уравнением (в %):

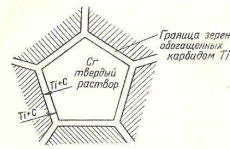
$$Ti_{\text{min}} = 4C.$$

Это уравнение выводится из весового соотношения элементов в карбиде титана TiC. На практике минимальное количество присаживаемого титана принимается большим, как это вытекает из приведенных эмпирических уравнений ( в %):

$$Ti = 6(C - 0,02);$$

$$Ti = 5(C - 0,03).$$

Теоретически титан связывает весь углерод стали в карбид TiC, который выделяется по границам зерен, вследствие чего весь содержащийся в стали хром будет находиться в твердом растворе



Фиг. 9. Схема связывания углерода титаном на границах зерен (построена, исходя из предположения, что  $C_{\text{обц}} = C_{\text{тверд. расст.}} + C_{\text{обц}} - C_{\text{обц}}$  связан полностью в карбиде TiC).



Фиг. 10. Влияние углерода и титана на стойкость аустенитных хромоникелевых сталей против межкристаллитной коррозии (по Шаффмейстеру).

и опасность межкристаллитной коррозии будет минимальной. Карбиды TiC очень стойкие и не переходят в твердый раствор даже при очень высоких температурах (1250°).

На фиг. 9 показано, что хром не выделяется из твердого раствора в виде карбидов, если весь углерод в стали связан титаном. В противном случае опасность межкристаллитной коррозии возрастает.

Из приведенного выше вытекает, что титан присаживается к стали лишь для того, чтобы устранить опасность межкристаллитной коррозии. Это подтверждается диаграммой Шаффмейстера (фиг. 10), на которой показана склонность хромоникелевой стали к межкристаллитной коррозии в зависимости от содержания в ней углерода и титана. Эта диаграмма особенно ярко подчеркивает значение титана, потому что она относится к сталям, которые подвергаются автогенной сварке.

Указанную сложную проблему изучал ряд крупных исследователей, которые показали положительное влияние титана на стойкость стали против межкристаллитной коррозии. Особо нужно отметить

13

**Марганец.** Известно, что марганец расширяет область  $\gamma$ , но было установлено, что он не улучшает коррозионную стойкость стали. Поэтому считают, что оптимальное содержание марганца в стали 18-8 должно быть равно 0,4—0,6% при наибольшем допуске его содержания, равном 1%. При применении обычного ферромарганца в сталь вводится дополнительно 0,02—0,04% углерода. Поэтому целесообразно применять ферромарганец с минимальным содержанием углерода.

**Кремний** улучшает жидкотекучесть аустенитных сталей и поэтому его содержание в них может составлять более 0,6%. Кремний повышает жаростойкость стали и поэтому в некоторых случаях его содержание увеличивают до 3%, но при этом уменьшается пластичность металла. Как было сказано, кремний вызывает появление двухфазной структуры.

**Фосфор.** Как показывает практика, фосфор при содержании его до 0,1% не влияет на качество стали. Обычно сталь 18-8, изготовляемая в печах с основной футеровкой, содержит 0,02—0,03% фосфора. Повышенное содержание фосфора наблюдается только в тех случаях, когда сталь изготовляется в кислых печах с применением не вполне качественной шихты.

**Сера.** В стали 18-8 содержание серы не должно превышать 0,05%, но в некоторых случаях для улучшения обрабатываемости стали резанием сера добавляется в количестве 0,2%.

**Алюминий.** Для раскиснения стали нужно применять минимальное количество алюминия. В случае отсутствия в стали титана алюминий можно присаживать в количестве не более 0,05%. Если сталь стабилизирована титаном, алюминий для раскиснения давать нельзя, так как титан сам раскисляет сталь; кроме того, ферротитан всегда содержит некоторое количество алюминия. Влияние алюминия на свойства стали сходно с влиянием титана. Иногда в сталь 18-8 добавляется алюминий в количестве 1,5—3,5% для повышения ее механических свойств, прежде всего предела прочности и удлинения. Этот способ легирования в Чехословакии себя не оправдал.

**Молибден.** Согласно исследованиям Ю. А. Нехендиз [29], добавление молибдена в сталь 18-8 в количестве 2—4% повышает ее кислотоупорность, в особенности при воздействии серной кислоты. При наличии молибдена допускается небольшое увеличение содержания углерода, который связывается в карбиды молибдена. Молибден измелчает первичную структуру стали и улучшает ее механические свойства.

**Вольфрам** оказывает почти такое же влияние на свойства стали, как и молибден.

#### СВОЙСТВА ЛИТОЙ ХРОМОНИКЕЛЕВОЙ СТАЛИ ТИПА 18-8

Свойства аустенитных хромоникелевых сталей типа 18-8 были определены как при специальных исследованиях, так и в условиях эксплуатации.



Таблица 1  
Химический состав аустенитных сталей типа 18-8, не стабилизируемых и стабилизируемых титаном

Источник	Химический состав в %					Применения
	C не более	Mn не более	Si не более	P не более	S не более	
ГОСТ (1X18H9T) . . . . .	0,14	2,0	≤0,80	0,030	0,035	Стабилизируемая
Технические условия Кировского завода . . . . .	0,12	0,7	≤0,80	0,05	0,050	"
Данные Е. П. Едлера в Чехословакии . . . . .	0,15	1,0	≤2,00	0,050	0,050	"
Рекомендуемый состав в Чехословакии . . . . .	0,15	0,8	0,50—1,50	0,040	0,040	Нестабилизируемая
Стандарт CSN 422981 . . . . .	0,15	0,5	0,50—1,00	0,040	0,040	"

Таблица 2  
Гарантируемые механические свойства аустенитной хромоникелевой стали типа 18-8, стабилизируемой титаном

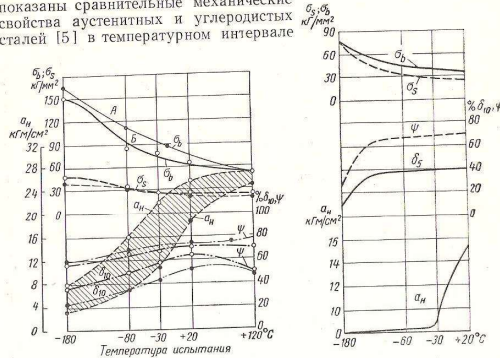
Химический состав в %		Механические свойства при температуре +20°	
C	Ti	σ <sub>т</sub> в кг/мм <sup>2</sup>	φ в %
≤0,15	8—9,5	20,0	40,0
18—19	0,35—0,75	45,0	25,0
≤0,15	8—9,5	80	8,0

Химический состав

В табл. 1 приведен химический состав стали с добавкой титана и без титана, которые стандартизованы в Чехословакии. Для сравнения приводятся данные ГОСТов, Е. П. Едлера и Кировского завода. Из таблицы видно, что, несмотря на некоторые расхождения, химический состав стали всех марок примерно одинаков.

Механические свойства

В табл. 2 приведены гарантируемые механические свойства стали типа 18-8. На фиг. 11 и 12 приведены диаграммы, на которых показаны сравнительные механические свойства аустенитных и углеродистых сталей [5] в температурном интервале



Фиг. 11. Влияние температуры (от -180° до +120°) на механические свойства аустенитной стали типа 18-8 (сталь А с 0,15% С; сталь В с 0,08% С).  
Фиг. 12. Влияние температуры (от -180° до +120°) на механические свойства углеродистой стали типа 18-8 (сталь А с 0,10% С; 0,36% Мп; 0,25% Si).

от +120 до -180°. Эти диаграммы показывают преимущества аустенитных сталей во всем этом диапазоне температур. На диаграмме (фиг. 13) показано влияние структурных изменений, связанных с превращением γ → α, происходящим при низких температурах и небольших нагрузках, на механические свойства. Обеспечение таких механических свойств литой стали, не содержащей титана, не составляет затруднений. Однако, как показано на фиг. 14, при значительном содержании титана механические свойства

стали настолько понижаются, что получить требуемые показатели сужения φ и ударной вязкости α<sub>и</sub> [9] становится трудно. Необходимо обратить внимание на некоторые неточности, с которыми приходится встречаться при испытаниях аустенитных сталей. При обычных способах испытаний на разрыв под влиянием перехода части энергии деформации в тепловую энергию образец в месте разрыва нагревается примерно на 50° выше окружающего воздуха. Если те же испытания производить под водой, то результаты получаются несколько иными. Диаграмма на фиг. 15 показывает, что фактический предел прочности выше, чем определенный при испытаниях в воздушной среде. Другая неточность заключается в способе определения сужения образца при разрыве. Величина φ определяется по уравнению

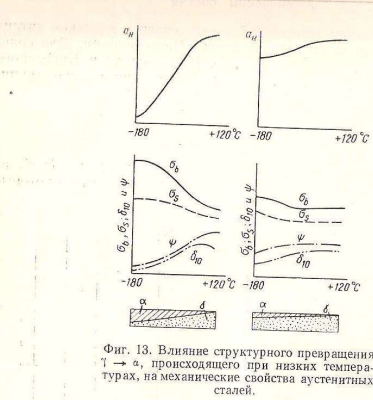
$$\phi = \frac{F_0 - F}{F_0} 100\%,$$

в которое входит площадь в месте разрыва цилиндрического образца, определяемая измерением диаметра образца микрометром.

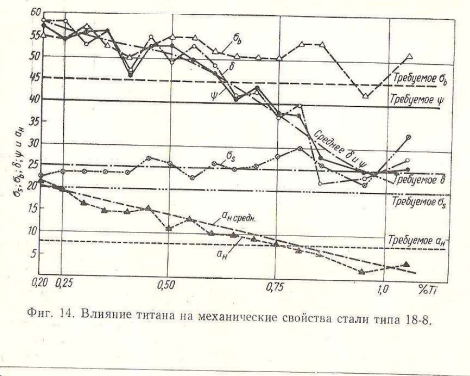
На фотографиях разорванных образцов из ферритной и аустенитной сталей (фиг. 16—18 см. вклейки, л. л. 1—2) видна разница в происшедших при растяжении деформациях. Деформация образцов ферритной стали происходит на небольшом участке, в то время как аустенитные образцы деформируются по всей их рабочей части. Разрыв образца аустенитной стали при растяжении не всегда происходит в шейке с наименьшим поперечным сечением. Сечение в месте разрыва сильно отличается от круглого и скорее приближается к эллиптическому. Из этого следует, что приведенные данные коэффициентов сужения для аустенитных сталей носят лишь сравнительный характер.

Окалинистость

Стали типа 18-8 отличаются высоким сопротивлением окислению даже при высоких температурах. Однако в качестве жароупорных и жаростойких эти стали применяются реже, чем в качестве коррозионноустойчивых, так как этому благоприятствует наличие в их составе никеля. Для сравнения в табл. 3 приводятся данные о влиянии окисляющей среды на стали различных марок.



Фиг. 13. Влияние структурного превращения γ → α, происходящего при низких температурах, на механические свойства аустенитных сталей.



Фиг. 14. Влияние титана на механические свойства стали типа 18-8.

Институт проблем металлов  
Инв. № 65608



Таблица 3  
Коррозия образцов диаметром 25 мм при 40-часовом отжиге в окислительной среде

Испытуемый материал	Коррозия при температурах в °С								
	700-750		900-1000		1100-1200				
	Потеря в весе в %	Число дней на 1 мм <sup>2</sup>	Потеря в весе в %	Число дней на 1 мм <sup>2</sup>	Потеря в весе в %	Число дней на 1 мм <sup>2</sup>	Потеря в весе в %	Число дней на 1 мм <sup>2</sup>	
Углеродистая мягкая сталь	4,45	20,40	6,4	27,70	124,0	1,0	66,2	300,0	0,40
Хромистая сталь (0,14% С, 15% Сг)	0,07	0,32	4,00	8,45	38,0	3,4	—	—	—
Хромоникелевая сталь типа 18-8	0,003	0,012	11 000	0,99	4,6	29,0	19,0	88,0	1,5

\* Длительность корродирования на глубину 1 мм.

**Коррозионная стойкость**

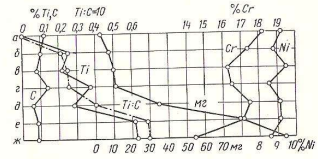
Хромоникелевые стали типа 18-8 являются превосходным<sup>1</sup> коррозионностойким, чувствительным к действию лишь некоторых кислот материалом. Минеральные кислоты — азотная, фосфорная, борная, мышьяковая и серная, а также органические кислоты — уксусная, молочная и лимонная, олеиновая, карболовая (фенол) и все овощные соки не вызывают коррозии у этих сталей. Кроме того, на эти стали не действуют атмосферные условия, морская и шахтные воды, пар (водяной), растворы солей, аммиачные воды, бензин, бензол четыреххлористый углерод, скипидар и другие жидкости.

**Ферромагнитные свойства**

Как известно, аустенитные хромоникелевые стали немагнитны. Выше рассматривались стали, имеющие химический состав, теоретически обеспечивающий получение чисто аустенитной структуры. Однако даже небольшие изменения в содержании компонентов сильно изменяют положение границ области γ, в связи с чем возникает возможность получения аустенито-ферритной структуры в стали. Обычно это получается в случае, если сталь содержит титан, который сильно сужает область γ-фазы. Присутствие α-фазы означает, что сталь становится ферромагнитной. При изучении этого вопроса нужно прежде всего использовать физические методы, которые позволяют выявить присутствие α-фазы даже в тех случаях: когда сталь по металлографическим данным рассматривается как чисто аустенитная.

<sup>1</sup> В оригинале — наилучшим. Прим. пер.

В табл. 4 приведены химические составы ряда плавок стали 18-8 с разным соотношением С : Тi, в которых при помощи ферритометра (крутильных весов с магнитным зондом) определялось присутствие α-фазы. Результаты измерений изображены графически на диаграмме фиг. 19, в которой магнитная восприимчивость стали измеряется в миллиграммах по показаниям магнитного динамометра. Величина силы, необходимой для отрыва магнитного зонда ферритометра, пропорциональна количеству образовавшегося феррита. Кривые на диаграмме показывают, что углерод, хром и никель не оказывали влияния на образование феррита (по крайней мере в данных пределах). В таблице наглядно видна зависимость между отношением С : Тi и количеством феррита в структуре стали, выявленной с помощью ферритометра.



Содержание α-фазы предопределяется также термической обработкой стали, как это видно из табл. 5 и 6. Было установлено, что феррита в стали тем меньше, чем выше температура закалки и чем больше скорость охлаждения при закалке. Однако при этом остается в силе правило, что при наличии в стали титана никакая термообработка не может обеспечить получение 100%-ной аустенитной структуры. Другими словами, сталь 18-8, легированная титаном, не может быть абсолютной немагнитной. Это правило относится и к другим элементам, которые уменьшают область γ-фазы.

Таблица 4

Химический состав сталей с разным соотношением С : Тi, испытанных на ферритометре

Обозначения	Химический состав в %								Отношение С : Тi	Успех измерения магнитным зондом, в мм
	С	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Ti		
a	0,12	0,89	0,54	0,010	0,005	18,18	9,24	—	1:0	2,0
b	0,11	0,81	0,59	0,010	0,005	17,52	8,84	0,25	1:2,2	9,0
e	0,09	0,63	1,05	0,018	0,011	16,34	9,58	0,23	1:2,5	10,0
z	0,14	0,81	0,86	0,022	0,008	16,50	8,66	0,38	1:2,7	11,0
d	0,07	0,74	—	0,016	0,022	17,60	9,25	0,29	1:4,1	35,0
e	0,10	0,63	0,85	0,015	0,015	17,20	9,24	0,62	1:5,2	80,0
ж	0,09	0,78	1,19	0,015	0,017	14,61	8,67	0,63	1:7,0	105,0

Таблица 5  
Влияние термической обработки на появление α-фазы (химический состав исследуемых сталей)

Обозначения сталей	Химический состав в %									
	С	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Ti	Al	
100	0,14	0,81	0,86	0,022	0,008	16,50	8,66	0,35	0,026	
200	0,08	0,63	1,06	0,018	0,011	16,34	9,58	0,23	0,035	
300	0,10	0,55	1,34	0,006	0,022	17,35	9,00	0,42	0,049	

Таблица 6  
Влияние термической обработки на появление α-фазы (показания ферритометра в мм)

Влияние	Термическая обработка	Показания ферритометра в мм		Влияние	Термическая обработка	Показания ферритометра в мм
		Сталь 100	Сталь 200			
Температура закалки	1000°, масло	94	157	Температура закалки	800°, вода	285
	1100°, масло	68	152		850°, вода	274
	1200°, масло	12	78		900°, вода	240
Скорости охлаждения и охлаждающая среда	1000°, 300°/час	117	175	Температура закалки	1000°, вода	200
	1000°, воздух	76	160		1100°, вода	155
	1000°, масло	68	157		1200°, вода	118
	1000°, вода	62	142		1300°, вода	0

Необходимо также отметить, что при холодной деформации этих сталей образуется некоторое количество феррита в результате распада аустенита. Это доказывается тем, что после испытаний на растяжение или на изгиб магнитная восприимчивость стали возрастает. Довольно значительные местные увеличения количества феррита, т. е. одновременно и магнетизма, наблюдаются при обработке стали 18-8 резанием. В заключение можно сказать, что основное влияние на образование двухфазной структуры оказывает химический состав стали.

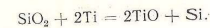
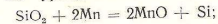
**ВЫПЛАВКА СТАЛИ**

Выплавку аустенитных сталей, предназначенных для отливки деталей в песчаных формах, нужно производить таким образом, чтобы содержание газов к концу плавки было наименьшим. Это условие легче всего удовлетворяется при выплавке стали в дуговой электрической печи с основной футеровкой. После расплавления необходимо обеспечить интенсивное кипение ванны добавлением

железной руды, окислы или подачи кислорода. Поэтому сталь «варится» при минимальном содержании углерода, но не менее 0,04%. Остаточное содержание газа в стали будет минимальным, если восстановительный период плавки и интенсивное кипение будут проведены в кратчайший срок. При этом нужно следить, чтобы флюсы были сухими и не содержали много газов.

На фиг. 20 схематически показан правильный процесс плавки в основной дуговой электродуговой печи. Все применяемые ферросплавы должны иметь минимальное содержание углерода.

Плавка этих сталей в печах с кислой футеровкой, например в высокочастотной, индукционной печи, менее благоприятна, так как при этом возможно восстановление окиси кремния из футеровки марганцем и титаном по уравнениям:



В стали получается повышенное содержание кремния, в то время как марганец и титан окисляются. При этом сталь еще больше загрязняется неметаллическими включениями.

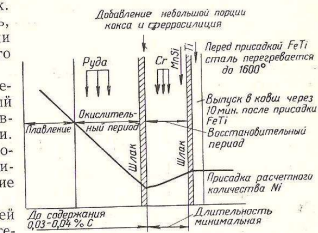
**Расчет количества легирующих элементов и контроль содержания углерода**

Количество добавляемых ферросплавов определяется по уравнению

$$x = \frac{a \cdot b}{100 \cdot c \cdot d},$$

где  $a$  — вес жидкого металла в ковше в кг;  
 $b$  — заданное содержание легирующего элемента в %;  
 $c$  — содержание легирующего элемента в ферросплаве в %;  
 $d$  — угар легирующего элемента в %.  
 Чаще всего содержание элементов составляет:  
 $b = 9,2\% \text{ Ni}, 18\% \text{ Cr}, 0,7\% \text{ Mn}, 0,6\% \text{ Ti};$   
 $a = 99\% \text{ Ni}, 70\% \text{ Cr}, 85\% \text{ Mn}$  (содержание Тi рассмотрено ниже).

Фиг. 20. Схема правильного ведения процесса плавки в дуговой электродуговой печи с основной футеровкой.



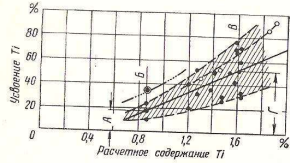


Угар учитывается только для титана, что также рассмотрено ниже.  
Количество стального скрапа, загружаемого в печь, вычисляется по уравнению

$$y = \frac{\alpha - (\text{FeCr} + \text{FeTi})}{A} - (\text{Ni} + \text{FeMn}) \text{ кг.}$$

Коэффициент  $A$  учитывает угар стального скрапа и обычно составляет 0,94 (6% угара).

Общее количество углерода, поступившего в печь, определяется по уравнению:



Фиг. 21. Угар титана в различных печах при использовании 38–45%-ного ферротитана.

○ — дуговая электродная печь емкостью 4000 кг; ○ — то же, емкостью 250 кг; ◆ — то же, емкостью 40 кг; А — количество усвоенного титана 0,17 ± 0,07%; Б — средний угар титана 40%; Г — количество усвоенного титана 0,52 ± 0,25%; Д — средний угар титана 67,5%.

с основной футеровкой, содержание углерода в ванне регулируется во время окислительного периода. Величина  $C_3$  зависит от внимательности персонала, обслуживающего дуговую печь, и обычно составляет 0,02–0,05%. Если выплавка ведется в высокочастотной печи, величина  $C_3$  вообще отпадает.

Наиболее сложным является получение заданного содержания титана. При проведении исследовательских работ с целью выявления основных причин, влияющих на угар титана, было установлено, что величина последнего зависит от вида футеровки, содержания титана в ферротитане, кусковатости ферротитана, температуры и скорости разлива.

Влияние различных футеровок печи на содержание титана показано на фиг. 21. Для лучшего сравнения использовался 38–45%-ный ферротитан. Титан присаживался на очищенное от шлака зеркало ванны, как только ее температура достигала 1600°. При этом было установлено, что величина угара титана меняется в зависимости от футеровки печи; в печах с основной футеровкой титан угорает меньше, чем в печах с кислой футеровкой, что можно объяснить восстановлением  $\text{SiO}_2$  титаном.

24

#### Влияние выдержки стали на угар титана

Содержание титана в стали, когда она еще находится в печи, сильно отличается от содержания титана в отливках. Это расхождение находится в прямой зависимости от продолжительности выдержки стали в ковше, скорости заливки и скорости выгорания титана.

На фиг. 23 показана скорость выгорания титана в зависимости от времени с момента его загрузки. Кривая 1 показывает, что наибольший угар титана наблюдается в первые минуты после загрузки. В последующие минуты титан угорает медленнее, на что указывает ход кривой 2.



Фиг. 23. Угар титана в лабораторной печи с основной футеровкой (присадка 0,75% Ti):

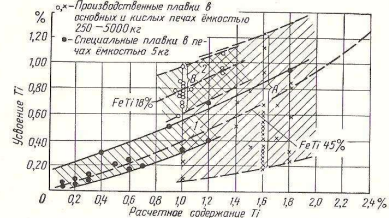
1 — влияние выдержки после присадки титана на величину его угара; 2 — влияние выдержки после присадки титана на скорость его выгорания; 3 — относительное увеличение угара титана при увеличении выдержки на 10 мин. по отношению к длительности предшествующей плавки.

шим (область III) или большим (область II) содержанием титана угорает меньше.

На основании некоторых общих соображений причину угара титана при заливке форм можно объяснить следующим образом. Каждая плавка перед добавкой титана содержит некоторое количество кислорода, который связан в различные соединения. Количество его прежде всего определяется равновесием между шлаком и металлом. Кроме того, большое значение имеет температура жидкого металла: с повышением температуры повышается количество растворенных в нем газов. При даче ферротитана на очищенное зеркало ванны значительная часть титана соединяется в  $\text{TiO}_2$ , оставаясь в металле в химически связанном виде. Поскольку титан дается в значительно большем количестве, чем требуется для раскисления стали, теоретически сталь должна быть хорошо раскисленной; однако при выпуске стали из печи и при разливе металла в формы происходит значительное окисление металла вследствие большой поверхности соприкосновения струи стали с воздухом. Следовательно, выгорание титана после выпуска стали из печи объяс-

26

На фиг. 22 приведены величины угара титана в печах с различной футеровкой при присадке ферротитана с содержанием 18–45% титана. Кривая 1 показывает, что степень усваиваемости титана с увеличением его процентного содержания в ферротитане увеличивается. Данные о степени усваиваемости титана при присадке 45%-ного ферротитана имеют большие расхождения, определяемые величиной  $A$  на фиг. 21. Так, при присадке в сталь 1,6% титана остаточное содержание титана составляло 0,18–1,2%.



Фиг. 22. Угар титана в печах различных конструкций при использовании ферротитана различного состава.

Кривая 2 построена по результатам испытаний, произведенных в производственных условиях с использованием 18%-ного ферротитана. У кривых 1 и 2 характер наклона аналогичен, что подтверждает вывод о лучшей усваиваемости титана с увеличением присадки его в металл. Расхождения в количестве усвоенного титана во втором случае значительно меньше, чем в первом. Например, при вводе 1% титана усваивалось 0,60–0,98% титана, следовательно угар титана из 18%-ного ферротитана меньше.

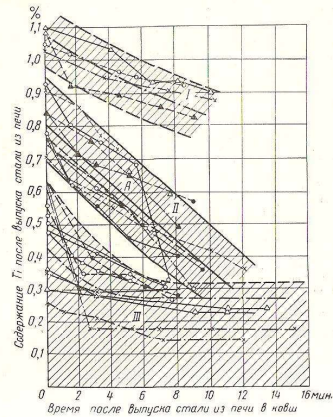
В заключение следует сказать, что при применении 18%-ного ферротитана угар титана в среднем равен 24,5%. При применении 45%-ного ферротитана угар титана в среднем составляет 67,5%. Из этого видно, что содержание титана в ферротитане является основным фактором, влияющим на степень угара титана. Другим достоинством ферротитана с небольшим содержанием титана является его большой удельный вес, что дает возможность легче погрузить его в расплавленную сталь. Можно считать, что угар титана не должен превышать 30%, что подтверждается практикой ведущих заграничных заводов.

Размер кусков ферротитана должен быть 5–8 см в поперечнике в зависимости от емкости печи. Ферротитан в виде пыли практически весь выгорает, а крупные куски медленно плавятся.

Температура жидкой стали в момент присадки ферротитана не должна быть ниже 1600°.

25

няется поглощением сталью кислорода воздуха, тем большим, чем длительный период выпуска стали из печи, чем дольше выдержка стали в ковше и заливка форм, а также чем выше температура жидкого металла. Организация производства в литейных цехах не позволяет предотвратить выгорание титана по указанным причинам;



Фиг. 24. Влияние продолжительности интервала времени от выпуска металла из печи до его заливки в формы на снижение содержания титана в отливке (плавка в высокочастотной печи с кислой футеровкой, емкость 250 кг):

область I — первоначальное содержание титана 0,95–1,1%; скорость выгорания титана 0,020%/мин; область II — первоначальное содержание титана 0,65–0,95%; скорость выгорания титана 0,045%/мин; область III — первоначальное содержание титана до 0,65%; скорость выгорания титана 0,044%/мин, в течение первых 7 мин. и нулевая вплоть до выпуска стали из печи.

следовательно, эти потери нужно учитывать при расчете количества добавляемого ферротитана.

Общий угар титана можно выразить уравнением

$$P = P_1 + P_2,$$

где  $P_1$  — угар титана в печи;

$P_2$  — угар титана в период между выпуском стали из печи и заливкой ее в формы.

На фиг. 25 показана кривая, характеризующая содержание титана в жидкой стали в период между выпуском ее из печи и заливкой

27

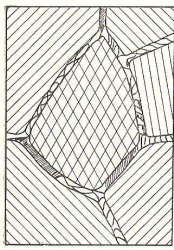






ратуры выше 1100°. При этом нужно учитывать, что в диапазоне температур 600—700° по границам аустенитных зерен могут образоваться карбиды (фиг. 31), вследствие чего происходит местное понижение пластичности. Поэтому всегда необходимо после последнего исправления отливки заваркой производить на всех стадиях производства термическую обработку.

На основании изложенного выше следует отметить следующее:



Фиг. 31. Выделение карбидов по границам зерен аустенита в результате нагрева хромоникелевой стали до 600—700° при сварке (по Ю. А. Нехвядзи).

металл здоровых отливок удовлетворяет требуемым механическим свойствам даже в термически необработанном состоянии. В табл. 7 приведены механические свойства металла отливок, полученные при различных способах термической обработки.

На фиг. 32 графически показано влияние температуры нагрева, а на фиг. 33 — влияние скорости охлаждения на предел прочности, удлинение, сужение и ударную вязкость.

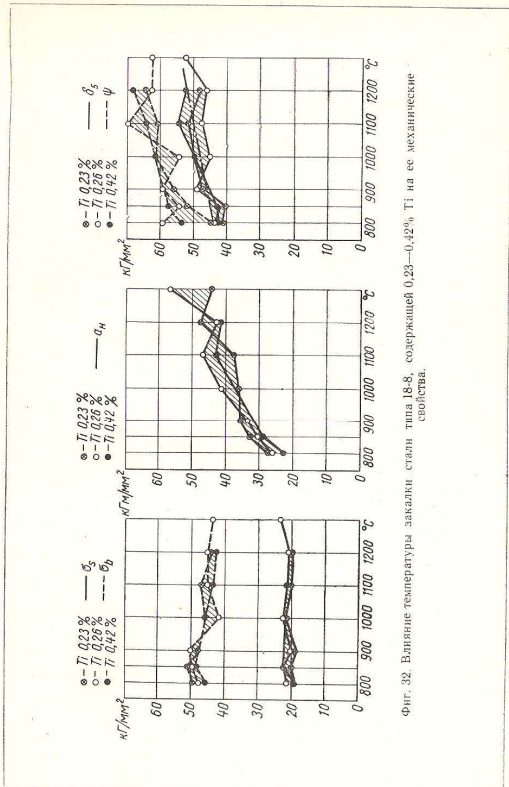
На основании полученных результатов можно сделать следующие выводы:

- 1) ударная вязкость  $a_k$  повышается с повышением температуры нагрева и скорости охлаждения;
- 2) предел текучести  $\sigma_s$  не зависит от температуры нагрева и скорости охлаждения;
- 3) предел прочности  $\sigma_b$  не зависит от температуры нагрева и скорости охлаждения;
- 4) удлинение  $\delta$  также остается неизменным;
- 5) сужение  $\psi$  увеличивается с повышением температуры нагрева и скорости охлаждения до 133° С/мин, после чего практически не меняется.

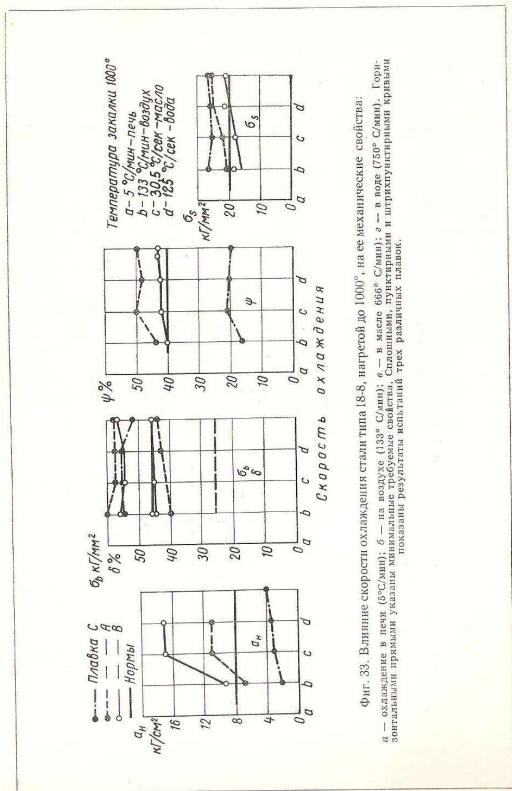
#### ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

##### Термическая обработка аустенитной стали 18-8

Термическая обработка аустенитной стали 18-8 заключается в нагреве до высокой температуры с последующим быстрым охлаждением. Обычно



Фиг. 32. Влияние температуры закалки стали типа 18-8, содержащей 0,23—0,42% Ti на ее механические свойства.



Фиг. 33. Влияние скорости охлаждения стали типа 18-8, нагретой до 1000°, на ее механические свойства:

$\delta$  — удлинение;  $\psi$  — сужение;  $\sigma_b$  — предел прочности;  $\sigma_s$  — предел текучести;  $a_k$  — ударная вязкость. Сплошные, пунктирные и штрихпунктирные линии — значения механических свойств, полученные при различных способах охлаждения. Показаны результаты испытаний трех различных партий.

Таблица 7  
Механические свойства производственных сталей в литом состоянии и после термической обработки

Химический состав в %				Термическая обработка	Механические свойства при температуре +20°				
C	Cr	Ni	Ti		$\sigma_b$ , кг/мм <sup>2</sup>	$\sigma_s$ , кг/мм <sup>2</sup>	$\delta$ , %	$\psi$ , %	$a_k$ , кг/мм <sup>3/2</sup>
0,10	16,34	9,35	0,10	Литое состояние	28,00	56,70	52,00	46,60	12,50
				1150°, вода	25,50	58,00	54,60	51,00	15,94
				1200°, вода	22,90	54,80	56,00	62,80	17,17
0,10	17,50	9,10	0,40	1150°, воздух	23,90	52,60	50,00	46,20	10,00
				1150°, воздух	23,00	50,40	42,60	49,80	10,80
0,14	18,55	9,46	0,59	1150°, воздух	27,40	52,10	46,00	42,50	—
0,11	18,31	9,59	0,32	1150°, воздух	23,00	50,40	55,20	60,90	—
				1150°, вода	23,90	51,20	56,60	57,70	—
0,14	18,00	9,50	0,83	1150°, воздух	24,80	52,10	44,60	38,60*	—
				1150°, вода	26,50	51,20	45,00	43,80	—
0,10	17,70	9,70	0,51	Литое состояние	21,20	55,20	45,00	43,00	8,70
				1150°, вода	22,10	51,70	58,20	55,50	13,50
0,09	17,52	8,96	0,54	1150°, воздух	22,10	51,40	51,70	49,80	17,60
				1150°, воздух	23,00	53,90	60,00	48,60	12,95

\* Ниже нормы.

Следовательно, требуемые механические свойства отливок при правильном ведении плавки можно получить при скорости охлаждения 133—166° С/мин; таким образом, для небольших отливок достаточно охлаждения на воздухе, отливки весом около 10 кг нужно охлаждать в масле, а более крупные отливки весом около 100 кг необходимо охлаждать в воде. С производственной и экономической точек зрения наиболее выгодно отливки охлаждать в воде



после нагрева до температуры выше 1000°; это обеспечивает достаточно высокие механические свойства металла даже не вполне качественных отливок. Микроструктура хромоникельтитановой стали после указанной термической обработки показана на фиг. 34 (см. вклейку, л. 3).

Было также исследовано влияние термической обработки на образование карбида титана. Карбидная фаза выделялась электролитически, а затем подвергалась микрохимическому анализу. Из-за продолжительности этого процесса, при котором было получено всего 0,7 г карбидного осадка за 120 час. непрерывного электролиза, был применен способ выделения карбидов с помощью соляной кислоты. Оба способа дали хорошее совпадение результатов, поэтому в дальнейшем выделение осадка карбидов производилось с помощью кислоты.

Фиг. 35. Распределение титана между фазами и содержание карбидов хрома в сталях 10, 11 и 12 (табл. 8).

Этим способом определено суммарное содержание титана как в твердом растворе, так и химически связанного, т. е.

$$Ti_{общ} = Ti_{раств} + Ti_{связ}$$

Ввиду большого родства титана с рядом металлических и неметаллических элементов связаный титан следовало бы в дальнейшем учитывать следующим образом:

$$Ti_{связ} = Ti(TiO_2) + Ti(TiC) + Ti(TiS) + \dots$$

Однако аналитические методы определения соединений титана до настоящего времени недостаточно совершенны, поэтому было предположено, что

$$Ti_{связ} = Ti_{карбид}$$

$$Ti_{связ} = Ti(TiC)$$

Несмотря на известную неточность такого анализа, все же его результаты дали возможность сделать очень интересные заключения.

Из табл. 8 и диаграммы на фиг. 35 видно, что даже при очень большом содержании титана, который мог бы связать весь имеющийся в стали углерод, все же в ней всегда имеется некоторое количество карбида хрома  $Cr_{23}C_6$ . Было также установлено, что с увеличением

Таблица 8

Микроанализ трех сортов стали типа 18-8

Обозначение стали	Содержание в %		Отношение С:Тi	Содержание Ti в %		Cr <sub>23</sub> C <sub>6</sub> в %	Теоретическое количество углерода, связанного титаном, в %
	С	Ti		связанного	в растворе		
10	0,14	0,38	1:2,7	0,28	0,10	1,23	50
11	0,09	0,68	1:7,6	0,20	0,49	0,70	56
12	0,07	0,42	1:6,0	0,12	0,33	0,70	45

количества связанного титана и отношения С: Ti резко повышается содержание титана в твердом растворе и уменьшается количество его в карбидной фазе (фиг. 36).

Поскольку результаты этих исследований сильно отличаются от теоретических представлений о распределении титана в стали,



Фиг. 36. Распределение титана между фазами в сталях 10, 11 и 12.



Фиг. 37. Распределение титана между фазами в термически не обработанных сталях 1—6 (табл. 9).

было исследовано несколько образцов стали с различным содержанием титана и с различным отношением титана к углероду (С: Ti). Результаты приведены в табл. 9.

На фиг. 37 приведены результаты химического анализа стали, не подвергнутой термической обработке. Характер кривых показывает следующее:

- а) с увеличением присадки титана увеличивается содержание его в твердом растворе;
- б) соотношение содержаний титана в твердом растворе и титана, находящегося в виде химических соединений, увеличивается с повышением общего содержания титана в стали.

Таблица 9

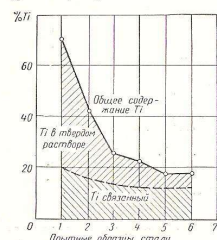
Химический состав сталей, подвергнутых микроанализу

Обозначение сталей	Химический состав в %								Отношение С:Ti
	С	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Ti	
1	0,10	0,55	1,34	0,006	0,022	17,35	9,00	0,71	1:7,1
2	0,10	0,55	1,34	0,006	0,022	17,35	9,00	0,42	1:4,2
3	0,10	0,55	1,34	0,006	0,022	17,35	9,00	0,26	1:2,6
4	0,10	0,55	1,34	0,006	0,022	17,35	9,00	0,23	1:2,3
5	0,10	0,55	1,34	0,006	0,022	17,35	9,00	0,18	1:1,8
6	0,10	0,55	1,34	0,006	0,022	17,35	9,00	0,18	1:1,8

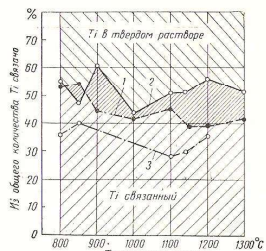
Примечание. Стали 1—6 относятся к одной плавке, но титан добавлялся в конце в каждом отдельном случае.

Следовательно, при увеличении количества присаженного титана лишь небольшая часть его связывается с углеродом, вследствие чего возникают большие затруднения при производстве стали.

Практически аналогичные результаты были получены при исследовании термически обработанной стали (фиг. 38). Какого-либо влияния



Фиг. 38. Распределение титана между фазами в термически обработанных сталях 1—6 (табл. 9).



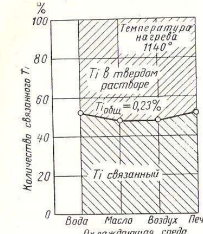
Фиг. 39. Влияние температуры закалки на содержание связанного титана (все образцы были закалены в воде с температурой нагрева 800—1300°):

1 — при общем содержании Ti = 0,25%; 2 — при общем содержании Ti = 0,23%; 3 — при общем содержании Ti = 0,42%.

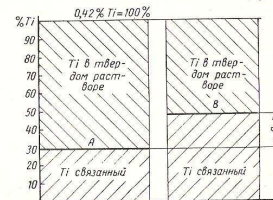
термической обработки в пределах 800—1300° на увеличение содержания связанного титана не обнаружилось (фиг. 39). Также не было выявлено заметного влияния скорости охлаждения на изменение количества связанного титана, как это видно из диаграммы на фиг. 40.

Согласно исследованиям Р. Т. Ролфа [36], можно активизировать процесс соединения титана с углеродом, если подвергнуть сталь стабилизирующему отжигу. При этом рекомендуется сталь 18-8 нагревать до 860° и выдерживать при этой температуре некоторое время. То же самое рекомендует Бейн, Аборт и Рузенфорд.

Опыт показал, что стабилизирующий отжиг при температурах 840—880° с выдержкой от 2 до 10 час. приводит к увеличению коли-



Фиг. 40. Влияние скорости охлаждения (закалочной среды) при закалке с 1140° на содержание связанного титана.



Фиг. 41. Влияние стабилизирующего отжига на распределение титана в стали типа 18-8, по данным Р. Т. Ролфа;

А — термически обработана в производственных условиях; В — термически обработана и подвергнута стабилизирующему отжигу; С — повышение содержания связанного титана под влиянием термообработки.

чества связанного титана, что показано на фиг. 41. Вместе с тем было выявлено, что стабилизирующий отжиг понижает механические свойства стали.

Эти исследования показали, что в стали 18-8 титан связывает не весь углерод и что повышенное содержание титана не увеличивает количество связанного углерода, а лишь ухудшает жидкотекучесть и механические свойства стали. Стабилизирующий отжиг, по данным Р. Т. Ролфа, может увеличить количество связанного титана, но при этом механические свойства стали ухудшаются. К таким же выводам пришел д-р техн. наук Шмид в г. Бохуме, где авторы книги встречались с ним в 1956 г.

Из сказанного выше следует, что нужно подбирать шихту таким образом, чтобы сталь содержала возможно меньше углерода, и тогда добавка титана может быть минимальной. В этом случае, при закалке отливок с температуры выше 1000° в воде, обеспечиваются высокие механические свойства и сопротивляемость стали межкристаллитной коррозии.

В этом разделе были рассмотрены аустенитные стали типа 18-8, применяемые для производства отливок. Кроме рассмотрения основных теоретических положений, выявленных в результате проведенных исследований, были приведены основные свойства этих



сталей. В разделе «Производство» в сжатом виде описана технология получения качественных отливок. Этому разделу было уделено максимальное внимание, так как потребность в аустенитных сталях сильно увеличивается, в то время как до сих пор недостаточно имеется научной литературы на эту тему.

## 2. МАРГАНЦЕВЫЕ СТАЛИ

Марганец относится к элементам, которые расширяют область твердого раствора  $\gamma$  и снижают температуру критической точки  $A_{c2}$  стали. Марганец измельчает структуру стали при вторичной кристаллизации, за счет чего повышается ее пластические свойства, мало влияет на пластические свойства стали при деформации, снижает температуру фазовых превращений  $\gamma \rightarrow \alpha$  и уменьшает скорость образования карбидов из аустенита, что улучшает ее прокаливаемость. Образование сложных карбидов марганца и железа оказывает значительное влияние на механические свойства стали.

Профессор Петербургского горного института В. Н. Липини был первым, кто начал изучать влияние марганца на свойства стали. Он исследовал влияние марганца на свойства стали при его содержании до 2,5% [29], о чем сообщил еще в 1885 г. Тремя годами позже, независимо от работ В. Н. Липини, влияние марганца на свойства стали при его содержании до 20% начал изучать английский исследователь Гадфильд [32]. Он обнаружил, что сталь, содержащая 12% Mn, обладает такими свойствами, которые в те времена не были известны у других сталей. Сталь, содержащая 1—1,4% C и 10—14% Mn, является наиболее распространенной марганцевой аустенитной сталью, известной под названием стали Гадфильда. С тех пор было запатентовано большое количество ее модификаций, из которых промышленностью освоено сравнительно небольшое количество.

В настоящее время литая аустенитная марганцевая сталь широко употребляется в промышленности; при низкой ее стоимости и довольно простом производстве эта сталь имеет высокую вязкость, высокое сопротивление сильным ударным нагрузкам, давлению и хорошую наклепываемость в холодном состоянии, благодаря чему она обладает высокой износостойкостью. Исключительно хорошие результаты получаются при применении этой стали для различных деталей дробилок, экскаваторов и других машин, а также для бронелит, молотов, бойков и т. д. взамен быстро изнашиваемой в этих условиях обычной стали.

После термической обработки марганцевая сталь становится немагнитной. Так как аустенитные марганцевые стали трудно поддаются механической обработке, они чаще всего применяются для изготовления отливок.

### ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ ЛЕГИРОВАНИЯ

На фиг. 42 представлена диаграмма, разработанная Кошелевым [14], на которой показаны семь различных структурных областей, соответствующих сталям, содержащим 0,10—1,8% углерода и 2—17% марганца и имеющими резко различные свойства.

40

Область 1. К ней относятся углеродистые стали с повышенным содержанием марганца. Эти стали имеют лучшую прокаливаемость, чем обычные углеродистые стали, и более склонны к образованию дендритной структуры. С увеличением содержания марганца перлитные колонии приобретают форму сфероидов.

Область 2. К ней относятся мартенитные стали, причем мартенсит образуется при любых скоростях охлаждения и даже при закалке в воде не удается зафиксировать чисто аустенитную структуру. Стали этой группы обладают высокой твердостью и хрупки.

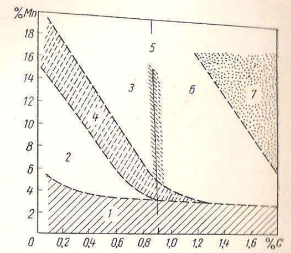
Область 3. Стали этой группы имеют чисто аустенитную структуру. Эти стали, содержащие меньше чем 0,9% углерода, по своим свойствам немногим отличаются от стали Гадфильда, которая содержит больше углерода, но лучше закаливается, чем сталь Гадфильда.

Область 4. К ней относятся стали, которые являются переходными между второй и третьей группами. Эти стали структурно очень сложны и не имеют практического применения, так как при любых режимах термической обработки они имеют очень низкие показатели механических свойств.

Область 5. К этой группе относятся стали, имеющие свойства, сходные со сталями третьей или шестой области, в зависимости от их доэвтектоидного или эвтектоидного состава соответственно.

Область 6. Эту часть диаграммы можно назвать карбидной областью. Аустенит в этих сталях очень стабилен, однако критическая скорость выделения карбидов настолько велика, что для получения чисто аустенитной структуры стали требуются высокие скорости ее охлаждения; при этом отливки должны иметь более или менее равномерное сечение. Сталь, имеющая чисто аустенитную структуру без карбидов, вязка и трудно деформируема в холодном состоянии. Присутствие же карбидов значительно ухудшает ее механические свойства. К этой группе относится классическая сталь Гадфильда.

Область 7. Аустенит в сталях этой группы менее стабилен, чем в сталях предыдущей группы. При обычной термической обработке значительная часть аустенита распадается на троостит и мартенсит. Эту область следует назвать трооститной. Чаще всего троостит выпадает на границе между зернами аустенита и выделяет-

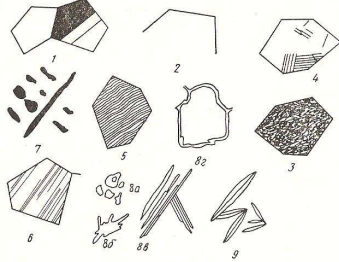


Фиг. 42. Схема основных структурных областей различных марганцевых сталей (Кошелев).

41

лись карбидов. Карбиды выделяются из раствора в таком большом количестве, что и в хорошо закаленных отливках очень часто присутствуют элементарные кристаллы карбидов, которые являются центрами кристаллизации троостита. Стали такого химического состава применяются только в отожженном состоянии (например, сталь «Марс»).

Микроструктура марганцевых сталей в основном состоит из аустенита; кроме того, в зависимости от химического состава, в ней могут



Фиг. 43. Схемы основных структур марганцевых сталей.

присутствовать также мартенсит, перлит, троостит и карбиды. Разнообразие структурных составляющих, присутствие которых обусловлено в значительной степени термической обработкой стали, настолько велико, что в пределах этой книги невозможно изложить все возможные структурные изменения. Ниже будут рассмотрены лишь те основные структурные составляющие, которые в структурных превращениях металла производственных плавок и определяют его свойства.

На фиг. 43 схематически показано строение различных структурных составляющих.

### СТРУКТУРА АУСТЕНИТА

Аустенитная структура отличается полиэдрической формой зерен, внутри которых часто наблюдаются характерные двойники, показанные на фиг. 43, 1. Такая микроструктура показана на фиг. 44 и 45 (см. вклейку, л. 3). При окислительном травлении шлица на нем возникает тончайшая окисная пленка, которая имеет различную толщину на поверхности каждого зерна, зависящая от кристаллографической ориентации зерна. Таким образом, вместо гладкой поверхности шлица на нем образуется характерный рельеф в виде впа-

дин и выступов. На фиг. 43, 2, 3, 4, 5 схематически показаны зерна аустенита, а на фиг. 46 и 47 (см. вклейку, л. 4) — его микроструктура. Очень часто в структуре марганцевых аустенитных сталей появляются тонкие линии, покрывающие аустенитные зерна. Эти линии появляются вследствие возникновения внутренних напряжений при холодной деформации, а также при затвердевании металла, а в некоторых случаях и при закалке. Эти тонкие линии очень часто не исчезают и после последующих термических обработок. Структура такой аустенитной стали схематически показана на фиг. 43, 6, и фотография микроструктуры приведена на фиг. 48 (см. вклейку, л. 4). В структуре металла отливок очень часто можно наблюдать типичное дендритное строение (фиг. 43, 7). Сильно развитая и ярко выраженная сетка дендритной структуры показана на фиг. 49 (см. вклейку, л. 4).

### СТРУКТУРА КАРБИДОВ

Марганец образует с углеродом карбид  $Mn_3C$ , который дает непрерывный ряд твердых растворов с цементитом  $Fe_3C$ . При большом содержании углерода в стали, чем это соответствует эвтектоидному составу, и при медленном охлаждении стали из твердого раствора выделяются карбиды. Форма выпавших карбидов может быть очень разнообразна; на фиг. 43, 8а, б, в, г показаны четыре характерных вида карбидов. Эти карбиды могут выпадать по границам аустенитных зерен и образовывать непрерывную сетку (фиг. 43, 8г и 50) или выделяться в виде карбидных игол, как показано на фиг. 43, 8в и фиг. 51 (фиг. 50 и 51, см. в вклейке, л. 4). Карбиды также могут выделяться в виде массивных сфероидальных (фиг. 43, 8а и фиг. 52, а) или несфероидальных частиц (фиг. 43, 8б и 52, б) (фиг. 52, см. вклейку л. 5).

### СТРУКТУРА МАРТЕНСИТА

В марганцевых сталях было обнаружено большое количество разновидностей мартенситной структуры. Нужно отметить, что присутствие мартенсита в структуре аустенитных марганцевых сталей не имеет такого большого значения, как присутствие других структурных составляющих и карбидов. Мартенсит имеет игольчатое строение, как показано на фиг. 43, 9.

### СТРУКТУРА ПЕРЛИТА И ТРООСТИТА

В зависимости от химического состава стали и скорости охлаждения в марганцевой стали могут образовываться любые переходные структуры от перлита до троостита. Обычно троостит образуется по границам аустенитных зерен и между карбидами и аустенитом. Кристаллы троостита растут в радиальном направлении и поэтому

43



часто образуют округлые зерна типа сферолитов (фиг. 53, см. вклейку, л. 5).

На формирование микроструктуры отливок из аустенитной марганцевой стали, при одинаковом ее химическом составе, большое влияние оказывают вес и размеры отливок. Форма, свойства и распределение различных структурных составляющих определяются прежде всего скоростью охлаждения отливок, которая при одинаковых производственных условиях зависит от величины отливок. Влияние скорости охлаждения отливки на ее структуру представлено на фиг. 54, а, б, в (см. вклейку л. 6), на которых показана микроструктура металла отливок весом 20, 120 и 160 кг. Из этих данных видно, что распад аустенита происходит значительно дольше у крупных отливок, чем у мелких. Кроме двойных железомарганцевых карбидов, в структуре металла крупных отливок наблюдается большое количество одиночных или вытянутых строчкой темных пятен. Очевидно, это карбиды, имеющие вид игл, и островки цементита. Если отливку из этой стали нагреть до температуры выше 1000°, все карбиды растворятся в аустените, и после резкого охлаждения в воде с этой температуры получается чисто аустенитная структура металла (фиг. 55, см. вклейку, л. 6). Это возможно только при не слишком высоком содержании углерода; в противном случае даже закалка с высокой температуры не предотвращает образования карбидов, которые чаще всего выделяются по границам аустенитных зерен.

При нагреве закаленной стали до температуры 400° карбиды снова выпадают в виде игл и образуют сетчатую структуру (фиг. 56, см. вклейку, л. 6). Это явление требует дальнейших исследований.

Выпавшие карбиды в стали Гадфильда и в подобных ей сталях можно вновь растворить, нагревая до достаточно высокой температуры и фиксируя полученное аустенитное состояние металла достаточно быстрым охлаждением.

На фиг. 57 показано влияние температуры закалки на твердость и микроструктуру литой аустенитной марганцевой стали. Все образцы, испытанные Хвориновым и Кошелевым [13], были закалены с оптимальной температуры в воде. На фотографиях показано последовательное изменение структуры металла, сопровождающееся понижением твердости металла. При нагреве до температуры 850° форма карбидов не изменяется. Заметная сфероидизация карбидов наступает при нагреве стали до температуры 900° и с повышением температуры нагрева происходит очень интенсивное растворение карбидов. При температуре 1050° в основном все карбиды растворяются. Исключение составляют только крупные карбиды, которые растворяются полностью лишь при температуре 1100°. Несмотря на большие структурные изменения этих сталей, твердость металла изменяется незначительно, как показано на диаграмме фиг. 57 (см. вклейку, л. 7). Качество же стали улучшается с уменьшением содержания в ней нерастворенных карбидов.

44

#### ВЫДЕЛЕНИЕ КАРБИДОВ

Авторы книги исследовали карбиды, образовавшиеся в стали при различных температурах и выделенные из металла способом, описанным в начале этой главы. Образцы нагревались до температуры 1050°, медленно охлаждались до температуры испытания, после чего охлаждались в воде. Зависимость структуры и твердости стали от температуры ее закалки приведена на фиг. 58 (см. вклейку, л. 7). При охлаждении одиночные карбиды начинают выделяться уже при температуре около 1000°. Наибольшее выделение карбидов происходит в интервале температур 850—750°; при закалке с этих температур сталь имеет наибольшую твердость. На последнем снимке в микроструктуре уже ясно виден троостит, что является признаком распада аустенита. Выделение карбидов привело к повышению твердости; максимальная достигнутая твердость была получена при температуре закалки 650°, примерно она соответствовала твердости термически не обработанных отливок.

#### РАСПАД АУСТЕНИТА

Несмотря на то, что аустенит в стали Гадфильда очень стабилен (при условии достаточной скорости охлаждения), в некоторых случаях, в особенности в крупных отливках, можно наблюдать признаки его распада. Распад аустенита начинается при температуре ниже 670°. На фиг. 59 (см. вклейку, л. 8) показано, что при температуре 600° уже появляется троостит. При температуре 550° начинает появляться мартенсит. С дальнейшим понижением температуры скорость образования мартенсита увеличивается. Закалка с температур 670° и выше существенно не влияет на твердость отливок. С увеличением количества распавшегося аустенита твердость стали значительно увеличивается. Наибольшая твердость стали достигается отпуском после закалки.

Основное представление о твердости стали с многофазной структурой можно получить исходя из количественного соотношения фаз в стали, твердость которых измерялась Хвориновым и Кошелевым твердомером собственной конструкции:

Структура	Твердость по Бриггелю
Аустенит	200
Карбид	1100
Троостит	550
Мартенсит <sup>1</sup>	425

#### СВОЙСТВА МАРГАНЦЕВОЙ СТАЛИ

В этом разделе будут освещены основные свойства некоторых марганцевых сталей. Наиболее распространенной является сталь следующего состава: 1,0—1,4% С; 0,4—1,0% Si; 10—14% Mn; 0,08—0,12% P; 0,02—0,04% S. Это сталь Гадфильда, содержащая в среднем 1,2% углерода и 12% марганца.

<sup>1</sup> Вероятнее всего это смесь мартенсита с аустенитом.

45

В чехословацких стандартах на стали, применяемые для отливок, эта сталь обозначена маркой 422760.2; по своему химическому составу она идентична стали Гадфильда. Аналогичная сталь, но легированная 0,7—1,2% хрома и обозначенная в стандартах ЧСР маркой 422761.4, применяется для специальных целей. Химический состав аустенитных марганцевых сталей, применяемых для отливок, приведен по данным различных заводов в табл. 10. Из этой таблицы видно, что большинство чехословацких и зарубежных заводов выпускает сталь, по своему химическому составу соответствующую стали Гадфильда. Содержание серы и фосфора в указанных в таблице пределах не оказывает заметного влияния на качество стали. Кремний добавляется для улучшения жидкотекучести и литейных свойств стали. Содержание углерода и марганца должно укладываться в заданные пределы. Для получения оптимальных свойств стали необходимо выдерживать соотношение Mn : С равным 10. При меньшем содержании углерода температура нагрева под закалку (для полного растворения карбидов) снижается, что упрощает самый процесс закалки. Этим обеспечивается максимальная пластичность марганцевых сталей. Большинство исследователей считают, что содержание углерода в стали не должно превышать 1,2%. При снижении содержания углерода в стали уменьшается возможность появления трещин в отливках. Оптимальная пластичность стали достигается при содержании не менее 11% марганца.

Таблица 10

Химический состав аустенитных марганцевых сталей, изготавливаемых некоторыми заводами<sup>1</sup>

Заводы	Химический состав в %					Твердость по Бриггелю	Примечания
	C	Mn	Si	P	S		
Гадфильд . . . . .	1,25	12,07	0,28	0,079	0,038	202	Закаленная
Крупн. Грузов.-верк . . . . .	1,23	12,86	0,56	0,068	0,022	217	"
Дальхейер, Хартзаль . . . . .	1,29	12,08	0,66	0,067	0,016	202	"
Витковские металлургические заводы . . . . .	1,03	11,05	0,54	0,082	0,015	196	"
Крюгер, Гельзенкирхен . . . . .	1,06	12,18	0,22	0,054	0,011	207	"
Эггар Алден . . . . .	1,19	12,29	0,89	0,089	0,016	196	"
Шнейдер Кресо . . . . .	1,42	12,69	0,33	0,043	0,016	212	"
Сторек . . . . .	1,44	9,74	0,63	0,034	0,034	444	Незакаленная
» . . . . .	1,48	11,33	0,89	0,120	0,035	418	То же
Американн Манганнз Стал . . . . .	1,13	11,72	0,24	0,055	0,041	205	Закаленная

<sup>1</sup> Анализы были сделаны в 1926 г.

46

Рассматривая пластичность трех сортов стали, отличающихся друг от друга различным содержанием углерода и марганца, можно сказать, что сталь I (1,22% С; 12,74% Mn) лучше, чем сталь II (1,05% С; 11,61% Mn), которая, в свою очередь, лучше стали III (0,96% С; 10,94% Mn). Наибольшей пластичностью обладает сталь I, меньшей — сталь II и наименьшей — сталь III.

#### Механические свойства

Ю. А. Нехедзи [29] приводит следующие данные по механическим свойствам закаленной стали Гадфильда:  $\sigma_B = 100 \text{ кг/мм}^2$ ;  $\sigma_S = 25 \div 40 \text{ кг/мм}^2$ ;  $\frac{\sigma_S}{\sigma_B} 100 = 30 \div 40\%$ ;  $\delta_5 = 40 \div 55\%$ ;  $\psi = 35 \div 45\%$ ;  $a_5 = 20 \div 30 \text{ кг/см}^2$ .

Л. Ж. Бартон [34] приводит следующие данные:  $\sigma_B = 70 \div 80 \text{ кг/мм}^2$ ;  $\sigma_S = 35 \div 40 \text{ кг/мм}^2$ ;  $\delta_5 = 30 \div 35\%$ ;  $\psi = 35 \div 40\%$ .

Как видно из приведенных данных, механические свойства, определенные обоими исследователями, мало отличаются друг от друга. Необходимо отметить, что механические свойства стали, полученные при определении предела прочности и ударной вязкости, не являются достаточно точными. Главной причиной этого служат трудности при изготовлении образцов для испытаний ввиду того, что сталь Гадфильда не обрабатывается резанием, а обработка на шлифовальных станках может сопровождаться местными перепадами образцов, сильно влияющими на результаты испытаний последних. Поэтому в большинстве случаев такие испытания не отражают механические свойства стали при эксплуатации отливок.

Отливки из марганцевой стали подвергаются проверке твердости, которая обычно составляет у закаленной стали  $H_B = 180 \div 200$ . После отпуска в результате выделения карбидов твердость стали значительно повышается и иногда превышает 450 единиц по Бриггелю.

#### Магнитные свойства стали и изменение свойств стали после холодной деформации

При комнатной температуре марганцевые стали практически немагнитны. После выдержки в течение нескольких часов при температуре 550—600° сталь становится ферромагнитной. При нагреве до температур выше 700° сталь вновь теряет ферромагнитность. Следовательно, ее магнитный гистерезис находится в температурном интервале 600—700°.

Магнитные свойства закаленной стали определялись методом Копселя (в  $\text{Г/мм}^2$ ):

магнитная проницаемость . . . . .	213—275
магнитная индукция В . . . . .	50—250

Марганец понижает критические точки стали в 2 раза интенсивнее, чем никель. Считают, что 12% Mn эквивалентны 25% Ni. Диаграмма Гимлиха [38] (фиг. 60) показывает, что уже при содер-

47



жании 9% Mn температура точки  $A_{r2}$  снижается ниже 0°. Сталь, содержащая 12,5% Mn, становится магнитной только при температуре -8°, и это превращение заканчивается при -109°. При последующем нагреве сталь остается магнитной до температуры  $A_{c2}$ , т. е. примерно до 600°. Поэтому аустенитная высокомарганцевая сталь обычного состава может быть магнитной или немагнитной в интервале от 0 до 600° в зависимости от предварительной обработки холодом.

Немагнитная аустенитная марганцевая сталь, так же как и хромоникелевая сталь, становится магнитной после холодной деформации. Это явление сопровождается появлением в структуре металла плоскостей скольжения. Гадфильд и Хопкинсон [33] нашли, что после испытания образца на разрыв он становился слабомагнитным, его магнитная восприимчивость составляла 0,5% от магнетизма чистого железа. Появление ферромагнетизма показывает, что часть металла перешла в состояние  $\alpha$ -железа. Поэтому можно предполагать, что аморфизация (раздробление)  $\gamma$ -фазы повышает ее твердость, как это наблюдается и у других металлов. Кроме того, твердость стали повышается за счет мартенсита, который образуется при таких деформациях.

Широкое применение марганцевых сталей объясняется не только их хорошей пластичностью при деформациях, но также одновременным увеличением твердости, обусловленным возникновением мартенсита и зависимым от скорости деформации.

Деформация повышает твердость стали тем значительнее, чем медленнее она происходит.

#### Удельный вес

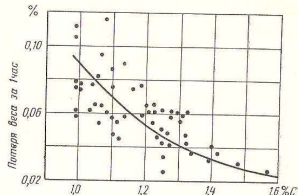
Удельный вес стали при содержании 8—10% Mn увеличивается против обычного примерно на 1,6% (фиг. 61). Удельный вес марганцевой стали в немагнитном состоянии всегда больше, чем удельный вес той же стали после отжига при температуре 550°, когда сталь становится магнитной.

#### Омическое сопротивление

Омическое сопротивление марганцевой стали в 3,4 раза больше, чем бессемеровской стали. По данным Хопкинсона [33] омическое сопротивление стали, содержащей 14% Mn, в 8 раз выше, чем чистого железа, и в 30 раз выше, чем у меди.

48

марганцевых сталей. Шеки камнедробилки, весящие 500 кг, после дробления 2000 кг камня потеряли в весе 0,13 г\*. После дальнейшего дробления 8000 кг камня износ щек составил 0,10 г. Следо-

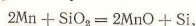


Фиг. 62. Зависимость между потерей веса от износа (в г/час) и содержанием углерода аустенитной марганцевой стали.

вательно, благодаря наклепу, о котором было сказано выше, износ стали графически выражается прямой, расположенной почти параллельно оси x.

#### ПРОИЗВОДСТВО МАРГАНЦЕВЫХ СТАЛЕЙ

Для производства аустенитных марганцевых сталей применяются печи исключительно с основной футеровкой. Выплавка марганцевой стали в кислых печах не производится вследствие быстрого разложения кислой футеровки. Например, высокочастотная печь с кислой футеровкой выдерживает 160 плавов обычной углеродистой стали. При выплавке же в ней марганцевой стали футеровка печи не выдержала и 20 плавов. Причиной этого является активное восстановление окиси кремния футеровки марганцем стали согласно уравнению



что вызывает, с одной стороны, сильную эрозию и, с другой стороны, загрязнение стали окислами марганца. Поэтому марганцевую сталь выплавляют в основных печах: высокочастотных, электродуговых и мартеновских.

При ее выплавке нужно учитывать, что содержание углерода не должно быть высоким из соображений уменьшения количества газов и неметаллических включений в ванне, образующихся при взаимодействии углерода с другими элементами; вместе с тем в качестве присадок желательно применять дешевые и в первую очередь ферромарганец с большим содержанием углерода. Этим требованиям

\* Очевидно, авторы подразумевают не г, а г/кг, так как при весе щеки 500 кг нельзя выявить такую маленькую потерю в весе. Прим. пер.

50

#### Теплопроводность

Удельная теплопроводность этой стали до температуры 600° составляет одну треть от теплопроводности обычной углеродистой стали. По данным Поттера [35], удельная теплопроводность марганцевой стали составляет только 2,31% ( $Cu = 100\%$ ), т. е. около одной седьмой от теплопроводности стальной проволоки.

#### Теплоемкость

Теплоемкость марганцевой стали при комнатной температуре равна 0,145 кал/г°С, при 1200° — 0,20 кал/г°С.

#### Коэффициент линейного расширения

Коэффициент линейного расширения по данным Гадфильда равен 0,00018 на 1°С, т. е., другими словами, в 1,5 раза больше, чем у чистого железа.

#### Износоустойчивость

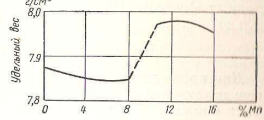
При работе деталей при напряжениях, превышающих предел пропорциональности и предел текучести, возникают остаточные деформации, вызывающие изменение размеров детали. Эти деформации вызывают упрочнение металла и повышение его твердости, которые увеличиваются в течение всего времени воздействия деформирующей силы и вызывают увеличение удельного объема металла.

Такие деформации приводят также к образованию внутренних напряжений на границах зерен. Если же прочность и вязкость стали недостаточно велики, чтобы противостоять концентрации таких напряжений, деталь подвергается сильному износу за счет выкрашивания отдельных частей металла. Большая износоустойчивость марганцевых сталей объясняется их свойством легко наклепываться при холодной деформации в большом диапазоне скоростей деформации или, другими словами, выдерживать большие напряжения и в короткое время создавать поверхностный слой, хорошо сопротивляющийся дальнейшему износу. После износа первого слоя образуется следующий износоустойчивый слой, чередование которых теоретически может продолжаться до бесконечности. Марганцевые стали обладают наилучшей износоустойчивостью по сравнению со всеми другими металлами и их сплавами. На фиг. 62 приведена кривая, показывающая изменение износоустойчивости марганцевой стали с повышением содержания углерода.

Ниже приводится один из многочисленных примеров [19] из производственной практики, подтверждающий большую износоустойчивость

4 Экингер и Вебер 705

49



Фиг. 61. Влияние содержания марганца в стали на ее удельный вес.

вполне удовлетворяют дуговые электроды и мартеновские печи. Высокочастотные печи являются менее подходящими, так как для получения нужного соотношения Mn : C = 10 нужно применять шихту, состоящую только из мягкой стали и присадок с низким содержанием углерода. Эти печи для производства аустенитных марганцевых сталей используются очень редко.

До того как электроды нашли широкое применение в промышленности, марганцевые стали обычно изготовлялись в мартеновских печах. В последних можно получить сталь высокого качества, но вследствие затруднений при раскислении стали после удаления фосфора и углерода эти печи используются только в тех случаях, когда для изготовления очень крупных отливок электрод не в состоянии выдать достаточного количества стали. На одном чехословацком металлургическом заводе за последнее время был введен дуговой процесс. В мартеновской печи изготавливается сталь, а в вагранке плавят ферромарганец. Жидкая сталь и расплавленный ферромарганец затем сливаются в ковш, чем и заканчивается процесс изготовления марганцевой стали.

На другом заводе применили другой способ. В небольшой вагранке расплавляли ферромарганец, в другой вагранке плавил шихту, состоящую из чугуна и стального скрапа. Расплавленный чугун переливался в бессемеровский конвертер, в котором углерод выжигался до содержания его 0,1%. Полученная таким образом мягкая сталь смешивалась с расплавленным ферромарганцем в литейном ковше. Этим способом часто невозможно получить марганцевую сталь, содержащую менее 1,5% углерода при содержании 0,14% фосфора. Интересно, что этот старый способ, не применявшийся в последнее время, снова используется в Англии при производстве различных деталей шарнирных цепей.

Можно утверждать, что аустенитная марганцевая сталь изготавливается в настоящее время главным образом в дуговых электропечах. Процесс производства сталей этого типа в электропечах происходит следующим образом: шихта составляется из стальной стружки и кускового скрапа в соотношении 1 : 4. Обычно в такой шихте уже содержится 4—6% присадок, создающих шлак. После расплавления определяется содержание углерода и марганца в стали, затем удаляется шлак и на зеркало ванны забрасывается железная окалина или железная руда. Таким образом производится раскиснение, дегазация и дефосфорация стали. Для получения максимального содержания углерода (максимум 0,05%) снимается окислительный шлак<sup>1</sup> и в печь забрасывается кокс, антрацит или электродный бой с небольшим количеством ферромарганца. После успокоения ванны и предварительного определения содержания углерода и марганца плавка завершается присадкой необходимого количества ферромарганца.

<sup>1</sup> Здесь имеется явное противоречие, допущенное автором книги; поэтому следует формулировать так: после снижения содержания углерода в стали (не более 0,05) снимается окислительный шлак. Прим. пер.

4\*

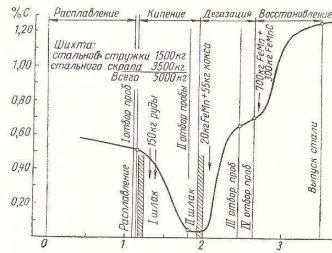
51



Для получения стали требуемого состава наиболее часто применяют смесь высокоуглеродистого ферромарганца с низкоуглеродистым. Ниже приведены примерные составы последних (в %):

	C	Mn	Si	P
Ферромарганец высокоуглеродистый	6,25	74,34	1,00	0,41
Ферромарганец низкоуглеродистый	0,14	88,22	5,08	0,33

Из изложенного выше следует, что при выплавке этих сталей ферросилиций обычно не добавляется, так как кремний вводится



Фиг. 63. Типовой процесс изготовления аустенитной марганцевой стали в дуговой электропечи с основной футеровкой.

в достаточном количестве с ферромарганцем. Эти стали, кроме того, не раскисляются алюминием.

Сталь выпускается из печи с температурой 1575° в специальный «чайниковый» литейный ковш с основной футеровкой. Примерный процесс выплавки стали в дуговой электропечи графически показан на фиг. 63.

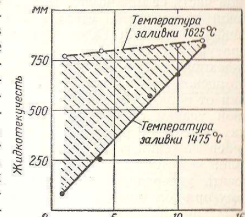
#### ТЕХНОЛОГИЯ ЛИТЬЯ

На фиг. 64 показано влияние содержания марганца и температуры заливки на жидкотекучесть стали. Характер обеих кривых показывает, что с увеличением содержания марганца жидкотекучесть стали повышается. Полезное влияние марганца сказывается больше всего при понижении температуры разливки стали в формы.

На основании производственного опыта было определено, что оптимальная температура выпуска стали из печи в ковш должна быть равной 1520—1570°, а температура стали при заливке форм — 1440—1500° (температуры измерялись термометром погружения). Температура плавления стали равна примерно 1420°,\* интервал

\* В действительности температура плавления высокомарганцевой стали значительно ниже. Прим. пер.

затвердевания (ликвидус — солидус) приблизительно равен 100°. Несмотря на относительно хорошую жидкотекучесть марганцевых сталей, заливку форм необходимо производить как можно быстрее, при этом сталь должна быть достаточно перегретой. В случае, если формы изготовлены из обычной формовочной смеси, скорость заливки особенно важна, так как может произойти пригорание формовочной смеси к отливкам с образованием окиси марганца (MnO). Нужно напомнить, что жидкая аустенитная марганцевая



Фиг. 64. Влияние содержания марганца и температуры заливки стали на ее жидкотекучесть.

сталь химически очень активна и поэтому легко образует легкоплавкие соединения окислов марганца и кремния, которые сильно снижают качество отливок; на поверхности образуется пригар, а в толще отливки — неметаллические включения. Этого можно избежать, применяя основную формовочную смесь, например, магнезит, хромомagneзит, в особенности если эти материалы предварительно обожжены. В последнем случае скорость заливки можно уменьшить. При соответствующей скорости заливки форм, при которой получается минимальное количество окислов марганца, отливки получаются хорошего качества, без трещин и разрывов. Влияние температуры заливки стали в формы исследовал Гончаров [26], который нашел, что с повышением температуры заливки увеличивается склонность стали к образованию крупнозернистой структуры, понижается удлинение при испытании на растяжение, что видно из следующих данных:

Температура заливки в °С	Величина зерна в мк	$\sigma_b$ в кг/мм <sup>2</sup>	$\delta$ в %
1450	1	39,3	4,3
1400	3	48,4	11,0
1380	4	51,1	18,0
1350	5	56,7	21,2
1330	6	60,8	23,4

Для получения качественного литого изделия в формы должна производиться достаточно быстро и обеспечить ускоренное затвердевание отливок как в песчаные формы, так и в кокиль. Этим предотвращается трансформация стали с высоким содержанием марганца и обеспечивается получение достаточно мелкозернистой структуры. Мелкозернистая структура достигается также в настоящее время добавкой таких легирующих элементов, как алюминий, титан и др.

Отливки из стали Гадфильда имеют значительную линейную усадку (в пределах 2,4—3,0%). Поэтому для крупных и толстостенных отливок усадку обычно считают равной 2,5—2,8%, а для длинных тонкостенных отливок линейная усадка принимается равной по длине 2,7—3,0%, а по высоте только 1,5%.

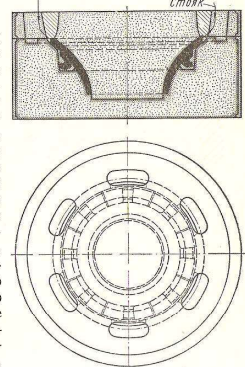
Ю. А. Нехендзи [29] считает, что усадка является причиной образования трещин и разрывов в отливках, но вместе с тем она уменьшает пористость металла. При достаточном утеплении прибыльной части ее можно делать значительно меньше, чем у нелегированной углеродистой стали. Во избежание образования трещин в отливках из стали Гадфильда формы разрушаются, как только температура отливки понижается до 1250—1300°, после чего отливки охлаждаются с определенной скоростью или засыпаются сухой золой, песком или шамотом. Медленное охлаждение предохраняет отливки от образования трещин при комнатной температуре. Ввиду большой усадки стали отливки не должны иметь острых углов, резких переходов, сложной конфигурации (например, неправильного расположения ребер). Кроме того, нужно соблюдать следующее правило: чем толще стенки отливки, тем меньше сталь должна содержать углерода, а отношение Mn : C должно быть большим. Поэтому при толщине отливки более 120 мм сталь с большим содержанием марганца необходимо дополнительно легировать никелем, а содержание углерода при этом должно быть минимальным. При установлении положений прибылей и литников нужно прежде всего учитывать возможность их удаления без повреждения отливки. Ввиду того, что отливки невозможно обрабатывать резанием, прибыли и литниковая система должны обеспечивать возможность их отрезки автогеном или отливки кувалдой, не повреждая отливки. Ввиду небольшой теплопроводности и пластичности этих сталей резка автогеном может вызывать значительные температурные напряжения, приводящие к образованию трещин при комнатной температуре. Кроме того, при температурах 400—600° начинают выделяться карбиды, вызывающие местное охрупчивание металла отливки, что ухудшает сопротивляемость изделия износу. Прибыли отрезаются автогеном на расстоянии 15—30 мм от тела отливки; остаток прибылей удаляется наждачным кругом. В настоящее время прибыли отрезаются после закалки отливки, когда металл наиболее пластичен. Появление местной хрупкости при температуре 400—600° нельзя устранить закалкой даже в том случае, если структура металла отливки была чисто аустенитной. Поэтому гораздо выгоднее устанавливать боковые прибыли и по возможности подводить литниковую систему прямо к телу отливок. Удобнее делать разветвленную литниковую систему, которая затем легко удаляется. Кроме того, полезно устанавливать в прибылях раздельные керамические пластинки. Прибыли для отливок из аустенитной марганцевой стали имеют меньшие размеры, чем, например, прибыли для аналогичных отливок из углеродистой стали.

Конфигурация и вес отливки сильно влияют на способы изготовления формы. Прежде всего учитывается усадка металла, поэтому

стержни крупных отливок устанавливаются таким образом, чтобы после заливки металла они не были закреплены в форме и не препятствовали усадке отливки. Вес отливок по возможности уменьшается. Для получения равномерного прогрева формы толщину стенок стремятся уменьшать. Аустенитная марганцевая сталь обрабатывается главным образом наждачными кругами, и эта операция должна быть сведена до минимума. Поэтому при формовке широко применяются стержни.

Способ формовки выбирается в зависимости от величины и назначения отливки [25]. Нужно учитывать, что жидкая аустенитная марганцевая сталь реагирует с формовочной смесью. Поэтому нужно очень осторожно подбирать формовочный материал. Отливки с тонкими стенками, весом до 100 кг отливаются чаще всего с сырые формы, изготовленные из синтетического песка и бентонита следующего состава: 8% бентонита, 0,3% декстрина и 0,4% соды, остальное кварцевый песок зернистости 0,2—0,3 мм (желательно промывать). Отливки весом до 350 кг отливаются в подсушенные формы, рабочая поверхность которых покрывается слоем смеси толщиной в несколько миллиметров, состоящей из 90% молотых магнезитовых обломков кирпичей, 4% вильштейнской глины, 0,5% смолы и 5,5% воды. Форма выполняется из обычного формовочного природного (расевого) предварительно промытого песка. Большое значение имеет продолжительность времени между просушкой формы и заливкой ее металлом. При продолжительном времени между просушкой формы и заливкой ее металлом подсушенная поверхность формы может увлажниться за счет внутренних сырых слоев, и отливка получится некачественной.

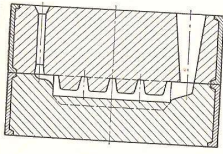
Формы для отливок весом около 400 кг изготавливаются в Чехословакии следующим способом. Часть формы, прилегающая к модели, изготавливается на определенную толщину из природной облицовочной смеси, а остальная часть формы заполняется обычной формовочной землей. Готовые формы сушатся при температуре 300°. Стержни для этих форм изготавливаются из песка и масляного крепителя, содержащего сульфитный щелок.



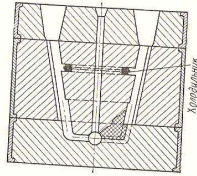
Фиг. 65. Отливка конуса камнедробилки в разрезе. Вес обработанной отливки 4000 кг; вес залитой стали 4700 кг.



Формы для отливок весом около 400 кг в ЧСР изготавливаются исключительно по шаблону и заливка производится только в высушенные формы. Для крупных отливок с тонкими стенками применяется формовочная смесь следующего состава: около 25% природного раешного песка, 65% обожженной вильштейнской глины, 2,5% графитного порошка и 4,5% воды. Форма окрашивается краской, содержащей 55,5% кварцевой муки, 2,5% бентонита, 5% суль-



Фиг. 66. Отливка щеки дробилки в разрезе. Вес обработанной отливки 185 кг, вес залитой стали 215 кг.



Фиг. 67. Отливка конуса камнедробилки в разрезе. Литниковая система расположена в центральной части конуса. Вес обработанной отливки 3000 кг, вес залитой стали 5000 кг.

фитного шелока, остальное вода. Формы для крупных толстостенных отливок изготавливаются из смеси (шамота), которая содержит около 78,5% обожженной вильштейнской глины или зернистого магнезита, 13% высушенной вильштейнской глины или зернистого магнезита и 6,5% воды. Форма окрашивается краской следующего состава: 41,5% тонко размолотого dinasового кирпича, 11% молотого тигельного боя, 0,5% бентонита, 5% сульфитного шелока, остальное вода.

Формы высушиваются при температуре 400—450°. Стержни для этих форм изготавливаются из той же смеси. Очень хорошие результаты дает применение каустического магнезита для облицовочного слоя.

Схема формовки стандартной отливки аустенитной марганцевой стали показана на фиг. 65—67.

56

## ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

Термическая обработка аустенитной марганцевой стали уже рассматривалась в разделе металлографии. Остается привести некоторые подробности. Температура закалки зависит от содержания углерода в стали. Чем больше содержание углерода в стали, тем выше должна быть температура закалки. При содержании 1% С в стали достаточна температура нагрева под закалку, равная 900°, при содержании 1,5% С температура нагрева должна быть выше 1000°, при 1,6% С — выше 1050°. На практике температура закалки, равная 900°, обычно отливки, содержащие 1—1,4% С, нагревают до 1000—1050° и охлаждают в воде. Повышение температуры нагрева приводит к ускоренному росту аустенитных зерен, но зато обеспечивается полное растворение карбидов, ухудшающих качество отливок. Продолжительность выдержки при высокой температуре зависит от толщины стенок отливки. При средней толщине отливки 30 мм достаточна выдержка в течение 4 час., в то время как отливка с максимальной толщиной 125 мм необходимо выдерживать 24 часа при температуре закалки.

Износостойкость марганцевых сталей в литом состоянии, как показали многочисленные испытания, примерно такая же, как после закалки. Аустенитная металлическая матрица, окруженная карбидной сеткой, ведет себя в условиях износа аналогично однородному аустениту в закаленной стали. Поэтому можно предполагать, что литая марганцевая сталь в отдельных микрорегионах имеет такую вязкость и износостойкость, как и закаленная, и что повышенная ее хрупкость является результатом влияния карбидной сетки, вызывающей сильную концентрацию внутренних напряжений. Из этого следует, что литая марганцевая сталь достаточно вязка и износостойка, как и закаленная сталь, но наличие карбидной сетки в литой стали вызывает в ней значительные внутренние напряжения, в результате чего отливка становится хрупкой. Хрупкость стали в литом состоянии настолько велика, что при небольших динамических нагрузках в отливках образуются трещины. Поэтому с целью обеспечения максимальной надежности в эксплуатации отливок из марганцевых сталей их необходимо подвергать закалке.

В этом разделе даны основные сведения об аустенитных марганцевых сталях. Несмотря на то, что эти стали были разработаны более 60 лет назад, а сталь Гадфильда является наиболее распространенной легированной сталью, нельзя сказать, чтобы инженеры, техники и в особенности конструкторы имели полное представление об этих сталях. Это объясняется тем, что в чехословацкой литературе до сих пор не было обобщенной работы по этому разделу. Как и в первых разделах, в этой части книги авторы также изложили данные производственного опыта, которые до сих пор держатся в секрете в некоторых промышленно развитых странах. Из-за ограниченного размера книги в ней не были приведены данные о различных модификациях аустенитных марганцевых сталей; приведены подробные сведения лишь о классической аустенитной стали, наиболее широко применяемой в производстве.

## ОТЛИВКИ ИЗ ВЫСОКОЛЕГИРОВАННЫХ СПЛАВОВ ЖЕЛЕЗА С КРЕМНИЕМ, ХРОМОМ И АЛЮМИНИЕМ

Для специальных целей применяются сплавы железа с кремнием, хромом и алюминием. Они предназначены для работы в условиях, когда к отливкам предъявляются повышенные требования по жаростойкости и кислотостойкости.

### 1. СПЛАВ ЖЕЛЕЗА С КРЕМНИЕМ (ФЕРРОСИЛИД) [9]

Литые изделия, предназначенные для работы в различных кислотах, очень часто изготавливают из сплавов железа с кремнием. В зависимости от содержания углерода в сплаве, которое колеблется в пределах от 0,3 до 3,5%, они могут относиться, с одной стороны, к широкой области легированных сплавов, а с другой — к специальным легированным сталям. Наиболее распространенный сплав железа с кремнием имеет следующий химический состав: 0,5—0,8% С; 0,3—0,8% Mn; 14—16% Si; до 0,1% P; до 0,07% S. Состав и свойства этого сплава, носящего название кислотостойкая кремнистая сталь, регламентируются чехословацким стандартом CSN 422822.0. Отливки из этой кремнистой стали стойки в отношении всех кислот, кроме плавиковой кислоты, горячей соляной кислоты и горячей щелочных растворов.

Сплав железа с кремнием в пределах приведенного химического состава выпускается под различными названиями, из которых приводятся только некоторые: в СССР — ферросилид марок С15 и С17; в США — коррозайрон, дюрайрон, в Англии — гайперсилид, айронак, в Германии — ацидур, дюрацид, эксилит, термисилит и т. д.

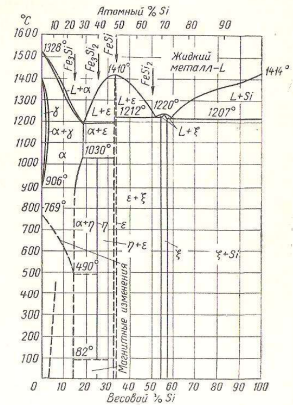
Качество полученного сплава очень сильно зависит от качества исходных материалов, способа ведения плавки, формовки и заливки металла в формы, а также от производственного опыта литейщиков. Изготовление отливок из этих сплавов до сих пор производится очень устаревшими способами, нуждаючися в пересмотре. Нельзя продолжать придерживаться традиционных практических приемов, не гарантирующих получения качественных отливок. На основании

58

приобретенного производственного опыта должны быть разработаны новые методы получения отливок из этих сплавов. Для решения некоторых производственных задач в книге даны наиболее важные теоретические положения.

## ТЕОРИЯ ЛЕГИРОВАНИЯ

Согласно диаграмме состояния Fe—Si (фиг. 68) железо сплавляется с кремнием в любых пропорциях. При увеличении содержания кремния в железе



Фиг. 68. Равновесная диаграмма Fe—Si (Найтон — Беккер); L — жидкий металл.

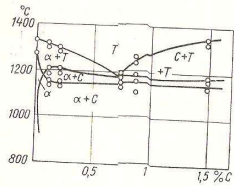
вначале образуется область гомогенного твердого раствора  $\alpha$ , причем атомы железа в кристаллической решетке замещаются атомами кремния. Как было указано в первой главе, кремний принадлежит к числу элементов, сильно сужающих область твердого раствора  $\gamma$ . Как видно из диаграммы на фиг. 68, эта область замыкается при содержании в сплаве 2,2% Si. Присутствие такого количества кремния в железе не вызывает никаких структурных изменений, и во всем диапазоне температур сохраняется чисто ферритная структура. При содержании 18,5% кремния, соответствующем пределу его растворимости в железе, замещение атомов железа атомами кремния в кристаллической решетке прекращается. При дальнейшем увеличении содержания кремния образуются интерметаллидные соединения типа Fe—Si (силициды). На диаграмме показаны всего три типа соединений, из которых два образуются непосредственно из твердого раствора и по своему составу примерно соответствуют соединениям FeSi (33,4% Si —  $\delta$ -фаза) и Fe<sub>2</sub>Si<sub>3</sub> (55,68% Si —  $\xi$ -фаза), имеющим сравнительно широкие пределы гомогенного состояния. Эти два силицида образуют три эвтектики, а именно: при 20% Si и 1195°, при 51% Si и 1212° и при 58% Si и температуре 1207°. Третий силицид, соответствующий составу FeSi<sub>2</sub> (25,09% Si —  $\eta$ -фаза), образуется при медленном охлаждении от температуры 1030° из силицида FeSi и твердого раствора  $\alpha$ ,

59

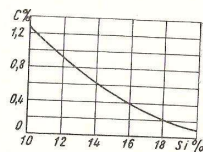


максимально насыщенного кремнием. В температурном диапазоне 800—1030° растворимость кремния в железе уменьшается и становится равной ~15%.

Грейнер исследовал рентгенографическим методом сплавы с высоким содержанием кремния и обнаружил, что параметр решетки этих сплавов уменьшается пропорционально увеличению содержания кремния до 14,5%; дальнейшее повышение содержания кремния не меняет параметра решетки. Для объяснения этого явления выдвинуто два предположения: либо происходит образование второй



Фиг. 69. Разрез тройной диаграммы Fe—C—Si при 16% Si (Поборжика); T — жидкий сплав; C — графит; α — железо;



Фиг. 70. Влияние содержания углерода и кремния на положение эвтектической точки (В. Ф. Васильев и К. И. Васценко).

фазы, либо при достижении критического содержания кремния наступает упорядоченное распределение его атомов в твердом растворе и образуется соединение  $Fe_3Si$ . Экспериментально было доказано, что при содержании 14,5% Si образуется соединение  $Fe_3Si$  превращением твердого раствора α. На бинарной диаграмме Fe—Si это соединение не может быть показано, поэтому оно рассматривается как сверхструктурный твердый раствор. Работы некоторых исследователей показали, что соединение  $Fe_3Si$  существует уже при содержании кремния более 10%.

Рассмотрим тройную диаграмму состояния Fe—C—Si. На фиг. 69 показан псевдобинарный разрез диаграммы состояния Fe—C—Si при 16% Si. Согласно исследованиям Поборжика [22], образуются следующие фазы: жидкая фаза, α-железо + жидкая фаза, графит + жидкая фаза, α-железо + графит + жидкая фаза, α-железо + графит и α-железо. Эвтектика образуется при содержании 0,74% C и при температуре 1180°. Как видно из диаграммы, все сплавы с содержанием 16% Si и больше чем 0,04% C при комнатной температуре имеют структуру α-железо + графит. Поэтому микроструктура этих сплавов всегда двухфазная и состоит из феррита с более или менее равномерно распределенным графитом. Скорость охлаждения не оказывает влияния на фазовый состав металла и влияет лишь на величину зерна и на распределение графита.

60

Сплав эвтектического состава является наиболее пригодным для литья, так как имеет низкую температуру плавления и небольшой температурный интервал затвердевания. Эвтектический состав определяется отношением содержания кремния и углерода. Кривая влияния углерода и кремния на положение эвтектической точки была определена Васильевым и Васценко [29] и показана на фиг. 70.

В табл. 11 приведены химический состав и твердость отливок из этих сплавов, изготовляемых некоторыми заводами. Из данных таблицы отчетливо видна тенденция всех заводов приблизить химический состав сплава к эвтектическому. Нужно отметить, что некоторые заводы, учитывая благоприятное влияние меди на механические свойства сплава, легируют сплав медью. Как это обнаружил Крумпос [15], характер микроструктуры и степень графитизации всех исследованных отливок практически одинаковы. Графит выделяется в виде коротких или удлиненных пластинок. На фиг. 71—73 (см. вклейку, л. 9) показаны микроструктуры отливок, полученных на трех заводах, подтверждающие сказанное выше.

Таблица 11

Химический состав отливок из ферросилида, получаемых на различных заводах<sup>1</sup>

Фирма	Химический состав в %							$H_B$
	C	Mn	Si	P	S	Cu	Al	
Паулинг . . . . .	0,53	0,26	15,19	0,024	0,010	Следы	—	300
Вольфратсхаузен . . . . .	0,69	0,28	14,76	0,092	0,007	0,05	—	285
Рейнхотте, Висбаден . . . . .	0,95	0,63	13,92	0,079	0,006	0,55	0,32	315
Динамит—Нобель . . . . .	0,64	0,60	15,46	0,110	0,006	0,45	0,89	272
Шкода—Пльзень . . . . .	0,63	0,43	15,70	0,060	0,010	0,20	—	285

<sup>1</sup> Анализы были сделаны в 1951 г.

Следует отметить, что железокремнистые сплавы, носящие различные названия, представляют собой в большинстве случаев сталь, содержащую 0,5—0,8% C и 14—16% Si. При таком химическом составе этот сплав имеет эвтектическую структуру и по своим свойствам более похож на чугун, чем на сталь. В ЧСР этот сплав включен в стандарт и носит название «ферсилит», которое было присвоено ему при его разработке на бывших заводах Шкода в г. Пльзень<sup>1</sup>.

При содержании углерода ниже эвтектического склонность сплава к образованию усадочных раковин и трещин увеличивается, а жидкотекучесть ухудшается. Отливки из такого сплава особо хрупки и имеют повышенную твердость.

<sup>1</sup> В дальнейшем эти сплавы будут называться ферросилидами согласно принятой в СССР терминологии. Прим. ред.

61

Содержание углерода выше эвтектического вызывает выпадение избыточного графита в виде крупных включений, что сильно понижает кислотостойкость сплава.

#### СВОЙСТВА ФЕРРОСИЛИДА

Точный химический состав, механические и физические свойства чехословацких и советских сплавов приведены в табл. 12. Отливки из этих сплавов имеют очень низкий предел прочности при растяжении (6—14 кг/мм<sup>2</sup>) и при изгибе (12—22 кг/мм<sup>2</sup>, при стреле прогиба 2—3 мм). Поэтому не рекомендуется сплавы применять при повышенных статических и динамических нагрузках. Отливки из этого сплава очень хрупки, требуют осторожного обращения, очень чувствительны к температурным изменениям и поэтому имеют очень ограниченное применение. Хрупкость их увеличивается с повышением содержания кремния. Сплавы с содержанием кремния более 18% в практике не применяются.

Крупнозернистое строение металла приводит к понижению механических свойств и коррозионной стойкости сплава, в особенности стойкости против межкристаллитной коррозии. Величина зерна в сплаве не поддается изменению термической обработкой.

Обычно твердость этих сплавов составляет 300—400  $H_B$ , вследствие чего эти сплавы не обрабатываются резанием. Их обработка производится абразивными инструментами или электронным методом. Высокая твердость является также одной из причин повышенной коррозионной стойкости этих сплавов, превосходящей стойкость обычной углеродистой стали примерно в 100 раз (по продолжительности эксплуатации). Удельный вес сплава зависит от содержания кремния и колеблется в пределах 6,7—7,0 г/см<sup>3</sup>. Кремний резко снижает теплопроводность ферросилида, которая в 2 раза ниже, чем у обычного серого чугуна, поэтому отливки из ферросилида не выдерживают быстрого или местного нагрева. Допускаемый температурный перепад в отливке не должен превышать 30°.

#### КОРРОЗИОННАЯ СТОЙКОСТЬ

Из ферросилида изготавливаются отливки, подвергающиеся воздействию серной и азотной кислот до температуры их кипения, соляной кислоты при комнатной температуре и других минеральных кислот. Этот сплав очень стоек в отношении окисей азота при повышенных температурах, сухого или влажного хлора, сероуглерода, синильной кислоты, растворов хлористого алюминия, альдегидов и других агрессивных сред. Ферросилид незаменим там, где в процессе производства выделяется водород в газообразном состоянии.

В некоторых случаях содержание кремния должно регулироваться в зависимости от назначения изделий. Так, например, сплав с 14,5% Si не поддается воздействию серной кислоты. Для отливок, соприкасающихся с азотной кислотой, желательно повысить содержание кремния до 16%, а в изделиях, предназначенных для работы

62

Таблица 12

Химический состав ферросилида и ферросплавов

А) Ферросилит по ČSN 422822					
Обозначение материала	Химический состав в %				
	C	Si	Mn	P	S
422822.0	0,50—0,80	14,00—16,00	0,30—0,80	До 0,10	До 0,07
Физические свойства					
Состояние	Твердость $H_B$ (ориентировочно)	Свариваемость плавлением	Обрабатываемость	Сопротивляемость коррозии	
Неотожженный	300—400	Не сваривается	Только абразивом	Очень хорошая	
Б) Ферросилид по ГОСТу 2233-43					
Обозначение материала	Химический состав в %				
	C	Si	Mn	P	S
C-15	0,50—0,80	14,50—16,00	0,30—0,80	До 0,10	До 0,07
C-17	0,30—0,50	16,00—18,00	0,30—0,80	„ 0,10	„ 0,07
Механические свойства при нормальной температуре					
Обозначение материала	Состояние материала	Прочность при растяжении в кг/мм <sup>2</sup>	Прочность при изгибе в кг/мм <sup>2</sup>	Стрела прогиба в мм	Твердость $H_B$
C-15	Литое	6,0—8,0	14,0—17,0	0,8—1,2	300—400
C-17	„	—	14,0	1,5	400—460
Физические свойства					
Обозначение материала	Удельный вес в г/см <sup>3</sup>	Температура плавления в °C	Линейная усадка в %	Коэффициент теплопроводности в ккал/см °C	Магнитные свойства
C-15	6,9	—	1,2—2,6	0,125	Магнитный
C-17	6,7	1190	1,7—2,3	0,125	„

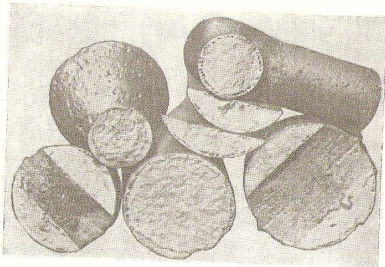
63



в среде соляной кислоты при нормальной температуре, оно должно быть максимальным. В случае же воздействия соляной кислоты при повышенной температуре сплав необходимо дополнительно легировать 3—4% Mo. В отдельных случаях отливки специального назначения содержат также хром и титан.

#### ТЕХНОЛОГИЯ ПРОИЗВОДСТВА ОТЛИВОК ИЗ ФЕРРОСИЛИДА Технология выплавки

Метод выплавки имеет большое значение для получения качественных отливок. Если свойства литых сталей и некоторых сплавов могут быть улучшены термической обработкой, то дефекты отливок

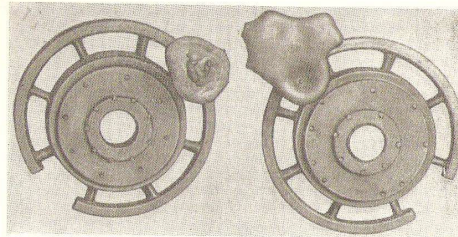


Фиг. 74. Типичные газовые раковины в отливке из ферросилида.

из ферросилида, зависящие от условий плавки, не могут быть устранены таким способом. Основным условием качественной выплавки ферросилида является максимальная дегазация расплава. Если же этого не удается осуществить, отливки непременно получают недоброкачественными. Типичным дефектом изделий из ферросилида является поражение подкоркового слоя цепочками пузырьков в непосредственной близости от поверхности отливок. Фотоснимок, приведенный на фиг. 74, показывает, что выделение пузырьков происходит как в тонкостенных, так и в толстостенных отливках и наблюдается также и в литниках. Выделение газов при затвердевании вызывает рост металла в литниковых воронках и в прибылях (фиг. 75, слева). Наиболее вредным газом в ферросилиде является водород. Согласно исследованиям, проведенным авторами, выделяющийся из сплава газ состоит из водорода (до 85%), азота (до 6%), окиси углерода (до 8%), метана до (3%) и углекислого газа (до 1%). Следовательно, основное внимание должно быть уделено удалению водорода.

64

Для этого прежде всего необходимо выяснить условия поглощения водорода сплавом. Основным носителем водорода является ферросилиций, который из всех ферросплавов наиболее насыщен водородом. Водорода в ферросилиции тем больше, чем выше содержание в нем кремния. В табл. 13 приведено содержание водорода, обнаруженное в различных партиях ферросилиция.



Фиг. 75. Отливка, выполненная из плохо дегазированного металла (слева). Отливка, выполненная из хорошо дегазированного металла (справа). Вид затвердевшего металла в литниковых воронках.

Водород вносится также и другими материалами, составляющими шихту, прежде всего чугуном и остальным скрапом. Количество водорода, вносимого в расплав чугуном и стальным скрапом, зависит от степени поражения ржавчиной.

Существенным источником поступления водорода в металл может служить недостаточно высушенная футеровка печи желоба и ковша. К числу наиболее важных факторов, влияющих на конечное содержание водорода в жидком сплаве, относятся максимальная тем-

Таблица 13

Содержание водорода в различных поставках ферросилиция

Обозначение образца	Содержание кремния в %	Содержание водорода в см <sup>3</sup> на 100 г	Обозначение образца	Содержание кремния в %	Содержание водорода в см <sup>3</sup> на 100 г
1	93	12,88	5	75	6,90
2	97	14,20	6	75	8,30
3	95	16,30	7	45	7,72
4	75	21,28	8	45	6,93

5 Эмилгер и Вебер 706

65

пература его перегрева в печи и метод ведения плавки. Известно, что с повышением температуры расплава увеличивается растворимость в нем газов. Это в полной мере относится и к выплавке ферросилида. В данном случае большую роль играют местные перегревы при добавлении ферросилиция вследствие протекания экзотермической реакции образования  $Fe_3Si_2$ , в особенности при отсутствии условий для интенсивного перемешивания жидкого металла в печи. При выпуске металла из печи и при заливке его в формы нужно очень точно выдерживать температурный режим. Даже кратковременный перегрев при добавлении ферросилиция сильно сказывается на конечном содержании водорода в отливке.

При производстве этого сплава обслуживающий персонал печи имеет очень ограниченные возможности предотвращать перегрев ванны. Учитывая свойства ферросилиция, следовало бы плавку производить в печи с кислой футеровкой, но такая футеровка не допускает операций, которые можно производить при основной футеровке — раскисление и дегазацию жидкого металла. Применение дуплек-процесса дает возможность уменьшить содержание газов в жидкой стали до легирования ее кремнием и таким образом частично уменьшить количество водорода, внесенного шихтой. Обычный способ дегазации, основанный на разнице парциального давления водорода и окиси углерода, которая образуется при восстановительном процессе, не может быть применен из-за большого сродства кремния к кислороду.

Как уже было сказано, во время плавки температура сплава не должна превышать 1450° (измеряется термометром погружением). Авторам известно, что в практике очень часто допускается перегрев металла в ванне выше температуры 1550°, и хотя при этой температуре металл выдерживается короткое время, отливки могут получиться некачественными и с большим количеством газовых раковин.

Хорошие результаты дает способ дегазации металла путем нагрева его до температуры 1450° и выдержки при этой температуре 45—60 мин. с последующим охлаждением до 1400°, а затем с постепенным снижением температуры металла до температуры разливки, обычно равной 1300—1350°. Для уменьшения содержания водорода в ванне применяется предварительный отжиг шихты, насыщенной водородом. При нагреве ферросилиция до температуры, превышающей 1000°, содержание водорода в нем уменьшается примерно на 50%.

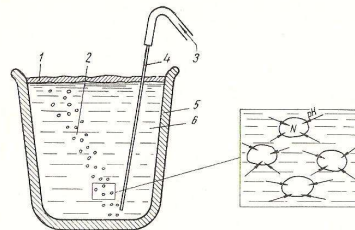
Иногда применяют следующий способ. После расплавления и перегрева металла температуру его понижают почти до температуры затвердевания, при этом значительная часть растворенных в металле газов выделяется из него. Перед выпуском металла из ванны его быстро нагревают до нужной температуры.

За последнее время нашел применение двойной процесс выплавки ферросилида. Вначале производится заготовка чушкового металла. Чушки отливаются в песчаных формах или на литейной машине. При этом значительная часть газов выделяется при их затвердевании. При вторичной переплавке чушек происходит дополнительная дегазация металла. Этот способ производства ферросилида очень рас-

66

пространен, в особенности если на переплав поступает еще горячий металл, так как это является гарантией того, что металл не содержит в себе большого количества поглощенных газов. При переплавке не происходит перегрева металла в момент добавления ферросилиция из-за экзотермической реакции, что позволяет вести плавку при правильном температурном режиме.

Теоретически правильным способом дегазации является продувка готового жидкого металла в ковше инертным газом. На фиг. 76 схе-



Фиг. 76. Схема дегазации жидкого металла в ковше продувкой газообразным азотом. В пузырьке азота парциальное давление водорода  $pH = 0$ ; в жидкости имеется водород с парциальным давлением  $pH$  и азот с парциальным давлением  $pN$ .

1 — шлак; 2 — струя пузырьков; 3 — азот из баллона; 4 — трубка для подачи азота; 5 — ковш; 6 — жидкий металл.

матически показан процесс взаимодействия газов при продувании металла в ковше газообразным азотом. Из фигуры видно, что дегазация металла происходит благодаря разнице парциальных давлений газов. Этот процесс дегазации был предложен Доброхотовым [18] и, по мнению авторов, улучшает качество металла. Однако насыщенный газом металл не может быть полностью дегазирован продувкой азотом из-за кратковременности процесса и невозможности значительного повышения интенсивности продувки.

Качество выплавляемого ферросилида сильно зависит от типа используемой печи.

Выплавлять ферросилид в вагранке с кислой футеровкой не рекомендуется, так как при содержании 15% Si трудно обеспечить получение требуемого содержания углерода. Шихта для плавки в вагранке подбирается таким образом, чтобы содержание углерода в металле не превышало 0,8—1,0%; при большем содержании углерода графит в металле выделяется в виде крупных включений, которые сильно понижают прочность отливки.

Некоторые заграничные заводы изготавливают ферросилид следующим способом: на дно ковша закладывается необходимое количество ферросилиция (94—98% Si), предварительно подогретого до

67



температуры не менее 800°; затем ковш заполняется расплавленным металлом нужного состава, после чего расплав выдерживается в ковше для выравнивания температуры, которая сильно повышается при образовании  $Fe_3Si_2$ . Выплавка металла нужного состава может производиться в дуговой электропечи или дуплекс-процессом вагранка — конвертор. В данном случае дуговая печь более удобна, так как в ней легче получить металл нужного состава. Науглероживание стали чугуном при конверторном способе не обеспечивает достаточной точности ввиду неопределенности веса жидкой стали в конверторе.

Учитывая сравнительно низкую температуру плавления ферросилида, выплавку его можно производить также в тиглях.

Для выплавки ферросилида на чехословацких заводах применяются цилиндрические печи системы Фульмина, работающие на нефти. При плавке в них поддерживается нейтральная или слегка восстановительная атмосфера. Шихта составляется из стального скрапа, литейного чугуна, оборотного ферросилида и необходимого количества ферросилиция. При этом употребляется только ферросилиций, содержащий 94—98% Si. Ферросилиций должен содержать минимальное количество алюминия, кальция и магния, так как эти элементы являются причиной загрязнения сплава неметаллическими включениями. Если в процессе ведения плавки нужно увеличить содержание углерода, добавляют отбеленный чугун, так как графит серого чугуна полностью растворяется в расплаве и может образовывать крупные включения. В такие цилиндрические печи вся шихта заваливается одновременно. Во время расплавления, которое необходимо производить очень медленно, ванна должна интенсивно перемешиваться для выравнивания температуры. После расплавления металл выдерживается около часа при повышенной температуре, после чего ее снижают до оптимальной температуры разлива. В течение всего периода плавки отбираются пробы для проверки усадки, характера излома, газонасыщенности и для определения химического состава. В настоящее время эти печи используются главным образом для двойной выплавки, при которой получают более качественные отливки, чем при одинарном способе плавки.

Вызывает удивление то, что нигде в литературе не упоминается способ производства ферросилида в высокочастотных электропечах. Авторы проводили опытные плавки в кислых высокочастотных печах, футерованных «сурацитом». Шихта состояла из чугуна марки Kd (4,12% C; 0,66% Mn; 0,28% Si; 0,11% P; 0,01% S) и стального скрапа (0,10% C) при соотношениях, обеспечивающих доведение в сплаве требуемого содержания углерода. После расплавления в ванну постепенно добавлялся ферросилиций (94—98% Si). Для получения металла высокого качества необходимо, чтобы ферросилиций был обожжен и к моменту дачи его в печь был подогрет. После расплавления ферросилиция и перемешивания ванны металл раскислялся марганцем, который образует легкоплавкие соединения с кремнием, вскипающие на поверхность; после перемешивания металл выпускался из печи. Отливки из ферросилида, выплавленного в высоко-

68

частотной печи при соблюдении основных правил формовки и заливки были высокого качества и не имели дефектов, показанных на фиг. 74 и 75. В. Машек [18] определил, что содержание водорода в этих отливках в среднем было равно 1,5 г/100 см<sup>3</sup>. Преимущество выплавки ферросилида в высокочастотной печи заключается в том, что в течение всего процесса плавки температуру металла можно регулировать и замерять термометром погружением. Нужно отметить, что при применении ферросилиция с содержанием 75% Si выплавленный металл был хорошего качества. Этот ферросилиций является более дешевым, быстрее растворяется, вызывает меньше местные перегревы расплава и зачастую содержит меньше водорода. При плавке ферросилида в высокочастотных печах вполне может быть использован ферросилиций с содержанием 75% Si.

Обобщая сказанное выше о производстве отливок из ферросилида, необходимо следующее:

1. При составлении шихты подбирать такие материалы, которые позволяют получать наименьшее содержание водорода в металле. Ферросилиций нужно обжигать и присаживать в печь подогретым.
2. Науглероживание ванны производить только отбеленным чугуном.
3. По возможности предотвращать сильные местные перегревы сплава.
4. Применять двойной процесс выплавки и при переплаве возможно меньше перегревать металл.
5. По возможности плавку производить в кислой высокочастотной печи.

#### Заливка ферросилида в формы

Ввиду того что отливки из ферросилида очень хрупки и в них могут быть большие внутренние напряжения, необходимо, чтобы конструктивные формы отливки удовлетворяли правилам виспанного шара. В отливках из ферросилида совершенно недопустимы острые грани. Отливки должны быть простой конфигурации и по возможности без каких-либо утолщений. При отливке изделий из ферросилида нельзя применять внутренние холодильники, а использования внешних холодильников желательно избегать. Отливки по своей конструкции не должны иметь больших гладких плоскостей, не технологичных при литье. На таких плоскостях очень часто образуется большое количество окисных пленок, делающих поверхность отливки слоистой. Поэтому всегда необходимо стремиться к созданию цилиндрических или шаровых поверхностей. Если ровные стенки в отливке неизбежны, то их следует выполнять тонкими в центре и утолщенными по краям. В практике применяют отношение толщин  $\frac{3}{3} : \frac{2}{3} : \frac{3}{3}$ .

Для предотвращения образования трещин необходимо в соответствующих местах устанавливать ребра. Поскольку ферросилид практически нельзя обрабатывать, необходимо еще при проектировании отливок предусматривать минимальное количество отверстий и выемок, выполняемых стержнями.

69

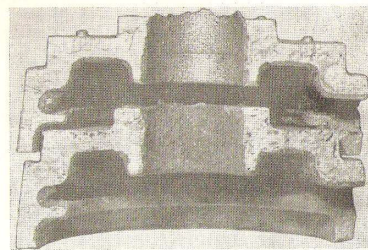
Иногда необходимо предусматривать в отливках из ферросилида металлические вкладыши для последующей обработки их резанием. В таких случаях в форму закладываются нагретые стальные чашеобразные вкладыши, надрезанные во многих местах, укрепленные в форме таким образом, чтобы при заливке металла они не могли повернуться или выпасть. Установка таких вкладышей, несомненно, требует от формовщиков и литейщиков большого мастерства, так как при этом около вкладышей могут образоваться трещины в отливке или вкладыши могут не привариться к ней. Однако это единственный способ изготовления отливок, в которых необходимо сделать нарезку для шпилек или профильные шплицы. Жербежки обычно не применяются, потому что кислотостойкость отливки в местах их установки резко снижается. Поэтому в конструкции моделей и форм должны быть предусмотрены соответствующие знаки для стержней. Из ферросилида нельзя изготавливать детали, скорость вращения которых при эксплуатации превышает 30 м/сек, или работающие при давлении, превышающем 3—4 атм.

Многие заграничные литейные цехи применяют формовку «по-сырому». Стержни также изготавливаются сухими из достаточно газопроницаемых смесей и легко выбиваемых из отливок после затвердевания последних. Это является основным условием получения качественных отливок без холодных и горячих трещин. В ЦСР литейные цехи изготавливают формы почти исключительно «по-сырому», и этот способ вполне себя оправдывает. Такую технологию формовки также рекомендует проф. Ю. А. Нехсидзи [29]; ее достоинством является повышенная податливость форм при усадке металла отливок. Кроме того, отливки легко выбиваются из форм и при дальнейшем охлаждении усадка происходит вполне свободно. Как было указано выше, газовые раковины в отливках образуются вследствие неправильного ведения плавки. Во избежание образования газовых раковин форма должна иметь хорошую вентиляцию. Поэтому число наколов дупинником должно быть примерно в 2 раза больше, чем для чугуна, и в 4 раза больше, чем для стального литья.

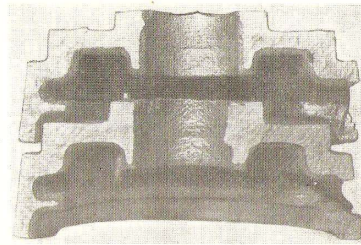
На фото фиг. 77 и 78 видно, что на содержание газов в металле отливок оказывает влияние в большой степени влажность литейной формы. На этих фигурах показаны изломы одних и тех же отливок, полученных из металла одного и того же ковша при одинаковой температуре заливки. Верхние отливки, показанные в верхней части фиг. 77 и 78, получены в сухой форме, а нижние отливки — в сырой. Приведенные на фиг. 77 отливки имеют большое количество газовых раковин, но характер их расположения различен в зависимости от условий затвердевания металла в сухой или в сырой форме. На фиг. 78 показан излом тех же отливок, выполненных из хорошо дегазированного металла в сырой и в сухой формах. Как видно из фото, отливки совершенно не имеют газовых раковин.

Формы для крупных отливок перед заливкой додушиваются острым пламенем газовой горелки и часть формы окрашивается составом, аналогичным краскам, применяемым для окраски форм при отливке чугунных деталей. Формы для небольших и средних

70



Фиг. 77. Вид излома отливки из ферросилида. Верхняя отливка выполнена в сырой форме, нижняя — в сухой.



Фиг. 78. Вид излома отливки из дегазированного ферросилида. Верхняя отливка выполнена в сырой форме, нижняя — в сухой.

71



отливок изготавливаются из синтетической формовочной смеси с добавкой бентонита. Примерный состав этой смеси следующий:

Промытый кварцевый песок с размерами частиц 0,2—0,3 мм	10%
Горелая формовочная смесь	84%
Бентонит	3%
Каменный уголь тонкого помола	3%
Вода	x% (из расчета влажности смеси, равной 4%)

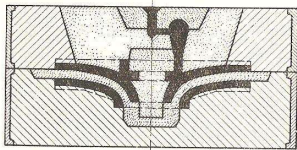
Для отливки крупных и сложных деталей, имеющих большое количество стержней, применяется формовочная смесь следующего состава:

Промытый кварцевый песок	84%
Бентонит	11%
Каменный уголь тонкого помола	6%
Вода	x% (из раствора влажности смеси, равной 4%)

Для изготовления мелких стержней применяется следующая формовочная смесь:

Промытый и высушенный кварцевый песок	75%
Кварцевый полужирный песок	18%
Сульфитный песок	5,5%
Масло марки КТ 16 (по чехословацким стандартам)	1,5%

Стержневая формовочная смесь в ЧСР применяется в тех случаях, когда имеется опасность образования трещин в отливках при усадке из-за жесткости стержней.



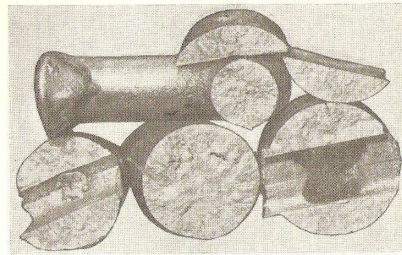
Фиг. 79. Разрез формы отливки из ферросилида с верхней литниковой системой.

Изготовление моделей производится с учетом усадки, равной 1,5—1,8%. Усадка ферросилида при затвердевании из-за низкой его теплопроводности значительно выше, чем у серого чугуна. Литниковая система и прибыли выполняются таким образом, чтобы их можно было легко отделить от отливки. По возможности литники желательнее устанавливать сверху, используя для этого прибыли. Таким путем обеспечивается медленное и равномерное затвердевание отливки и облегчается выход газов (фиг. 79). В отливках неравно-

72

мерной толщины литниковая система подводится снизу. В таком случае вся литниковая система выполняется аналогично отливкам из серого чугуна, но вместо прибылей устанавливаются выпоры. Питательные формы металлом должно производиться по всему ее периметру для обеспечения равномерного и непрерывного поступления жидкого сплава в форму. Питатели должны быть тоньше, чем стенки отливки.

Способ заливки формы, скорость заливки и температура металла оказывают значительное влияние на качество отливок. Практика



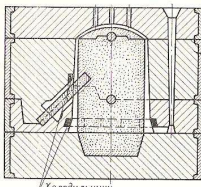
Фиг. 82. Крупнозернистая структура ферросилида в отливке. Отливки выполнены из перегретого металла.

показала, что заливка должна производиться по возможности быстро и без перерывов. Большая скорость заливки позволяет заливать металл при более низкой температуре. На фиг. 80 и 81 (см. вклейки, лл. 9 и 10) показана структура в изломе металла цилиндрических отливок, полученных при различных температурах заливки. Отливка, полученная при температуре заливки 1200° (измеренная термометром погружения), имеет мелкозернистую структуру, что является показателем хорошего качества отливки. При заливке металла при температуре 1280° структура отливки более крупнозернистая, а при температуре заливки 1380° получается недопустимо крупнозернистая структура. На фиг. 82 показана структура конусной пробки крана и части его литника в изломе. Пробка была отлита из правильно выплавленного металла, но заливка производилась при значительном его перегреве. Отливки с такой крупнозернистой структурой имеют очень низкие механические свойства и очень хрупки.

Внутренние напряжения, часто ведущие к образованию трещин, являются основной причиной брака. При изготовлении отливок простой конфигурации их снимают сразу же после затвердевания. У более хрупких отливок переменного сечения температурный перепад в некоторых их частях может превышать 30°, поэтому

73

в таких случаях поступают следующим образом: сразу же после затвердевания металла отливки выбиваются из форм, удаляются холодильники, литники, выпор, а иногда и прибыли, после чего отливки засыпаются раскаленным коксом или древесным углем, в котором отливка медленно остывает до комнатной температуры.



Фиг. 83. Отливка из ферросилида весом 215 кг. Выход годного 92%.

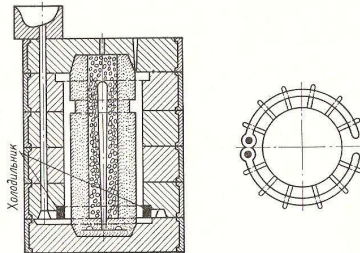
Если в литейных цехах имеются отжигательные печи, отливки после выбивки из формы и удаления литников и выпора загружаются в печь, нагретую до температуры 750—800°, в которой они отжигаются в течение 3—5 час., после чего охлаждаются со скоростью 30—50° С/час до комнатной температуры. Отливки, которые после выбивки из формы нельзя перенести в печь, охлаждаются на месте, засыпавшим формовочной землей. После того как отливки вполне остынут, их отжигают для снятия внутренних напряжений, причем нагрев отливок производится вместе с печью. Скорость нагрева до температуры отжига 750—800° должна быть наименьшей, так как при этом уменьшается количество брака по трещинам. Отожженные отливки тем не менее очень хрупки и поэтому требуют при зачистке особенно осторожного обращения. Литейные дефекты не устраняются отжигом; других способов снятия внутренних напряжений в отливках из ферросилида не существует.

На фиг. 83—85 приводятся несколько примеров формовки отливок из ферросилида.

В заключение следует заметить, что наибольшее количество брака при производстве отливок из ферросилида вызывает появление газовых раковин из-за неправильного ведения плавки. При заливке металла в форму должна быть правильно установлена литниковая система и скорость заливки должна быть по возможности большой, но не больше скорости выхода газов через выпор. Если скорость заливки металла больше скорости выхода газов, отливка будет поражена газовыми раковинами. Очень большое значение имеет температура заливки металла, которая должна быть по возможности наименьшей. Более низкая температура заливки металла в формы обеспечивает мелкозернистую структуру в отливке, а следовательно и высокие механические свойства. Дегазация жидкой

74

стали должна быть произведена наиболее полно, так как при пониженной температуре заливки затрудняется выделение газов при затвердевании отливок. Для устранения образования трещин, вызванных внутренними напряжениями, отливки должны медленно охлаждаться после их затвердевания. Для снятия внутренних напряжений отливки подвергаются отжигу. Несмотря на то, что ферросилид



Фиг. 85. Отливка из ферросилида весом 300 кг. Выход годного 87%.

производится в небольших количествах и производство его очень сложно, его часто применяют в качестве высококислородупорного сплава в химическом машиностроении, где он является незаменимым.

## 2. СПЛАВ ЖЕЛЕЗА С ХРОМОМ (ФЕРХРОМИТ) [9]

Сплавы железа с хромом относятся к группе жаростойких нержавеющих сталей. Хром сужает область твердого раствора  $\gamma$ , которая замыкается при содержании 12,5% Cr. Под влиянием углерода эта область расширяется и замыкается лишь при более высоком содержании хрома. Сталь имеет ферритную структуру при содержании 0,25% C и 23% Cr или при 0,4% C и 30% Cr.

Существует ряд сталей, легированных хромом, из которых в этом разделе рассматриваются только специальные хромистые жаростойкие стали. В основном рассматриваются стали № 422913 и 422914, содержащие 0,4—0,8% C и 24—30% Cr. Эта сталь, разработанная д-ром техн. наук Поборжилом и д-ром техн. наук Валента, работавшим на Школовских заводах в г. Пльзене, ЧСР, называется ферхромитом и это название будет сохранено при дальнейшем изложении.

Изделия из ферхромита являются окислостойкими до рабочих температур 1000—1100°. Благодаря большому содержанию хрома эта сталь жаростойка и обладает весьма высоким сопротивлением

75



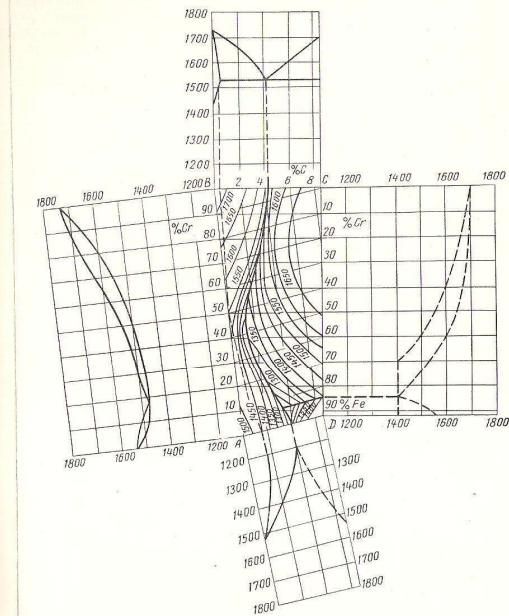
химическому воздействию различных сред. Наиболее часто эта сталь применяется для изготовления контейнеров для отжига и закалки, тиглей для плавки цветных металлов, горелок, специальных отливок для различных печей и других изделий, а также в качестве нержавеющей стали используется для изготовления деталей специальных насосов.

### ТЕОРИЯ ЛЕГИРОВАНИЯ

В зависимости от содержания углерода и хрома хромистые стали делятся на две группы: стали, в которых после затвердения происходят фазовые превращения, и стали, в которых не происходит фазовых превращений. По своей структуре эти стали делятся на ферритные, полуперлитные и мартенситные. Особую группу составляют ледебуритные и ферритные стали с большим содержанием карбидов.

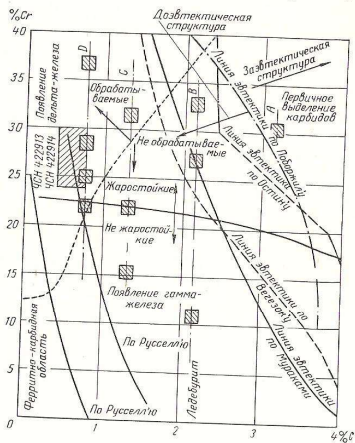
На фиг. 86 приводится тройная диаграмма Fe—Cr—C, составленная А. Везезаком [40]. На этой диаграмме показаны в проекциях соответствующие двойные диаграммы. Большая работа была проделана при определении эвтектических кривых в системе Fe—Cr—C и разделении сплавов Fe—Cr на заэвтектические и доэвтектические. Такое разделение сплавов имеет большое значение еще и потому, что заэвтектические сплавы не нашли применения из-за очень большой хрупкости и высокой твердости. Микроструктура такого заэвтектического состава, содержащего 3,16% С и 30,5% Cr, приведена на фиг. 87 и 88 (см. вклейку, л. 10). В структуре этих сплавов содержится большое количество первичных карбидов, вышедших из раствора и в большинстве случаев имеющих форму иглы диаметром 1 мкм и длиной до 20 мкм; формы и размеры карбидов зависят от разных коэффициентов термического расширения карбидов и металлической основы. Возникающие при затвердении отливки, а иногда даже и после отжига внутренние напряжения вызывают измельчение карбидов. Карбидные иглы обычно направлены перпендикулярно к стенкам отливки, что является причиной возникновения трещин.

Точное положение эвтектической линии определял Поборжил [2]. До него положение эвтектической линии определяли Остин и Мураками. Основные положения точек на этой кривой определял также Везезак [40]. Кривая Поборжила отличается большой точностью и учитывает влияние кремния на сдвиг эвтектической линии. На структурной диаграмме фиг. 89 в координатах Cr—C показан ход кривых, определенных Поборжилом, Остином и Мураками. Как видно, кривая Поборжила больше похожа на несовершенную кривую Остина, чем на параболическую кривую Мураками, от которой она удалена на диаграмме примерно на 1% углерода в сторону увеличения его содержания в стали. Используя данные Ю. А. Нехендэн [29], авторы дополнили диаграмму тем, что хромистые стали разделили на отдельные группы — на жаростойкие стали и на стали, которые в той или иной степени обрабатываются резанием. Эти стали можно разделить на четыре группы. В данном случае дать точное определение структур металла отливок очень затруднительно. Нужно иметь в виду, что структуры литых хромистых сталей всегда соот-



Фиг. 86. Равновесная диаграмма хромистых сплавов, составленная А. Везезаком.

ветствуют в той или иной степени неравновесному состоянию. В структуре металла можно часто обнаружить несколько фаз. Структуру хромистых сталей в литом состоянии нужно рассматривать до известной степени как закаленную с высокой температуры. На микрошлифах часто видна более или менее сохранившаяся первичная структура, стабильный твердый раствор и т. д. После тра-



Фиг. 89. Диаграмма структур хромистых сплавов (составлена по данным нескольких авторов).

вления структура литого металла выглядит очень разнообразно и вид ее сильно зависит от применяемого травителя. Для подтверждения этого на фиг. 90—94 (см. вклейку, лл. 10—12) показаны микроструктуры сплава железа с хромом; содержание углерода и хрома и положение этих сплавов на диаграмме равновесия приведены на фиг. 89. На фиг. 94 показана микроструктура отливки из феррохрома. Химический состав феррохрома в пределах установленных стандартом, показан графически на фиг. 95. Классификация хромистых сталей, предложенная А. Гийе [37], действительна только для сталей с содержанием 20% Cr. Эта диаграмма дополняется табл. 14, составленной Ю. А. Нехендэн [29], в которой дана струк-

тура металла при содержании 0,08—2,5% С и 13—35% Cr. Кроме того, в таблице приведены температуры, до которых эти сплавы жаростойки.

Согласно табличным данным и положению сплава на диаграмме фиг. 89 видно, что феррохромит по своему составу относится к ферритным сталям с большим содержанием карбидов и частично к ледебуритным жаростойким сплавам. Стали этой группы не поддаются обработке резанием. Обычно структура отливок из феррохромита содержит нерастворенные карбиды. Чем выше содержание углерода в стали, тем больше образуется карбидов хрома и тем самым ухудшается коррозионная стойкость металла. Отливки из феррохромита из-за его низких механических свойств не могут быть использованы для изготовления деталей, работающих под напряжением, и применяются только в тех случаях, когда от них требуется лишь очень высокая жаростойкость в горячих газах. При небольших статических нагрузках изделия из феррохромита стойки в горячих газах, содержащих сернистые соединения.

Так как сплавы по их химическому составу являются ледебуритными, то у них прочность меньше, а хрупкость больше.

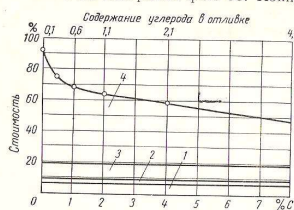
Меньшее содержание углерода обеспечивает лучшую структуру металла, но удорожает стоимость отливок, так как при плавке

Таблица 14  
Влияние химического состава на основную структуру сталей, сильно легированных хромом [29]

Класс структуры	Основная структура	Химический состав в %		Средний предел жаропрочности в °С
		С	Cr	
I	Ферритная . . . . .	0—0,08	13—14	800—825
I	» . . . . .	0,08—0,12	16—20	850—900
II	Полуферритная . . . . .	0,20—0,25	25—32	950—1050
II	» . . . . .	0,10—0,15	13—15	850
II	» . . . . .	0,10—0,20	14—18	900
III	Мартенситная . . . . .	0,20—0,25	13—15	825
III	» . . . . .	0,15—0,20	16—20	900
IV	Феррито-карбидная . . . . .	0,30—1,00	18—20	900
V	Ледебуритная . . . . .	1,00—1,20	25—30	1050
V	» . . . . .	2,00—2,50	30—35	1100

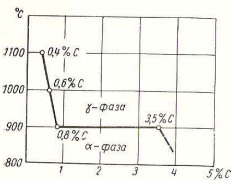


сплавов исключается возможность использования дешевого феррохрома с большим содержанием углерода. Целесообразность применения феррохрома с высоким содержанием углерода графически показана на диаграмме фиг. 96. Пониженное содержание углерода и хрома в сплаве позволяет получать более дешевые отливки из феррохрома.



Фиг. 96. Относительная стоимость отливок из феррохрома в зависимости от применяемого феррохрома с различным содержанием углерода. 1 — расходы на плавку; 2 — заработная плата; 3 — административные расходы; 4 — стоимость материалов.

данн анализа. Здесь нужно упомянуть о работах Е. Валента [23], который пришел к выводам, отличным от выводов других исследователей, которые считали, что у сталей, содержащих 0,45% С,



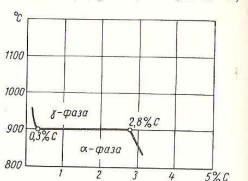
Фиг. 97. Влияние углерода на положение  $\gamma$ -области в сплаве с 15% Cr.

Хотя уточнению тройной диаграммы Fe—C—Cr было посвящено большое число исследовательских работ, нельзя считать, что сплавы железа с хромом полностью теоретически разработаны. Рентгенографические исследования дали новые сведения о существовании и распределении различных структурных составляющих, которые невозможно было обнаружить микроструктурными и другими методами.

Е. Валента [23] установил, что  $\gamma$ -область закрывается при значительно более низком, установленном Е. Валента, объясняется необычными условиями, сопровождающими кристаллизацию этих сплавов и создаваемыми некоторыми карбидными соединениями. Согласно последним исследованиям можно в настоящее время надежно установить положение границы  $\gamma$ -фазы при температурах не выше 1100°.

Т-область существует при содержании до 30% Cr и более. Е. Валента нашел, что  $\gamma$ -область замыкается при значительно более низком, установленном Е. Валента, объясняется необычными условиями, сопровождающими кристаллизацию этих сплавов и создаваемыми некоторыми карбидными соединениями. Согласно последним исследованиям можно в настоящее время надежно установить положение границы  $\gamma$ -фазы при температурах не выше 1100°.

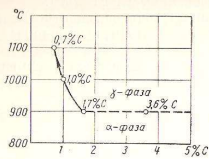
Т-область существует при содержании до 30% Cr и более. Е. Валента нашел, что  $\gamma$ -область замыкается при значительно более низком, установленном Е. Валента, объясняется необычными условиями, сопровождающими кристаллизацию этих сплавов и создаваемыми некоторыми карбидными соединениями. Согласно последним исследованиям можно в настоящее время надежно установить положение границы  $\gamma$ -фазы при температурах не выше 1100°.



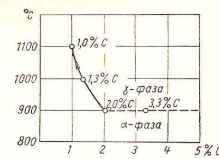
Фиг. 98. Влияние углерода на положение  $\gamma$ -области в сплаве с 20% Cr.

Т-область существует при содержании до 30% Cr и более. Е. Валента нашел, что  $\gamma$ -область замыкается при значительно более низком, установленном Е. Валента, объясняется необычными условиями, сопровождающими кристаллизацию этих сплавов и создаваемыми некоторыми карбидными соединениями. Согласно последним исследованиям можно в настоящее время надежно установить положение границы  $\gamma$ -фазы при температурах не выше 1100°.

На диаграммах фиг. 97—100 приведены границы  $\alpha$ - и  $\gamma$ -фаз для сплавов, содержащих 15, 20, 25 и 30% Cr при различном содержании углерода.

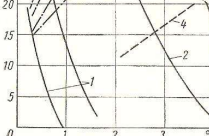


Фиг. 99. Влияние углерода на положение  $\gamma$ -области в сплаве с 25% Cr.

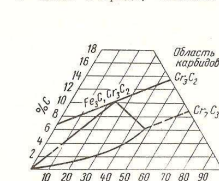


Фиг. 100. Влияние углерода на положение  $\gamma$ -области в сплаве с 30% Cr.

Кривые показывают, что температура появления  $\gamma$ -фазы сильно меняется в зависимости от содержания углерода. Положение границ этой области также сильно зависит от содержания карбидных составляющих. У рассматриваемых сплавов фазовые превращения происходят при температурах выше 900° при определенных содержаниях углерода, которые в свою очередь, зависят от



Фиг. 101. Изотермы начала  $\alpha$ - $\gamma$ -превращения, полученные методом закалки (Валента): 1 — по Руссалу; 2 — по Мураками; 3 — по Остину; 4 — закалено после нагрева до 800°; 5 — закалено после нагрева до 900°; 6 — закалено после нагрева до 1000°; 7 — закалено после нагрева до 1100°; 8 — закалено после нагрева до 1300°.



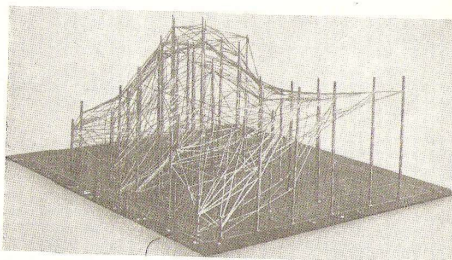
Фиг. 102. Область карбидов в структурной диаграмме Fe—Cr—C (Эдварс — Саттон — Ойскн).

содержания хрома. Ниже этой температуры все сплавы находятся в однофазном состоянии, соответствующем закаленному состоянию. За точкой перелома кривой температурного равновесия происходит растворение карбидов. За ходом кривой  $\alpha$  —  $\gamma$ -равновесия

можно проследить вплоть до температуры 1200°. На диаграмме фиг. 101 показано положение изотерм начала образования  $\gamma$ -фазы в сплавах Fe—C—Cr согласно исследованиям Е. Валента.

Рентгенографическими исследованиями, произведенными Вестремом, Фрагменом и Негресоа, были определены следующие виды карбидов:

1. Fe<sub>3</sub>C — цементит, в котором часть атомов железа замещена атомами хрома.



Фиг. 103. Модель пространственной диаграммы с плоскостями равной твердости хромистых сплавов, построенная Е. Валента.

2. (FeCr)<sub>3</sub>C<sub>3</sub> — тригональный карбид, содержащий около 9% С.  
3. (FeCr)<sub>2</sub>C<sub>2</sub> — орторомбический карбид, содержащий около 13% С.

4. (FeCr)<sub>3</sub>C — кубический карбид, содержащий около 5,5% С.  
Для сравнения на фиг. 102 приводится диаграмма, построенная Эдварс-Саттоном и Ойским [23]. Чтобы читатель мог представить всю сложность тройной системы Fe—C—Cr и отдал себе отчет в той работе, которую выполнили в период перед второй мировой войной Ф. Поборжиль [21] и Е. Валента [23], приводится фото пространственной диаграммы с плоскостями равной твердости хромистых сплавов с различным содержанием углерода и хрома (фиг. 103). Эта модель пространственной диаграммы является единственной в своем роде. Исследовательские работы, произведенные в ЧССР, дали возможность внедрить в промышленность производство сплавов железа с хромом и, в частности, феррохрома, в то время как в других странах производство этих сплавов еще только начиналось.

Для повышения жаростойкости сталей с высоким содержанием хрома и для понижения твердости ферритных сталей с большим содержанием карбидов и ледебуритных сталей часто увеличивают содержание кремния до 4%, что не влияет на жаростойкость стали,

так как 1% Si заменяет по действию примерно 1% Cr. Разница состоит лишь в том, что кремний гораздо интенсивнее сужает область  $\gamma$ -твердого раствора.

Рассмотренные сплавы иногда легируют алюминием, однако это способствует образованию крупнозернистой структуры, что повышает хрупкость отливок. В последнее время хромистые сплавы легируют титаном или азотом, которые сильно измельчают структуру отливок.

**СВОЙСТВА ФЕРРОХРОМА**

**Химический состав**

Химический состав хромистых сталей, регламентированный Чехословацким стандартом, приведен в табл. 15. В стандарте предусмотрено снижение содержания тех элементов, количество которых уменьшается при использовании более дешевого твердого феррохрома при условии сохранения металлом изделий удовлетворительной прочности и допустимой низкой хрупкости.

**Механические и другие свойства**

В табл. 15 также приведены некоторые данные о механических

Таблица 15

Специальный номер (по ГОСТ)	Название стали	Химический состав в %							Допускаемая рабочая температура в °С	Применение
		C	Mn	Si	Ni	S	Cr	Fe		
429013	Литейная сталь	0,40—0,70	0,50—1,00	1,00—1,70	До 0,60	До 0,05	24—26	До 40	1000	Короба для отливок, колонки
Прокатные изделия для раскисления шихты	То же	0,50—0,60	0,55—0,80	1,20—1,50	До 0,50	До 0,05	25—26	45—60 (после отжига)	1100	Детали печей, горелки, детали насосов
		0,50—0,80	0,25—0,50	1,00—2,00	До 0,50	До 0,04	28—30	До 40		
429014	»	0,60—0,70	0,30—0,50	1,20—1,50	До 0,40	До 0,04	28—30	40—60 (после отжига)		
Прокатные изделия для раскисления шихты	»									

Специальные хромистые стали



свойствах сплавов. Эти сплавы при низких статических нагрузках можно применять для работы при температуре 1000—1100°. Отливки из феррохрома не рекомендуются применять при динамических нагрузках, но они обладают хорошей жаростойкостью и довольно легко обрабатываются резанием, обладают удовлетворительным сопротивлением коррозии, стойки в окисляющей среде, в горячих газах, в продуктах горения, содержащих  $SO_2$ , и в других агрессивных средах. Для уменьшения хрупкости отливки обычно отжигаются. Ледебуритная эвтектика, которая появляется в структуре при содержании 0,8% С и 28% Сг, значительно снижает прочность и увеличивает хрупкость сплава.

#### ТЕХНОЛОГИЯ ПРОИЗВОДСТВА

##### Плавка

Выплавка феррохрома производится только в высокочастотных печах с кислой футеровкой (суразитовой). Несмотря на то, что в дуговых электропечах гораздо легче удаляются фосфор, сера и углерод, эти печи применяются довольно редко. В дуговых печах металл может быть хорошо дегазирован в процессе плавки, но вместе с тем всегда существует опасность местных перегревов, могущих возникнуть под действием электрической дуги, температура которой достигает 3000°.

При выплавке феррохрома в высокочастотной печи шихта состоит из скрапа феррохрома, который должен быть хорошо очищен от формовочной земли, и скрапа мягкой конверторной стали. Феррохром забрасывается в печь после расплавления шихты. Для ускорения плавки нужно использовать возможно больше твердого феррохрома (с высоким содержанием углерода). Соотношение твердого и мягкого (с низким содержанием углерода) феррохрома определяется содержанием углерода в расплаве. Хорошие результаты дает применение подогретого феррохрома. Особое внимание должно быть обращено на содержание неметаллических включений в отливках из феррохрома, присутствие которых сильно сказывается на их качестве. Неметаллические включения должны быть по возможности легкоплавкими, чтобы их можно было легко удалить вместе со шлаками. Для этого плавка ведется таким образом, чтобы окислы хрома, находящиеся в шлаке, восстанавливались. На основании исследовательских работ, произведенных авторами, был разработан наиболее рациональный процесс ведения плавки.

После расплавления всего заданного в печь феррохрома температура жидкой стали повышается и добавляется ферросилиций. Кремний восстанавливает окись хрома ( $Cr_2O_3$ ). Хром переходит обратно в жидкую сталь вместе со значительной частью кремния. Кремний, израсходованный на восстановление хрома, всплывает на поверхность в виде диоксида кремния ( $SiO_2$ ). Затем температура стали снова повышается и в печь задается ферромарганец. После его расплавления температура стали повышается до 1650°, снимается шлак

84

и металл выпускается из печи. При правильном ведении плавки нет необходимости производить раскисление ванны алюминием, так как алюминий, в свою очередь, может образовывать окислы, которые перейдут в металл. При необходимости раскислить металл раскисление лучше всего производить силикокальцием или ферроцирконием для получения стали высокого качества.

##### Разливка

Жидкотекучесть высокохромистой стали ниже, чем у обычной углеродистой стали. При повышении содержания кремния и углерода жидкотекучесть стали значительно улучшается и одновременно понижается температура плавления, а также улучшается теплопроводность стали. Ледебуритные и ферритные хромистые стали, содержащие карбиды, к которым относится феррохромит, имеют хорошую жидкотекучесть, примерно равную жидкотекучести серого чугуна.

Эти стали легко загрязняются неметаллическими включениями, и возникают окисные пленки, для предотвращения образования которых необходимо перегревать сталь перед выпуском из печи. Указать температуру заливки стали в формы авторы не нашли возможным, потому что на нее оказывает влияние не только содержание углерода и кремния в металле, но также и конфигурация и требуемые свойства отливки.

Скорость заполнения формы этими сталями должна быть максимальной. При достаточно большой скорости заливки и при соответствующем перегреве стали форма хорошо заполняется металлом и отливки получаются чистыми. Излишний перегрев стали может привести к образованию крупнозернистой структуры металла и, следовательно, к увеличению хрупкости отливок. Кроме того, отливки из этих сталей имеют повышенную газонасыщаемость и повышенную склонность к образованию усадки и трещин. Поэтому нужно выбирать такую температуру перегрева стали перед заливкой, которая дает наилучшие результаты.

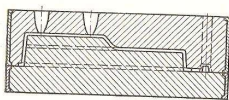
Как уже было сказано, хромистые стали имеют большую склонность к образованию усадочных раковин, чем обычные углеродистые стали. Кроме того, эти стали имеют плохую теплопроводность и при увеличении температуры и скорости заливки увеличивается объем усадочных дефектов. Поэтому прилибы применяются массивные, что снижает выход годного.

Высокохромистые стали относятся к металлам с широким температурным интервалом пониженной прочности и пластичности в области высоких температур; поэтому при затвердевании отливок, в особенности с крупнозернистой структурой, существует опасность образования трещин, несмотря на то, что с увеличением содержания хрома уменьшается общая линейная усадка. Преимущество хромистых сталей, по сравнению с аустенитными сталями, заключается в меньшем коэффициенте линейного расширения в области упругих деформаций, который равен  $12 \cdot 10^{-6}$ , в то время как у аустенитных

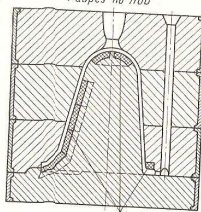
85

сталей этот коэффициент равен  $18 \cdot 10^{-6}$ . Это означает, что при одинаковых величинах модуля упругости и коэффициента теплопроводности обоих сортов стали внутренние напряжения в хромистых сталях будут меньше, чем в аустенитных марганцевых, никелевых и хромоникелевых сталях.

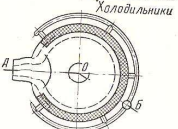
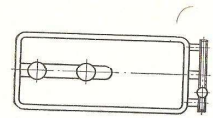
Несмотря на это, в отливках из хромистой стали внутренние напряжения бывают относительно высокими и, в частности, в ферритокристаллических сталях они являются результатом концентрации напряжений, возникающих из-за неблагоприятного распределения карбидов после затвердевания металла. Это явление, на которое большое влияние оказывают условия



Фиг. 104. Пример формовки ящика для отжига из феррохрома.



Фиг. 105. Пример формовки тигля из феррохрома.



кристаллизации при затвердевании, может быть причиной образования местных трещин и разрывов. Особенно часто трещины появляются в отливках, в которых происходит выделение  $\sigma$ -фазы, причем наибольшая хрупкость наблюдается при температуре 475°.

Отливки из этих сплавов должны охлаждаться медленно. Иногда целесообразно охлаждать отливку в форме; в других случаях более выгодно производить их охлаждение в отжигательных печах, причем отливка может быть вылита из формы или охлаждаться вместе с ней. Однако эти способы расходятся с основными правилами устранения хрупкости. Для устранения хрупкости отливки обычно быстро охлаждают с температуры 600° до 20°. Отсюда следует, что нужно выбирать такой температурный режим охлаждения отливок, который больше всего соответствует их химическому составу и сложности.

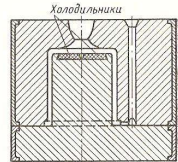
При формовке усадка обычно предусматривается равной 1,5%. Формы для отливок весом до 20 кг в большинстве случаев выпол-

86

няются из синтетической сырой формовочной смеси. В случае больших и сложных отливок формы делаются из обычной формовочной смеси для стального литья, сушатся и окрашиваются. Стержни изготавливаются из смесей на масляном крепеже с последующей сушкой.

На фиг. 104—106 показаны способы формовки некоторых отливок из хромистой стали, иллюстрирующие методы выполнения литниковой системы и прилибы, обеспечивающие получение качественных отливок.

Значение изготовления жаростойких отливок из феррохрома за последнее время сильно возросло вследствие увеличения спроса на них в различных отраслях промышленности. Как это будет показано в следующем разделе книги, большинство отливок из феррохрома целесообразно заменять отливками из сплава железа с алюминием, называемого пиррофералем.



Фиг. 106. Пример формовки ящика из феррохрома для цементации.

### 3. СПЛАВЫ ЖЕЛЕЗА С АЛЮМИНИЕМ, (ПИРОФЕРАЛЬ) [7]

Изучение сплава железа с алюминием было начато после первой мировой войны. Работы, проведенные в СССР, Германии, Англии и в других странах, показывают, что алюминий значительно увеличивает жаростойкость чугуна. Постепенно были исследованы чугуны, содержащие до 23% Al. При исследованиях также было найдено, что эти сплавы имеют высокую окислительность и хорошую стойкость в окисляющей среде.

Скорость окисления при высоких температурах зависит от свойств образующейся на поверхности металла окисной пленки, которая тем лучше защищает поверхность от окисления, чем она плотнее и однороднее. Окислы, входящие в состав пленки, не должны возгоняться, должны быть тугоплавкими и не должны образовывать легкоплавкие эвтектики. Пленка должна иметь низкую ионную проводимость. Жаростойким сплавом принято считать такой, у которого потеря с окислой не превышает  $0,0002-0,0004 \text{ г/см}^2/\text{час}$ . Это условие относится к сплавам железа с хромом и кремнием и остается в силе для сплавов железа с алюминием.

Можно сказать, что до настоящего времени наиболее распространенным сплавом для отливок, подвергающихся тепловому и химическому воздействию, был феррохромит и подобные ему сплавы железа с хромом. Сплавы железа с кремнием чаще применяются как коррозионностойкие материалы.

87



Несмотря на то, что сплавы железа с алюминием исследовались в течение ряда лет, они не нашли широкого применения. Большинство исследований этих сплавов ограничилось лишь лабораторными определениями механических, физических и других свойств. При получении качественных отливок из этих сплавов, встретились затруднения, связанные с большой газонасыщенностью металла, образованием окисных пленок в толще металла, утаром алюминия во время плавки, разрушением отливок при нормальной температуре и т. д., что заставило исследователей не только прекратить работы, но и прийти к заключению, что такие сплавы не могут быть применены на практике. Наиболее полно были исследованы сплавы, содержащие 16—20% Al и 3% С. Из литературы известно, что такие сплавы, называемые «чугаль» (чугун + алюминий), выплавляются только в Советском Союзе.

Сплавы железа с алюминием исследовались после второй мировой войны также в Польше Тызко Збигневом [41], который исследовал три сплава Fe—Al, содержащих 2,8—3,2% С и 8,13 и 23% Al. Химический состав сплавов Fe—Al, исследованных в Польше, приведен в табл. 16, где также указаны допускаемые рабочие температуры, механические свойства и температура заливки сплава в формы. Производство этих сплавов в данном случае также было связано с большими затруднениями.

Сплавы Fe—Al, исследованные в Польше [41] Таблица 16

Обозначение	Химический состав в %						Температура заливки в °С	H <sub>B</sub>	Число испытаний при температуре в работе в °С	Время выдержки в %	Обрабатываемость
	С <sub>max</sub>	Мn <sub>max</sub>	Si	P <sub>max</sub>	S <sub>max</sub>	Al					
8	3,2	1,0	0,5	0,4	0,12	7,0	1350	250	700	25,0	Хорошая
16	3,0	0,8	1,5	0,3	0,1	18,0	1350	450	900	20,0	
23	2,8	0,5	1,5	0,2	0,1	25,0	1370	180	1100	15,0	Хорошая

Можно сказать, что, несмотря на исключительные свойства сплава железа с алюминием, он нигде (поскольку об этом можно судить по литературным данным) не производился в больших количествах. В ЧСР были проведены исследовательские работы Плюгаржа и Виклицкого [20], которые не только исследовали обычные жаростойкие стали и сплавы, но и специальные сплавы. Ими был разработан жаростойкий сплав железа с алюминием, но отличный от ранее исследованных по содержанию углерода и алюминия. Примерный химический состав пирроферала — нового запатентованного в ЧСР сплава (авторы Плюгарж и Виклицкий): 1,20% С; 0,50% Мп; 1,00% Si; до 0,30% Р; до 0,01% S; 30% Al.

низкое содержание алюминия приводит к появлению трещин в отливках.

Присутствие в сплаве до 0,8% Си, до 0,2% Ni или до 0,2% Cr не влияет на его свойства. Присутствие в сплаве небольших количеств олова, свинца или цинка затрудняет производство пирроферала; титан в количестве до 0,4% улучшает качество отливок, измельчая структуру металла.

### Структура

На фиг. 107 показана диаграмма состояния сплавов Fe—Al с содержанием до 40% Al. Из диаграммы видно, что основной структурной составляющей является δ-фаза. Присутствие углерода в сплаве приводит к образованию графита и карбидов алюминия.

В сплавах, содержащих 30% Al, основной структурной составляющей является δ-фаза. При содержании 27% Al в сплаве появляются графит и карбиды алюминия (фиг. 108, см. вклейку, л. 13).

Сплавы, содержащие более 30% Al, имеют чисто феррито-карбидную структуру, стойкую до температуры 1100° (фиг. 109, см. вклейку, л. 13).

Механические свойства пирроферала находятся в прямой зависимости от основной структуры сплава. Крупные карбиды понижают прочность и повышают хрупкость отливок (фиг. 110, см. вклейку, л. 13). Максимальная прочность отливок из пирроферала достигается в том случае, когда его структура состоит из δ-фазы с равномерно распределенными в ней мелкими карбидами.

Сплавы, содержащие более 30% Al, имеют чисто феррито-карбидную структуру, стойкую до температуры 1100° (фиг. 109, см. вклейку, л. 13).

Механические свойства пирроферала находятся в прямой зависимости от основной структуры сплава. Крупные карбиды понижают прочность и повышают хрупкость отливок (фиг. 110, см. вклейку, л. 13). Максимальная прочность отливок из пирроферала достигается в том случае, когда его структура состоит из δ-фазы с равномерно распределенными в ней мелкими карбидами.

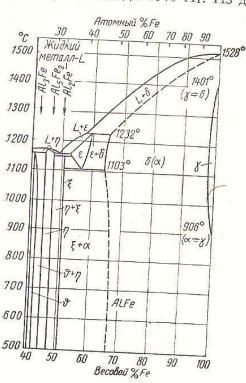
Сплавы, содержащие более 30% Al, имеют чисто феррито-карбидную структуру, стойкую до температуры 1100° (фиг. 109, см. вклейку, л. 13).

Механические свойства пирроферала находятся в прямой зависимости от основной структуры сплава. Крупные карбиды понижают прочность и повышают хрупкость отливок (фиг. 110, см. вклейку, л. 13). Максимальная прочность отливок из пирроферала достигается в том случае, когда его структура состоит из δ-фазы с равномерно распределенными в ней мелкими карбидами.

Сплавы, содержащие более 30% Al, имеют чисто феррито-карбидную структуру, стойкую до температуры 1100° (фиг. 109, см. вклейку, л. 13).

Механические свойства пирроферала находятся в прямой зависимости от основной структуры сплава. Крупные карбиды понижают прочность и повышают хрупкость отливок (фиг. 110, см. вклейку, л. 13). Максимальная прочность отливок из пирроферала достигается в том случае, когда его структура состоит из δ-фазы с равномерно распределенными в ней мелкими карбидами.

Сплавы, содержащие более 30% Al, имеют чисто феррито-карбидную структуру, стойкую до температуры 1100° (фиг. 109, см. вклейку, л. 13).



Фиг. 107. Фрагмент диаграммы состояния сплава Al—Fe (Гедеритц и А. Мюллер): L — жидкий металл.

Слав такого химического состава имеет отличные свойства, которые были определены как в лабораторных, так и в промышленных условиях. Он несомненно найдет широкое применение в промышленности наряду со сплавами железа с кремнием и хромом (ферросилидом и феррохромом).

Однако как сплавы железа с алюминием, так и пирроферал нуждались в дальнейшей разработке технологии производства отливок, которая могла бы обеспечить высокое качество изделий при минимальных производственных затратах. По просьбе изобретателей один из авторов, З. Эмингер, со своим рабочим коллективом [7] разработал технологию выплавки пирроферала, которая позволяет наладить производство отливок в широком масштабе.

Коллективом были получены новые данные об этом сплаве, на основе которых и была разработана технология его производства. Ниже приводятся подробные данные об опытных плавках, основных свойствах этого сплава и возможности применения его в промышленности.

### НЕКОТОРЫЕ СВОЙСТВА ПИРОФЕРАЛА

#### Химический состав

При разработке технологии производства был определен оптимальный химический состав сплава, обеспечивающий получение оптимальных механических и физических свойств. После проведения большого количества опытных плавок, в которых процентное соотношение компонентов изменялось в широких пределах, был определен оптимальный химический состав сплава: 1,0—1,5% С; до 1,0% Мп; до 1,0% Si; до 0,30% Р; до 0,03% S; 28,0—30,0% Al.

Сравнение данного химического состава с химическим составом, предложенным Плюгаржем и Виклицким, показывает, что они совершенно одинаковы. Допускаемые пределы в содержании отдельных элементов позволяют легко получать сплав заданного химического состава, который обеспечивает наилучшее качество пирроферала при условии правильного ведения технологического процесса.

Было установлено, что изменение содержания марганца, кремния, фосфора и серы не оказывает большого влияния на свойства пирроферала, но содержание углерода и алюминия должно выдерживаться в заданных пределах. Было исследовано влияние изменения содержания углерода в пределах 0,1—2,0%; полученные результаты показали, что с уменьшением содержания углерода сильно возрастает хрупкость и склонность к образованию трещин. Эти явления особенно резко проявляются при содержании 0,10—1,0% С; при повышении содержания углерода до 2,0% хрупкости и трещинообразования не наблюдалось. Естественно, что содержание углерода оказывает влияние на структуру сплава, а также на форму и количество выделившегося графита и карбидов. Содержание алюминия должно находиться в пределах 28—30%, так как при таком содержании алюминия пирроферал имеет оптимальные свойства; более

и той же отливки, снятые в двух различных местах, в которых затвердевание происходило при различных условиях. Оба шлифа имеют различную микроструктуру.

По виду излома отливок из пирроферала можно судить о их качестве, которое определяется величиной зерен. Мелкозернистый излом характеризует высокое качество отливок. На фиг. 112 (см. вклейку, л. 15) показан излом отливки из пирроферала, имеющей мелкозернистую структуру.

#### Механические свойства

Между механическими свойствами отливок при нормальной температуре, жаростойкостью и прочностью при высоких температурах не имеется прямой зависимости; в табл. 17 приведены некоторые данные, полученные при исследовании отдельных опытных плавков. Кроме твердости H<sub>B</sub> и предела прочности при изгибе, приводятся также величины стрелы прогиба (f) при различной длительности воздействия газа, содержащего 15—20% SO<sub>2</sub>, нагретого до температуры 850°.

Жаростойкость. Плюгарж и Виклицкий [20] определили, что пирроферал имеет такую же жаростойкость при температурах до 1100° в воздушной и сильно окисляющей средах, как и хромистая сталь, содержащая 25% Cr. Также было установлено, что пирроферал сохраняет очень высокую стойкость в дымовых газах различного состава; при этом не наблюдалось какого-либо значительного роста или коррозии отливок. Потеря в весе была в пределах допустимого количества.

Таблица 17

Сравнительные данные о скребках, изготовленных из чугуна и пирроферала, для кочальных печей [24]

Материал	Длительность эксплуатации в днях	Средняя твердость по Виккерсу при нагрузке 30 кг	Результаты стандартных испытаний на изгиб		Средняя величина σ <sub>изг</sub> в кг/мм <sup>2</sup>
			P в кг	f в мм	
Пирроферал	0	370	32,80	4,60	30,80
	13	351	28,30	4,25	26,50
	70	425	27,50	4,12	25,80
Чугун	0	—	45,67	7,00	42,70
	13	—	28,10	4,70	26,30
	70	—	17,20	2,60	16,10

Коррозионная стойкость. Отливки из пирроферала не взаимодействуют с расплавленной бурой, различными солями и со стеклом. В дальнейшем выяснилось, что этот сплав стоек по отно-



шенно к карбураторам и цианаторам при термической обработке изделий и к продуктам крекинга углеводородов. Удельный вес сплава при содержании 30% Al равен 5,4 г/см<sup>3</sup>. Температура плавления сплава равна примерно 1230°. Удельная электропроводность пирроферала небольшая и при комнатной температуре составляет 1,55—1,60 ом/мм<sup>2</sup>/м; при температуре 800° она в 2 раза ниже, чем при +20°, и находится в линейной зависимости от температуры. Коэффициент линейного расширения пирроферала равен 1,58 · 10<sup>-5</sup> и не изменяется с температурой. Дилатометрические испытания показали, что в нем не происходит фазовые превращения при изменении температуры.

Свариваемость. Предварительная проверка пирроферала на свариваемость показала, что его сварка возможна, но требует еще дальнейших исследований.

Обработываемость резанием. Сплавы железа, содержащие до 27% Al, обрабатываются обычными методами, если в их структуре отсутствуют карбиды. При наличии в структуре карбидов сплав не поддается обработке резанием и обрабатывается только абразивным инструментом. Поэтому новый сплав, разработанный Плотгаржем и Виклицким, менее удачен по сравнению со сплавами, содержащими большое количество графита (например, чугуал, применяемый в СССР).

Распад карбидов и разрушение отливок. Распад карбидов является наиболее опасным свойством сплавов железа с алюминием, который, очевидно, и привел к отрицательным результатам при всех предшествующих исследованиях. Это отрицательное свойство будет дополнительно рассмотрено в дальнейшем. Как уже было сказано, пиррофераль значительно более жароустоек и коррозионно стоек, чем ранее исследованные сплавы железа с алюминием. Свойства пирроферала позволяют применять его при температурах 800—1000°; для более низких температур можно применять более дешевые сплавы (например, «сигаль»). Однако технология изготовления отливок из пирроферала должна быть доработана в производственных условиях.

Сплавы железа с алюминием очень хрупки и тверды и похожи на сплавы железа с кремнием (ферросилид) и, так же как и последний, требуют большой осторожности при использовании в производстве.

#### ТЕХНОЛОГИЯ ПРОИЗВОДСТВА

Ввиду новизны сплава ниже авторы не приводят инструктивных данных по технологии его производства, а ограничиваются лишь описанием некоторых неудачных опытов. Кроме способа ведения плавки, технологии формовки и способа заливки форм, будут рассмотрены причины возникновения брака отливок и способы их устранения.

Исследования, проведенные З. Эмингером и его коллективом, позволили получать пиррофераль в лабораторных и производственных условиях.

92

они имеют почти тот же удельный вес, что и сплав. Такой способ получения пирроферала в настоящее время изучается в Польше. Ввиду того что сплав может содержать значительное количество углерода (около 3%), теоретически возможно производить плавку в вагранке. Однако большие затруднения вызывает образование окисных пленок вследствие окисления алюминия и насыщения металла газами. Величина угара алюминия в зависимости от его содержания в сплаве графически изображена на фиг. 113 [41]. Из-за указанных причин выплавка пирроферала таким способом была приостановлена и не может быть рекомендована.

#### Плавка в дуговых электропечах

Выплавка пирроферала в дуговой электропечи прямого нагрева производится по следующей технологии: после расплавления шихты, состоящей из стального скрапа и чугуна, в печь присаживался чушковый алюминий. Для этого на расплавленный металл наводился известковый шлак, а чушковый алюминий вводился под шлак и быстро растворялся в стали. При достаточном опыте сталеваров угар алюминия составляет всего 4—5%. Тем не менее получаемые таким способом отливки имели трещины и даже разваливались из-за большой газонасыщенности, получаемой вследствие перегрева металла в печи. Высокая температура перегрева металла во время выплавки увеличивает степень поглощения сплавом газов до содержания 160 см<sup>3</sup> водорода в 100 г металла, в результате чего некоторые отливки разваливаются через несколько часов после заливки металла в формы.

Поэтому такая технология изготовления отливок из пирроферала также не может быть рекомендована. Несколько лучшие результаты получаются при выплавке пирроферала в электропечи с независимой дугой. При этом способе чушковый алюминий закладывается на дно печи и сверху заваливается стальным скрапом, таким образом вся шихта плавится одновременно.

#### Плавка в высокочастотных печах

Высокочастотные печи оказались наиболее подходящими для выплавки пирроферала. Плавки производились в печи с кислой футеровкой (сурацитовой), которая слабо реагирует химически со сплавом. При выплавке пирроферала футеровка из сурацита выдерживает большее количество плавки, чем при выплавке легированной стали. На стенках плавильного пространства непрерывно нарастают затвердевшие окислы, поэтому печь должна регулярно очищаться от них.

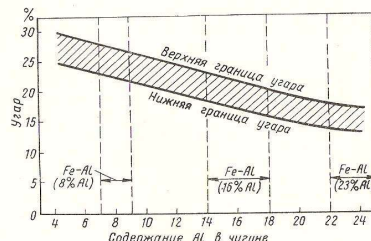
Преимуществом высокочастотной печи является возможность легко регулировать температуру сплава, но главное ее достоинство заключается в том, что сплав перемешивается электрическим током, благодаря чему включения легко могут всплывать и переходить в шлак. Чушковый алюминий присаживается сразу же после расплавления шихты. Во время плавки не прибавляются флюсы, так

94

до внедрения в производство было проведено большое количество опытных плавки и выпалпено в общей сложности более 100 т металла, из которого были изготовлены отливки различной формы и величины.

#### Плавка

Для определения типа плавильных печей, наиболее подходящих для производства пирроферала, были проведены плавки в различных печах как на твердой шихте, так и смешением в печи жидких компонентов сплава.



Фиг. 113. Угар алюминия при раздельной выплавке пирроферала (Збинтнев).

Плавки производились в электропечах с зависимой и независимой дугой, в высокочастотных печах различной емкости и в вагранках. Кроме того, были проведены опыты по раздельной плавке чугуна и алюминия с последующим их смешением в ковше. Алюминий может быть расплавлен в печах любой конструкции, применяемых в цветной металлургии. Для плавки стали пригодны только электропечи. Нельзя использовать для этой цели вагранки, так как содержание углерода в металле оказывается повышенным.

В одном случае сталь была расплавлена в дуговой электропечи, а алюминий — в графитном тигле в газовой печи. Сталь после снятия шлака была залита в ковш, в котором уже находился расплавленный алюминий. Такая технология производства не дала положительных результатов из-за слишком большого угара, равного примерно 25%. Отливки из пирроферала, полученные по этой технологии, имели высокую газонасыщенность и содержали большое количество включений из окислов алюминия. Газонасыщенность сплава зависит от степени перегрева стали, а большое количество окисных пленок образовалось при выпуске стали в ковш, при перемешивании расплава в ковше и при заливке форм вследствие окисления алюминия кислородом воздуха. Окислы алюминия плохо удаляются из металла, так как

93

как стальной скрап и чугун образуют достаточное количество шлаков. Перед присадкой алюминия шлаки снимаются. В высокочастотной печи можно изготовить вполне качественные сплавы, содержащий в момент выпуска из печи 10—20 см<sup>3</sup> водорода в 100 г металла. Во время заливки формы и затвердевания металла содержание водорода уменьшается до 3—9 см<sup>3</sup> в 100 г металла. Угар алюминия в печах с частотностью 4000 гц составляет 1—4%, в среднем 3%. При частоте 1000 гц угар алюминия увеличивается до 4—6%.

Сплавы, изготовленные в высокочастотных печах, обычно содержат 0,02—0,03% неметаллических включений, т. е. в 2—4 раза больше, чем их содержится в стали, но меньше, чем в чугуне, выплавленном в вагранках. Эти включения состоят примерно из 60% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>; 39% SiO<sub>2</sub>; 1% (MnO + FeO).

Опытные плавки показали, что промышленное производство пирроферала для обычных и сложных отливок может производиться в высокочастотных печах. Электропечи с независимой дугой могут использоваться для производства неответственных отливок из пирроферала, для которых допускаются большие отклонения по химическому составу. Остальные способы изготовления пирроферала не рекомендуются.

При производстве пирроферала в высокочастотных печах процесс выплавки можно производить двумя способами:

- 1) прямым науглероживанием стального скрапа;
- 2) подбором шихты.

При прямом науглероживании Эмингер применял шихту, состоящую из стального скрапа первой категории (0,30% C; 0,30% Mn; 0,3% Si). После расплавления жидкую сталь покрывали слоем молотого графита, при помощи которого содержание углерода в стали доводилось до нужной величины. Ввиду того, что угар углерода не всегда одинаков и изменяется в пределах 25—50%, через несколько минут после введения в ванну графита проверялось содержание углерода в металле. При пониженном содержании углерода в стали количество его доводилось до заданного присадкой дополнительного количества графита. После завершения науглероживания в печь присаживался алюминий.

При втором способе был использован стальной скрап первой категории и чугун определенного состава или стальной скрап с пердевальным чугуном, содержащий 4,2% C; 0,5% Mn; 0,5% Si. Кроме того, добавлялся оборотный пиррофераль в количестве до 30%.

Хорошие результаты показало комплексное раскисление сплава перед самой разливкой металла в формы, повышающее содержание марганца (на 0,25%) и кремния (на 0,05%) в ванне. При таком способе раскисления получается легкоплавкий шлак, который легко удаляется, а также образуются легкоплавкие кремнемарганцевые и даже алюкремнемарганцевые соединения, более благоприятные для сплава, чем окислы алюминия.

Отливки из пирроферала, изготовленные по первому способу, т. е. из стали с низким содержанием углерода, дополнительно науглероживают графитом, отличаются мелкозернистым строением и содер-

95



жат очень мало фосфора и серы (в большинстве случаев меньше 0,02%). Из пирроферала, изготовленного по второму способу, отливки получают удивительного качества в тех случаях, если шихта состояла из стального скрапа и высококачественного чугуна.

При производстве пирроферала был использован алюминий различной чистоты с содержанием 99—85% Al. Как показали опыты, таким образом, для производства пирроферала возможно использовать алюминий, не пригодный для других целей из-за высокого содержания железа. Для производства пирроферала можно использовать алюминий, «загрязненный» медью или другими элементами. Например, вполне пригоден для производства пирроферала дюралюминиевый скрап; при этом, однако, необходимо учитывать, что цинк даже в очень небольших количествах является вредным. Содержание кремния, марганца и магния в алюминиевом скрапе, применяемом для изготовления пирроферала, должно быть невысоким; поэтому нельзя использовать скрап некоторых сплавов, например, силумина, титаноалюма и др.

Описанный способ производства пирроферала проводился в высокотемпературных печах емкостью 40, 250, 500 и 850 кг.

Как показали результаты химических анализов, в различных местах отливки обнаруживается значительная химическая неоднородность по содержанию алюминия вследствие того, что он плохо сплавляется со сталью. Для получения относительно сравнимых результатов химического анализа необходимо брать образцы из отдельных мест отливок. Наилучшим способом отбора образцов оказалась отливка при каждой плавке отдельного образца в песчаной форме. Также нужно обратить внимание на то, что при определении содержания алюминия в химических лабораториях получается разница в результатах, доходящая до нескольких процентов. Тем не менее при выплавке пирроферала необходимо добиваться устойчивого содержания углерода и алюминия в допустимых пределах.

#### Заливка

Если судить о линейных свойствах пирроферала только по его жидкотекучести, то нужно отметить, что изготовление отливок связано с большими трудностями, несмотря на хорошую жидкотекучесть сплава.

Отливки из пирроферала дают очень большую и неравномерную в различных направлениях усадку. На фиг. 114 показан эскиз отливки, усадка которой колебалась в пределах 20—26%. Поэтому при изготовлении моделей нужно учитывать такую неравномерность усадки.

Практика производства пирроферала показала, что при выплавке нельзя повышать температуру сплава выше 1450°. При заливке форм температура сплава должна быть ниже чем 1400°. Наилучшая жидкотекучесть и, следовательно, заполняемость форм сплавом наблюдается при температурах 1330—1400° (приведенные температуры были определены терпарой погружения). Сложные детали

96

с тонкими стенками отливаются при более высоких температурах. Влияние температуры сплава при заливке легко определяется по излому образцов. Чем ниже была температура заливки сплава, тем мельче его структура и чище поверхность отливок (фиг. 115, см. вклейку, л. 15).

Заливать формы необходимо непрерывной струей металла с полным заполнением литниковой системы и с замедленным подачей металла к концу заливки. Плавку необходимо производить в печи такой емкости, чтобы разливание металла в формы завершить в течение не более 10 мин. Литейные ковши также должны быть соответствующей величины во избежание их «зарастания» сплавом.

При проектировании литниковых систем нельзя было использовать опыт изготовления форм для стали, чугуна или алюминия, так как пирроферал по своим литейным свойствам более всего похож на ферросилид. Отливки из пирроферала с литниковой системой, применяемой при стальном, чугунном и алюминиевом литье, оказывались бракованными.

Чаще всего отливки из пирроферала изготавливаются без прибылей; необходимо лишь устанавливать достаточное количество выпоров на горизонтальных плоскостях формы. Способ формовки должен обеспечить возможность прогрева полости формы. Отливка вертикальных, цилиндрических, шарообразных и фигурных стенок не представляет затруднений; горизонтальные стенки, в которых могут образоваться пленки окислов, отливать значительно труднее. При конструировании отливок из пирроферала нужно особенно тщательно придерживаться правила висанного шара. При литье из пирроферала допускается применение холодильников. Если заливка формы была произведена горячим сплавом, действие холодильников может быть обратным ожидаемому — происходит укрупнение структуры в охлажденных местах.

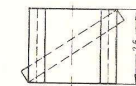
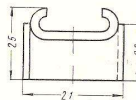
После испытаний большого количества различных формовочных смесей было найдено, что для изготовления форм для отливок из пирроферала наиболее подходящими являются дешевые синтетические сырые формовочные смеси, которые могут употребляться несколько раз и обеспечивают высокое качество отливок. Главное достоинство этих смесей заключается в том, что они придают формам податливость, обеспечивающую возможность получения отливок без трещин и без значительных внутренних напряжений в результате высокой линейной усадки сплава.

Оптимальные свойства формовочной смеси:

Влажность . . . . .	4—5%
Прочность при срезе . . . . .	250—300 Г/см <sup>2</sup>
Газопроницаемость . . . . .	80—100 см <sup>3</sup> /см <sup>2</sup> /мин
Прочность при сжатии . . . . .	850—1000 Г/см <sup>2</sup>

7 Эммергер и Вебер 706

97



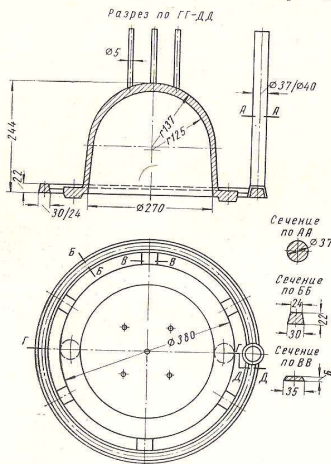
Фиг. 114. Усадка отливки из пирроферала.

Формовочную смесь нельзя сильно уплотнять, так как иначе образуется большой пригар. При применении рекомендованной формовочной смеси поверхность отливки получается очень чистой и отпадает необходимостью в очистных операциях. Литники и выпоры удаляются ударом молотка. Обрабатывать отливки можно только абразивным инструментом.

Ниже приведено несколько примеров формовки отливок из пирроферала и рассмотрены результаты эксплуатации изделий.

#### Изготовление тиглей

После ряда неудач, вызванных растрескиванием отливок, была применена литниковая система, показанная на фиг. 116, и отлиты



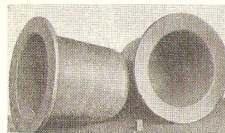
Фиг. 116. Литниковая система для отливки тигля для плавки алюминиевых сплавов.

тигли различных форм и размеров, три из которых показаны на фиг. 117—119.

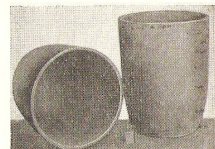
Однако при этом были устранены лишь трудности, связанные с формовкой, но не был решен вопрос о стойкости тиглей в эксплуатации. Впоследствии выяснилось, что одни тигли были равноценны

98

по стойкости тиглям из феррохромита, другие оказались более стойкими, чем тигли из серого чугуна, а некоторые оказались вообще непригодными. Принимая во внимание, что на качество изготовленных тиглей большое влияние оказывает конструкция плавильной печи,

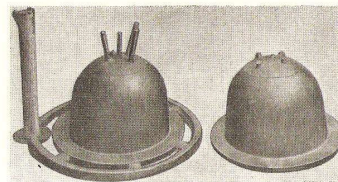


Фиг. 117. Литые тигли диаметром 420 мм, высотой 540 мм, весом 104 кг.



Фиг. 118. Литые тигли диаметром 465 мм, высотой 660 мм, весом 55 кг.

а также способ ведения плавки и свойства выплавляемого сплава (например, было установлено, что присутствие незначительного



Фиг. 119. Литые тигли диаметром 270 мм, высотой 244 мм, весом 20 кг.

количества цинка вызывает коррозию тигля), нельзя рекомендовать пирроферал для изготовления тиглей для плавки алюминиевых сплавов, вплоть до окончательной разработки технологии их производства.

#### Изготовление ящиков для отжига и цементации

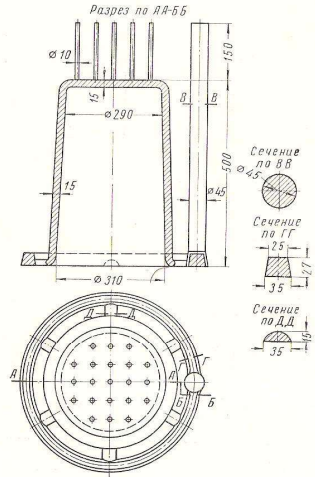
Изготовление ящиков для отжига и цементации уже не составляет больших затруднений. На фиг. 120 показан цементационный ящик и его литниковая система. Таких ящиков различных форм и размеров было отлито более 300 шт. Наиболее часто употребляемые типы ящиков показаны на фиг. 121—123.

7\*

99



Полученные результаты показывают, что производство цементационных ящиков из пирроферала является целесообразным, так как они проработали в цементационных печах некоторых заводов от 35 до 50 раз дольше, чем ящики, изготовленные из листов углеродистой стали.



Фиг. 120. Литниковая система литого ящика для цементации.

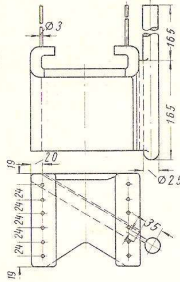
#### Изготовление скребков, применяемых в печах для обжига колчедана

До настоящего времени было изготовлено около 7000 шт. скребков, применяемых при обжиге колчедана. При опытном изготовлении скребков в лабораторных условиях брак отливок составлял всего 3%, а в производственных условиях — от 3 до 6%. Примененная литниковая система показана на фиг. 124. На фиг. 125 показано несколько таких отливок.

Скребки из пирроферала имеют большие преимущества по сравнению с чугунными, которые до сих пор применялись в печах для обжига колчедана. Скребки в этих печах, где температура достигает

850—900°, работают в тяжелых условиях и подвергаются воздействию газов, содержащих примерно 15—20% SO<sub>2</sub> [24].

На фиг. 126 показаны чугунные скребки, проработавшие в течение 23 дней и снятые вследствие большого износа. На фиг. 127 показаны скребки из пирроферала, снятые из той же печи после 31 дня работы. Как видно из фигуры, скребки из пирроферала находятся в отличном состоянии, поэтому они были снова установлены в печи и продолжают работать вот уже более 12 месяцев. Скребки из пирроферала имеют высокую износостойкость и не взаимодействуют с колчеданом.



Фиг. 124. Литниковая система для скребков колчедановых печей.

#### Другие виды отливок

Несмотря на то, что другие виды отливок еще окончательно не проверены на практике, приводится несколько примеров технологии их изготовления.

На фиг. 128 показана литниковая система для отливки тигля, применяемого при плавке специального припоя.

Изготовление элементов сопротивления вначале было затруднено из-за большого количества шлаковых включений в отливках, но после того как в нижней части питателя был установлен шлакоуловитель, отливки получились качественными, и такой способ их изготовления применяется до настоящего времени (фиг. 129). Величины удельного электросопротивления пирроферала были приведены в начале этого раздела.

На фиг. 130 показана опытная отливка горшка, предназначенного для расплавленной соли. Наиболее крупная отливка, изготовленная из пирроферала, предназначена для определения воздействия на сплав расплавленных солей и выделяющихся газов при производстве алюминия (фиг. 131).

По фото на фиг. 132 можно судить о качестве поверхности различных отливок из пирроферала.

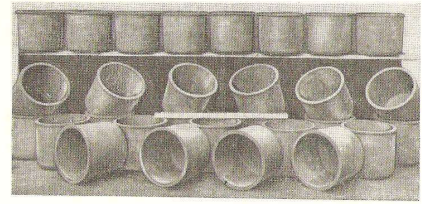
Во всех приведенных примерах отливок наилучшим соотношением сечений элементов литниковых систем является 1:1:1. При проектировании литниковой системы можно допустить подачу сплава под небольшим давлением.

#### ДЕФЕКТЫ ОТЛИВОК

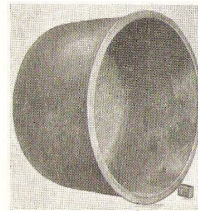
В дополнение ко всему сказанному нужно добавить несколько слов о наиболее часто встречающихся дефектах отливок.

##### Крупнозернистый излом

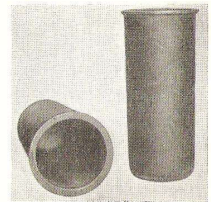
Крупнозернистый излом является первым признаком повышенной хрупкости отливки. Такой излом наблюдается у отливок, полученных



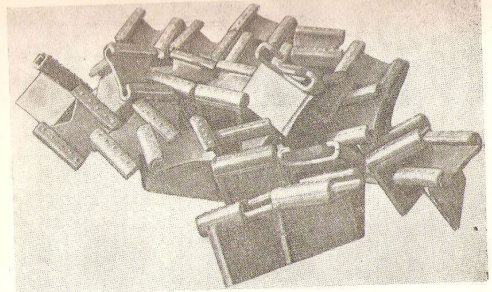
Фиг. 121. Литые ящики для цементации диаметром 350 мм, высотой 350 мм, весом 43 кг.



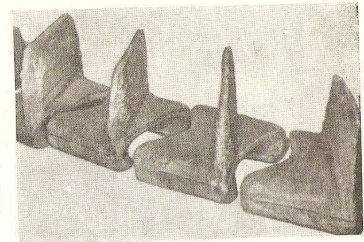
Фиг. 122. Литой ящик для цементации диаметром 600 мм, высотой 400 мм, весом 107 кг.



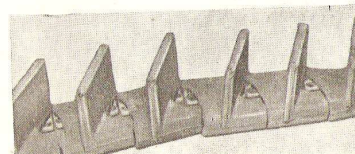
Фиг. 123. Литые ящики для цементации диаметром 250 мм, высотой 700 мм, весом 50 кг.



Фиг. 125. Литые скребки.

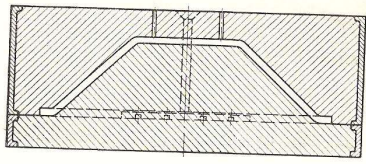


Фиг. 126. Вид чугунных скребков, проработавших 23 дня в колчедановых печах.

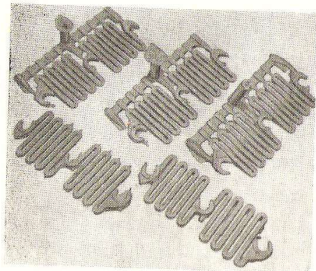
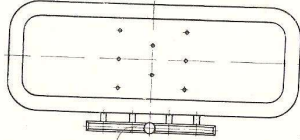


Фиг. 127. Вид скребков из пирроферала, проработавших 31 день в колчедановых печах.

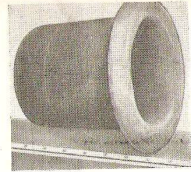




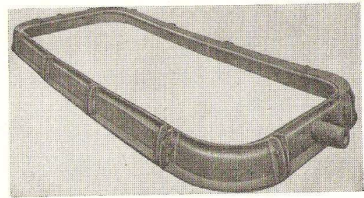
Фиг. 128. Литниковая система для тигля, предназначенного для плавки специального припоя.



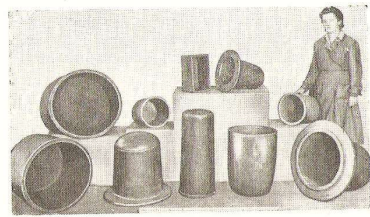
Фиг. 129. Литые элементы сопротивления.



Фиг. 130. Литой тигель для расплавленной соли: диаметр 500 мм, высота 800 мм, вес 215 кг.



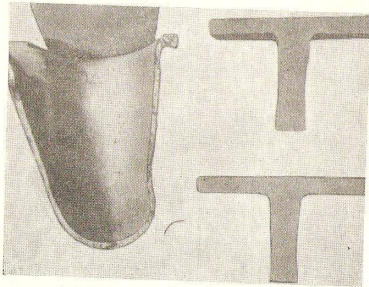
Фиг. 131. Рама из пирроферала, состоящая из 14 частей размером 4700 × 1870 × 250 мм; общий вес 660 кг.



Фиг. 132. Ящики для цементации и тигли, отлитые из пирроферала.

из сплава, перегретого во время плавки или залитого при повышенной температуре. На фиг. 115 показано фото изломов образцов, залитых в форму при различных температурах из металла одной и той же плавки.

На фиг. 133 (см. вклейку, л. 14) приведены изломы крупнозернистых отливок, залитых при повышенной температуре сплава (более 1450°). В углах одной из отливок были установлены холо-



Фиг. 134. Изломы металла отливок, полученные из сплава, залитого при оптимальной температуре.

дильники, которые привели к результату, обратному получаемому при оптимальной температуре заливки сплава. Кроме того, повышенная температура сплава при заливке вызывает появление значительных утяжин. На фиг. 134 показаны изломы отливок, полученных из сплава, залитого при оптимальной температуре.

**Трещины**

Трещины появляются в отливках главным образом вследствие затрудненной усадки при затвердевании отливки в форме. Поэтому нельзя рекомендовать применение сухих стержней, изготовленных из смесей с масляными крепителями. Значительно лучшие результаты получаются при применении стержней, изготовленных из описанных выше синтетических смесей. Такие стержни сушатся на воздухе.

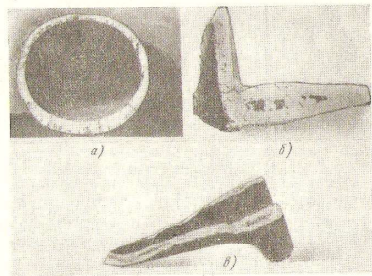
Трещины являются результатом внутренних напряжений, превышающих предел прочности. Причиной внутренних напряжений может быть неудовлетворительный химический состав сплава (низкое содержание углерода, большое количество вредных примесей), конструктивно неудачная конфигурация отливок, неудовлетворительные условия их охлаждения и замедленное их затвердевание. Иногда трещины являются результатом механического воздействия, напри-

мер, при выбивке стержней, транспортировке отливок и в других подобных случаях.

Чтобы предотвратить появление трещин, нужно прежде всего освободить отливку из формы и оставить ее до полного охлаждения засыпанной формовочной землей во избежание неравномерного охлаждения.

**Утяжины, раковины и слоистость**

На фиг. 135 показаны усадочные раковины и утяжины, которые получились прежде всего из-за неравномерной толщины стенок



Фиг. 135. Изломы металла отливок со спаями (а) и с усадочными раковинами (б, в).

отливки и несоблюдения правила вписанного шара. То же самое получается при неправильном проведении технологических операций,



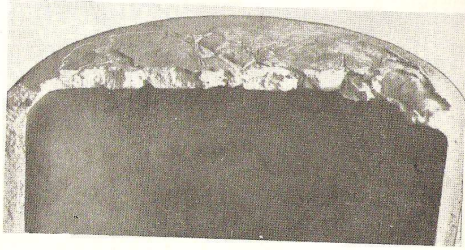
Фиг. 136. Спай металла в изломе отливки.

например, при медленной или прерывистой заливке перегретого металла, что создает неоднородную слоистую структуру металла, соприкасающегося со стенками формы (фиг. 135, а). Резкое охлаждение при заливке может вызвать слоистую структуру отливки (фиг. 136).



### Пленки окислов

При неправильном ведении плавки и некачественной формовке может произойти значительное скопление пленок окислов, в особенности на горизонтальных плоскостях, как это показано на фиг. 137.



Фиг. 137. Дно литого тигля с окисными пленками.

Поэтому в таких местах должно быть установлено достаточное количество выпоров. При правильном проведении плавки и заливки форм риск появления неметаллических пленок сильно уменьшается.

### Разрушение отливок

При некоторых условиях может случиться, что по истечении определенного времени после своего изготовления отливка разрушается и превращается в кристаллический порошок. Этот недостаток является одной из главных причин того, что сплавы железа с алюминием, несмотря на их исключительные свойства, не получили широкого применения.

Отливка может разрушиться уже в самой форме, но такие случаи бывают исключительно редко. Чаще отливки разрушаются через месяц или позже после изготовления. Исследования показали, что при этом происходит выделение ацетилена  $C_2H_2$ , сопровождающееся резким уменьшением содержания углерода в сплаве.

В связи с этим был произведен следующий опыт. Отливка, имеющая требуемый химический состав, после начала разрушения была помещена в воду под колокол. После этого начался интенсивный распад металла отливки, который в основном закончился через 24 часа. При распаде интенсивно выделялся газ, который был собран под колоколом. Анализ газа показал, что это был ацетилен. Химический анализ кристаллического порошка, полученного в результате разрушения отливки, показал резкое уменьшение содержания углерода — с 1,35 до 0,06%. Принимая во внимание, что значительное количество

108

углерода связано в карбиды  $Al_4C_3$ , можно предположить, что разрушение отливки происходит главным образом из-за распада карбидов и что выделившийся свободный углерод в виде графита соединяется с водородом.

Несмотря на то, что еще точно не выяснены условия, при которых происходит распад, все же можно утверждать, что для распада необходимо присутствие водорода.

Происхождение водорода может быть двояким: водород, поглощенный самим сплавом при плавке и при заливке форм, и водород, поступивший из влажной атмосферы в готовое изделие.

Распад пирроферала, отлитого в изложнице, произошел при минимальном контакте его с наружным воздухом. Это является доказательством того, что распад произошел за счет водорода, заключенного в самом сплаве до его заливки в изложницу. Известен другой случай, когда правильно изготовленный пиррофераль, содержащий около  $2 \text{ см}^3$  в  $100 \text{ г}$  водорода, распался потому, что был залит в сильно увлажненную песчаную форму. Этот случай показывает, что распад может произойти и из-за внешнего источника водорода. При складировании изделий под открытым небом, под дождем или при влажной атмосфере некоторые из них разрушаются, а другие остаются неповрежденными при идентичных условиях.

Распад отливок зависит от структуры, расположения, формы и величины карбидов  $Al_4C_3$  и от величины первичных зерен, т. е. от таких факторов, которые существенно зависят от первичной кристаллизации сплава.

Хотя до сих пор нельзя еще точно объяснить эти явления, а также еще не ясна кинетика распада, все же можно наметить пути предотвращения разрушения отливок:

1. Рекомендованный в этой книге технологический процесс (плавка, отливка, формовка, формовочная земля и т. д.) гарантирует минимальный распад металла отливки. Поэтому необходимо придерживаться данных указаний.

2. Все отливки необходимо отжигать.

3. Отливки, не поступающие непосредственно в эксплуатацию, должны быть покрыты каким-либо маслом.

4. Время складирования нужно свести до минимума.

5. Готовые отливки необходимо держать в сухом месте и особенно предохранять от дождя.

В практике еще не было случая, чтобы металл отливок распался в эксплуатации, т. е. при температуре выше  $800^\circ$ . Так, например, из установленных 6000 скребков в печах для обжига колчедановых руд ни один не претерпел распада.

В заключение можно сказать, что это очень перспективный по своей жаростойкости сплав можно выгодно использовать при условии точного выполнения изложенных выше указаний.

В настоящее время уже разработан эффективный и надежный технологический процесс производства отливок из пирроферала. Также известны способы предотвращения появления дефектов в отливках и в особенности их распада.

109

В общем можно сказать, что этот новый сплав, изобретенный в Чехословакии, можно с выгодой применять при рабочих температурах свыше  $800^\circ$ . Этот сплав железа с алюминием становится серьезным конкурентом жароупорному чугуну — силалу.

Пиррофераль уже прочно занял свое место в производстве скребков для колчедановых печей, благодаря чему производительность печей сильно увеличилась, так как отпала необходимость часто останавливать печи для смены скребков.

Очень хорошо оправдали себя цементационные ящики из пирроферала, отличающиеся большой долговечностью. Производство изделий из пирроферала для других целей зависит целиком от дальнейшей разработки технологии, но уже на основании приобретенного опыта следует ожидать очень широкого их применения в промышленности.

Проблема производства пирроферала была вполне успешно разрешена соединенными усилиями Исследовательского института материалов и технологии в Праге, Исследовательского и Испытательного отделов заводов им. В. И. Ленина в г. Пльзень и Кдынского машиностроительного завода.

## ЧАСТЬ ВТОРАЯ

### ГЛАВА I

#### ИЗГОТОВЛЕНИЕ ЛИТЫХ ПРУТКОВ ИЗ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ ДЛЯ НАПЛАВКИ ПЛАМЕНЕМ [9]

В этой части книги будут рассмотрены способы производства двух видов отливок специального назначения. Первые — это литые прутки, содержащие хром, никель, вольфрам и кобальт в различных пропорциях, которые применяются для газопламенной наплавки и вторые — крупные буры для геологических изысканий.

Этими двумя примерами авторы иллюстрируют существующие в настоящее время возможности изготовления литых изделий без последующей механической обработки.

Все возрастающие требования конструкторов к свойствам некоторых изделий прежде всего сказываются на качестве материала, из которого они изготавливаются. Поэтому часто приходится применять высоколегированные стали и сплавы. Производство таких материалов очень сложно и, кроме того, обходится дорого. Части машин, подвергающиеся большому износу при нормальной или при повышенной температуре и одновременно химическому воздействию окружающей среды, следовало бы изготавливать из сплавов, содержащих от 30 до 95% легирующих элементов. Очень действенным и экономически оправданным способом является наплавка твердых сплавов на наиболее нагруженные места деталей. Наплавка производится высоколегированным сплавом, а сама деталь может быть сделана из более дешевого материала. Этот способ оправдал себя при изготовлении многих деталей различных машин, например, седел венгелей, частей камнедробилок, зубьев ковшей экскаваторов, муфт валков прокатных станов, клапанов двигателей внутреннего сгорания, частей насосов, ножей для резания горячего металла и т. д. Наплавкой тонкого слоя специального сплава на основную отливку очень часто достигается значительное удешевление изделия и увеличение его износоустойчивости.

С распространением этого способа наплавки сильно увеличился спрос на прутки из твердых сплавов. Эти прутки изготавливаются главным образом литыми. До 1952 г. в ЧСР изготовление прутков для наплавки из сплавов на кобальтовой основе производилось только одним заводом (СОНП), который хранил в тайне свои произ-

111



водственные способы изготовления. Один из авторов книги, Э. Эмингер, со своим коллективом исследовал и разработал технологию производства прутков для наплавки различного химического состава. Приобретенный опыт излагается в этом разделе книги. Авторы считают, что эти сведения могут быть полезными, так как потребление твердых сплавов в ближайшее время должно значительно увеличиться.

#### СПЕЦИАЛЬНЫЕ СПЛАВЫ

В настоящее время за границей изготавливается много различных сплавов, имеющих самые различные названия. Большинство этих сплавов имеют кобальтовую основу (Польди 096, 096С, Крипит, Тизит), хромистую основу (Сормайт, Чаков I, Чаков II) и хромоникелевую основу (ЭИ334, Нимоник).

В табл. 18 приведен химический состав основных видов сплавов и далее описывается их производство.

Таблица 18

Химический состав в % наиболее часто применяемых специальных сплавов						
Сплав	C	Mn*	Si	P*	S*	Cr
Ni — Cr	0,15	1,50	0,20	0,05	0,05	20,00*
Fe — Cr	2,50—3,30	1,50	2,80—4,20	0,05	0,05	25,00—31,00
Co — Cr — W	1,10—1,40	0,30	0,50—2,00	0,05	0,05	25,00—28,00

Сплав	Ni	W	Co	Ca	Al*	Cu	Fe*
Ni — Cr	80,00*	—	—	0,30*	0,10	0,50*	1,50
Fe — Cr	2,80—3,50	—	—	—	0,05	—	Остальное
Co — Cr — W	—	3,50—5,00	65,00—58,00	—	0,05	—	5,00

\* Максимальные значения.

При проведении исследовательской работы возникали значительные затруднения, о которых также будет сказано ниже. Данная исследовательская работа заключалась в определении влияния различных производственных факторов на качество отливок из твердых сплавов. Нужно было установить методы контроля, которые давали бы возможность производить относительное сравнение полученных результатов. Естественно, что нужно было изучить влияние различных производственных факторов. На качество наплавляемого твердого сплава сильно влияет качество работы сварщика, которое может привести исследователя к неправильным выводам. На фиг. 138 и 139 (см. вклейку, л. 15) показаны образцы твердого сплава одной и

112

той же партии, наплавленного на основной металл также одной плавки; наплавка производилась одинаковым способом. Наплавку произвели два опытных сварщика по наплавке таких сплавов. Исследовательские работы металлургического характера могут пойти по неправильному пути, если сварщиком будет допущена ошибка. Чтобы работа исследователей получила правильную оценку, испытания производились в одинаковых производственных условиях одним и теми же сварщиками и использовался один и тот же основной металл, на который наносился наплавляемый слой. Результаты, полученные таким путем, сравнивались с результатами, полученными на соответственно приспособленном наплавляющем автоматическом станке.

Очень большое значение имеет смешивание основного металла с наплавляемым сплавом. На фиг. 140 (см. вклейку, л. 15) приведены рентгеновские снимки образцов наплавленного сплава, в которых основной металл применялся к сплаву в количестве 0—30%. Поскольку содержание примешанного основного металла оказывает решающее значение на качество наплавленного сплава, наплавку нужно производить с максимальной тщательностью.

До настоящего времени еще не разработаны стандартные способы испытаний, которые давали бы возможность одинаково оценивать результаты работы литейщика и заранее определять, насколько подходящим окажется качество полученных прутков для данной работы. В практике часто бывает, что у литейщиков не имеется конкретных установок для производства таких работ. Например, завод поставляет потребителю партию литых прутков для наплавки, которые при испытаниях на заводе показали себя вполне удовлетворительными. Прутки при этих испытаниях наплавлялись на такой же металл в виде прямых полосок длиной 200 мм. Однако потребитель возвратил партию как неудовлетворительную после испытаний наплавки по кругу. Спрашивается, как нужно изменить технологию выплавки, технику формовки, способ заливки сплава и т. д., чтобы изменить физические свойства прутков, которые дают хорошие результаты при прямых наплавках, но плохие при фигурных. Наиболее правильным путем является изменение способа наплавки.

Для того чтобы наилучшим способом использовать высоколегированные прутки из специальных сплавов, необходимо следующее:

- 1) конструкторы должны выбирать такие сплавы, какие требуются по производственным и эксплуатационным условиям, что определяется их химическим составом (обрабатываемость, прочность, твердость, стойкость против коррозии, эрозии, износоустойчивость, пластичность и т. д.);
- 2) конструктор должен знать, удовлетворяет ли выбранный сплав требованиям заданного химического состава, технологичности изготовления и эксплуатации;
- 3) металлург должен гарантировать поставку сплавов согласно условиям договора в отношении химического состава, размера прутков и испытаниями подтвердить их способность наплавляться без образования пор и неметаллических включений.

8 Эмингер и Вебер 706

113

Это все нужно для того, чтобы обратить внимание на некоторые неправильные заключения, которые даются на основании неполных испытаний. Конечно, следует отметить, что и испытания, произведенные самими авторами, также не являются совершенными. Однако правильность выбираемых способов производства литых прутков проверяется не только заводскими испытаниями, но и потребителями многих тысяч прутков.

#### Сплавы никеля с хромом [11]

Для наплавки поверхностей некоторых деталей машин, работающих при высоких температурах и давлениях, в химически агрессивных средах (например, клапаны двигателей внутреннего сгорания), часто применяются прутки, содержащие 80% Ni и 20% Cr. Этот сплав вполне соответствует своему назначению.

Химический состав этого сплава бывает различным. Наиболее часто встречается следующий: 0,15% C; 1,5% Mn; следы Si; 20% Cr; 78% Ni; не более 1,5% Fe; следы P; следы S; не более 0,06% P + S; не более 0,30% Ca; не более 0,10% Al; не более 0,50% Cu.

Это дорогой высоколегированный сплав, для изготовления которого используются очень чистые материалы, в основном никель и хром, а также углерод. Остальные элементы, в особенности железо, являются относительно нежелательными примесями, попадающими в сплав вместе с основными элементами. Сплав для наплавки поставляется в виде прутков диаметром 3—6 мм или в виде мотков проволоки. Эти прутки предназначены для наплавки при помощи ацетиленового пламени. Требования, предъявляемые к качеству сплава, с точки зрения технологии наплавки очень высокие. Согласно современным требованиям сплав не должен содержать неметаллических включений, должен быть инертным в пламени и выделять минимум газов, в особенности водорода. Такие требования оказали влияние на способы плавки сплава и на дальнейшую его обработку.

Еще недавно спрос на прутки для наплавки был очень небольшой; поэтому они ввозились главным образом из Англии, где некоторые фирмы имеют специальное оборудование для их производства. Теперь в странах, имеющих развитую промышленность, налаживается производство таких сплавов.

Технология изготовления слитков сплава для последующей переработки их на прутки и проволоку давлением, применяемая во всем мире, заключается в следующем. Шихта составляется из электролитического никеля, очищенного хрома (металлического), повышенной чистоты марганца (металлического), алюминия чистоты 99,9% и силикокальция. Чтобы сплав содержал минимальное количество газов, выплавка производится под вакуумом в специальных высокочастотных печах. Обычно выплавляется небольшое количество сплава, порядка нескольких десятков килограммов; на плавку большого веса нужны слитком промоздкие и дорогие печи, в которых к тому же труднее создавать и удерживать глубокий вакуум. На фиг. 141 показан процесс выпуска расплавленного металла

114

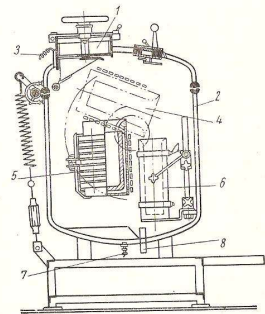
из высокочастотной печи в изложницу. Оба эти узла заключены в воздухонепроницаемый контейнер. В течение всего периода плавки (от загрузки шихты до полного затвердевания слитка) контейнер находится под глубоким вакуумом, что гарантирует минимальное содержание газов в слитке, в особенности водорода. Образование вакуума значительно замедляет весь процесс плавки, на которую при емкости печи 50 кг затрачивается 6—20 час. После затвердевания слиток отжигается (нагрев до 1200° и охлаждение в воде). Далее из слитка вырубается все неровности и отрезаются верхний и нижний концы. Подготовленный таким образом слиток нагревается, прокатывается на заготовку диаметром 40 мм. Заготовка снова отжигается тем же способом, как было сказано выше, и снова нагревается для прокатки. Заготовка прокатывается до диаметра 10 мм, причем приходится несколько раз производить отжиг. Конечный размер получают путем волочения. Конечной операцией является отжиг при 1200° с охлаждением в воде.

Это краткое описание дает представление об очень сложном и дорогом металлургическом процессе, для которого необходимо сложное оборудование (специальная печь, работающая под вакуумом; печь для отжига; печь для закалки, прокатные станы, волочильные станки; механические молоты и т. д.), большая производственная площадь и многочисленный обслуживающий персонал. Производительность такой установки очень небольшая, как это видно из следующих данных: для производства 100 кг готовой продукции (прутков) нужно иметь в обороте завода 400—1400 кг различных материалов, т. е. коэффициент использования материалов в данном процессе равен 7—25%.

При производстве опытных плавов, на основании которых проверялась технология выплавки, применяемая в настоящее время, было установлено, что некоторые операции можно значительно упростить, а некоторые и вовсе не производить. Было найдено, что нет необходимости производить плавку под вакуумом, а вполне удовлетворительные результаты получаются в обычных электрических печах

8\* 706

115



Фиг. 141. Схематическое изображение высокочастотной электропечи для плавки и отливки слитка под вакуумом:

1 — загрузочный люк; 2 — воздухонепроницаемый контейнер с водяным охлаждением; 3 — поддон воды; 4 — тигель-электропечь с приводом для наклона; 5 — электрообмотка; 6 — изложница (неподвижная); 7 — отвод охлаждающей воды; 8 — присоединение к вакуум-насосу.



открытого типа. Кроме того, было найдено, что многие металлургические операции нужны не только для получения свойства металла прутков хорошо наплавляться, но и для увеличения его пластичности и способности принимать нужные формы, т. е. для получения свойств, которые являются главным условием для качественных прутков. Наиболее важной проблемой в производстве является раскисление металла, так как непосредственно влияет на свойства первичной структуры, образующейся при затвердевании и кристаллизации. Известно, что количество и физические свойства продуктов раскисления (окислы алюминия, марганца, магния, кремния и др.) влияют на величину и форму зерен затвердевшего металла.

В дальнейшем величина и форма зерен влияют на конечную пластичность металла; при кристаллизации сплава может даже произойти распад слитка. Исследования показали, что при изготовлении прутков методом отливки раскисление сплава имеет второстепенное значение. Ряд сложных операций был направлен на то, чтобы сделать сплав хорошо сваривающимся. Однако наплавляемость сплавов 80-20 была также хорошей и в тех случаях, когда эти операции не были полностью выполнены.

Поэтому сперва было проверено, насколько необходимо придерживаться правила, требующего, чтобы содержание неметаллических включений и водорода было бы наименьшим. Изучая всю проблему в целом, было подвергнуто сомнению правило о том, что сплав должен содержать минимум водорода, так как при наплавке жидкий сплав находится в прямом контакте с водородом ацетилена ( $C_2H_2$ ). Учтывалось, что в некоторых случаях присутствие водорода в сплаве бывает даже полезным. Известно, что определенной температуре расплавленного сплава соответствует равновесное количество поглощенного водорода.

Исходя из соображения, что чем меньше водорода будет содержать сплав, тем легче и больше он может поглотить водорода из пламени горелки, если будут к тому благоприятные условия (давление, температура и содержание ацетилена). Результаты исследований показали, что излишняя чистота сплава, т. е. малое содержание неметаллических включений, вызывает поглощение водорода из пламени горелки при наплавке его уже только потому, что пламя соприкасается с расплавленным сплавом, не защищенным шлаками.

Исследователями был сделан вывод о желательности содержания в прутках для наплавки определенного количества водорода и содержания в сплаве некоторого количества неметаллических включений, которые могут создавать подходящую предохранительную шлаковую оболочку.

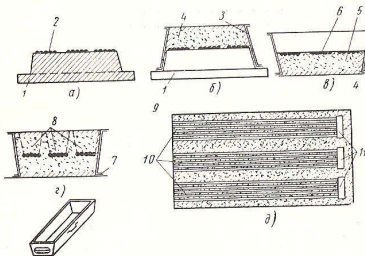
Эта точка зрения была проверена широко поставленными опытами.

При наплавке прокатных прутков из сплава, выплавленного без применения вакуума, было найдено, что при содержании в нем  $2-4 \text{ см}^3/100 \text{ г}$  водорода результаты получаются удовлетворительными. Когда же были сделаны анализы сплавов, выплавленных тем же спо-

собом, но под вакуумом, то они содержали около  $1,5 \text{ см}^3/100 \text{ г}$  водорода. Из этого был сделан следующий вывод.

Содержание водорода в пределах  $1,5-4 \text{ см}^3/100 \text{ г}$  не оказывает заметного влияния на свариваемость сплава 80-20. Поскольку можно получить сплав, содержащий  $2-4 \text{ см}^3/100 \text{ г}$  водорода в обычной электротопке открытого типа, в дальнейших опытах использовались только такие печи.

Несмотря на то, что с точки зрения наплавляемости сплава не было найдено никакой разницы в плавках, выплавленных в печах



Фиг. 142. Схема формовочного оборудования и способ формовки литых прутков для наплавки (SONP, г. Кладно):

1 — модельная доска деревянная; 2 — половина модели прутка; 3 — опока; 4 — направляющие трапебовидные; 5 — половинка модели прутка; 6 — отформованные половинки прутка; 7 — вложенные модели прутков; 8 — литники (прибыли); 9 — направляющие вытаскивания моделей прутков; 10 — утрамбованные концы отливок; 11 — воронки для заливки.

с кислой или основной футеровкой, было решено использовать печи только с основной футеровкой вследствие того, что сплав содержал значительное количество марганца, который восстанавливает кремний кислой футеровки по уравнению



что затрудняет получение минимального содержания кремния и нужного содержания марганца.

Вес опытных плавков был 2, 3, 5 и 40 кг. Было найдено, что чем больше по весу плавка, тем сложнее ее выплавка. Поэтому было решено производить только небольшие плавки весом 3—5 кг.

После окончания основных исследований был принят метод изготовления литых прутков.

Формовка производилась широко применяемым способом, показанным на фиг. 142, а—д. Наклон форм при заливке сплава гарантирует очень хорошее заполнение форм прутков диаметром 3—6 мм и длиной 500—600 мм (фиг. 143).

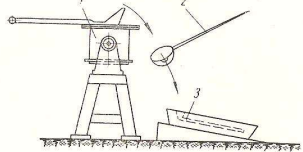
Формовочной массой служил обычный сырой песок для бронзовых отливок состава:

песка (просеянного, зернистостью 1—1,5 мм) . . . . .	240 г
бразильского бентонита (молотого) . . . . .	18 »
каменноугольной муки . . . . .	24 »
воды для получения надлежащей влажности . . . . .	Остальное

Приготовленный песок имел следующие свойства:

влажность . . . . .	4—5%
газопроницаемость . . . . .	80—100 $\text{см}^3/\text{см}^2/\text{мин}$
прочность на срез . . . . .	250—300 $\text{г}/\text{см}^2$
прочность на сжатие . . . . .	850—1000 $\text{г}/\text{см}^2$

После первоначальных неудач прутки отливались без каких-либо затруднений и имели не только чистую поверхность, но и заданную длину. В каждой опоке формовалось  $3 \times 5$ , т. е. 15 прутков. Прибыли



Фиг. 143. Способ заливки наклонных форм (опок):  
1 — вращающаяся печь; 2 — ложка; 3 — наклонная форма.

были единственным отходом, и их вес составлял 20% от веса шихты. На фиг. 144 показаны прутки, отлитые в одной опоке.

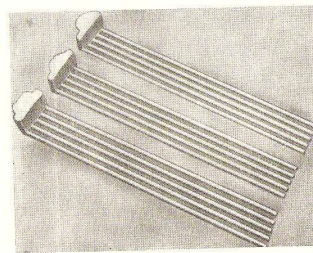
При составлении шихты для плавки было испытано несколько сортов никеля. Прежде всего был испытан гранулированный никель (фирмы Монд), затем гранулированный советский никель марки НО (99,8% Ni), следующий — очень чистый электролитический никель (99,9% Ni) и наконец никель рядовой чистоты (98% Ni). Было установлено, что качество никеля не влияет на наплавляемость, а допустимый предел загрязнения другими элементами (железом, медью, серой, фосфором и др.) позволяет применять наиболее дешевый рядовой никель (98% Ni).

Для выяснения возможности использования отходов и оборотного сплава были проведены опытные плавки, в которых 5 раз переплавлялся один и тот же сплав. Было найдено, что переплавка не сказывается на качестве сплава. Затем были испытаны плавки из одного исходного материала, результаты были также хорошими. Далее были испытаны плавки, составленные из исходного материала с 20, 30, 50 и 100% прибавки отходов. Как было сказано, единственным отходом являются прибылки. При увеличении их использования качество сплава не ухудшалось. Результаты испытаний наплавки даже

показали, что наилучшие показатели дали прутки, изготовленные из сплава, содержащего 50% отходов.

Определялось также влияние содержания углерода в пределах 0,03—0,5%. Оказалось, что углерод оказывает сильное влияние на свариваемость сплава, что показано на диаграмме фиг. 145. Оптимальное содержание углерода находится в пределах 0,15—0,22%.

Изменение содержания хрома, марганца и кремния в пределах  $\pm 20\%$  от предписанной нормы оказывает лишь незначительное влияние на наплавляемость сплава.



Фиг. 144. Литые прутки для наплавки длиной 500 мм, отлитые в одной опоке.

Исследователи считают, что наилучшим способом раскисления сплава является комплексное применение марганца, кремния, известняка и алюминия. Результаты получаются вполне удовлетворительные. Влияние раскисления на первичную структуру литых прутков не так велико, как это имеет место в крупных слитках весом 40—50 кг, из которых изготавливаются прокатные прутки. В литых прутках получается весьма мелкозернистая структура, как видно на фиг. 146.

Температура заливки сплава влияет на наплавляемость сплава. При низкой температуре заливки сплава получается очень гладкая поверхность, но сплав не заполняет форму на всю длину прутков. При очень высокой температуре заливки сплава получаются прутки с более грубой поверхностью. Иногда даже приваривается песок.

Особое внимание уделялось влиянию железа, которое является нежелательным элементом в высоколегированном сплаве. Было найдено, что железо при содержании до 3% не оказывает влияния на наплавляемость. Поэтому нужно, чтобы содержание железа в прутках было не более 1,5% и чтобы сварщики при наплавке не перемешивали сплав с основным металлом.

Микроскопическим исследованием было определено, что нет никакой связи между степенью чистоты сплава и его способностью наплав-

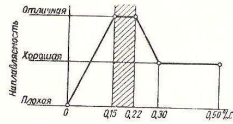


латься. Наилучшим доказательством этого являются снимки, показанные на фиг. 147 (см. вклейку, л. 18), которые подтверждают ранее сделанный вывод. Однако чрезвычайно важно знать, какими физическими свойствами обладают неметаллические включения, их величину и химический состав. Прежде всего неметаллические включения должны легко всплывать на поверхность, что обуславливается законом Стокса:

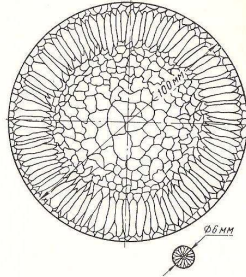
$$V = 218r^2 \frac{m_l - m_d}{e} \text{ см/сек,}$$

$$\text{где } 218 = \frac{2}{9} g;$$

$V$  — скорость всплывания включений в см/сек;



Фиг. 145. Зависимость скорости всплывания от радиуса включения (сплав 80-20).



Фиг. 146. Сравнение первичных структур металла слитка (исходный материал для производства катаных прутков) и литого прутка.

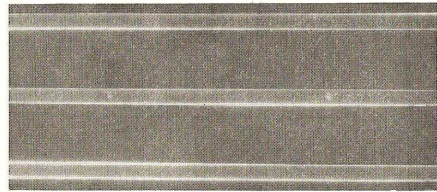
$r$  — радиус включений (наименьший идеальный вписанный круг);  
 $m_l$  — удельный вес сплава в г/см<sup>3</sup>;  
 $m_d$  — удельный вес включений в г/см<sup>3</sup>;  
 $e$  — вязкость сплава;  
 $g$  — ускорение силы тяжести.

Если и нельзя при помощи этого уравнения определить оптимальный химический состав включений, все же уравнение указывает, что наибольшее влияние на легкость и скорость всплывания включений оказывает, кроме их величины, также вязкость сплава и включений. Оказалось, что можно наплавлять литые прутки, которые содержат до 0,05 г включений на 100 г сплава. Если неметаллические включения хорошо всплывают из наплавляемого сплава, то это означает, что сплав был надежно прикрыт шлаком, который достаточно хорошо предохранял его от прямого контакта с кислородно-ацетиленовым пламенем. При помощи химических анализов неметаллических включений было определено, что их наиболее выгодный химический состав должен быть:

70% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>; 20% FeO; 0,0% Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>; 4% SiO<sub>2</sub>; 6% MnO.

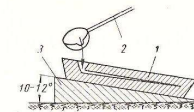
120

Опытами было доказано, что при данном способе ведения плавки с применением рекомендованных шихт, формовочного песка и условий заливки форм наилучшие результаты получаются, если наплавляемый сплав содержит более 0,025 г неметаллических включений на 100 г сплава.

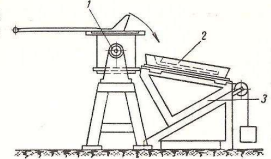


Фиг. 148. Неоднородность удовлетворительно наплавляемых литых прутков (рентгеновский снимок).

Кроме металлографических и химических исследований производилось просвечивание рентгеновскими лучами для определения влияния неоднородности литых прутков на их наплавляемость. На фиг. 148 приведены снимки прутков. Если прутки по всей длине такие же, как показаны на



Фиг. 149. Заливка формы литых прутков из ложки: 1 — форма; 2 — ложка или ковшик; 3 — подставка.



Фиг. 150. Заливка формы литых прутков на вспомогательном приспособлении: 1 — вращающаяся печь; 2 — наклонная форма; 3 — вспомогательное приспособление.

этих снимках, они всегда дают хорошие результаты. Хорошие результаты получались и при неоднородном сплаве прутков.

После окончания плавки в дуговой электродной печи зачерпывался ложкой (емкостью 3—5 кг сплава), покрытой керамической огнеупорной массой и обожженной при температуре 1200°, и заливался в форму (фиг. 149).

Так же был испытан способ, показанный на фиг. 150, при котором сплав прямо из печи заливается в форму; установка, на которой

121

укреплена опока формы, дает возможность производить все нужные операции для заливки сплава. Что касается качества получаемых прутков, то оба приведенных способа заливки жидкого сплава в формы равноценны.

Результатом всех проведенных опытов и исследований является обоснованный производственный процесс, который представляет следующий:

Сплав 80-20 можно плавить в открытой электродной печи с основной футеровкой без вакуума. Для плавки можно применять электрод с независимой дугой конструкции заводов им. В. И. Ленина в г. Пльзень, емкостью 3—5 кг [3].

Путки для наплавки из сплава 80-20 можно изготавливать не только проковкой, прокаткой и волочением, но и литьем в сырых песчаных формах, что значительно проще и дешевле. Формы заливаются жидким сплавом из ложки или прямо из электродной.

Шихта для плавки составляется из чистых металлов, которые имеются в наличии и доступны по цене.

Пример химического состава компонентов сплава приведен в табл. 19. При этом состав шихты принят следующий (в г/кг):

Ni	735,6
Cr	241,0
Mn	16,2
CaSi	6,8
Al	0,4

Таблица 19

Примерный химический состав шихтовых материалов, применяемых при плавке сплава Ni—Cr

Материал	Химический состав в %											
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Fe	Cu	Co	Ca	Al
Никель	0,05	Следы	—	0,004	0,03	—	98,0	0,64	0,56	0,73	—	—
Хром	0,05	0,03	0,26	0,012	0,24	99,0	—	—	—	—	—	—
Марганец	0,8	92,6	1,06	0,26	—	—	Остаток	0,03	—	—	—	—
Алюминий	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	99,5
Силикокальций	—	—	60,4	—	—	—	—	9,6	—	—	30,0	—

Процесс плавки ведется следующим образом: прежде всего в печь загружаются никель и хром. После их расплавления ванна раскисляется последовательно марганцем, силикокальцием и алюминием. После окончания плавки теоретический химический состав сплава должен быть: 0,06% C; 1,56% Mn; 0,33% Si; 23,80% Cr; 72,00% Ni; 0,007% P; 0,070% S; 0,21% Ca; 0,41% Cu.

Учитывая неточности химического анализа, который очень сложен из-за высокой чистоты составляющих компонентов и допускае-

122

Статьи используемых материалов	Прокатные прутки			Литые прутки		
	Шихта	Вес изделий	Использование металла, %	Шихта	Вес изделий	Использование металла, %
min 400 кг	max 1400 кг	100 кг	max 25%	100 кг	100 кг	100%
1	Выплавка	Операции оборудования	Высокоскоростная вакуумная печь 50 кг	Выплавка и заливка	Операции оборудования	Характеристики оборудования
2	Отжиг слитков	Печь для отжига и водная ванна	—	Формовка	—	Дуговая печь 50 кг
3	Обработка слитка	Обработка резанием	—	3	Экспедция	—
4	Нагрев для ковки	Печь для нагрева	—	—	—	—
5	Обработка давлением	Новый молот или пресс	—	—	—	—
6	Отжиг	Печь для отжига и водная ванна	—	—	—	—
7	Нагрев для прокатки	Печь для нагрева	—	—	—	—
8	Прокатка до Ø 10 мм	Прокатный стан	—	—	—	—
9	Отжиг	Печь для отжига и водная ванна	—	—	—	—
10	Волочение	Валочный стан	—	—	—	—
11	Отжиг	Печь для отжига и водная ванна	—	—	—	—
12	Экспедция	—	—	—	—	—
Производительность	max 24 час	min 15 кг	max 50 кг	Около 144 час	Около 24 час	190 кг

Фиг. 151. Графическое сравнение способов производства катаных литых прутков для наплавки.

123



мых колебаний в химическом составе поставок, усредненный химический состав будет: 0,15% С; 1,5% Мп; 0,50% Si; 23,00% Cr; 72,50% Ni; 1,40% Fe; 0,010% P; 0,020% S; 0,10% Ca; 0,40% Cu.

Исследовательские работы показали, что очень полезно добавлять в шихту до 50% отходов (прибыли предыдущих плавов); поэтому следует составлять шихту из 70—80% чистых материалов и 20—30% возврата. Угар при такой шихте составляет около 1%.

В заключение можно сказать, что переход от катаных прутков для наплавки твердых сплавов к литым приводит к значительному их удешевлению. Новый способ, охраняемый чехословацким и зарубежными патентами [1], очень упрощает производство, как это наглядно показано на фиг. 151. Однако преимущества литых прутков перед катаными могут быть целиком использованы лишь при строгом соблюдении технологии их лития.

#### Сплавы железа с хромом [2]

При наплавке деталей арматуры и насосов часто применяются сплавы, легированные хромом. Хотя промышленникам известно несколько таких сплавов, в Чехословакии наиболее популярны сплав советского происхождения, известный под маркой сормайт, состава (в %): 2,5—3,3 С; не более 1,5 Мп; 2,8—4,2 Si; следы P, S; 25—31 Cr; 2,8—3,5 Ni; остальное — железо.

Другие сплавы с хромом очень близки по химическому составу к приведенному выше и отличаются только содержанием еще некоторых элементов. Далее приводятся основные данные производства прутков из сплава сормайт. Эти данные применимы и к сплавам, схожим с ними по химическому составу.

Шихта. Чтобы получить сплав с большим содержанием углерода, прежде всего было испробовано науглероживание ванны графитом, в печь добавляли бой графитовых электродов. Изменяя способы науглероживания сплава графитом, исследователи не могли получить гарантированного содержания углерода в сплаве. Поэтому от всех этих способов науглероживания пришлось отказаться, и было решено науглероживать сплав при помощи соответственно подобранной шихты. Для этого применялся твердый феррохром (с большим содержанием углерода) и норвежский чугун «Вантит» с очень низким содержанием серы и фосфора. Феррохром содержит примерно 4,6% С и 67% Cr. Чугун «Вантит» содержит 4,25% С (0,030% P и 0,015% S). Применение таких компонентов гарантировало нужное содержание углерода в сплаве. Кремний присаживался в виде 75%-ного ферросилиция. Никель присаживался гранулированный, советского происхождения, обычного качества. Было решено вести двойную плавку, что учитывалось при составлении шихты. Сначала производилась первая плавка, и перед отливкой чушек сплав раскислялся. Шихтой для вторичной плавки были чушки полученного сплава. Перед выпуском из печи сплав еще раз раскислялся.

Расчет шихты. Сплав первой плавки в чушках имел следующий химический состав: 3,8% С; 1,05% Мп; 2,6% Si; 32% Cr; 3,08% Ni

124

Когда при производстве прутков применяется двойная выплавка, первая плавка ведется следующим образом. На дно тигля закладывается половина подготовленного чугуна «Вантит», который разбирается на куски, каждый весом около 1 кг. Чтобы никель быстро расплавился, в тигель закладывают все расчетное его количество одновременно и, наполнив им весь объем между кусками чугуна, загружают весь стальной скрап. Затем в начале расплавления стального скрапа задается остаток чугуна. После полного расплавления и перемешивания ванны постепенно присаживается феррохром, подогретый до температуры 800—1000°. Как только весь феррохром расплавится, сплав нагревается до 1500—1550°, с него скачивается шлак и производится раскисление ферросилицием, также подогретым до температуры 800—1000°. Подогревом снижается количество поглощенного водорода ванной. Готовый сплав с температурой около 1550° разливается в чушковые изложницы.

Вторая плавка, вернее переплавка, производится из заготовленных чушек, которые содержат все элементы в нужной пропорции, включая марганец и кремний. После расплавления чушек при температуре 1450° снимается шлак и забрасывается 0,54% Si и 0,64% Мп, а для того, чтобы жидкий сплав был достаточно жидкотекуч, температура сплава поднимается до 1560°.

Формовка. Технология формовки, модели и формовочная земля были приняты такими же, как и для сплава Ni—Cr.

Заливка. При производственных опытах была использована печь емкостью 40 кг при емкости ковша 20 кг, поэтому приходилось производить заливку 2 раза. Таким образом была обеспечена нужная температура сплава, так как время заливки форм было очень коротким и сплав не успевал охлаждаться. Одним ковшом заливались пять опок по 15 прутков, диаметром 8 мм, длиной 600 мм в каждой опке. Было установлено, что необходимо поддерживать температуру жидкого сплава при заливке в пределах 1560—1580° (замерено термометром погружения) для того, чтобы прутки были хорошего качества. При низкой температуре заливки сильно уменьшается жидкотекучесть сплава, а при излишне высокой температуре поверхность прутков получается неровной из-за приварившегося песка. Из 40-килограммовой плавки после удаления избыточной массы около 30 кг литых прутков. Следовательно, используется 75% металла. Отходы прибавляются или в первичную плавку чушек, или из них отливается только чушки для последующей переплавки. Практика показала, что на качество наплавляемого сплава не влияет тот или иной способ использования отходов.

Описанным способом было изготовлено более 60 000 литых прутков, которые оказались вполне удовлетворительными во всех отношениях. Содержание водорода и неметаллических включений в прутках этой партии составляло 3,8 см<sup>3</sup>/100 г и 0,030 г/100 г соответственно.

Если придерживаться указанной выше технологии производства, то можно легко и дешево изготовить сплавы хрома с железом, которые раньше ввозились из-за границы.

126

После вторичного расплавления нужно было присадить в ванну 0,64% Мп (в виде 86%-ного ферромарганца) и 0,54% Si (в виде 77%-ного ферросилиция). В табл. 20 приведен подробный расчет шихты и химический состав входящих в нее элементов. Этот расчет шихты стал руководящим в производстве и им гарантируется получение сплава заданного химического состава. Было проведено более чем 100 плавов, из которых ни одна не была забракована из-за неправильного химического состава, который в среднем был следующий: 3,12% С; 1,14% Мп; 2,92% Si; 0,0013% P; 0,017% S; 27,67% Cr; 3,25% Ni.

Таблица 20

Расчет шихты сормайт — первичная плавка (в чушки)

Состав шихты	Материал	Количество в кг	Единица измерения	Химический состав						
				C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni
Чугун «Вантит» . . . . .	16,0	%	%	4,23	2,50	1,0	0,027	0,013	—	—
				680,0	400,0	160,0	4,30	2,10	—	—
Феррохром твердый . . . . .	20,5	%	%	4,58	—	0,1	—	—	67,18	—
				940,0	—	20,5	—	—	13,75	—
Никель гранулированный . . . . .	1,35	%	%	0,05	—	—	0,005	0,022	—	—
				0,5	—	—	0,03	0,28	—	1325,0
Ферросилиций . . . . .	1,2	%	%	0,15	0,3	77,5	—	—	—	—
				1,8	36,0	930,0	—	—	—	—
Сталь мягкая . . . . .	4,0	%	%	0,29	0,47	0,25	0,040	0,027	—	—
				11,6	18,8	10,0	0,16	0,11	—	—
Всего . . . . .	43,0	%	%	1633,9	454,8	1120,5	4,49	2,49	13 750,0	1325,0
				3,8	1,05	2,6	0,01	0,0058	32,0	3,08

Сравнивая конечный химический состав сплава с химическим составом компонентов, составляющих шихту, вычисляются угар в процентах. Поскольку пределы допускаемого содержания отдельных элементов в сплаве довольно широкие, было исследовано влияние каждого составляющего сплава элемента на наплавляемость прутков и на основании полученных результатов был скорректирован расчет. Полученный усредненный химический состав прутков давал наилучшие результаты по наплавляемости.

Выплавка. Принимая во внимание особенности данного сплава, после проведения опытных плавов в печах с основной и кислой футеровкой, было решено производить выплавку в высококачественных печах с кислой футеровкой. Выше было упомянуто, что в процессе производства для повышения качества прутков применяется двойная выплавка, для того чтобы получить гарантированное содержание углерода в сплаве. Кроме того, двойная выплавка понижает до минимума содержание газов, в частности водорода, в готовых прутках.

706

125

#### Сплавы хрома с кобальтом [8]<sup>1</sup>

Сплав хрома с кобальтом употребляется для наплавки вентилях авиационных двигателей, частей насосов, компрессоров, арматуры, редцов и т. д. Поскольку авторы в своих исследовательских работах в этой области пришли к тем же выводам, какие были сделаны по отношению уже изложенных сплавов, приводится только технология изготовления этого сплава (проверено 1600 кг сплава). Этот способ обеспечивает изготовление вполне удовлетворительных прутков из сплава хрома с кобальтом для наплавки. Химический состав изготавливаемых литых прутков соответствует наиболее часто употребляемым в Чехословакии пруткам марки Польди Реал 096.

Нормальный химический состав сплава Польди Реал 096 находится в пределах: 1,1—1,4% С; следы Мп; 0,5—2,0% Si; 25—28% Cr; 58—65% Co; 3,5—5,0% W; не более 5% Fe. Средний химический состав сплава соответствует примерно: 1,3% С; 0,18% Мп; 1,5% Si; 25,25% Cr; 64% Co; 4,2% W; 3,57% Fe.

Такой химический состав прутков наилучший, и после наплавки кислородно-ацетиленовым пламенем твердость нанесенного сплава составляет  $H_{RC} = 41 \pm 45$ .

Химический состав применяемых шихтовых материалов сплава: Хром (металлический) — 0,02% С; 0,05% Мп; 0,19% Si; 0,032% P; 0,028% S; 0,33% Ni; 99,0% Cr.

Вольфрам (металлический) — 0,05% С; 0,01% Мп; 0,001% Si; 0,006% P; 0,04 Ni; 98,15% W.

Кобальт (металлический) — 0,05% С; 0,07% Si; 0,013% P; 0,070% S; 0,40% Ni; 99,6% Co.

Марганец (металлический) — 0,10% С; 95,26% Мп; 0,200% P; 0,028% S; 0,05% Ni; 0,05% Al.

Ферросилиций — 0,06% Мп; 91,95 Si; 0,008% P; 0,02% С; 0,75% Al; 0,06% Ti.

Формовка. Способ формовки и применяемая формовочная земля (песок) те же, что и для сплавов Fe—Cr и Cr—Ni.

Печи. Для производства плавов выгодно использовать высококачественные электропечи емкостью 40 кг, с кислой футеровкой (сурацитом). При новой футеровке необходимо произвести по крайней мере три плавки для «промывки» печи. Абсолютно необходимо выплавлять в печи один и тот же сплав, чтобы не загрязнять сплав Cr—Co железом или другими элементами.

Плавка. Нужно производить двойную выплавку, т. е. сперва отливать чушки, а затем переплавкой получать металл для отливки прутков. Для первичной плавки в печь емкостью 40 кг задается следующая шихта: 600 г электродного боя; 11,20 кг хрома; 1,80 кг вольфрама; 25,60 кг кобальта; 370 г ферросилиция; 16 г алюминия.

Первым загружается на дно печи электродный бой, а затем хром. Когда расплавятся все легирующие элементы, температура ванны поднимается до 1500°, вводятся раскислители — ферросилиций и алю-

<sup>1</sup> В книге этот раздел озаглавлен «Сплавы железа с кобальтом», но содержание железа в этих сплавах не более 5%. *Прим. пер.*

127



миний. Оптимальная температура после раскисления и перед выпуском сплава 1550—1560° (замеренная термопарой погружения).

Готовый сплав выпускается в чугунные открытые изложницы, подогретье до 150°. Для переплавки сплава, из которого отливаются прутки, используются еще теплые чушки после первичной плавки. После их расплавления температура в ванне устанавливается 1370—1380° и постепенно поднимается до 1450—1480°, и тогда только задается в печь последовательно 300 г FeSi и 50 г Mn (металлический); при этом температура поднимается до 1500—1520°. После дальнейшего подогрева до 1550° задается 16 г алюминия. Сплав заливается в формы при температуре 1550°, если диаметр прутков 8 мм и длина 500 мм, а для прутков диаметром 6 мм температура сплава должна быть 1580°. Наиболее удобен для заливки 20-килограммовый ковш.

При составлении шихты нужно принимать во внимание химический состав исходных материалов.

В этой главе приведены сведения, которые были получены при исследовательских работах по производству прутков для наплавки трех наиболее часто применяемых специальных сплавов. Целью данной работы было дать такие сведения, которые помогли бы чехословацким заводам изготавливать такие прутки без брака. Поэтому была подробно изложена вся нужная информация, какой не имеется в литературе. Достоинством этой работы является также то, что здесь опубликована технология изготовления сплавов, которые раньше не производились в Чехословакии и ввозились из-за границы.

Хотя в книге приведено много сведений о наплавке сплавов, все же этот труд не осветил полностью технологию производства, так как в основном описываются металлургические процессы. Технологию наплавки специальных сплавов посвящена книга Лэбла [16] «Твердые наплавки» (издано SNTL в 1955 г.).

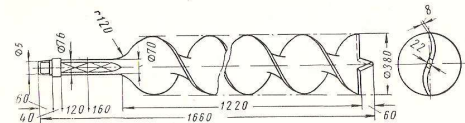
**ОТЛИВКИ КРУПНЫХ БУРОВ ДЛЯ ГЕОЛОГИЧЕСКИХ ИССЛЕДОВАНИЙ**

Геологические исследования предъявляют все более высокие требования к машиностроительной промышленности. Геологам необходимо механизированное буровое оборудование не только в достаточном количестве, но и отличного качества.

Одним из наиболее ответственных инструментов бурового оборудования являются спиральные буры. Производство таких буров является сложной проблемой, которая, как известно из литературы, в мировой практике еще не была удовлетворительно разрешена.

**АНАЛИЗ СОВРЕМЕННЫХ ПРОИЗВОДСТВЕННЫХ СПОСОБОВ ИЗГОТОВЛЕНИЯ СПИРАЛЬНЫХ БУРОВ**

До последнего времени в Чехословакии крупные спиральные буры (фиг. 152) изготавливались следующим способом: выбиралась проко-



Фиг. 152. Буры диаметром 380 мм.

ванная или вальцованная стальная полоса подходящей величины и качества, которая после нагрева постепенно скручивалась вручную и отковывалась до нужной формы. Этот трудоемкий способ отнимал много времени и был очень дорог. Основным недостатком такого способа была низкая производительность, которая далеко не удовлетворяла требованиям геологов-исследователей. Следует принять во внимание также, что при этом ремесленном способе качество изделия зависело от квалификации кузнеца.

На заводах им. В. И. Ленина в г. Пльзене буры изготавливались таким образом, при котором сначала холодную стальную полосу скручивали на станке. От этого способа пришлось отказаться (хотя при малых диаметрах буров шаг спирали был очень точный), так как для изготовления крупных буров нужны были настолько большие крутящие моменты, что никакие имеющиеся станки не могли их развить, и потому требовалось особое оборудование огромных размеров. Кроме того, при крупных диаметрах трудно выдерживать точный шаг спирали и прямолинейность буров.

Теоретически наиболее подходящим способом изготовления буров является ковка в штампах, но и этот способ был отвергнут из-за дороговизны и быстрого износа штампов. Некоторый прогресс был достигнут на одном словачском заводе, который изготавливал буры из стальной полосы в горячем состоянии механическим скручиванием спирали. Время изготовления сократилось на 25% по сравнению с ручным кузнечным способом. Мощность имеющегося станка позволяла изготавливать буры диаметром до 200 мм.

**ЛИТЫЕ СПИРАЛЬНЫЕ БУРЫ**

Несмотря на то, что буры применялись уже давно, в промышленности не было налажено производство литых буров. Причиной этого служит недочет к стальным отливкам, вызванный незнанием физических, механических и технологических свойств литой стали. Сравнением свойств ковальной и литой стали было установлено превосходство последней во многих отношениях, что подтверждается, например, литыми резами из быстрорежущей стали или литыми штампами из инструментальной стали [3]. К такому же выводу пришли при изготовлении фильеров для волочения проволоки и штампов для болтов.

Из литературы и из практики известно, что теперь изготавливаются литыми колесчатые и кулачковые вали, рычаги подъема вентиля двигателя внутреннего сгорания и, наконец, военное снаряжение и даже стволы орудий. Можно привести еще множество примеров использования литых деталей в машиностроении, которые в общей оценке более выгодны, чем кованые.

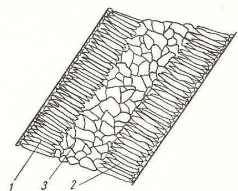
Основной причиной недостаточного применения литых деталей является неправильное представление о них у некоторых конструкторов-литейщиков. Они основывают свои решения на устаревших взглядах и предпочитают кованые детали литым потому, что не знают о новейших достижениях в этой области.

Конечно, было бы неправильным утверждать, что кованые детали всюду можно заменить литыми, но можно предполагать, что систематическое изучение новейших данных приведет к дальнейшему применению литых деталей вместо кованых с большим экономическим эффектом.

При производстве литых буров наиболее важным является точно разработанная технология производства, прочность отливок и выполнение норм, обеспечивающих их надежное использование.

Буры имеют сложную конфигурацию, большую поверхность при относительно малой толщине (фиг. 152), вследствие чего может получиться, что жидкий металл не заполнит форму полностью, из-за чего может быть много брака. В достаточной мере горячей и жидкотекучий металл при правильно устроенной литниковой системе обеспечивает получение хороших отливок; так, например, из 20 отличных буров диаметром 160—380 мм ни один не был забракован.

Можно утверждать, что при применении ферритной или феррито-перлитной литой малолегированной стали, которая всегда будет более хрупкой, чем кованая, можно получить достаточно вязкую и прочную сталь, удовлетворяющую требованиям практики. Соответствующий подбор химического состава стали, прежде всего минимальное содержание серы и фосфора, легирование некоторыми элементами, как никелем, ванадием и другими, является лучшим путем, ведущим к повышению прочности и вязкости металла отливок. Другим средством повышения качества отливок является создание таких условий кристаллизации отливки в форме, при которых получалась бы мелкозернистая первичная аустенитная структура. Третьим средством является термическая обработка отливок.



Фиг. 153. Первичная структура, состоящая из 4-х кристаллов.

1 — литая корка (зона очень мелких изобольных дендритов); 2 — столбчатая зона (зона осевых столбчатых дендритов); 3 — зона равновеликих и различно ориентированных кристаллов.

Указанными средствами можно получить удовлетворительную прочность и вязкость металла отливок, хотя они и будут меньше, чем у кованых буров.

Чтобы буры были надежными в работе, они должны быть достаточно прочными, иметь правильную форму и размеры; острия их должны быть достаточно закаленными, чтобы можно было заточивать и перекаливать, и износостойкими. Получить необходимые форму и размеры при отливке их не труднее, чем при ковке. Твердость острия определяется прежде всего химическим составом металла, что технически не составляет затруднений для литейщиков. Даже примитивная закалка острия кузнечным способом литых буров дает такие же результаты, как и закалка этим способом кованых или скрученных из стальной полосы буров.

С точки зрения износа литые буры более стойки, чем кованые, что объясняется прежде всего характером первичной аустенитной структуры металла. Обычная структура литого металла буров показана на фиг. 153.

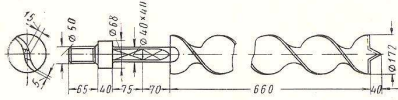
Все сказанное доказывает, что производство литых буров при довольно простой технологии производства обходится дешевле, чем кованых, и что буры будут достаточно надежными в эксплуатации.



ОПЫТЫ ОТЛИВКИ БУРОВ

В 1954 г. были начаты опыты изготовления литых стальных буров диаметром 178 мм, показанных на фиг. 154. Буры отливались из аустенитной марганцевой и из углеродистой стали. Формовались буры в вертикальном положении при помощи простых алюминиевых опок высотой в один оборот спирали (фиг. 155).

Для экономии времени и средств были сделаны наиболее простые модели, так как требовалось только доказать правильность намеченной технологии производства. Разрез сложной формы представлен на фиг. 156, где показана также литниковая система, обеспечиваю-



Фиг. 154. Бур диаметром 178/182 мм.

щая поступление свежего горячего металла в поднимающийся охлажденный жидкий металл в полости формы. Такая литниковая система была принята за основную в дальнейшем производстве литых спиральных буров.

Формы изготавливались из формочной земли (песка) как сырые, так и с последующим подсушиванием.

Было найдено, что можно успешно применять для формовки синтетический песок, увлажненный бентонитом. Литниковая система составляется из литых огнеупорных или песчаных высушенных стаканов.

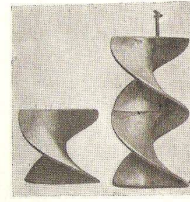
Литые буры получались вполне удовлетворительными, и отличное качество металла было проверено рентгеновскими снимками. Снимок бура диаметром 178 мм приведен на фиг. 157.

Сразу же после лабораторных опытов приступили к изготовлению десяти литых буров диаметром 380 и 330 мм в производственных условиях. Были сделаны алюминиевые модели, имеющие полтора шага спирали.

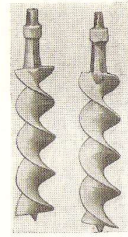
Формовка производилась в вертикальном положении с этажной литниковой системой. По предложению литейщиков была применена последовательная трамбовка формочной земли с выкручиванием модели и укладкой литниковой системы. Так была сделана вся спиральная часть формы бура без разделяющих плоскостей (фиг. 158).

Этот способ формовки был применен для всех десяти отливок. Для формовки был использован влажный песок, и сразу же после окончания формовки производилась заливка металла.

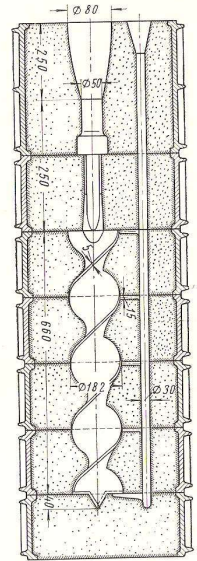
Учитывая, что острия буров после закалки должны быть достаточно твердыми была выбрана сталь марки L<sub>0</sub>П1170 (CSN 422671)



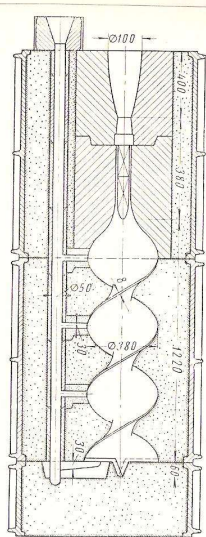
Фиг. 155. Модель бура диаметром 178/182 мм.



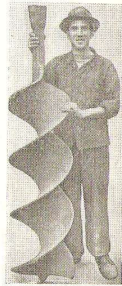
Фиг. 157. Отливки буров диаметром 178/182 мм.



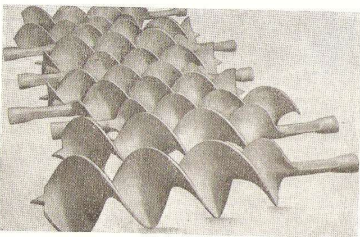
Фиг. 156. Форма бура диаметром 178/182 мм в разрезе.



Фиг. 158. Форма бура диаметром 380 мм в разрезе.



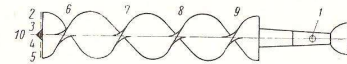
Фиг. 159. Отливка бура диаметром 380 мм, вес 115 кг.



Фиг. 160. Группа литых буров для бурения земли.

химического состава 0,52—0,58% С; 0,50—0,70% Мп; 0,25—0,45% Si, не более 0,30% Сг; не более 0,50% Ni; не более 0,05% S + P; в данном случае для улучшения качества отливок было снижено против нормы содержание серы и фосфора (до 0,03%).

Считая, что твердость литой стали является главным критерием износостойкости изделия в работе, было решено изготовить пробную отливку из стали марки L<sub>0</sub>П1160 (CSN 422661), которая отличается от первой меньшим содержанием углерода (0,44—0,50%). Если опытный образец в работе окажется достаточно износостойким,



№ по пор.	Твердость по Бринелю	Прочность в кг/мм <sup>2</sup>	Примечание
1	199,5	70,9	—
2	199,5	70,9	—
3	180,0	63,9	Поры в стали
4	199,5	70,9	—
5	180,0	63,9	Поры в стали
6	199,5	70,9	—
7	199,5	70,9	—
8	199,5	70,9	—
9	199,5	70,9	—
10	199,5	70,9	—

Фиг. 161. Распределение твердости металла в разных местах литого бура диаметром 380 мм.

то последующие буры будут изготавливаться из стали L<sub>0</sub>П1160 потому, что эта сталь более вязкая, чем сталь L<sub>0</sub>П1170.

Все буры, отлитые из стали этих марок, выплавленной в высокочастотных печах, имели вполне удовлетворительные металлургические свойства и точные размеры. Отливки буров показаны на фиг. 159 и 160.

Использование жидкой стали было очень высоким (около 80%) если учитывать сложность и вес отливок. Буры после выливки чистили, отжигали и отправляли в дальнейшую обработку.

В местах отливок буров, обозначенных цифрами (фиг. 161), определялась прочность металла при помощи ударного твердомера системы Полюди. Результаты испытаний показали небольшую разницу твердости в различных местах, что указывает на благоприятные условия при затвердевании металла отливок.



Результаты испытаний при бурении земли были настолько хорошими, что было решено в дальнейшем изготавливать только литые буры.

Этот пример с бурами был приведен прежде всего для того, чтобы указать на имеющиеся возможности изменения технологии производства и в том случае, когда существующий способ, применяемый с давних времен, считается наилучшим и неизменяемым.

Используя все пути, чехословацкая промышленность добивается дальнейшего прогресса в литейном производстве, в котором она занимает одно из ведущих мест, признанное всем миром.

#### ЗАКЛЮЧЕНИЕ

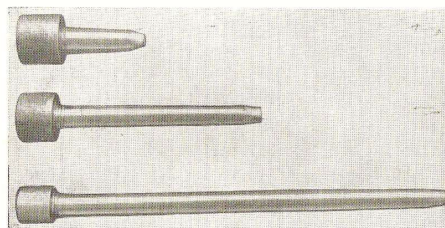
Авторы вполне отдают себе отчет в том, что, несмотря на все данные, приведенные в книге, рассмотренные темы были далеко не полностью исчерпаны. Первой причиной этого было ограничение объема книги, другой и главной причиной является то, что у каждого из нас познания и опыт ограничены. Также известно, что очень часто новые решения и новая технология и многое другое совершаются в настоящее время на столько быстро, что содержание только что вышедшей книги уже становится устаревшим. Все же предполагается, что наглядное изложение производственных опытов и исследований может помочь всем, кому приходится соприкасаться с этими проблемами на практике. Если хотя бы частично передаваемый опыт будет использован конструкторами, литейщиками и исследователями, для авторов книги это будет наилучшей наградой за проделанную работу. Авторы искренне желают передать свой опыт наибольшему числу работников.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. E m i n g e r Z., Cs. patent číslo 84609 z roku 1953 a číslo 84624 z roku 1952.
2. E m i n g e r Z., S t e j s p a l J., Dosud neuvěřejné práce (1950—1954).
3. E m i n g e r Z., K o š e l e v V., Lité nástroje, SNTL, Praha 1953.
4. E m i n g e r Z., F i a l a A., S l a j s J., Mechanické a fyzikální vlastnosti odlitků z austenitické chromoniklové oceli stabilizované titanem. Hutnické listy IX, 1954, č. 9, str. 514—523.
5. E m i n g e r Z., Mechanické hodnoty některých austenitických ocelí při nízkých a nejnižších teplotách. Strojnický sborník I, Praha 1952, str. 5 až 24.
6. E m i n g e r Z., Odlitky velkých a největších vrtáků pro geologický průzkum. Výzkumná zpráva č. 439, Závody V. I. Lenina v Plzni 1955.
7. E m i n g e r Z., Příspěvek k otázce výroby pyroferalových odlitků. Slévárství III, 1955, č. 10.
8. E m i n g e r Z., S t e j s p a l J., Přetavování Crinitu a Tizitu. Výzkumná zpráva č. 255, Závody V. I. Lenina v Plzni 1952.
9. E m i n g e r Z., Slévárství II. Ocel. Skripta Vysoké školy strojní v Plzni, 1953, str. 151 a další.
10. E m i n g e r Z., Vliv hlavních výrobních operací na jakost odlitků z austenitické chromoniklové oceli, stabilizované titanem. Hutnické listy VIII, 1953, č. 6, str. 282 až 295.
11. E m i n g e r Z., Výroba navářecích tyčinek z vysokolegovaných Ni—Cr slitin. Strojrenství IV, 1954, č. 2, str. 109 až 117.
- 11a. E m i n g e r Z., L e h k ý Z., L ö b l K., Výroba navařovacích tyčinek oděváním. Slévárství IV, 1956, č. 9, str. 257—263.
12. J a r e š V., Metalografie neželezných kovů.
13. C h v o r i n o v N., K o š e l e v V., Manganové oceli. Část I. Výzkumná zpráva VZU č. 206, Škodovy závody v Plzni 1932.
14. K o š e l e v V., Systém Fe—Mn—C. Díl I. Výzkumná zpráva VZU č. 212, Škodovy závody v Plzni 1932.
15. K r u m p o s J., Studie fersilitu různých výrobců. Osobní sdělení, Závody V. I. Lenina v Plzni 1951.
16. L ö b l K., Tvrdé návary, SNTL, Praha 1955.
17. M a š e k V., Dosud neuvěřejné práce. Závody V. I. Lenina v Plzni.
18. M a š e k V., Osobní sdělení. Závody V. I. Lenina v Plzni 1955.
19. P ř i l í k A., Manganová ocel. Výzkumná zpráva č. 1, Škodovy závody v Plzni 1926.
20. P l u h a ř J., V y k l i c k ý M., Úsporné žaruvzdorné slitiny pro teploty nad 800° C. Slévárství II, 1954, č. 4 str. 9—16.
21. P o b o ř í l F., Slévárenské slitiny železa a chromu, vzdorující žaru a korozi IV. Výzkumná zpráva č. 96, Škodovy závody v Plzni 1928.
22. P o b o ř í l F., Studie o fersilitu I. Výzkumná zpráva č. 195, Škodovy závody v Plzni 1931.
23. V a l e n t a E., Slévárenské slitiny železa a chromu, vzdorující žaru a korozi VI. Výzkumná zpráva č. 114, Škodovy závody v Plzni 1929.
24. V y k l i c k ý M., P l u h a ř J., Výzkum použitelnosti úsporných litých žaruvzdorných slitin Fe—Al (typu pyroferal). Výzkumná zpráva VUMT Praha, Z—54—191/1, 1954.

25. W e b e r K., Výroba odlitků z austenitické manganové oceli. Slévárství II, 1954, str. 301.
26. Г о л ц а р о в П. А., Производство лития из марганцевой стали. Металлургия, 1940, стр. 14.
27. Г р е й н е р Е., Сплавы железа с кремнием, ГНТИ Украины, 1956, стр. 233.
28. Е д н е р а л Е. П., Электрометаллургия, М, 1950, стр. 260—264.
29. Н е х е н д з ю А., Стальное литье, М, 1948.
30. С л а в и я Д. О. и Ш т е й н м а н Е. Б., Металлы и сплавы в химическом машиностроении и аппаратостроении, М, 1951, стр. 73—75.
31. Т и м о ш е н к о, Высокохромистые нержавеющей и жароупорные стали. Дополненный перевод с английского, стр. 359—365.
32. Г а д ф и л ь д Д. А., О марганце в стали. Горный журнал, 1889, № 4, стр. 23 (взято из книги Ю. А. Нехендзя 1939).
33. H a d f i e l d D. A., H o r k i n s o n B., Stahl und Eisen, 1914, g. 887.
34. L a r r y J. B a r t o n, The Iron Age, 1922, January, p. 4.
35. P o t t e r W. S., Bulletin of the American Institute of Mining Engineers, 1924, p. 601.
36. R o l f e R. T., Dictionary of Metallurgy (1950), p. 204.
37. G u i l l e t A., Technische Eisen, 1927, g. 120.
38. G u m l i c h J., Stahl und Eisen, 1919, g. 968.
39. H o u d r e m o n t E., Schaffmeister P., Archiv für Eisenhüttenwesen 1933/34, g. 187—191.
40. V e g e s a c k A. V., Zeitschrift für anorganische und allgemeine Chemie, 1926, g. 154.
41. Z b i g n i e w T., Żelazo ogniodoporne o zawartości do 30% aluminium. Výzkumná zpráva Institutu odlewnictwa v Krakově 1953.

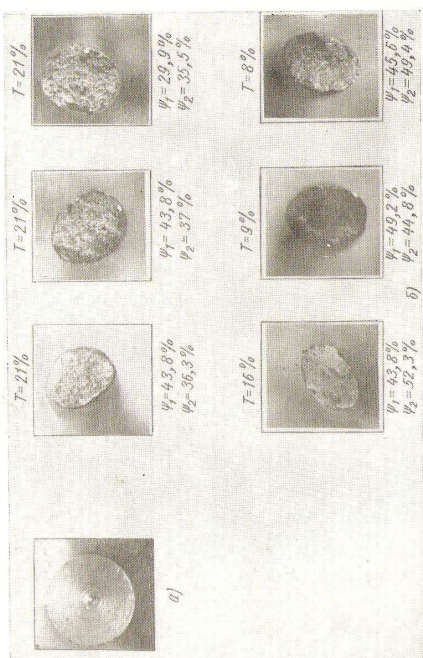




Фиг. 16. Шейка на образцах ферритной стали, образующаяся при испытании на растяжение.



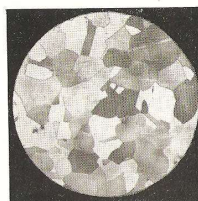
Фиг. 17. Поверхность образцов аустенитной стали после разрыва при испытаниях на растяжение.



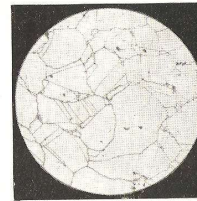
Фиг. 18. Площади поперечного сечения и формы образцов аустенитной и хромокремлевой сталей, испытанных на растяжение. а) — до разрыва; б) — после разрыва.  $\psi_1$  — относительное сужение, определенное методом измерения диаметров;  $\psi_2$  — то же, определенное планиметрированием разрыва;  $T$  — повышение результатов в %, отнесенное к  $\psi_1$ .



Фиг. 34. Структура аустенитной стали типа 18-8, содержащей титан и закаленной с  $1100^\circ$  в воде ( $\times 100$ ).

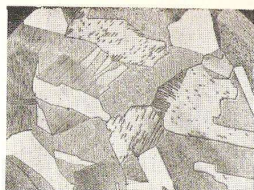


Фиг. 44. Аустенитная структура ( $\times 150$ ; пикриновая кислота).

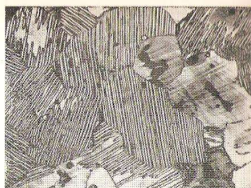


Фиг. 45. Аустенитная структура ( $\times 50$ ; азотная кислота).

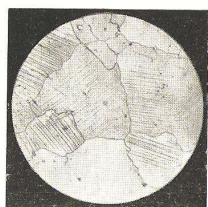




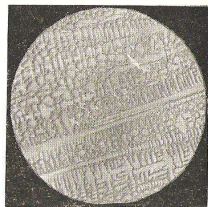
Фиг. 46. Глубокое травление аустенитной структуры (×100; пикриновая кислота)



Фиг. 47. Глубокое травление аустенитной структуры (×100; пикриновая кислота).



Фиг. 48. Линии сдвига (площади скольжения) на зернах аустенита (×150; пикриновая кислота).



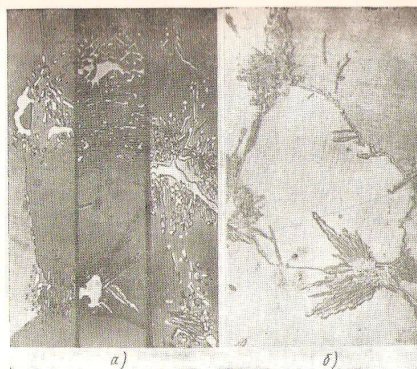
Фиг. 49. Структура с сильно развитой дендритной сеткой (×100; азотная кислота).



Фиг. 50. Выделения карбидов в виде точек по границам зерен (увеличено в 300 раз; специальный травитель).



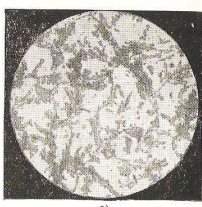
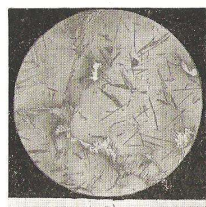
Фиг. 51. Выделения карбидов в виде игл (×300; специальный травитель).



Фиг. 52. Карбиды: а — сферодальные (×300; специальный травитель); б — несферодальные (×300; специальный травитель).

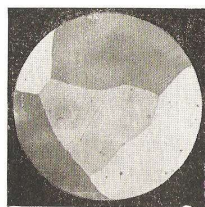
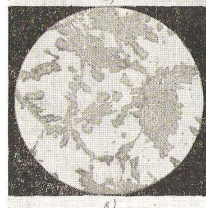


Фиг. 53. Округленные ракушечнообразные зерна троостита (×200; специальный травитель).



Фиг. 54. Структура металла отливок (×150; пикриновая кислота):

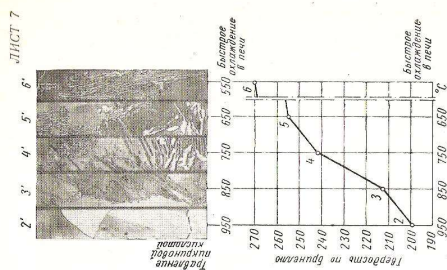
а — отливки весом 20 кг (1,45% С), б — отливки весом 120 кг (1,43% С), в — отливки весом 160 кг (1,4% С).



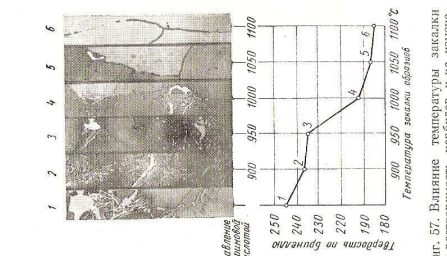
Фиг. 55. Структура чисто аустенитной закаленной стали (1,28% С) (×800; пикриновая кислота).



Фиг. 56. Структура стали, показанная на фиг. 55, но отпущенная при 400° (×150; пикриновая кислота).

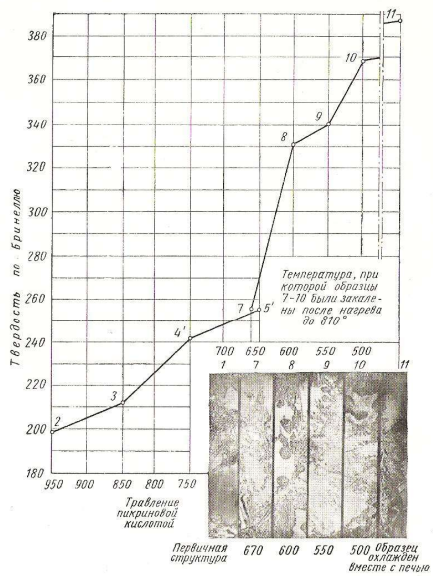


Фиг. 58. Влияние температуры нагрева на выделение карбидов и на изменение твердости стали (Хлоринов и Колчешев). ×300.



Фиг. 57. Влияние температуры закалки на растворимость карбидов и на изменение твердости стали (Хлоринов и Колчешев). ×300.





Фиг. 59. Изменение твердости и структуры стали при распаде аустенита (Хворинов и Кошелев).  $\times 300$ .



Фиг. 71. Микроструктура металла отливки из феррохрома (завод им. В. И. Ленина в г. Пльзень).



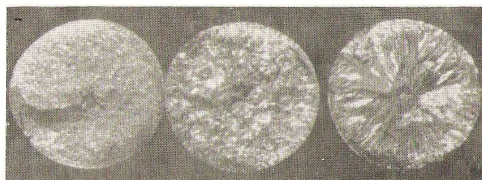
Фиг. 72. Микроструктура металла отливки из феррохрома (Рейнгутте — Висбаден).



Фиг. 73. Микроструктура металла отливки из феррохрома (Паулинг).



Фиг. 80. Изменение структуры сплава в изломе в зависимости от температуры заливки. Плавка А.



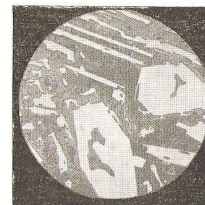
Фиг. 81. Изменение структуры сплава в изломе в зависимости от температуры заливки. Плавка Б.



Фиг. 87. Структура эвтектического хромистого сплава (измельченные карбиды): 3,16% С; 30,5% Сг ( $\times 500$ ; специальный травитель).

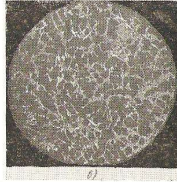
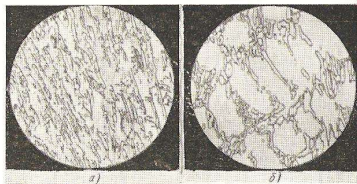


Фиг. 88. Структура эвтектического хромистого сплава (измельченные карбиды): 3,16% С; 30,5% Сг ( $\times 600$ ; азотная кислота).

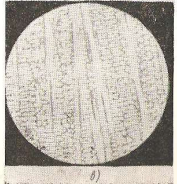
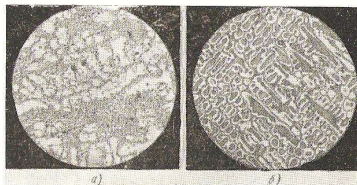


Фиг. 90. Микроструктура хромистого сплава разряда А, показанного на фиг. 89: 3,16% С; 30,5% Сг ( $\times 200$ ; смесь азотной и пикриновой кислот).

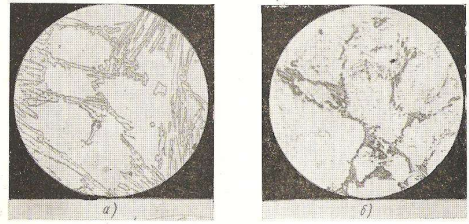




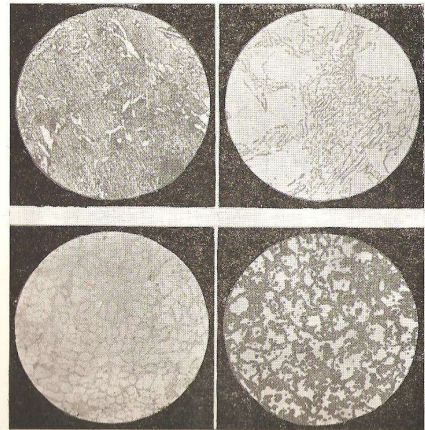
Фиг. 91. Микроструктура хромистого сплава разряда Б состава:  
а—2,1% С; 27,0% Cr (×500; реактив Мураками); б—2,12% С; 27,0 Cr (×500; специальный травитель); в—2,2% С; 11,0% Cr (×100; специальный травитель).



Фиг. 92. Микроструктура хромистого сплава разряда Б состава:  
а—1,4% С; 31,5% Cr (×100; реактив Мураками); б—1,33% С; 15,4% Cr (специальный травитель); в—1,3% С; 22,0% Cr (×100; специальный травитель).



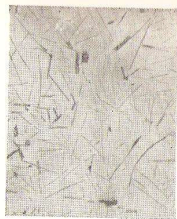
Фиг. 93. Микроструктура хромистого сплава разряда Г состава:  
а—0,87% С; 36,8% Cr (×500; реактив Мураками); б—0,74% С; 22,1% Cr (×500; реактив Мураками + специальный травитель).



Фиг. 94. Микроструктуры хромистых сплавов по ЧСН 422913 и ЧСН 422914 (чехословацкий стандарт) — феррохромиты:  
0,4—0,8% С; 24,0—30,0 Cr.



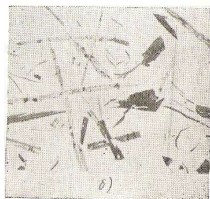
Фиг. 108. Структура сплава, содержащего 27% Al; основная его составляющая —  $\beta$ -фаза с выделенными карбидами и графитом.



Фиг. 109. Структура сплава, содержащего 30% Al; феррит + карбид (×100; шлиф нетравленный).



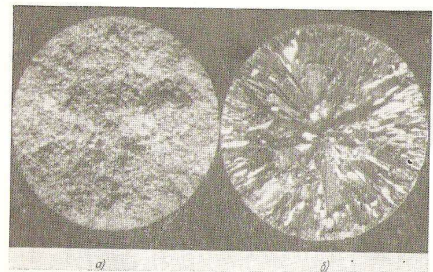
Фиг. 110. Структура сплава, содержащего 30% Al — крупные карбиды (×100; шлиф нетравленный).



Фиг. 111. Структура металла (×100):  
а — тонкостенной отливки; б — толкостенной отливки,

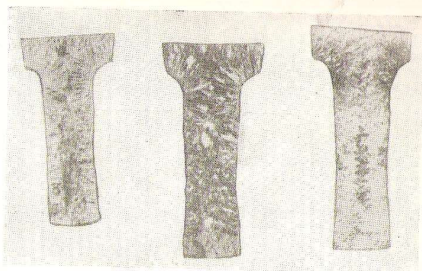


Фиг. 112. Вид излома металла удовлетворительного качества.

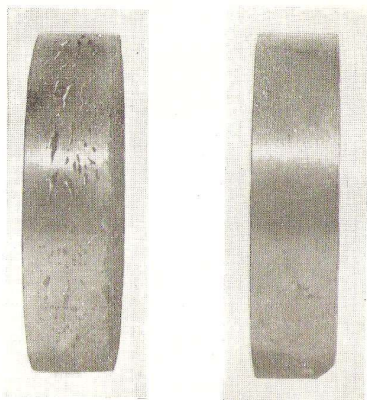


Фиг. 115. Изломы образцов:  
а — отлитых при температуре выше 1400°; б — отлитых при температуре ниже 1400°.



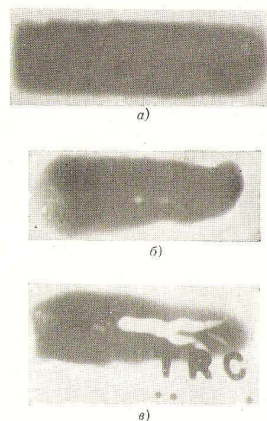


Фиг. 133. Изломы металла отливок, отлитых из перегретого сплава.



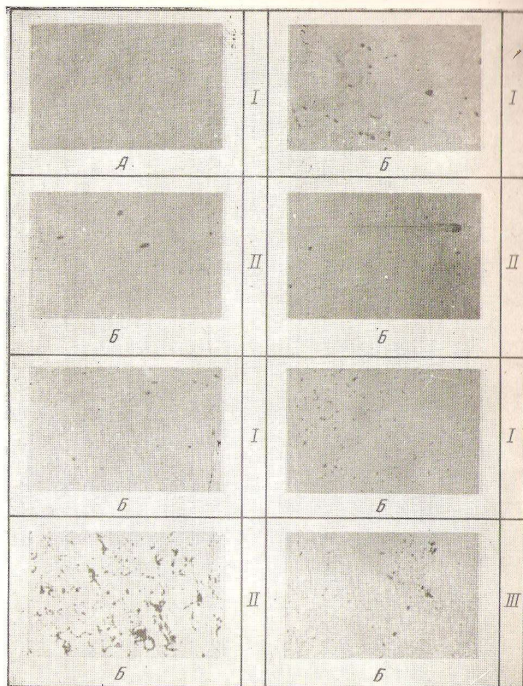
Фиг. 138. Влияние работы сварщика на качество наплавляемого сплава.

Фиг. 139. Влияние работы сварщика на качество наплавляемого сплава.



Фиг. 140. Влияние перемешивания основного металла с наплавляемым сплавом:

а — наплавляемый сплав + 0% основного металла; б — наплавляемый сплав + 10% основного металла; в — наплавляемый сплав + 30% основного металла.



Фиг. 147. Микроструктура сплава.  $\times 100$ :

I — наплавляемость хорошая; II — наплавляемость отличная; III — наплавляемость неудовлетворительная; А — выплавленная в вакууме; Б — литая.

ОГЛАВЛЕНИЕ

Предисловие . . . . .	5
<b>ЧАСТЬ ПЕРВАЯ</b>	
<b>Глава I. Отливки из аустенитных сталей и сплавов . . . . .</b>	<b>7</b>
1. Хромоникелевые стали . . . . .	7
Теоретические основы легирования . . . . .	9
Свойства литой хромоникелевой стали типа 18-8 . . . . .	15
Выплавка стали . . . . .	22
Заливка форм . . . . .	29
Термическая обработка . . . . .	32
2. Марганцевые стали . . . . .	40
Теоретические основы легирования . . . . .	40
Структура аустенита . . . . .	42
Структура карбидов . . . . .	43
Структура мартенсита . . . . .	43
Структура перлита и троостита . . . . .	43
Выделение карбидов . . . . .	45
Распад аустенита . . . . .	45
Свойства марганцевой стали . . . . .	45
Производство марганцевых сталей . . . . .	50
Технология литья . . . . .	52
Термическая обработка . . . . .	57
<b>Глава II. Отливки из высоколегированных сплавов железа с кремнием, хромом и алюминием . . . . .</b>	<b>58</b>
1. Сплав железа с кремнием (ферросилид) . . . . .	58
Теория легирования . . . . .	59
Свойства ферросилида . . . . .	62
Коррозионная стойкость . . . . .	62
Технология производства отливок из ферросилида . . . . .	64
2. Сплав железа с хромом (феррохромит) . . . . .	75
Теория легирования . . . . .	76
Свойства феррохромита . . . . .	83
Технология производства . . . . .	84
3. Сплавы железа с алюминием (пироферал) . . . . .	87
Некоторые свойства пироферала . . . . .	89
Технология производства . . . . .	92
Дефекты отливок . . . . .	102



ЧАСТЬ ВТОРАЯ

Глава I. Изготовление литых прутков из твердых сплавов для наплавки пла-	
менем . . . . .	111
Специальные сплавы . . . . .	112
Сплавы никеля с хромом . . . . .	114
Сплавы железа с хромом . . . . .	124
Сплавы хрома с кобальтом . . . . .	127
Глава II. Отливки крупных буров для геологических исследований . . . . .	129
Анализ современных производственных способов изготовления	
спиральных буров . . . . .	129
Литые спиральные буры . . . . .	130
Опыты отливки буров . . . . .	132
Заключение . . . . .	136
Литература . . . . .	138
Приложение — Фото (1—18)	



Зденек Эммигер, Карел Вебер

ПРОИЗВОДСТВО ОТЛИВОК ИЗ СПЕЦИАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ

Технические редакторы А. Я. Тихонов, В. Л. Зыкин      Корректор А. М. Усачева  
Художественный редактор Л. М. Шаров

Сдано в производство 19/IX 1959 г.      Подписано к печати 7/1 1960 г.      Т-01606  
Тираж 4000 экз.      Печ. листов 10,0 (вкл.)      Бум. л. 5,0.      Уч.-изд. л. 9,5  
Формат 60×92/16      Заказ 706

Типография № 6 УИП Ленсовнархоза, Ленинград, Моисеенко, 10.