ПРОИЗВОДСТВО СТАЛЬНЫХ ОТЛИВОК

Под ред. проф., докт. техн. наук Л. Я. Козлова

Рекомендовано Учебно-методическим объединением по образованию в области металлургии в качестве учебника для студентов высших учебных заведений, обучающихся по специальности 110400 – «Литейное производство черных и цветных металлов»

МОСКВА
·МИСИС·
2003

Рецензенты: кафедра «Материаловедение и литейное производство» Рыбинской государственной авиационной технологической академии;
проф., докт. техн. наук Ю.И. Уточкин, директор центра металлургии ООО «Объединенные машиностроительные заводы»

Л.Я. Козлов, В.М. Колокольцев, К.Н. Вдовин, Э.Б. Тен, Л.Б. Долгополова, А.А. Филиппенков

УДК 669.14.018

Производство стальных отливок: Учебник для вузов / Козлов Л.Я., Колокольцев В.М., Вдовин К.Н. и др./ Под ред. Л.Я. Козлова. — М.: ·МИСИС·, 2003. — 352 с.

В учебнике даны основные характеристики стальных отливок, их химический состав, физические, механические и специальные свойства, области применения. Приведена классификация стальных отливок. Большое внимание уделено процессам выплавки различных сталей, подготовки расплавов к кристаллизации и формированию структуры отливок. Рассмотрены основные литейные свойства сталей и их влияние на качество отливок, условия возникновения и развития ликвации, образования неметаллических и газовых включений, усадочных раковин и пор, внутренних напряжений и трещин. Обсуждены меры по их предотвращению или снижению негативного воздействия на качество отливок. Изложены особенности литниково-питающих систем при изготовлении стальных отливок, методы их расчета.

Учебник предназначен для студентов вузов, обучающихся по специальности «Литейное производство черных и цветных металлов». Может быть использован инженерно-техническими работниками исследовательских организаций и заводов.

Ил. 135. Табл. 59. Прил. 25. Библиогр. список: 53 назв.

Федеральная целевая программа «Культура России» (подпрограмма «Поддержка полиграфии и книгоиздания России»)

ISBN 5-87623-119-3

© Козлов Л.Я., Колокольцев В.М., Вдовин К.Н. и др.; «МИСИС, 2003

ОГЛАВЛЕНИЕ

Предисловие 6
Введение 8

Глава 1. **ОСНОВНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ СТАЛЬНОГО ЛИТЬЯ** 12
1.1. Классификация стальных отливок 12
1.2. Маркировка стальных отливок 13
1.3. Роль элементов, входящих в состав сталей, в формировании структуры и свойств 14
1.3.1. Влияние постоянных примесей на свойства сталей 14
1.3.2. Влияние легирующих элементов на структуру и свойства структурных составляющих в стали 17
1.3.3. Выбор легирующих элементов для получения заданной структуры стали в отливках 28
1.4. Отливки из конструкционных нелегированных и легированных сталей .. 30
1.4.1. Назначение и области применения конструкционных сталей 30
1.4.2. Химический состав и механические свойства конструкционных сталей 33
1.4.3. Определение механических свойств сталей 37
1.5. Отливки из легированных сталей со специальными свойствами 40
1.5.1. Назначение и области применения легированных сталей со специальными свойствами 41
1.5.2. Химический состав и механические свойства легированных сталей со специальными свойствами 49
1.5.3. Характеристика специальных свойств легированных сталей 51
1.6. Отливки из хладостойкой стали 59
1.6.1. Назначение хладостойких сталей 61
1.6.2. Химический состав и механические свойства хладостойких сталей 62
1.7 Отливки из инструментальной стали 62
1.8 Физические свойства литых сталей 70
1.9 Термообработка стальных отливок 73
1.9.1 Виды термообработки 73
1.9.2. Влияние вида термической обработки на свойства сталей 75
Контрольные вопросы 80

Глава 2. **ПЛАВКА СТАЛЕЙ И ПОДГОТОВКА РАСПЛАВОВ К КРИСТАЛЛИЗАЦИИ** 82
2.1. Шихтовые материалы для выплавки стали 82
2.2. Выбор плавильного агрегата. Классификация процессов и их общая характеристика 87

2.3. Плавка стали в дуговых печах ... 91
2.3.1. Общие положения ... 91
2.3.2. Плавка стали основным процессом ... 94
2.3.3. Плавка стали кислым процессом ... 101
2.3.4. Технико-экономические показатели плавки стали в дуговых сталеплавильных печах ... 103
2.3.5. Плавка стали в дуговых печах постоянного тока ... 104
2.4. Плавка стали в индукционных печах ... 105
2.5. Специальные способы выплавки стали ... 110
2.6. Раскисление стали ... 115
2.7. Внепечная обработка стали ... 120
2.8. Расчет шихты ... 127
2.9. Разливка стали ... 139
2.9.1. Характеристика разливочных ковшей ... 139
2.9.2. Определение температуры заливки ... 143
2.9.3. Определение температуры выпуска стали из печи ... 143
2.10. Огнеупорные материалы для футеровки сталеплавильных печей и ковшей для разливки металла ... 144
Контрольные вопросы ... 149

Глава 3. **СТРОЕНИЕ И СВОЙСТВА ЖИДКОЙ СТАЛИ. ПРОЦЕССЫ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ И ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ ОТЛИВОК** ... 150
3.1. Структура расплавов стали ... 150
3.2. Кристаллизация и формирование структуры стальных отливок ... 158
3.3. Ликвация стали в отливках ... 163
3.4. Модифицирование структуры отливок ... 168
3.4.1. Сущность процесса, виды модифицирования ... 168
3.4.2. Влияние модифицирования на механические и специальные свойства сталей ... 171
Контрольные вопросы ... 173

Глава 4. **ГАЗОВЫЕ ВКЛЮЧЕНИЯ В СТАЛЬНЫХ ОТЛИВКАХ** ... 174
4.1. Эндогенные газовые включения ... 174
4.1.1. Растворимость газов в металле ... 174
4.1.2. Водород в стали и отливках ... 176
4.1.3. Азот в стали и отливках ... 177
4.1.4. Механизм образования эндогенных газовых включений и меры по их предотвращению ... 180
4.2. Экзогенные газовые включения в стальных отливках ... 181
4.2.1. Источники газов в форме и механизм образования экзогенных газовых дефектов ... 181
4.2.2. Меры по предотвращению образования экзогенных газовых включений ... 184
Контрольные вопросы ... 185

Глава 5. **НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИЕ ВКЛЮЧЕНИЯ В ОТЛИВКАХ** ... 186
5.1. Характеристика включений ... 186
5.2. Эндогенные неметаллические включения ... 190

5.3. Удаление эндогенных неметаллических включений ... 191
5.4. Экзогенные неметаллические включения ... 194
5.5. Предотвращение образования экзогенных неметаллических включений ... 195
Контрольные вопросы ... 195

Глава 6. **ЛИТЕЙНЫЕ СВОЙСТВА СТАЛИ** ... 196
6.1. Жидкотекучесть стали и заполняемость литейной формы ... 196
6.2 Усадка стали ... 205
6.2.1. Объемная усадка ... 206
6.2.2. Линейная усадка ... 214
6.3. Литейные напряжения в стальных отливках ... 222
6.4. Коробление отливок ... 231
6.5. Трещины в отливках ... 232
6.5.1. Горячие трещины ... 232
6.5.2. Расчет стойкости стальных отливок против образования горячих трещин ... 237
6.5.3. Основные технологические меры по предотвращению горячих трещин в отливках ... 241
6.5.4. Холодные трещины в отливках и меры по их предотвращению ... 244
Контрольные вопросы ... 246

Глава 7. **ПРИБЫЛИ И ЛИТНИКОВЫЕ СИСТЕМЫ** ... 247
7.1. Прибыли ... 247
7.1.1. Назначение прибылей ... 247
7.1.2. Классификация прибылей ... 248
7.1.3. Расчет прибылей ... 253
7.2. Литниковые системы ... 260
7.2.1. Назначение литниковой системы и ее элементов ... 260
7.2.2. Требования к литниковым системам ... 262
7.2.3. Классификация литниковых систем ... 263
7.2.4. Конструирование и выбор литниковой системы ... 267
7.2.5. Расчет литниковых систем ... 270
Контрольные вопросыі ... 279

Глава 8. **ДЕФЕКТЫ И КОНТРОЛЬ КАЧЕСТВА СТАЛЬНЫХ ОТЛИВОК** ... 280
8.1. Несоответствие по геометрии ... 281
8.2. Дефекты поверхности ... 284
8.3. Несплошности в теле отливки ... 292
8.4. Контроль качества стальных отливок ... 294
Контрольные вопросы ... 299

РЕКОМЕНДАТЕЛЬНЫЙ БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК ... 300
ПРИЛОЖЕНИЯ ... 304

ПРЕДИСЛОВИЕ

Учебник «Производство стальных отливок» подготовлен коллективом авторов, работающих в Магнитогорской Горно-металлургической академии, Московском государственном институте стали и сплавов (Технологическом университете) и Уральском институте металлов. Он написан в соответствии с учебной программой по специальности 110400 «Литейное производство черных и цветных металлов». При подготовке учебника использованы опыт преподавания курса на кафедрах, выпускающих инженеров указанной специальности и входящих в Учебно-методическое объединение (УМО) по образованию в области металлургии, а также материалы монографий, различных справочников и учебно-методических пособий, написанных сотрудниками ЦНИИТМАШ и других научно-исследовательских организаций и вузов.

Содержание всех разделов учебника неоднократно обсуждалось на заседаниях научно-методического совета специальности 110400 УМО. Активную помощь в формировании содержания учебника оказали проф., д. т. н. Б. А. Кулаков (ЮУТУ), проф., д. т. н. Ри Хосен (ХТУ), проф., д. т. н. Р. К. Мысик (УТУ), проф., д. т. н. М. А. Иоффе (Сев.-Зап. ЗПИ), проф. А. А. Жуков и проф., д. т. н. А. А. Шатульский (РГАТА), проф. И. В. Грузных, проф., д. т. н. Л. И. Мамина, проф., д.т.н. А. А. Щетинин (ВТУ), проф. Е. Г. Савченко (МГВМИ), проф., д.т.н. Д. Н. Худокормов и др.

Учебник состоит из 8 глав и 25 приложений.

В первой главе приведены основные характеристики и области применения стальных отливок, их классификация, маркировка литейных сталей по ГОСТ. Рассмотрена роль различных элементов в формировании структуры и свойств конструкционных и легированных сталей со специальными свойствами. Показано, что окончательное формирование механических и специальных свойств достигается выбором термической обработки отливок. Изменяя режимы термообработки одной и той же стали, можно получить разные по уровню механические и эксплуатационные свойства, что позволяет изготавливать различные отливки из одной стали и в конечном итоге снижает себестоимость отливок.

Вторая и третья главы содержат сведения о способах выплавки, типах печей, методах расчета шихты и внепечной обработки расплавов. Кратко изложены строение и свойства жидкой стали и особенности формирования структуры отливок в зависимости от химсостава стали и других технологических факторов (вида формы, конфигурации отливок и т. д.).

В четвертой и пятой главах рассмотрены процессы формирования газовых и неметаллических включений в стальных отливках, причины возникновения и меры по их предотвращению. В этих главах использованы данные проф. Я. И. Медведева и чл.- корр. РАН Ю.А. Шульте.

В шестой главе изложены литейные свойства стали, показано их влияние на качество отливок. Рассмотрены методы определения жидкотекучести, формозаполняемости, объемной и литейной усадки, внутренних напряжений, трещиноустойчивости, преимущества и недостатки различных методов. Приведен расчет стойкости стальных отливок против образования горячих трещин, предложенный проф. И. В. Грузных.

В седьмой главе рассмотрены особенности литниково-питающих систем при производстве стальных отливок, классификация литниковых систем и прибылей, приведены области их применения и расчеты.

В восьмой главе кратко изложена информация о наиболее часто встречающихся дефектах в стальных отливках, их классификации и методах предупреждения и предотвращения, а также способах контроля качества отливок и областях их надежного использования.

В приложениях приведены справочные данные практически по всем разделам учебника, облегчающие усвоение материала и чрезвычайно полезные инженерам-литейщикам в их производственной деятельности.

Авторы приносят свою глубокую благодарность профессорам и преподавателям родственных кафедр за критические замечания по отдельным главам учебника и разумные предложения, которые были учтены при его написании.

Особую признательность авторы выражают к. т. н. С. В. Картошкину и инженеру Е. Е. Миролюбовой за помощь в подготовке рукописи учебника к изданию.

Авторы с благодарностью примут все замечания по содержанию учебника, трактовке отдельных положений и учтут их при подготовке следующего издания.

ВВЕДЕНИЕ

Сталью называют сплав железа с углеродом до 2% и другими элементами. В практике обычно используют стали с содержанием углерода до 1,5%.

В отличие от других сплавов стали обладают высокой прочностью и пластичностью, что обусловливает их широкое применение в различных отраслях промышленности. Ежегодно в мире производится около 6—7 млн т стальных отливок, что составляет ~9% от общего выпуска литья. Динамика производства стальных отливок в мире и странах — основных производителях литья представлена на рис. I и II.

В странах, имеющих районы с холодным климатом (США, Китай, Россия), объем производства стального литья выше, чем в странах с умеренным климатом (рис. II). Особенно высок удельный вес стальных отливок в производстве тракторов, дорожных, транспортных, сельскохозяйственных машин, в металлургии, строительстве, теплоэнергетике. Многие отливки работают в сложных условиях совместного действия высоких нагрузок, низких или высоких температур, агрессивных сред.

Широкое использование стальных отливок обусловлено рядом обстоятельств, среди которых:

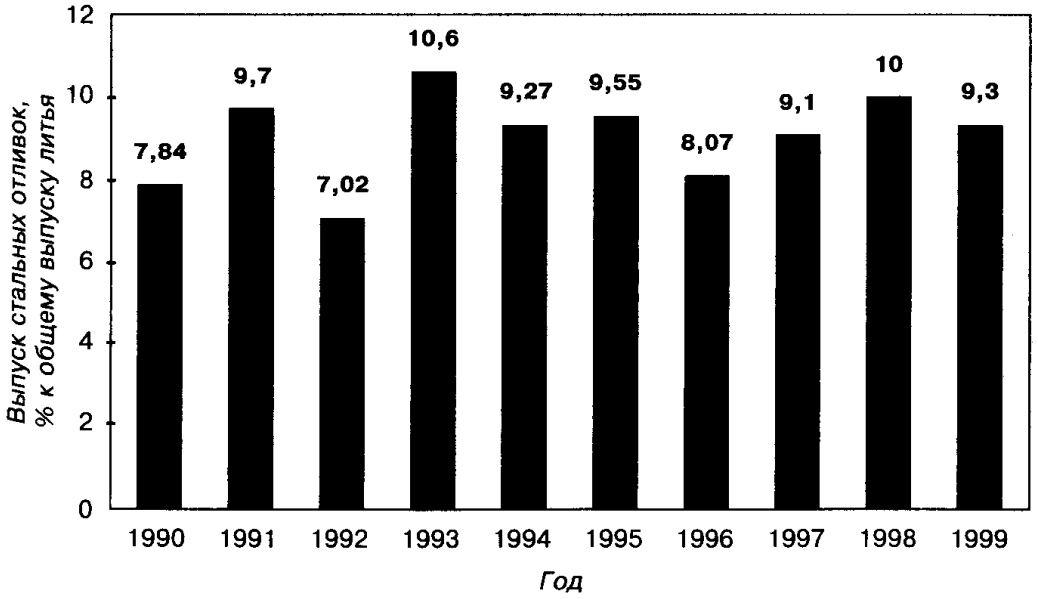


Рис. I. Производство стальных отливок в мире в 1990—1999 гг.

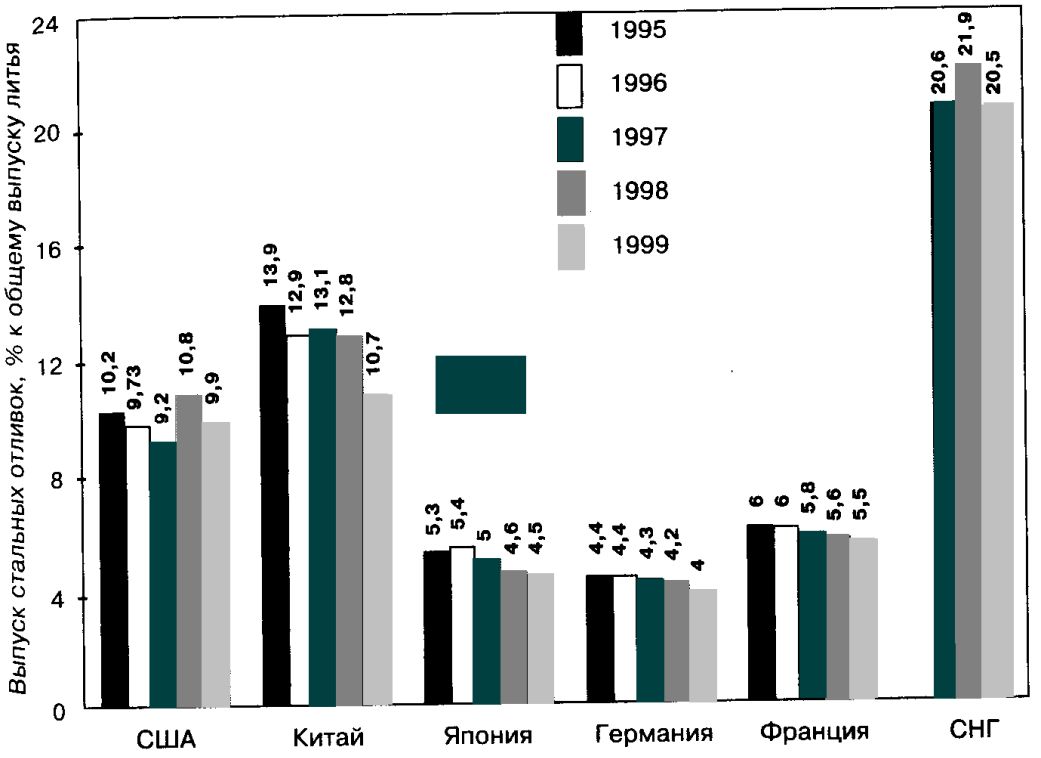


Рис. II. Производство стальных отливок в странах — основных производителях литья в 1995—1999 гг. (данные по странам СНГ — ориентировочно)

- сравнительно равномерная структура в различных сечениях литой детали, что обеспечивает изотропность свойств;
- высокий уровень пластических свойств, обеспечивающих эксплуатацию литых изделий в широком температурном интервале;
- хорошая свариваемость, что позволяет получать сварно-литые изделия любой сложной формы и большой массы, а также проводить их ремонт и восстановление;
- экономичность и эффективность изготовления сложных по конструкции отливок;

широкие возможности автоматизации изготовления отливок.

Для получения высококачественных отливок необходимо знать особенности процессов структурообразования литой стали, влияние на них процессов плавки, легирования, модифицирования, термической обработки, скорости охлаждения в формах и многих других факторов. Изучение этих процессов, как правило, осуществляется с помощью диаграммы состояния системы Fe—Fe_3C (рис. III), а также более сложных диаграмм.

Формирование свойств отливок начинается уже на стадии приготовления качественного жидкого расплава сталей. Поэтому все большее внимание литейщики уделяют применению современных плавильных агрегатов и процессов, позволяющих получать сталь необходимого состава и требуемых свойств (электродуговая плавка, электрошлаковое литье, вакуумно-дуговой переплав и др.)

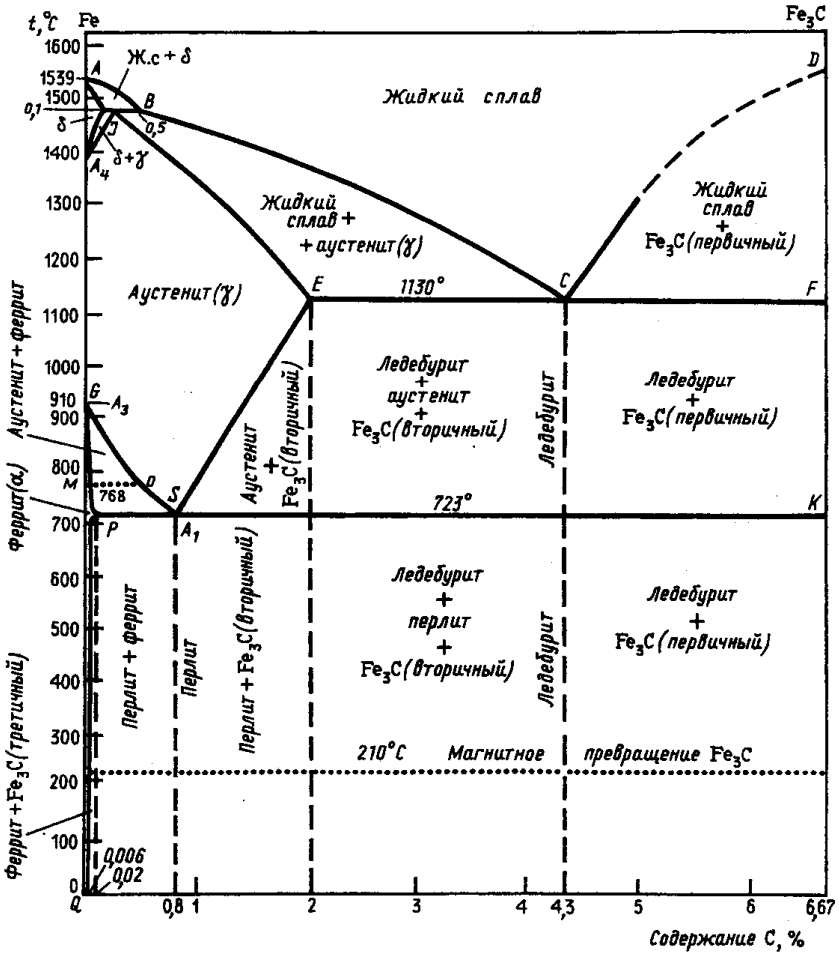


Рис. III. Диаграмма состояния системы Fe — Fe_3C (по Н. Ф. Болховитинову): точка *A* — температура плавления железа (1539 °С); *ABC* — изменение температуры ликвидус сталей с увеличением содержания углерода; точка *J* — перитектическое превращение ж + δ → γ; точка A_4 — температура перехода δ-Fe в γ-Fe при охлаждении; точка A_3 (линия *GS*) — температура выделения феррита α-Fe из аустенита γ-Fe (910—723 °С)

Легирование и модифицирование позволяет экономно и эффективно управлять свойствами литейных сталей и отливок из них.

Применение в этой области физических методов исследования дало возможность существенно продвинуться в учении о легировании стали. Плодотворным оказалось также изучение роли легирующих элементов в сталях с учетом их положения в периодической системе элементов Д. И. Менделеева, физико-химического взаимодействия их между собой и железом.

Выявление взаимосвязи между структурой и свойствами стали является одной из главных задач теории легирования. Для грамотного выбора состава стали необходимо знать влияние легирующих элементов на структурные, кристаллографические, физические, механические и другие ее характеристики. Комплексное легирование дает больший эффект, чем легирование одним или двумя элементами в большом количестве.

Модифицирование — простой и универсальный способ улучшения литой структуры и повышения свойств отливок. При этом, как правило, не требуется дополнительного дорогостоящего оборудования. Малые количества элементов-модификаторов, вводимые в расплав стали, улучшают структуру, технологические и эксплуатационные свойства стальных отливок. В настоящее время модифицирование нашло широкое применение при изготовлении отливок ответственного и особо ответственного назначения.

Немаловажными в получении высококачественных отливок являются литейные свойства сталей — это их основные технологические характеристики. Под литейными свойствами понимают определенную совокупность физических, теплофизических, физико-химических свойств и процессов, проявляющуюся на различных этапах получения отливок и оказывающую непосредственное влияние на их качество.

Большое внимание уделено рассмотрению структуры, свойств и областей применения отливок из углеродистых и легированных сталей, а также процессам их плавки и кристаллизации отливок, литейным свойствам, основам легирования, микролегирования и модифицирования, механизмам образования различных дефектов в отливках и мерам по их предотвращению или устранению.

Глава 1

ОСНОВНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ СТАЛЬНОГО ЛИТЬЯ

1.1. КЛАССИФИКАЦИЯ СТАЛЬНЫХ ОТЛИВОК

Отливки из стали классифицируют по пяти основным признакам: по химическому составу, структуре, назначению, способу выплавки стали, требованиям к детали.

1. По химическому составу отливки делятся на 4 группы:

- из углеродистой нелегированной стали; их состав различается: только содержанием углерода при одинаковом содержании других элементов - кремния, марганца, серы, фосфора; вследствие этого их можно разделить на отливки из низкоуглеродистой (C < 0,2%), среднеуглеродистой (C = 0,2...0,4%) и высокоуглеродистой (C > 0,4%) стали;
- из низколегированной стали; суммарное содержание легирующих элементов не превышает 3,5%;
- из среднелегированной стали; суммарное содержание легирующих элементов находится в пределах 3,5—10,0%;
- из высоколегированной стали с содержанием легирующих элементов более 10,0%.

2. По структуре углеродистые и легированные стали классифицируются раздельно. Это объясняется тем, что сходные структурные составляющие, например феррит, аустенит, могут обладать различными свойствами в зависимости от содержания тех или иных легирующих элементов.

Отливки из углеродистых сталей обычно имеют ферритную, ферритно-перлитную и перлитную структуру и относятся соответственно к ферритному или перлитному классам. Но даже и в таких сталях чистой ферритной или перлитной структуры не образуется. Отливки из легированных сталей в зависимости от концентрации легирующих элементов, углерода и режима термической обработки делятся на 6 классов, отливки из:

- мартенситных сталей;
- мартенситно-ферритных сталей;
- ферритных сталей;
- аустенитно-мартенситных сталей;
- аустенитно-ферритных сталей;
- аустенитных сталей.

3. По назначению или служебным свойствам стальные отливки можно разделить на 4 большие группы, отливки из:

- конструкционных нелегированных углеродистых сталей;
- легированных конструкционных сталей;
- высоколегированных сталей со специальными свойствами: кислотостойкие, жаропрочные, жаростойкие, коррозионностойкие, износостойкие, инструментальные и др.;
- сталей с особыми свойствами — немагнитных, магнитных, с высоким и низким электросопротивлением, радиационностойких и др.

4. По способу выплавки стали отливки делятся на 3 группы:

- отливки из мартеновской стали, полученной кислым или основным процессом; в последнее время доля таких отливок весьма невелика и постоянно снижается вследствие вывода мартеновских печей из эксплуатации и замены их на современные плавильные агрегаты;
- отливки из электростали, полученной в дуговых и индукционных печах с кислой и основной футеровкой; на них приходится, более 90% стали для отливок;
- отливки из стали, полученной специальной металлургией: электрошлаковый переплав и литье, электронно-лучевая плавка, вакуумно-дуговая плавка и др.; такие методы плавки используются, как правило, для получения отливок со специальными и особыми свойствами.

5. По требованиям к литой стальной детали отливки делятся на 3 группы:

- отливки общего назначения; у них контролируются внешний вид, размеры и химический состав;
- отливки ответственного назначения; у них кроме перечисленных выше показателей контролируются также механические свойства: σ_B, или $\sigma_{0,2}$;
- отливки особо ответственного назначения; у них кроме перечисленных выше показателей контролируется и ударная вязкость KCU или KCV.

Согласно требованиям к литой детали, в число контролируемых показателей могут быть включены твердость, механические свойства при низких и высоких температурах, герметичность, микроструктура и другие показатели.

Производство стальных отливок в России и странах ближнего зарубежья регламентируют по ГОСТ 977-88 «Отливки стальные. Общие технические условия» и ГОСТ 21357-87 «Отливки из хладостойкой и износостойкой стали, общие технические условия».

1.2. МАРКИРОВКА СТАЛЬНЫХ ОТЛИВОК

В России принята буквенно-цифровая система маркировки сталей. Простые углеродистые стали обозначают двузначным числом, указывающим среднее содержание углерода в сотых долях процента, и буквой Л – литейная сталь, например Ст15Л, 35Л, 50Л. Это означает, что в сталях содержится около 0,15%, 0,35% и 0,50% углерода соответственно.

В легированных литейных сталях основные легирующие элементы обозначают буквами:

А - азот	Д - медь	П - фосфор	Ф - ванадий
Б - ниобий	К - кобальт	Р - бор	Х - хром
В - вольфрам	М - молибден	С - кремний	Ц - цирконий
Г - марганец	Н - никель	Т - титан	Ю - алюминий

Цифры после букв показывают среднее содержание легирующего элемента в данной марке стали. Если содержание элемента менее 1,5%, цифру за буквенным индексом не приводят. Содержание углерода указывается в сотых долях процента в начале марки. Например: Ст08Х14НДЛ содержит в среднем 0,08% углерода, 14% хрома, около 1,2% никеля и около 1% меди; Ст110Г13Л содержит в среднем 1,1% С и 13% Mn.

Обозначение стальной отливки в технических требованиях чертежа выглядит следующим образом:

- отливка 1-й группы Ст15Л ГОСТ 977-88;
- отливка 3-й группы Ст110Г13Л ГОСТ 977-88.

Если сталь предназначена для отливок, эксплуатируемых при низких температурах (до -60 °С), например, в условиях Крайнего Севера или Сибири, то в этом случае обозначение материала стальной отливки выглядит следующим образом:

- сталь 35ГМЛ ГОСТ 21357-87;
- сталь 45Л ГОСТ 21357-87.

1.3. РОЛЬ ЭЛЕМЕНТОВ, ВХОДЯЩИХ В СОСТАВ СТАЛЕЙ, В ФОРМИРОВАНИИ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ.

Все элементы, входящие в состав сталей, классифицируют как: постоянные примеси, случайные примеси и легирующие элементы.

1.3.1. Влияние постоянных примесей на свойства сталей

Постоянные примеси, независимо от нашего желания, всегда присутствуют в сталях в различных
количествах. К ним относятся: C, Si, Mn, S, P и газы: O_2, N_2, H_2. Эти элементы входят в состав всех сталей.

Углерод оказывает решающее влияние на формирование структуры и свойства конструкционных сталей. Поэтому анализ структуры промышленных углеродистых сталей проводят, используя диаграмму состояния системы Fe—Fe_3C (рис. III Введения). С увеличением содержания углерода возрастают прочностные, но снижаются пластические характеристики сталей вследствие увеличения количества цементита в структуре. Одновременно с этим повышается температура перехода сталей от вязкого разрушения к хрупкому- порог хладноломкости (ри. 1.1 и 1.2).

Кремний входит в твердый раствор α-Fe, значительно повышая предел текучести. Его концентрация в конструкционных сталях не превышает 0,3— 0,4%.

Марганец обычно вводят в сталь для раскисления и устранения нежелательного влияния серы. Марганец частично растворен в цементите, где он замещает атомы железа. Примесь марганца несколько повышает прочность стали и обычно его содержание не превышает 0,8%. Марганец и кремний могут входить в состав неметаллических включений — сложных оксидов типа шпинели FeO*MnO, силикатов $2FeO*SiO_2$, $2MnO*SiO_2$ и др.

Сера практически не растворяется в γ-Fe. Она образует FeS, входящий в эвтектику γ + FeS с температурой плавления 988 °С. Эвтектика в процессе кристаллизации стали располагается по границам зерен и при наличии небольших напряжений при усадке способствует межзеренному разрушению стали. Это явление называется красноломкостью. Если в стали соотношение Mn: S < (8—10), то сера связывается в тугоплавкий сульфид MnS и красноломкость устраняется.

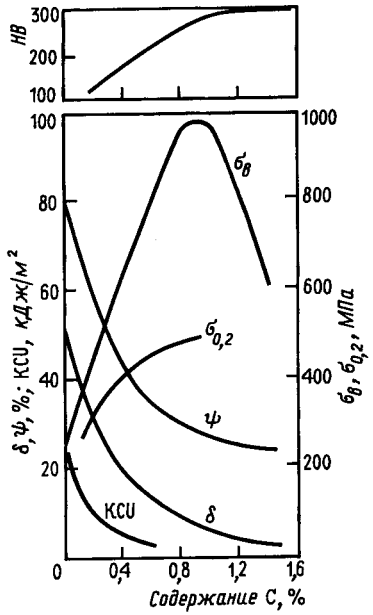


Рис. 1.1. Влияние углерода на механические свойства стали (Ю. М. Лахтин)

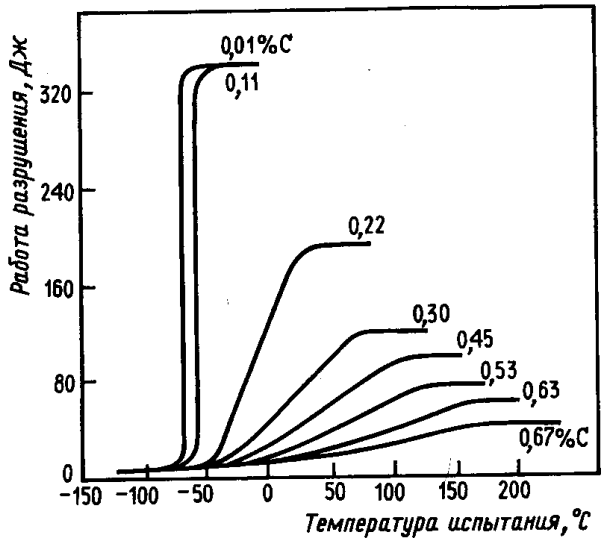


Рис. 1.2. Переходный интервал от вязкого состояния к хрупкому у сталей с различным содержанием углерода (И. А. Ринебольт)

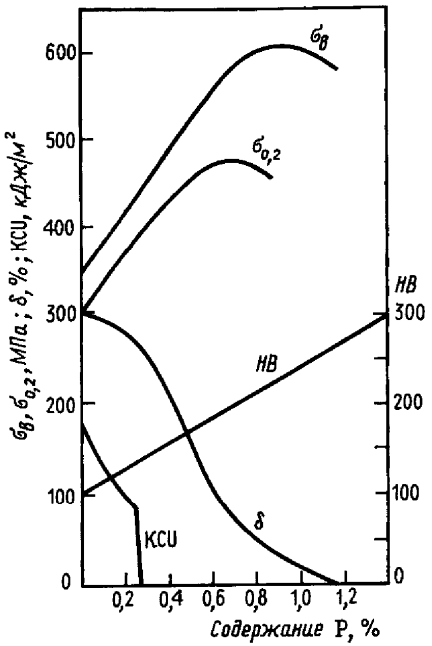


Рис. 1.3. Влияние фосфора на механические свойства низкоуглеродистой стали (Ю. М. Лахтин)

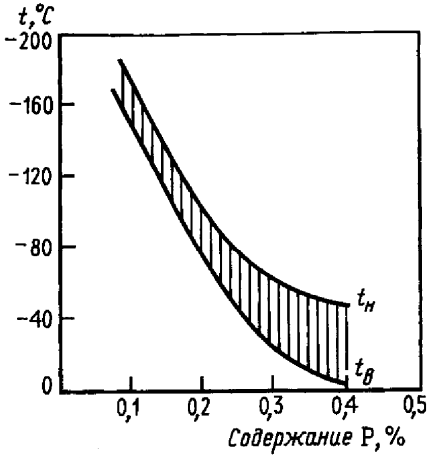


Рис. 1.4. Влияние фосфора на критическую температуру хрупкости стали с 0,06—0,09% С:
$t_в$ — верхняя температура хрупкости;
$t_н$ — нижняя температура хрупкости
(Д. М. Загородских)

Фосфор в тех количествах, в которых он присутствует в сталях, полностью растворяется в феррите, повышая его прочностные и снижая пластические характеристики (рис. 1.3), и, тем не менее, он является нежелательной (вредной) примесью, поскольку даже сотые доли процента его повышают температуру перехода из вязкого состояния в хрупкое (рис. 1.4). Обычно содержание фосфора в стали не должно превышать 0,04%.

Газовые примеси — водород, азот, кислород — присутствуют в сталях в незначительных количествах: не более 0,0007% H_2, 0,012% N_2 и 0,008% O_2. Все они в той или иной мере растворимы в феррите. Кислород практически полностью связан в оксиды FeO, SiO_2, $A1_2O_3$, которые снижают механические свойства стали. Азот может быть связан в нитриды, например A1N (алюминий вводят в расплав стали для раскисления) или TiN. При превышении предела растворимости водорода и азота в сталях могут формироваться газовые дефекты.

1.3.2. Влияние легирующих элементов на структуру и свойства структурных составляющих в стали

Легирующие элементы—это элементы, специально вводимые в сталь для получения заданных характеристик кристаллизации, структуры, физико-химических, механических и специальных свойст50в (жаростойкость, жаропрочность, износо-, хладо-, коррозионностойкость и др.).

Обычно считают, что к легирующим относятся элементы с содержанием в стали более 0,1 %, а к микролегирующим — с содержанием менее 0,1%.

В качестве легирующих элементов обычно используют хром, никель, марганец, кремний, вольфрам, молибден, ванадий, титан, ниобий, реже — цирконий, алюминий, азот, медь, кобальт, РЗМ. Качественная оценка влияния легирующих элементов на свойства литой стали приведена в табл. 1.1. Легирующие элементы условно можно классифицировать по следующим трем признакам:

— строению атомно-кристаллической решетки;
— отношению к содержащемуся в стали углероду;
— влиянию на положение критических точек железа.

• По строению атомно-кристаллической решетки можно выделить три группы элементов:

элементы с решеткой, родственной γ-Fe (ГЦК): Ni, Cu, Al, Mn и др., введение которых способствует формированию в структуре аустенита,, или продуктов его неравновесного распада;

элементы с решеткой, родственной α-Fe (ОЦК): Cr, V, Mo, Si, Nb, W и др. (кремний внесен в эту группу условно, он имеет очень сложную кристаллическую решетку). Их введение способствует стабилизации в структуре сталей феррита;

элементы с гексагональной атомно-кристаллической решеткой (в виде шестигранной призмы): Ti, Zr, Co, Hf, Y и др.

• В сталях взаимодействие легирующих элементов с железом изменяется под влиянием углерода. Легирующие элементы распределяются между твердыми растворами на основе γ-Fe и α-Fe и карбидами. По сродству к углероду их делят на:

карбидообразующие, которые по увеличению сродства к углероду можно расположить в следующий ряд: Fe, Mn, Cr, Mo, W, Nb, V, Zr, Ti, Ce. Эти элементы в Периодической системе Д. И. Менделеева расположены левее железа и в сталях образуют карбиды или участвуют вместе с железом в их образовании. Карбидообразующая способность элементов зависит от электронного строения и атомного радиуса: чем меньше достроены внутренние электронные оболочки и больше атомный объем элемента, тем прочнее и устойчивее его карбиды;

некарбидообразующие: Ni, Co, Al, Si, Cu. Эти элементы расположены правее железа в Периодической системе. Они растворяются в железе, понижают устойчивость цементита и карбидов других элементов; в присутствии определенного количества таких элементов

Таблица 1.1. **Влияние легирующих элементов на свойства стали (Н. М. Тучкевич)**

Элемент	Величина зерна	Склонность к перегреву	Сопротивление окислению при высоких температурах	Температура отжига, нормализации и закалки	Твердость и прочность	Пластичность	Прокаливаемость	Прочность при высоких температурах
Mn	Несколько увеличивает	Несколько увеличивает	Мало влияет	Понижает	Повышает	Не снижает при содержании марганца до 1,5% в малоуглеродистых сталях, снижает в средне- и высокоуглеродистых сталях	Сильно увеличивает	Мало влияет
Cr	Уменьшает	Несколько уменьшает	Повышает	Повышает	»	Не снижает	Увеличивает	Несколько повышает
Ni	Мало влияет	Мало влияет	»	Понижает	»	Несколько повышает	»	Повышает
Cu	То же	То же	Слабо влияет	Несколько понижает	Слабо повышает	Повышает при содержании меди до 0,5% затем снижает	»	Не изменяет
Co	»	»	Несколько повышает	Мало влияет	То же	Снижает	Уменьшает	Повышает
W	Уменьшает	Уменьшает	Мало влияет	Повышает	»	Несколько снижает	Увеличивает	»
Mo	»	»	То же	»	Незначительно повышает	Повышает	То же	Значительно повышает
V	Значительно уменьшает	Заметно уменьшает	Несколько повышает	»	Повышает	»	»	Несколько повышает
Al	Уменьшает	Значительно уменьшает	Повышает	Заметно повышает	Незначительно повышает	При низких содержаниях алюминия повышает	Мало влияет	Мало влияет
Si	Мало влияет	Мало влияет	»	Повышает	Повышает	Снижает	Увеличивает	Заметно повышает
Ti	Сильно уменьшает	Уменьшает	Слабо повышает	Значительно повышает	Мало влияет	Несколько повышает	Уменьшает	Слабо влияет
Nb	Уменьшает	»	Повышает	Повышает	То же	То же	То же	Повышает

после соответствующей термической обработки (отжиг) весь имеющийся цементит может полностью разложиться.

• По влиянию на критические точки железа можно выделить две группы легирующих элементов:

элементы, расширяющие γ-область (рис. 1.5, *а,* б): Ni, Cu, Mn, C, N; расширение γ-области будет происходить, если элемент повышает точку A_4 и понижает A_3; при этом возможно существование γ-фазы во всем интервале концентраций (расширенная γ-область);

Рис. 1.5. Принципиальные схемы двойных диаграмм состояния железо—легирующий элемент

элементы, сужающие (замыкающие) γ-область (рис. 1.5, *в, г):* Al, Si, V, Cr, Mo, W, Ti, P и др.; сужение γ-области будет происходить в том случае, если легирующий элемент понижает точку A_4 и повышает A_3 (рис. III Введения); при определенном содержании элемента точки A_4 и Аз совладают, и область γ-Fe исчезает (оказывается замкнутой). Такие стали от 0°С до расплавления сохраняют решетку, α-Fe, т. е. являются во всем интервале температур ферритными.

Эффективность легирования, зависит от распределения легирующих элементов между твердым раствором (ферритом, аустенитом), карбидами, интерметаллидами, неметаллическим включениями, т. е. между зерном и межкристаллитным слоем.

Распределение легирующего элемента можно оценить с помощью коэффициента распределения K_p — частного от деления предельной растворимости элемента в твердой стали $C_{тв}$ на его предельную растворимость в жидкой стали $C_ж$:

$$K_р = \frac{C_{тв}}{C_ж}$$

Коэффициент распределения может быть как меньше, так и больше единицы, в зависимости от типа диаграммы состояния-системы Fe—Э (рис. 1.6). Величина коэффициента распределения зависит от концентрации и температуры и пцказъдвает; в какой части зерна и с какой интенсивностью изменяется при/первичной кристаллизации концентрация данного легирующего элемента. При эвтектическом превращении и нисходящем непрерывном растворе (рис. 1.6, а, *) содержание элемента увеличивается по границам зерен (K_f < 1); при перитектическом превращении и восходящем растворе концентрация возрастает в зерне и снижается по его границам (рис. 1.6-, *б, г)* ($K_р$ > 1). Можно считать, что коэффициент распределения показывает, в какой степени данный элемент ликвирует к границе зерен. Чем меньше величина $K_Р$, тем выше концентрация элемента по границе зерна, и следует ожидать снижения свойств стали в отливке.

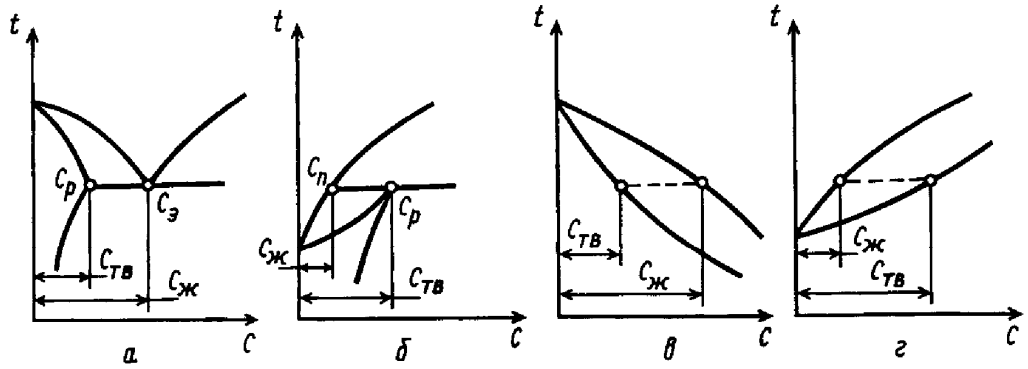


Рис. 1.6. Схемы определения коэффициента распределения:
а — эвтектика; *б* — перитектика; *в* — непрерывный нисходящий раствор;
г — непрерывный восходящий раствор

Легирующие элементы в стали могут присутствовать:
— в свободном состоянии;
— растворенными в железе;
— в карбидах и нитридах;
— в интерметаллидах;
— в неметаллических включениях.

Большинство элементов, используемых для легирования, имеют Kp < 1. Анализ диаграмм состояния Fe—ЛЭ дает следующие значения Kp (данные Чипмана):

Элемент ..	C	O	S	P	B	Si	Mn	Cu	N	H	Cr	Ni
K_p	0,13	0,10	0,02—0,05	0,13	0,05	0,66	0,84	0,56	0,28	0,32	0,95	0,80

Случай, когда легирующий элемент присутствует в стали в свободном состоянии (за исключением свинцовых и медистых сталей), встречается весьма редко и подробного рассмотрения не требует.

Растворяться в железе в значительных количествах может большинство легирующих. Элементы, расположенные в Периодической системе левее железа, распределяются между твердым раствором на основе Fe и неметаллическими фазами (карбиды, нитриды), а расположенные правее (Co, Ni, Cu и др.) образуют только растворы с железом и не входят в карбиды.

Легирующие элементы, за исключением C, N, H_2, O_2, B, образуют с железом твердые растворы замещения, оказывая влияние на положение точек *Аз и* A_4 на диаграмме состояния Fe—Fe_3C, и таким образом определяют температурные области существования α-Fe (феррита) и γ-Fe (аустенита).

Фазы внедрения элемента (C, N и др.) образуются, если соотношение $\frac{r_{неметалла}}{r_{Fe}} \le 0{,}59$

где г — радиус атома.

При растворении в твердом растворе легирующие элементы изменяют параметры; его решетки. Это изменение тем больше, чем больше разница между размерами атомов легирующего элемента и железа (рис. 1.7, *а).*

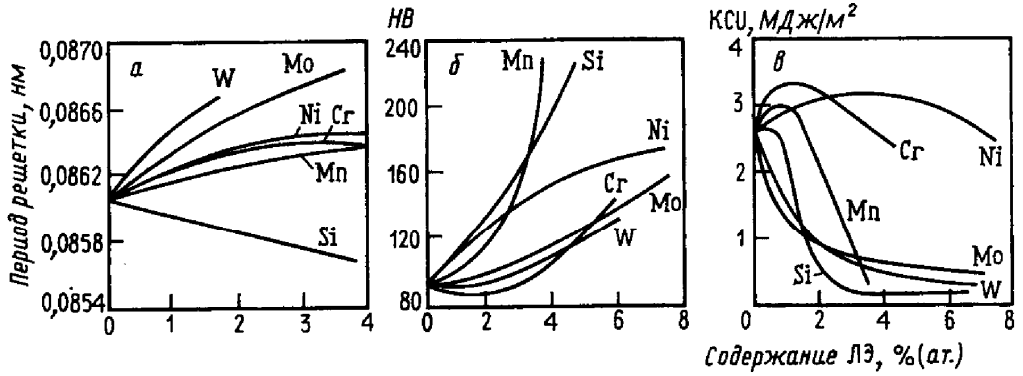


Рис. 1.7. Влияние легирующих элементов на период решетки (*а*), твердость (*б*) и ударную вязкость (*в*) феррита (А.П. Гуляев)

С достаточно высокой достоверностью для феррита можно написать, что

$$a_{т.р.} = a_0 + \sum КС_{Л.Э} \qquad \text{или} \qquad \Delta a = \sum КС_{Л.Э}, \tag{1.1}$$

где $a_{т.р.}$, a_0 — периоды решеток твердого раствора и железа соответственно; Δa — изменение периода решетки феррита; К—коэффициент, показывающий, на какую величину изменяется период решетки железа при введении 1 % легирующего элемента; $С_{л.э.}$ — концентрация легирующего элемента.

Значения коэффициента К, рассчитанные по данным Миркина и Пирсона, для некоторых элементов приведены ниже:

Легирующий элемент ……	Cr	Ni	Mn	Mo	W	Al	Nb
$К*10^3$ ……	0,3	0,3	0,5	2,6	3,2	2,9	2,9

Количественная оценка упрочнения α-железа возможна на основе аддитивного вклада в его упрочнение отдельных легирующих элементов:

$$\Delta\sigma_т = \sum К_i^Ф С_i^Ф; \tag{1.2}$$

где $\Delta\sigma_т$ — прирост предела текучести феррита, МПа; $К_i^Ф$ — коэффициент упрочнения феррита, представляющий собой прирост предела текучести при растворении в нем 1 % (по массе) i-того легирующего элемента; С — концентрация i-того легирующего элемента, растворенного в феррите, % (по массе).

Значения $К_i^Ф$ для легирующих элементов, входящих в состав феррита, приведены ниже:

Элемент	C + N	P	Si	Ti	Al	Cu	Mn	Cr	Ni	Mo	V
$K_i^Ф$, МПа / % (по массе)	4670	690	85	80	60	40	35	30	30	10	3

Изменение размеров решетки феррита приводит к изменению его свойств: прочность и твердость увеличиваются, а пластичность падает (рис. 1.7, 6, в). Хром, молибден, вольфрам упрочняют феррит меньше, чем никель, кремний, марганец. Молибден, вольфрам, а также кремний и марганец (при содержании 1,0%) снижают вязкость феррита. Хром уменьшает вязкость феррита значительно слабее перечисленных элементов, а никель не понижает ее.

Прочность феррита существенно зависит от размеров зерна d и описывается соотношением Холла—Петча:

$$\sigma_т = \sigma_j + K_y d^{-1/2}; \tag{1.3}$$

где $\sigma_т$ — напряжение трения или предел текучести в отсутствие сопротивления со стороны границы, т. е. предел текучести монокристалла;

Ку - коэффициент, характеризующий вклад границ зерен в упрочнение;

d — размер зерна (диаметр).

Соотношение (1.3) показывает, что чем меньше размер зерна, тем выше прочность феррита и стали в целом.

Важнейшей характеристикой легированных сталей для отливок, особенно работающих в условиях пониженных и низких температур, является величина порога хладноломкости, или температура перехода от вязкого разрушения к хрупкому $t_{кр}$ Эта температура характеризует склонность стали разрушаться хрупко. Чем выше значение этой температуры, тем выше склонность стали к хрупкому разрушению.

Критическая температура хрупкости также зависит от размера зерна: чем меньше зерно, тем менее склонна сталь к хрупкому разрушению, а это значит, что отливки из мелкозернистой стали могут работать при более низких температурах, чем из крупнозернистой стали того же со става.

Многочисленные исследования легированного феррита показывают, что его упрочнение при легировании увеличивает склонность к хрупким разрушениям. Однако влияние легирующих элементов на , индивидуально (рис. 1.8).

В области малых концентраций легирующих элементов, образующих растворы замещения, % несколько снижается, а при большом их содержании заметно повышается. Исключение составляет никель, который во всем интервале концентраций заметно снижает склонность феррита к хрупкому разрушению. Концентрация легирующих элементов, при которой порог хладноломкости снижается, составляет для V и Cr < 1%, Si <0,8%, Mn < 2,0%. В реальных сталях эти значения
будут другими.

Таким образом, из рассмотренных элементов, наиболее часто встречающихся в легированных сталях, особенно ценным является никель. Он упрочняет феррит достаточно интенсивно, не снижает вязкость, понижает порог хладноломкости. другие элементы, если не снижают вязкость, то слабо упрочняют феррит (Cr) либо, сильно упрочняя феррит, резко снижают его вязкость (Mn, Si).

В простых углеродистых сталях аустенит как стабильная структурная составляющая существует лишь при температуре выше A_3 (за исключением остаточного аустенита). В легированных и высоколегированных сталях, благодаря влиянию легирующих элементов на расширение γ-области, аустенит может быть одной из главных структурных составляющих сталей в состоянии их эксплуатации.

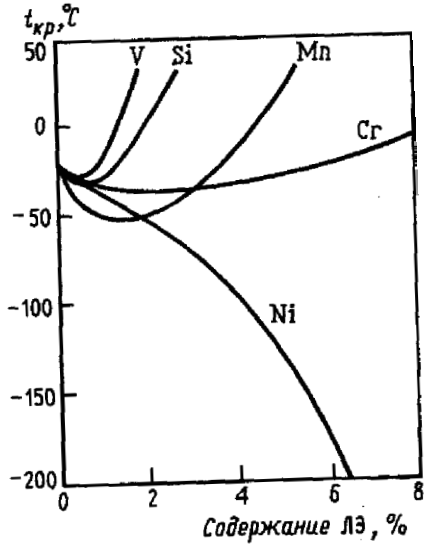


Рис. 1.8. Влияние легирующих элементов на температуру перехода феррита в хрупкое состояние (А. П. Гуляев)

Поэтому знание свойств легированного аустенита наиболее важно для высоколегированных сталей со специальными свойствами (жаропрочных, износо-, коррозионно- и жаростойких, немагнитных и др.).

Свойства аустенитных сталей при легировании могут быть изменены как вследствие влияния элементов на свойства собственно твердого раствора аустенита, так и вследствие стабилизации аустенита. Изменение периода решетки аустенита и его свойств подчиняется закономерностям, приведенным для феррита.

Легированный аустенит бывает стабильным и нестабильным. При температуре выше начала мартенситного превращения $M_н$ нестабильный аустенит способен к фазовому превращению — образованию мартенсита в результате приложения внешней нагрузки (деформации), т. е. деформация нестабильного аустенита вызывает мартенситное превращение. Стабильный аустенит не претерпевает фазового превращения под влиянием деформации. В зависимости от того, какие легирующие элементы входят в состав аустенита и каково их количество, изменяется устойчивость аустенита к распаду при деформации, т. е. степень его не- стабильности.

Изменение свойств собственно аустенита при легировании описывается теориями упрочнения твердых растворов. Так, упрочнение, определяемое параметром несоответствия кристаллических решеток Δa, иллюстрируется рис. 1.9. Упрочнение аустенита тем больше, чем больше Δa.

Для элементов внедрения (C, N) и замещения (Mn, V, Co, Mo, W, Cr, Ni, Si) эффективность упрочнения при одинаковых значениях Δa различна. Максимальное упрочнение достигается при легировании аустенита азотом. В отличие от α-Fe растворимость азота в γ-Fe значительно выше и может достигнуть 1% при комнатной температуре.

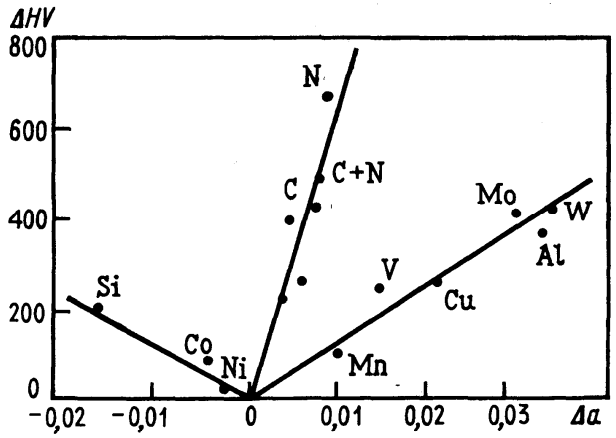


Рис. 1.9. Зависимость упрочнения ΔHV хромоникелевого аустенита от параметра несоответствия решетки Δ*a* при его легировании 1% (ат.) различных элементов (К. И. Ирвин)

Эффективность влияния легирующих элементов на свойства аустенита определяется базовыми аустенитными композициями, на которых он основан. Такими основными композициями являются: Fe-Mn, Fe-Ni, Fe-Mn-Ni, Fe-Cr-Mn, Fe-Cr-Ni, Fe-Mn-Cr-Ni. Главные аустенитно-образующие элементы — это Mn и Ni. Аустенит, полученный на их основе, называют соответственно марганцевым и никелевым. Свойства их существенно различаются.

В работах И. Н. Богачева с сотрудниками показано, что деформационное упрочнение существенно выше у марганцевого аустенита, чем у никелевого (рис. 1.10).

Однако марганцевый аустенит, а значит, и высокомарганцевые аустенитные стали склонны к скачкообразному уменьшению вязкости при понижении температуры, т. е. переход от вязкого разрушения к хрупкому при определенной температуре происходит практически мгновенно. для никелевого аустенита такого резкого перехода не наблюдается вплоть до температуры —196°С (рис. 1.11).

Если содержание легирующего элемента превышает его количество, необходимое для упрочнения твердого раствора, то он в зависимости от свойств будет формировать другие фазы, такие как карбиды, нитриды. Карбонитриды, интерметаллиды в большинстве случаев служат фазами упрочнителями сталей.

Карбиды и нитриды являются фазами внедрения. Их образуют d- переходные металлы с углеродом и азотом. На рис. 1.12 приведен фрагмент Периодической системы с 1-переходньими металлами, содержащий сведения об электронном строении d- и s-оболочек, кристаллической структуре решеток, стехиометрических формулах карбидов и нитридов этих элементов. В каждом периоде при увеличении атомного номера d-переходного металла (слева направо, например от Ti к Ni или от Zr к Mo) увеличивается заполняемость электронных оболочек металла. При этом силы связи или прочность связи Me—C(N) уменьшаются. Уменьшается стойкость карбидов и нитридов.

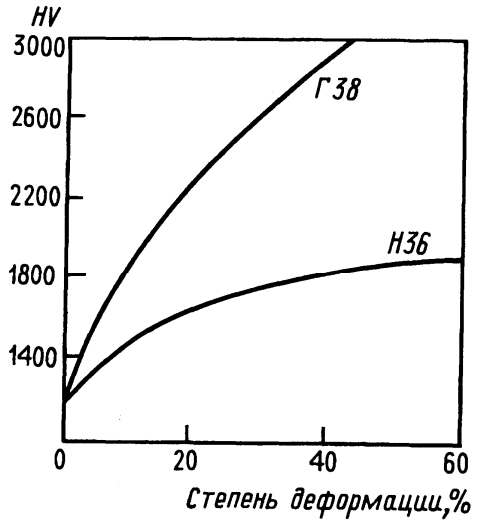


Рис. 1.10. Зависимость твердости HV марганцевого Г38 и никелевого Н36 аустенита от степени пластической деформации (В. С. Литвинов)

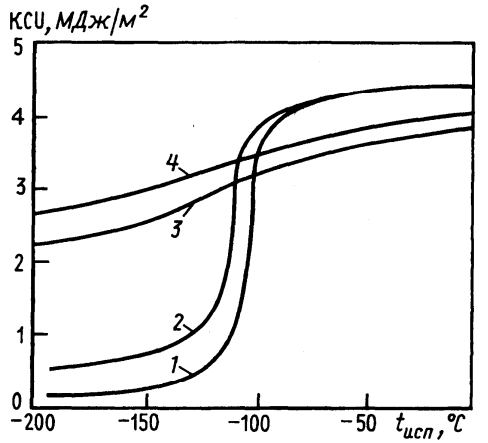


Рис. 1.11. Зависимость ударной вязкости марганцевого (*1—3*) и никелевого (*4*) аустенита от температуры испытания (И. Н. Богачев):
1 — сплав Г40; *2* — Г40Н10; *3* — Г40Х10; *4* — Н36

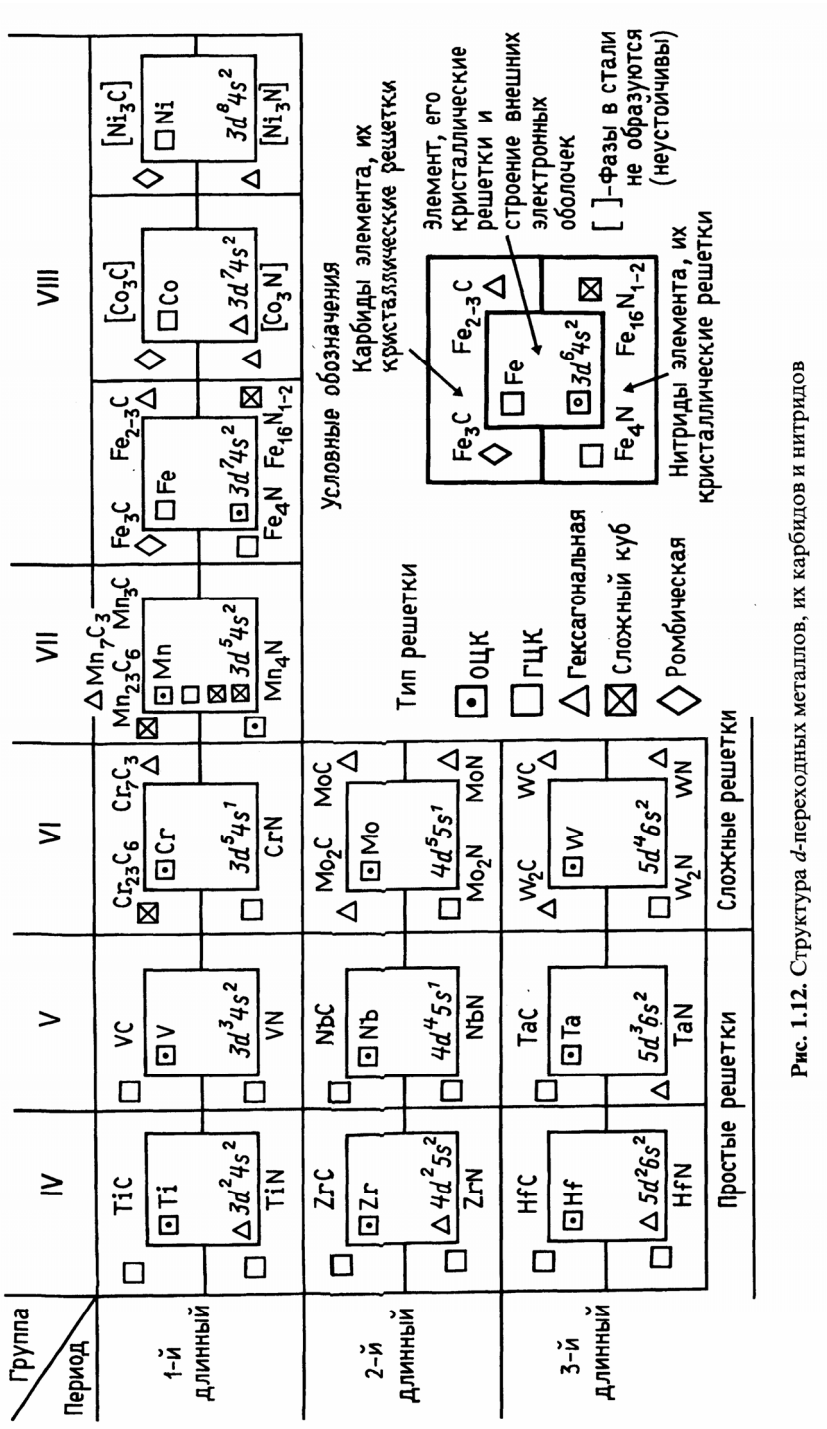


Рис. 1.12. Структура *d*-переходных металлов, их карбидов и нитридов

Прочность связи между атомами металла и неметалла в карбидах и нитридах характеризуют теплотой образования ΔH (кДж/(г-атом)) фаз, температурой их плавления и структурно-чувствительными упругими свойствами. Наиболее высокие значения указанных свойств имеют карбиды и нитриды элементов IV и V групп: TiC, TiN, ZrC, VC, VN, NbC, NbN.1

Кристаллические решетки карбидов и нитридов во всех случаях отличаются от решеток соответствующих переходных металлов. По мере движения слева направо в Периодической системе элементов усложняется решетка карбидов и увеличивается многообразие их форм.

Карбиды и нитриды оказывают большое влияние на свойства легированных сталей: прочность, твердость, вязкость и др. Поэтому стойкость карбидов и нитридов в известной мере определяет и стабильность свойств самой легированной стали.

Металлы IV и V групп образуют однотипные монокарбиды и мононитриды MeC и MeN с ГЦК решеткой, но не обычной, а состоящей из двух ГЦК подрешеток - металлической и неметаллической, как бы вставленных одна в другую. Карбиды и нитриды металлов IV и V групп могут частично или полностью растворяться один в другом с образованием карбонитридов. Полностью растворимы TiC—Ti N, VN, NbN, ZrN, ZrC-ZrN, NbN, VC-TiN, VN, NbN-TiN, VN, ZrN. Ограниченно растворимы TiC—TaN, ZrC—TaN, VC— ZrN, TaC-TaN.

Карбонитриды обозначают формулой типа Me(CN), например карбонитрид ванадия $V(C_xN_{1-x})$. Карбиды, нитриды и карбонитридьи на основе двух или трех металлов могут иметь такие формулы: (V, N)C, (V,Nb,Ti)N, (V, Nb)(C,N)<(Ti,V,Nb)(C,N).

Переходные металлы VI—VIII групп образуют в стали по 2—3 карбида различной сложной кристаллической структуры, например: MoC, Mo_2C, WC, W_2C, Cr_7C_3, $Cr_{23}C_6$. Обычно в чистом виде такие карбиды не встречаются. В них часть атомов легирующего элемента заменяется железом и образуются комплексные карбиды, например: $(Fe,Cr)_7C_3$, $(Fe,Cr)_{23}C_6$, $(Ee,Mo)_2C$ и др.

Карбид железа Fe_3C менее стоек по сравнению с карбидами легирующих элементов. Однако цементит — это основная структурная составляющая стали, образующаяся при перлитном превращении, в процессе бейнитного распада, при отпуске мартенсита и других процессах. Атомы железа могут также замещаться атомами других легирующих элементов: $(Fe,Mn)_3C$, $(Fe,Cr)_7C_3$. Однако такие элементы, как V, Ti, Zr, практически не растворимы в нем.

Нитрид CrN образуется в высокохромистых аустенитных сталях с азотом и имеет ГЦК решетку, описанную выше.

Нитриды железа Fe_2N, Fe_4N, $Fe_{16}N_{1-2}$ выделяются в стали, содержащей азот свыше 0,008%. Наиболее устойчив нитрид Fe_4N.

Нитриды железа резко охрупчивают сталь и отливки из нее, так как выделяются из твердого раствора в железе при сравнительно низких температурах (<680 °С) и располагаются в виде игл по всему объему зерен железа. Но присутствие нитрида железа в легированных сталях практически исключено, поскольку в их состав входят более сильные нитридообразующие элементы: Al, Ti, Nb и др.

Интерметаллиды — это такие фазы, которые образуются в результате взаимодействия железа с некоторыми металлическими легирующими элементами или последних друг с другом. Образовывать интерметаллиды могут большинство применяемых легирующих элементов, например FeCr, FeCo, CoCr, Fe_7Mo_6, Fe_7Nb_2, Fe_2W, NiAl и др. Все они имеют большую или меньшую область однородности на диаграммах состояния и могут образовывать твердые растворы друг с другом. Интерметаллиды могут быть образованы на основе трех (например: Fe - Mo - Co, Fe - V - Co и др.) и более металлов.

Некоторые из важнейших интерметаллических соединений, встречающихся в современных марках легированных сталей, относятся к фазам Лавеса: Fe_2W, Fe_2Mo, Fe_2Ti, Fe_2Nb, V_2Si, ZrW_2, ZrW_2,Ni_3Ti, Cr_2Ti, $ZrCo_2$ и др. В их образовании доминирующую роль играет геометрический фактор. Отношение атомных радиусов компонентов, образующих фазы Лавеса, находится в пределах 1,13—1,27. Фаза Лавеса характеризуется плотноупакованной структурой и образуется разными металлами, из которых один или два являются переходными.

Вторая группа интерметаллидов образуется только переходными металлами. Важнейшими из соединений этого типа являются σ-фазы (сигма-фазы). Известно более 20 двойных и большое количество тройных фаз, например, в системах Co—Cr, Fe—V, Ni, V—Mn, Cr—Mn, Fe—Cr—Co, Fe—V—Co, Fe—Mo—Co, W— Re, Mo—Re и др.

Кроме σ-фаз в некоторых случаях могут образовываться фазы, близ кие по свойствам и условиям образования к σ-фазам. Так, в сплавах Fe— Cr—Mo с содержанием 8—27% Cr и более 5% Mo, сплавах Fe—Cr—Ni-Mo с 2—8% Mo и некоторых других системах образуется χ-фаза (кси-фаза) $Fe_{36}Cr_{12}Mo_{10}$. Свойства ее близки к свойствам σ-фазы.

1.3.3. Выбор легирующих элементов для получения заданной структуры ст в отливках

Основным фактором, обеспечивающим заданный уровень механических и специальных свойств стали в отливках является структура. Получение необходимой структуры при производстве отливок из высоколегированных сталей может быть обеспечено выбором сочетаний различных легирующих элементов. При этом, помимо основной задачи — достижения необходимого уровня свойств стали в отливках — необходимо учитывать наличие на производстве и стоимость легирующих элементов.

В промышленности наибольшее применение нашли стали аустенитного, мартенситного, аустенитно-мартенситного, аустенитно-ферритного классов, имеющие в своей основе различные комбинации систем Fe—Cr—Ni, Fe—Cr—Ni—Mn с дополнительным легированием другими элементами. Хром является ферритообразующим, а никель и марганец — аустенитообразующими элементами. При одновременном использовании различных сочетаний этих элементов могут быть получены разные фазовые и структурные соотношения в сталях.

Существует несколько типов структурных диаграмм, с помощью которых можно выбрать оптимальное сочетание легирующих элементов, обеспечивающее получение заданной структуры в литом состоянии. Наиболее широко используется диаграмма Шеффлера (рис. 1. 13), где по оси абсцисс отложена концентрация ферритообразующих элементов (хромовый эквивалент E_{Cr}), а по оси ординат — концентрация аустенитообразующих элементов (никелевый эквивалент E_{Ni}).

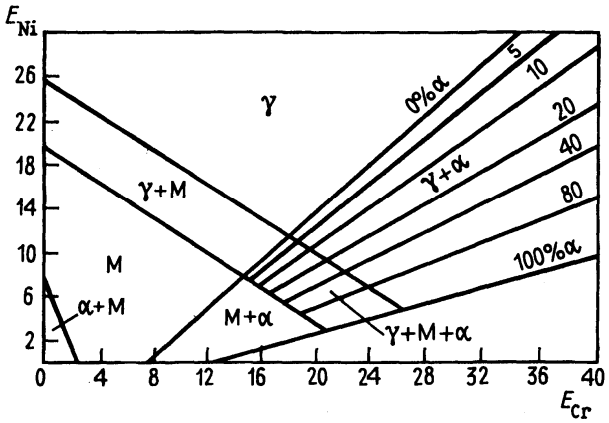


Рис. 1.13. Структурная диаграмма хромоникелевых сталей (диаграмма Шеффлера):

E_{Ni} = %Ni + 30×%C + 0,5×%Mn;

E_{Cr} = %C + %Mo + 1,5×%Si + 0,5×%Nb

Значения эквивалентов подсчитывают по уравнениям:

$$E_{Ni} = \%Ni + 30*\%C + 0,5*\%Mn + (\sim 30\%N); \quad (1.4)$$

$$E_{Cr} = \%Cr + \%Mo + 1,5*\%Si + O,5*\%Nb$$

или

$$E_{Cr} = Cr + 2Si + 1,5Mo + 5V + 5,5Al + 1,75Nb + 1,5Ti + 0,75V; \quad (1.4')$$

$$E_{Ni} = Ni + Co + 0,5\ Mn + 30C + 30N + 0,3\ Cu,$$

где цифры, стоящие перед концентрацией элементов, показывают эффективность их воздействия на соответствующую структурную составляющую по сравнению с никелем и хромом.

Использование уравнений (1.4) дает аналогичные результаты. Например, необходимо оценить структуру стали I4XI8H4ГЛ. Для этой стали

E_{Cr} = %Cr = 18;

E_{Ni} = %Ni + 30*%C + 0,5*%Mn = 4 + 30 * 0,14 + 0,5 * 4 = 10,2.

По диаграмме Шеффлера определяем, что сталь относится к аустенитно-мартенситному классу. Таким образом, для получения заданной структуры стали можно, исходя из наличия легирующих элементов, подобрать необходимый легирующий комплекс.

1.4. ОТЛИВКИ ИЗ КОНСТРУКЦИОННЫХ НЕЛЕГИРОВАННЫХ И ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

1.4.1. Назначение и области применения конструкционных сталей

Конструкционные стали широко применяются во многих отраслях народного хозяйства (табл. 1.2).

Таблица 1.2. **Важнейшие области применения конструкционных сталей (ГОСТ 977-88)**

Марка стали	Назначение
1	2
15Л	Детали, подвергающиеся ударным нагрузкам (копровые бабы, захваты, блоки, ролики) и резким изменениям температуры (мульды, арматура для печей, шлаковые ковши, хоботы посадочных машин мартеновских цехов, коробки и поддоны для отжига листов), а также детали сварно-литых конструкций с большим объемом сварки
20Л	Арматура и детали трубопроводов, фасонные отливки, получаемые по выплавляемым моделям, детали сварно-литых конструкций с большим объемом сварки, ответственные детали автосцепки (корпуса, тяговые хомуты, замковые упорные плиты)
25Л	Станины прокатных станов, шкивы, траверсы, поршни, мульды, корпуса подшипников, зубчатые колеса, арматура паровых турбин, оси, валы, бабы паровых молотов и другие детали, работающие под действием средних статических и динамических нагрузок. Детали из сталей 20Л и 25Л могут работать под давлением при температурах от –40 до +450 °С. Стали не чувствительны к перегреву
30Л	Корпуса и обоймы турбомашин, детали гидротурбин, рычаги, балансиры, корпуса редукторов, муфты, шкивы, кронштейны, станины, балки, бандажи, маховики и другие детали, работающие под давлением средних статических и динамических нагрузок. Отливки применяют в нормализованном или улучшенном состояниях
35Л	Корпуса и обоймы турбомашин, станины прокатных станов, бабы паровых молотов, детали турбобуров, задвижки, диафрагмы, вилки, кронштейны и другие детали, работающие под действием средних статических и динамических нагрузок. Отливки применяют в улучшенном состоянии и после поверхностного упрочнения ТВЧ

1	2
40Л; 45Л	Станины, корпуса, муфты, тормозные диски, шестерни, кожуха, вилки, звездочки. Детали бурильных труб, буровой трансмиссии, втулки компрессоров, детали лебедки, корпуса трехшарошечных долот, храповики, клинья, направляющие водила и другие ответственные детали, к которым предъявляются требования повышенной прочности и высокого сопротивления износу. Стяжные кольца плавающих головок подогревателей и теплообменников, работающих под давлением при температурах от –30 до +450 °С. Отливки применяют в нормализованном и улучшенном состояниях и после поверхностного упрочнения ТВЧ
50Л	Шестерни, бегунки, колеса, зубчатые венцы, зубчатые муфты подъемно-транспортных машин, ходовые колеса, валки мелко-, средне- и крупносортных станов для прокатки мягкого металла. Отливки применяют в нормализованном и улучшенном состояниях и после поверхностного упрочнения ТВЧ
20ГЛ	Диски, звездочки, зубчатые венцы, барабаны и другие детали, к которым предъявляются требования по прочности и вязкости, работающие под действием статических и динамических нагрузок
35ГЛ	Диски, звездочки, зубчатые венцы, барабаны, шкивы и другие тяжелонагруженные детали экскаваторов, крышки подшипников, цапфы
20ГСЛ	Корпусные детали гидротурбин, работающие при температуре до 450 °С
30ГСЛ	Зубчатые колеса, ролики, обоймы, зубчатые вёнцы, рычаги, фланцы, шкивы, сектора, колонны, ходовые колеса и другие детали
20Г1ФЛ	Рамы, балки, корпуса и другие детали вагонов
20ФЛ	Литые детали вагонов, металлургического и горнодобывающего оборудования
30ХГСФЛ	Литые детали экскаваторов
45ФЛ	Износостойкие литые детали для тракторов и металлургического оборудования
32Х06Л	Кронштейны, балансиры, катки, другие ответственные детали со стенкой толщиной до 50 мм и общей массой детали до 80 кг
40ХЛ	Детали повышенной прочности, а также работающие на износ
20ХМП	Шестерни, крестовины, втулки, зубчатые колеса, цилиндры, обоймы и другие корпусные детали, работающие при температуре до 600 °С
20ХМФЛ	Детали арматуры, корпусные детали, цилиндры, работающие при температуре до 540 °С
20ГНМФЛ	Сварные конструкции больших сечений, бандажи цементных печей
35ХМЛ	Шестерни, крестовины, втулки, зубчатые колеса, печные детали и другие ответственные детали, к которым предъявляются требова-

1	2
	ния высокой прочности и вязкости, работающие под действием статических и динамических нагрузок
30ХНМЛ	Ответственные нагруженные детали, к которым предъявляются требования высокой прочности и достаточной вязкости, работающие под действием статических и динамических нагрузок при температуре до 400 °С
35ХГСЛ	Зубчатые колеса, звездочки, оси, валы, муфты и др. ответственные детали, от которых требуется повышенная износостойкость
35НГМЛ	Ответственные нагруженные детали, к которым предъявляются требования высокой прочности и достаточной вязкости, работающие под действием статических и динамических нагрузок
08ГДНФЛ	Сварные конструкции, ответственные детали со стенкой толщиной до 700 мм, к которым предъявляются требования высокой вязкости и достаточной прочности, работающие при температурах не более 350 °С
13ХНДФТЛ	Сварные конструкции, ответственные нагруженные детали, к которым предъявляются требования достаточной прочности и вязкости, работающие под действием статических и динамических нагрузок при температуре до 500 °С
12ДН2ФЛ	Сварные конструкции, ответственные нагруженные детали, к которым предъявляются требования достаточной прочности и вязкости, работающие под действием статических и динамических нагрузок при температуре до 400 °С
12ДХН1МФЛ	Сварные конструкции, ответственные нагруженные детали, к которым предъявляются требования высокой прочности и достаточной вязкости, работающие под действием статических и динамических нагрузок
23ХГС2МФЛ	Детали ответственного назначения со стенкой толщиной до 30 мм, работающие в условиях циклических и ударных нагрузок и в условиях ударно-абразивного износа
12Х7Г3СЛ	Ответственные высоконагруженные детали со стенкой толщиной до 100 мм, работающие в условиях статических и динамических нагрузок
25Х2ГНМФЛ	Детали ответственного назначения со стенкой толщиной до 50 мм, работающие в условиях статических и динамических нагрузок
27Х5ГСМЛ	Высоконагруженные детали ответственного назначения со стенкой толщиной до 50 мм, работающие в условиях ударных нагрузок и ударно-абразивного износа
30Х3С3ГМЛ	Высоконагруженные детали ответственного назначения со стенкой толщиной до 30 мм, к которым предъявляются требования высокой прочности и достаточной вязкости
03Н12Х5М3ТЛ	Высоконагруженные детали ответственного назначения со стенкой толщиной до 200 мм

1.4.2. Химический состав и механические свойства конструкционных сталей

Химический состав конструкционных нелегированных и легированных сталей в соответствии с ГОСТ 977-88 приведен в Приложении 1.

Первые 8 марок сталей являются нелегированными, углеродистыми. Из них изготавливают более 50% всех стальных отливок. По химическому составу они различаются только содержанием углерода (0,12—0,55%) при одинаковом содержании марганца (0,45—0,90%) кремния (0,2—0,52%). Количество примесей серы и фосфора ограничивается для различных групп отливок в соответствии с методом выплавки стали: не более 0,04% для основного процесса и не более 0,06% для кислого.

Остальные 29 марок сталей это легированные стали. Из них шесть марок легированы одним элементом: 20ГЛ, 30ГЛ, 20ФЛ, 45ФЛ, 32Х06Л, 40ХЛ; шесть марок — двумя: 20ГСЛ, 30ГСЛ, 20Г1ФЛ, 20ХМЛ, 35ХМЛ, 20ДХЛ; шесть марок — тремя: 20ХМФЛ, 30ХНМЛ, 35ХГСЛ, 35НГМЛ, 12ДН2ФЛ, 12Х7Г3СЛ; шесть марок четырьмя: 30ХГСФЛ, 2ОГНМФЛ, 08ГДНФЛ, 27Х5ГСМЛ, 30Х3С3ГМЛ, 03Н12Х5М3ТЛ; пять марок - пятью: I3ХПДФТЛ, 12ДХН1МФЛ, 23Х2ГС2МФЛ, 25Х2ГНМФЛ, 03НI2Х5М3ТЮЛ Таким образом, большинство сталей являются сложнолегированньтми.

Содержание углерода обычно не превышает 0,45—0,50% во избежание сильного снижения пластичности и вязкости. для улучшения литейных, технологических служебных свойств, измельчения зерна стали легируют такими активными элементами, как Al, Ti, V, Mo. Выбор легирующих добавок определяется назначением, толщиной стенок и другими конструкционными особенностями отливок.

Получение необходимых механических свойств конструкционных литейных сталей достигается после термообработки, основными составляющими которой являются: нормализация или нормализация с отпуском и закалка с отпуском. Кроме того, для сложнолегированных сталей применяют и более сложные режимы термообработки.

Отливкам из сталей, прошедших нормализацию или нормализацию отпуском, присваивается категория прочности, обозначаемая буквой «К», после которой следует число, обозначающее значение предела текучести, а после закалки с отпуском или более сложной термообработки — индекс «КТ» с величиной предела текучести.

В технической документации сталь обозначается следующим образом, например:

Сталь 30Л К25 ГОСТ 977-88, т. е. сталь должна обладать пределом текучести 250 МПа после нормализации или нормализации с отпуском;

Сталь 30Х3С3ГМЛ КТ 150 ГОСТ 977-88, т. е. предел текучести после закалки с отпуском должен быть равен 1500 МПа.

Механические свойства конструкционных нелегированных и легированных сталей приведены в Приложениях 2 и 3.

Углерод является главным элементом, определяющим структуру и механические свойства отливок из углеродистых сталей. Повышение концентрации углерода увеличивает прочность и предел текучести, но снижает пластичность и ударную вязкость. Это связано с тем, что с увеличением содержания углерода в структуре возрастает содержание перлита — более прочной, но менее пластичной, чем феррит, составляющей.

Для конструкционной стали важным показателем является отношение предела текучести к пределу прочности при растяжении ($\sigma_{0,2}/\sigma_в$*100%). С повышением концентрации углерода предел текучести увеличивается менее интенсивно, чем предел прочности. Поэтому в конструкциях наиболее широко применяют отливки из среднеуглеродистой стали (0,25—0,35 % С).

Марганец (0,45—0,90%) раскисляет сталь и нейтрализует вредное влияние серы, а также несколько повышает прочность стали. Сера с железом образует сульфид FeS и легкоплавкую эвтектику Fe-FeS по границам зерен, что вызывает снижение пластических характеристик стали в отливках. При введении марганца в соотношении MnS > 1,71 образуются более тугоплавкие сульфиды марганца MnS, располагающиеся внутри зерна, и пластичность улучшается.

Кремний (0,20—0,52%) является раскислителем и дегазатором стали. Повышенное содержание кремния заметно упрочняет феррит и снижает пластичность углеродистых сталей.

Сера и фосфор — нежелательные примеси в углеродистых сталях, так как они снижают пластичность, хладноломкость при комнатной и пониженной температурах. Кроме того, сера и фосфор являются сильно ликвирующими элементами и это проявляется тем сильнее, чем массивнее и толстостеннее отливка. Поэтому в сталях, из которых изготавливают отливки ответственного и особо ответственного назначения, содержание серы и фосфора не должно превышать 0,025%, а по возможности и еще меньше.

Марганцовистые и марганцовисто-кремнистые стали (20ГЛ, 20ГІФЛ, 35ГЛ, 20ГСЛ, 30ГСЛ) — наиболее дешевые легированные стали. Их используют для изготовления отливок, работающих в условиях ударных нагрузок и износа (диски, звездочки, ходовые колеса и т. д.).

Низкое легирование марганцем или кремнием придает сталям более высокую прочность, чем у углеродистых сталей, при сохранении ударной вязкости. Например, при увеличении концентрации марганца до 1,5 % в обычной стали предел текучести возрастает с 275 до 294 МПа, а предел прочности — с 490 до 540 МПа (категория прочности с К25 повышается до К30) по сравнению с обычной углеродистой сталью 35Л за счет некоторого снижения пластических характеристик.

Присутствие в стали 30ГСЛ около 0,7% Si повышает категорию прочности до К35, улучшает пластические характеристики (δ, ψ) по сравнению со сталью 35ГЛ. Повышение $\sigma_{0,2}$ и $\sigma_в$ стали 30ГСЛ, несмотря на более низкое содержание углерода, достигается упрочнением феррита.

Введение небольших количеств ванадия значительно улучшает механические характеристики стали. При одинаковом химсоставе сталей 45Л и 45ФЛ присутствие 0,05—0,10 % V значительно повышает прочностные свойства последней при сохранении значений пластических характеристик, о чем свидетельствуют данные табл. 1.3.

Таблица 1.3. **Изменение прочностных свойств стали при введении ванадия**

Сталь	Категория прочности	$\sigma_{0,2}$, МПа	$\sigma_в$, МПа	δ, %	Ψ, %	KCU, кДж/м²
45Л	К 30	314	540	12	20	294
45ФЛ	К 40	392	589	12	20	294
45Л	КТ 40	392	589	10	20	294
45ФЛ	КТ 50	491	687	12	20	294

Ванадий — сильный карбидо- и нитридообразующий элемент — способствует изменению структуры стали при кристаллизации вследствие ограничения роста аустенита, т.е. некоторое упрочнение металлической основы стали 45ФЛ и появление мелкодисперсных карбидов ванадия улучшают эксплуатационные характеристики отливок из этой стали, в том числе и хладостойкость.

Хромистые и хромисто-молибденовые стали (32Х06Л, 40ХЛ, 20ХМЛ, 35ХМЛ).

Влияние хрома и молибдена на механические свойства отчетливо видно из сравнения их свойств со свойствами углеродистых сталей (табл. 1.4 и 1.5).

Таблица 1.4. **Механические свойства обычной и хромистой сталей**

Сталь	Категория прочности	$\sigma_{0,2}$, МПа	$\sigma_в$, МПа	δ, %	Ψ, %	KCU, кДж/м²
40Л	КТ 35	343	540	14	20	292
40ХЛ*	КТ 50	491	638	12	25	392

* При идентичном химсоставе в сталь 40ХЛ введен 1 % Cr.

Таблица 1.5. **Механические свойства углеродистой и хромисто-молибденовых сталей**

Сталь	Категория прочности	$\sigma_{0,2}$, МПа	$\sigma_в$, МПа	δ, %	Ψ, %	KCU, кДж/м²
20Л	К 20	216	412	22	35	491
20ХМЛ*	К 25	245	441	18	30	294
35Л	К 25	275	491	15	25	343
35ХМЛ**	К 40	392	589	12	20	294
30Л	КТ 30	294	491	17	30	343
30ХМЛ**	КТ 55	540	687	12	25	392

* В стали содержится 0,4—0,7 % Cr и 0,4—0,6 % Mo.
** В сталях содержится 0,8—1,1 % Cr и 0,2—0,3 % Mo.

Стали этой группы используют для изготовления отливок, к которым предъявляются требования высокой прочности и вязкости, для работы под воздействием статических и динамических нагрузок при повышенных температурах (до 500°С).

Хромо- и марганцево-кремнистые стали (35ХГСЛ, I2Х7Г3СЛ, 30ХГСФЛ, 27Х5ГСМЛ, 30Х3С3ГМЛ И 23ХГС2МФЛ) — это сложно-легированные хромом, марганцем и кремнием стали, обладающие высокой прочностью при удовлетворительной пластичности и вязкости. Их используют для изготовления отливок, работающих при статических, динамических и циклических нагрузках (ходовые колеса, барабаны, шкивы, детали экскаваторов и т. д.).

Хромоникелевые сложнолегированные стали (30ХНМЛ, 03НI2Х5М3ТЛ, 25Х2ГНМФЛ, 03НI2Х5М3ТЮЛ) обладают практически самым высоким уровнем механических свойств среди легированных конструкционных сталей. Основным легирующим комплексом является Cr + Ni. Для улучшения механических и технологических свойств стали дополнительно легируют титаном, ванадием, молибденом, алюминием. Комплексное легирование стали хромом и никелем позволяет получить мелкозернистую структуру при кристаллизации и фазовой перекристаллизации отливок, увеличить прокаливаемость, что важно при изготовлении толстостенного крупногабаритного литья. Никель способствует повышению пластичности, вязкости, хладостойкости отливок наряду с высокой прочностью.

Главным недостатком хромоникелевых сталей является их склонность к отпускной хрупкости. Поэтому, как правило, эти стали легируют молибденом, который устраняет этот недостаток и гомогенизирует литую структуру.

Области применения сложнолегированных хромоникелевых сталей: ответственные и особо ответственные детали, к которым предъявляются требования высокой прочности и достаточной вязкости, работающие под действием статических, динамических, циклических, ударных нагрузок при температуре до 400 °С.

Сложнолегированные медистые стали (2ОДХЛ, I2ДН2ФЛ, 08ГДНФЛ, 1ЗХНДФЛ, I2ДХН1МФЛ). В зависимости от марки содержание меди составляет 0,4—1,5 %. для улучшения механических, технологических свойств и структуры стали вводят добавки хрома, никеля, марганца, ванадия, титана. Медистые стали относятся к дисперсионно твердеющим после закалки и отпуска. Это обеспечивает отливкам высокую прочность, упругость, вязкость, равномерность свойств в толстых и тонких сечениях. Медистые стали хорошо свариваются, не требуя подогрева, который необходим практически для всех сложнолегирован ных сталей.

Главными потребителями отливок из медистых сталей являются судо- и турбостроители. Кроме этого, стали используются для изготовления сварных деталей и конструкций, работающих при высоких статических и динамических нагрузках.

Сложнолегированные никель-марганец-молибденовые стали (20ГНМФЛ и 35НГМЛ). Это низколегированные стали, обладающие, тем не менее, высоким уровнем механических свойств в нормализованном или закаленном состояниях. Состав этих сталей позволяет получать в отливках равномерную мелкозернистую структуру как после литья, так и после термической обработки. Такая структура обеспечивает хорошее сочетание прочностных, пластических свойств и ударной вязкости. Поэтому из этих сталей изготавливают ответственные отливки, работающие под действием статических и динамических нагрузок, к которым предъявляются требования высокой прочности и достаточной вязкости.

1.4.3. Определение механических свойств сталей

Механические свойства стали — наиболее объективные показатели ее качества, отражающие эксплуатационные характеристики отливок. Согласно современным физическим представлениям, механические свойства и целый ряд эксплуатационных свойств сталей являются структурно-чувствительными. Они определяются не столько силами межатомного взаимодействия, сколько наличием структурных несовершенств: точечных (вакансии, междоузельные атомы, атомы примесей), линейных (цепочка точечных дефектов, дислокации), двухмерных (поверхность твердого тела, границы зерен, субзерен, двойников), трехмерных (поры, неметаллические включения, фазы выделения). При нагрузке пластическая деформация и разрушение определяются условиями скольжения дислокаций, которые зависят от взаимодействия последних с другими видами кристаллических дефектов.

Таким образом, в показателях механических свойств сталей суммируется влияние важных технологических факторов: состава, плотности и однородности структуры, природы и характера неметаллических включений. Поэтому значения механических свойств являются уникальными показателями качества стального литья.

В соответствии с ГОСТ 977-88 определение механических свойств стали в отливках проводят на образцах, вырезанных из специально отлитых пробных брусков или отливок. Пробные бруски рекомендуется отливать в середине разливки каждой плавки. Типы некоторых пробных брусков представлены на рис. 1.14.

Положение образцов для испытания на растяжение и определение ударной вязкости в пробных брусках не регламентируется и на рис. 1.14 показано условно. Тип пробного бруска устанавливается предприятием- изготовителем.

При изготовлении отливок, требующих индивидуального контроля механических свойств, допускается использовать приливной пробный брусок, размеры и место расположения которого устанавливают в конструкторской и (или) нормативно-технической документации. Место расположения приливных брусков на отливках устанавливается предприятием-изготовителем. Приливные бруски от отливок могут быть отделены после окончательной термической обработки.

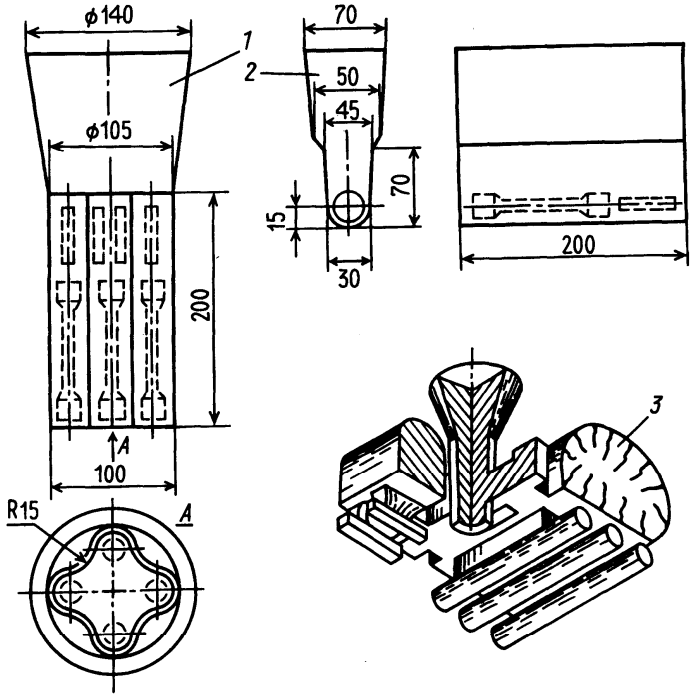


Рис. 1.14. Типы, конфигурации и размеры пробных брусков, схемы вырезки образцов для механических испытаний; *1—3* — пробы

Условия изготовления пробных брусков и отливок должны быть одинаковыми. Пробные бруски или вырезанные из них заготовки для определения механических свойств должны проходить термическую обработку вместе с отливками данной партии.

Допускается отливать пробные бруски в песчаные формы (сухие или сырые) независимо от способа изготовления отливок.

Таким образом, согласно действующему стандарту для стальных отливок, их механические свойства проверяют на образцах, изготовленных из отдельно отливаемых пробных брусков.

Значения механических свойств, полученные при испытании образцов, вырезанных из пробных заготовок, в большей степени характеризуют качество выплавляемого металла. Свойства же стали в отливках в значительной степени зависят от целого ряда других факторов: массы, конфигурации, толщины стенки отливки, условий ее питания, кристаллизации и затвердевания, типа формы и пр. Поэтому даже в одной отливке может наблюдаться разница в свойствах. Это различие особенно заметно в разностенных отливках сложной конфигурации. При этом существенная разница наблюдается не только между свойствами пробных брусков и отливки, но и между свойствами образцов, изготовленных из разных сечений отливки.

При отливке стандартных образцов (клин, трефа и др.) создаются наилучшие условия направленной кристаллизации и питания, что обеспечивает максимальный для данной плавки уровень свойств металла. По мере совершенствования технологии изготовления формы реальные свойства отдельных зон отливок будут только приближаться к этим показателям, достигая их при наилучших плотности и структуре.

Сопоставление свойств стандартных образцов со свойствами образцов, изготовленных из различных зон отливок, соответствующая корректировка технологических процессов изготовления формы и литниково-питающих систем являются надежным средством улучшения качества отливок.

Детали различного оборудования в рабочих условиях испытывают нагрузки, которые действуют на деталь в разных направлениях. Поэтому для большинства деталей машин требуется металл, обладающий изотропностью механических свойств, что характерно для литых заготовок. Заготовки из деформированной стали обладают анизотропностью свойств.

В табл. 1.6 представлены значения механических свойств литой и кованой хромоникельмолибденовой стали после закалки и высокого отпуска (И. В. Грузных, Ф. Д. Оболенцев).

Образцы для испытаний изготавливали следующим образом. Из слитка вырезали брусок, который затем разрезали на две половины, одну из которых ковали, а другая оставалась литой. Из обеих половин вырезали серии образцов, причем из поковки образцы вырезали в двух взаимно перпендикулярных направлениях.

Таблица 1.6. **Механические свойства литой и кованой Cr — Ni — Mo стали**

Направление вырезки образцов	Состояние стали	$\sigma_в$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ, %	Ψ, %	KCU, кДж/м²
Первое (вдоль образца)	Литое	970	860	14	48	95
	Кованое	990	870	17	61	127
Перпендикулярное первому	Литое	1000	800	14	51	100
	Кованое	1020	910	15	49	80

Проведенные испытания показали практически одинаковые прочностные свойства на всех сериях образцов. Пластические свойства в первой серии более высокие у кованой стали. Во второй серии они практически одинаковы.

Механические свойства литой стали в целом заметно ниже свойств кованой стали в продольном направлении, причем это относится главным образом к пластичности и ударной вязкости. Механические свойства кованой стали во всех других направлениях одинаковы со свойствами литой стали.

Сравнение свойств литых и деформированных сталей дает принципиальное обоснование возможности замены поковок на литые заготовки-отливки, если детали работают при объемном характере нагружения. Подобная замена при качественном изготовлении отливок не снижает механических свойств деталей, а за счет изотропности свойств надежность их работы может даже возрасти по сравнению с надежностью деталей из деформируемой стали.

1.5. ОТЛИВКИ ИЗ ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ СО СПЕЦИАЛЬНЫМИ СВОЙСТВАМИ

Для изготовления отливок со специальными свойствами ГОСТ 977-88 предусматривает 43 марки высоколегированных сталей б структурных классов:
1) мартенситный — 11 марок; 2) мартенситно-ферритный — 1 марка; 3) ферритный — 1 марка; 4) аустенитно-мартенситный — 3 марки; 5) аустенитно-ферритный — 5 марок; 6) аустенитный — 22 марки.

На практике часто пользуются классификацией сталей ПО назначению. Здесь можно выделить 6 групп сталей: коррозионностойкие, кислотостойкие, жаропрочные, жаростойкие, износостойкие, инструментальные. Кроме того, в целом ряде отраслей промышленности используются легированные стали специального назначения, химические составы и свойства которых регламентируются отраслевыми техническими условиями.

1.5.1. Назначение и области применения легированных сталей со специальными свойствами

Широкое промышленное значение легированных сталей трудно переоценить: их применяют в аэрокосмической, нефтедобывающей, химической и других отраслях промышленности (табл. 1.7).

Таблица 1.7. **Области применения легированных сталей со специальными свойствами, рекомендованные ГОСТ 977-88**

Класс стали	Марка стали	Основное свойство стали	Область применения
1	2	3	4
Мартенситный	20Х13Л	Несколько менее коррозионностойкая в атмосферных условиях по сравнению со сталью марки 15Х13Л	Детали, подвергающиеся ударным нагрузкам (турбинные лопатки, клапаны гидравлических прессов, арматура крекинг-установок, сегменты сопел, формы для стекла, рамы садочных окон, предметы домашнего обихода и др.), а также изделия, подвергающиеся действию относительно слабых агрессивных сред (атмосферные осадки, влажный пар, водные растворы солей органических кислот при комнатной температуре)
	08Х14НДЛ	Коррозионностойкая в морской воде и атмосферных условиях. Коррозионная стойкость выше, чем у стали марок 15Х13Л и 20Х13Л	Детали, работающие в морской воде (гребные винты и др.)
	09Х16Н4БЛ	Коррозионностойкая. Высокопрочная при нормальной температуре, устойчива против окисления в атмосферных условиях при температуре до 500 °С	Детали повышенной прочности для авиационной, химической и других отраслей промышленности
	09Х17Н3СЛ	Коррозионностойкая. Высокопрочная при нормальной температуре	Детали повышенной прочности для авиационной, химической и других отраслей промышленности, работающие в средах средней агрессивности (азотная и слабые органические кислоты, растворы солей органических и неорганических кислот)

Продолжение табл. 1.7

1	2	3	4
Мартенситный	20Х5МЛ	Жаростойкая в горячих нефтяных средах, содержащих сернистые соединения, жаростойкость до 600 °С	Детали арматуры нефтеперерабатывающих установок, корпуса насосов и другие детали, работающие в нефтяных средах под давлением при температуре до 550 °С
	20Х8ВЛ	Жаростойкая в более агрессивных сернистых средах по сравнению со сталью марки 20Х5МЛ, жаростойкость до 600 °С	Те же детали, работающие в условиях сильно сернистых нефтяных сред под давлением при температуре до 575 °С
	40Х9С2Л	Жаростойкая при температуре до 800 °С, жаропрочная при температуре до 700 °С	Детали, работающие длительное время под нагрузкой при температуре до 700 °С (клапаны моторов, колосники, крепежные детали)
	10Х12НДЛ	Кавитационностойкая, коррозионностойкая и эрозионностойкая в условиях проточной воды, не склонна к отпускной хрупкости, не флокеночувствительна	Элементы сварных конструкций рабочих колес гидротурбин, детали гидротурбин (лопатки, детали проточной части), работающие в условиях кавитационного разрушения
	20Х12ВНМФЛ	Коррозионностойкая, жаропрочная до 650 °С	Литые детали турбин (цилиндры, сопла, диафрагмы и арматура) с рабочей температурой до 600 °С
	85Х4М5Ф2В6Л (Р6М5Л)	Высокая износоустойчивость, теплостойкая	Литые заготовки для инструмента, получаемого последующей горячей пластической деформацией (ковка, горячее выдавливание), и для литого металлорежущего инструмента (применяются для отливок 1-й группы)
	90Х4М4Ф2В6Л (Р6М4Ф2Л)	То же	То же
Мартенситно-ферритный	15Х13Л	Коррозионностойкая в атмосферных условиях, в речной и водопроводной воде. Наивысшая коррозионная стойкость достигается термической обработкой и полировкой	Детали с повышенной пластичностью, подвергающиеся ударным нагрузкам (турбинные лопатки, клапаны гидравлических прессов, арматура крекинг-установок и др.), а также изделия, подвергающиеся действию относительно слабых агрессивных сред (атмосферные осадки, влажный пар, водные растворы солей органических кислот при комнатной температуре)

Продолжение табл. 1.7

1	2	3	4
Ферритный	15Х25ТЛ	Коррозионностойкая, жаростойкая при температуре до 1100 °С, обладает удовлетворительной сопротивляемостью межкристаллитной коррозии	Детали, не подвергающиеся действиям постоянных и переменных нагрузок (аппаратура для дымящейся азотной или фосфорной кислот), многие детали химического машиностроения, в том числе работающие в условиях контакта с мочевиной, печная арматура, плиты и др.
Аустенитно-мартенситный	08Х15Н4ДМЛ	Коррозионностойкая в морской воде и атмосферных условиях. По сравнению с 08Х14НДЛ менее чувствительна к концентраторам напряжений	Детали, работающие в морской воде (тяжелонагруженные гребные винты ледоколов и др.)
	08Х14Н7МЛ	Коррозионностойкая	Детали изделий, работающих при комнатной и низких (до –196 °С) температурах
	14Х18Н4Г4Л	Коррозионностойкая. Обладает большей, чем сталь марки 10Х18Н9Л, склонностью к межкристаллитной коррозии	Арматура для химической промышленности, коллекторы выхлопных систем, детали печной арматуры и др.
Аустенитно-ферритный	12Х25Н5ТМФЛ	Коррозионностойкая, жаростойкая при температуре до 600 °С	Арматура химической промышленности, детали авиационной и других отраслей промышленности, а также детали, работающие под высоким давлением — до 300 атм (30 МПа)
	16Х18Н12С4ТЮЛ	Коррозионностойкая	Сварные изделия, работающие в агрессивных средах, в частности для концентрированной азотной кислоты при температуре 105 °С
	35Х23Н7СЛ	Коррозионностойкая в сернистых средах, жаростойкая при температуре до 1000 °С	Детали трубчатых печей нефтезаводов и другие детали, работающие при температуре до 1000 °С. Рекомендуется взамен стали марки 40Х24Н12СЛ
	40Х24Н12СЛ	Коррозионностойкая, жаростойкая при температуре до 1000 °С, жаропрочная	Детали, работающие при высоких температурах и давлениях (лопатки компрессоров и сопловых аппаратов, печные конвейеры, шнеки, крепежные детали и др.)

Продолжение табл. 1.7

1	2	3	4
	20Х20Н14С2Л	Жаростойкая до 1000—1050 °С, устойчива в науглероживающей среде	Печные конвейеры, шнеки для цементации и другие детали, работающие при высоких температурах в нагруженном состоянии
	10Х18Н3Г3Д2Л	Кавитационностойкая, имеет повышенную стойкость к песчаной эрозии по сравнению со сталью марки 10Х12НДЛ	Литые лопатки и сварные детали рабочей части гидротурбин, работающие при напорах, не превышающих 80 л/ч в сечениях до 300 мм
Аустенитный	10Х18Н9Л	Коррозионностойкая, жаростойкая до 750 °С. Нестойкая в сернистых средах. При содержании углерода в стали не более 0,07% стойкая против межкристаллитной коррозии	Арматура для химической промышленности, коллекторы выхлопных систем, детали печной арматуры, плиты для травильных корзин и другие детали, работающие при температуре до 400 °С
	12Х18Н9ТЛ	Коррозионностойкая, жаростойкая до 750 °С, жаропрочная при температуре до 600 °С. Обладает высокой стойкостью против газовой и межкристаллитной коррозии	Арматура для химической промышленности, коллекторы выхлопных систем, детали печной арматуры, ящики и крышки для травильных корзин и другие детали
	10Х18Н11БЛ	Коррозионностойкая, жаропрочная при температуре до 800 °С. Нечувствительна к межкристаллитной коррозии	Те же детали, а также детали газовых турбин разного назначения, детали турбокомпрессоров, работающие при малых нагрузках. Детали аппаратов целлюлозной, азотной, пищевой и мыловаренной промышленности
	07Х17Н16ТЛ	Коррозионностойкая. Обладает малой магнитной восприимчивостью, высокой стойкостью против газовой и межкристаллитной коррозии. Хорошо обрабатывается резанием	Литые фасонные детали ответственного назначения, к которым предъявляются требования малой магнитной восприимчивости, высокой коррозионной стойкости и хорошей обрабатываемости резанием
	12Х18Н12М3ТЛ	Коррозионностойкая, жаропрочная, не подвержена межкристаллитной коррозии при температуре до 800 °С	Детали, устойчивые при воздействии сернистой кипящей, фосфорной, муравьиной, уксусной и других кислот, а также детали, длительное время работающие под нагрузкой при температуре до 800 °С

Продолжение табл. 1.7

1	2	3	4
	55Х18Г14С2ТЛ	Коррозионностойкая, жаростойкая до температуры 950 °С. Нестойкая в среде сернистой кислоты	Те же детали, которые изготовляют из стали марки 40Х24Н12СЛ
	15Х23Н18Л	Жаропрочная до 900 °С. При температурах 600—800 °С склонна к охрупчиванию из-за образования сигма-фазы	Детали установок для химической, нефтяной и автомобильной промышленности, газопроводы, камеры сгорания сопловых аппаратов. Детали печной арматуры, не требующие высокой механической прочности (может применяться для нагревательных элементов сопротивления)
	20Х25Н19С2Л	Коррозионностойкая, жаростойкая при температуре до 1100 °С	Реторты для отжига, части печей и ящики для цементации
	18Х25Н19СЛ	Коррозионностойкая, кислотоупорная, жаростойкая	Детали паровых и газовых турбин, котельных установок, лопаток и венцов компрессоров и сопловых аппаратов турбин и другие детали, работающие при высоких температурах
Аустенитный	45Х17Г13Н3ЮЛ	Коррозионностойкая, стойкая против коррозии в сернистых средах. Жаростойкая при температуре до 900 °С, жаропрочная	Детали отпускных, закалочных и цементационных печей, подовые плиты, короба, тигли для соляных ванн и другие детали, работающие при высоких температурах. Рекомендуется как заменитель стали марки 40Х24Н12СЛ
	35Х18Н24С2Л	Коррозионностойкая, жаростойкая при температуре до 1100—1200 °С, жаропрочная	Детали, работающие при высоких температурах в сильнонагруженном состоянии (печные конвейеры, шнеки, крепежные детали)
	31Х19Н9МВБТЛ	Жаропрочная	Рабочие колеса турбины турбокомпрессоров, турбинные и направляющие аппараты
	12Х18Н12БЛ	Коррозионностойкая, жаропрочная до 650 °С	Литые детали энергоустановок с длительным сроком работы при 600 — 650 °С и ограниченным — при 700 °С
	08Х17Н34В5Т3Ю2РЛ	Жаростойкая при температуре до 1000 °С	Сопловые и рабочие лопатки газовых турбин, цельнолитые роторы и другие детали, работающие при температуре до 800 °С

Продолжение табл. 1.7

1	2	3	4
Аустенитный	15Х18Н22В6М2РЛ	Жаростойкая при температуре до 1000 °С, жаропрочная при температуре до 800 °С	Детали двигателей авиационной промышленности (рабочие и сопловые лопатки газовых турбин и др.)
	20Х21Н46В8РЛ	То же	То же
	110Г13Л	Высокое сопротивление износу при одновременном воздействии высоких давлений или ударных нагрузок	Корпуса вихревых и шаровых мельниц, трамвайные и железнодорожные стрелки и крестовины, щеки дробилок, гусеничные траки, звездочки, зубья ковшей экскаваторов и другие детали, работающие на ударный износ
	110Г13ФТЛ	Высокое сопротивление ударно-абразивному изнашиванию, высокая хладостойкость	Корпуса вихревых и шаровых мельниц, щеки дробилок, трамвайные и железнодорожные стрелки и крестовины, гусеничные траки, звездочки, зубья ковшей экскаваторов и другие детали, работающие на ударный износ; детали металлургического и горнообогатительного оборудования
	130Г14ХМФАЛ	Высокое сопротивление износу при одновременном воздействии высоких давлений или ударных нагрузок. Высокая стойкость против абразивного изнашивания, высокая хладостойкость. Сохраняет высокое значение ударной вязкости в упрочненном состоянии (в процессе эксплуатации деталей)	Корпуса вихревых и шаровых мельниц, щеки дробилок, трамвайные и железнодорожные стрелки и крестовины, гусеничные траки, звездочки, зубья ковшей экскаваторов и другие детали, работающие на ударный износ
	120Г10ФЛ	Высокое сопротивление абразивному износу	Звенья гусениц тракторов и другие детали, работающие в условиях абразивного износа
	110Г13Х2БРЛ	Высокое сопротивление износу при одновременном воздействии высоких давлений или ударных нагрузок	Для спецпродукции

Помимо стандартизованных легированных сталей со специальными свойствами существует значительное количество аналогичных сталей, разработанных в различных отраслях промышленности с учетом специфики эксплуатации изготавливаемых отливок (табл. 1.8).

Таблица 1.8. **Области применения легированных сталей со специальными свойствами в соответствии с отраслевыми ТУ**

Класс стали	Марка стали	Основное свойство стали	Область применения
1	2	3	4
Мартенситный	10Х13Н3М1Л	Коррозионностойкая	Отливки с повышенной прочностью для деталей химической, нефтяной и авиационной промышленности
	Х5МЛ	Жаропрочная, коррозионностойкая в серусодержащих средах	Фланцы, патрубки, арматура, насосы и другие детали, работающие при температуре от 40 °С до 550 °С под давлением
	40Х9С2Л	Жаростойкая до 800 °С, жаропрочность до 700 °С	Клапаны выпуска дизельных двигателей, трубки рекуператоров и другие детали
Мартенситно-ферритный	0Х12НДЛ	Кавитационностойкая, гидроабразивная стойкость в условиях коррозии	Элементы сварно-литых рабочих колес гидротурбин
	20Х13НЛ	Кавитационно- и коррозионностойкая	Лопасти гидротурбин сечением до 150 мм
	10Х11МФБЛ	Жаропрочная	Детали массой до 5 т для турбин, работающих при температуре до 580 °С
	10Х12ВНМФЛ	Жаропрочная	Цилиндры, сопла и другие детали арматуры, работающие при температуре 580—600 °С
Ферритный	08Х13Л	Коррозионностойкая	Детали обоймы
	75Х28Л	Коррозионностойкая, жаропрочная, повышенное сопротивление износу	Печная арматура, работающая в среде серусодержащих аппаратов, и другие детали, подвергающиеся абразивному износу
Аустенитно-ферритный	06Х12Н3ДЛ	Коррозионностойкая	Детали, работающие при пониженных температурах
	06Х14Н5ДМФЛ	Коррозионностойкая	Детали, работающие в морской среде
	05Х26Н6М2Д2АФБЛ	Коррозионно- и жаростойкая	Детали химической и авиационной промышленности, работающие под высоким давлением
	22-11-3W	Жаростойкая, хорошо сваривается	Кольцевые детали газовых турбин, направляющие лопатки малонапряженных двигателей

Продолжение табл. 1.8

1	2	3	4
	ОХ18Н3Г3Д2Л	Кавитационно-, коррозионно- и гидроабразивностойкая	Детали сварнолитых конструкций гидротурбин
	Х21МТЛ	Коррозионностойкая в азотной кислоте	Корпуса насосов, крыльчатки, фитинги и др. детали печного и химического оборудования
Аустенитный	10Х18Н9ТЛ	Коррозионностойкая	Детали разного назначения для энерго- и химического машиностроения
	3Х16Н22В6БЛ	Жаропрочная	Детали, работающие при температурах до 700 — 750 °С
	3Х19Н9МВБТЛ	Жаропрочная	Рабочие колеса, турбинные и направляющие лопатки турбокомпрессоров
	Х25Н13АТЛ	Жаропрочная, жаростойкая	Детали, работающие при температурах до 650 °С
	ЛА 1 ЛА4 ЛА3	Стойкие к межкристаллитной коррозии, жаропрочные	Детали парокотлотурбинных установок, работающих при температурах до 650 — 700 °С
	ЛА3; ЛА6	Жаропрочные	Детали котлотурбинных установок, работающих длительное время при 600 — 650 °С
	Х25Н20С2Л	Жаростойкая	Детали газовых турбин, работающие при температурах до 800 °С
	ЭИ696МЛ; ЭИ696Л	Жаропрочные	Сложные детали, отливаемые методом точного литья, работающие длительное время при температурах до 800 °С
	ВЖЛ-10	Жаропрочная	Цельнолитые роторы, работающие кратковременно при температурах до 800 °С
	ЭИ481Л	Жаропрочная, жаростойкая, коррозионностойкая	Детали силовых агрегатов, работающих при высоких температурах и давлениях
	10Х16Н13В6БЛ; 10Х15Н9В3БЛ	Жаропрочные	Литые детали турбинных установок с рабочей температурой 650 °С, сварно-литые корпуса арматуры

Мартенситные стали используют для изготовления отливок, обладающих хорошей коррозионной стойкостью, жаропрочностью, кислото- и теплостойкостью и износостойкостью. Для получения этих свойств стали в основном легируют хромом (от 5 до 15%), никелем (до 4%), а также используют в небольших количествах кремний, вольфрам, ванадий, ниобий и молибден. В соответствии с диаграммой Шеффлера (см. рис. 1.13) мартенситная структура фиксируется в литом состоянии, а требуемый уровень эксплуатационных характеристик получают термообработкой. Увеличение концентрации хрома в сталях улучшает коррозионно -и жаростойкость. Введение вольфрама и ниобия упрочняет твердый раствор сталей, что улучшает их механические свойства.

Мартенситно-ферритная структура (сталь I5XI3Л) формируется в литом состоянии. Сталь обладает высокой коррозионной стойкостью.

Ферритная структура (сталь 15Х25ТЛ) также фиксируется в литом состоянии и обеспечивает высокую коррозионную стойкость отливок из этой стали.

Аустенитно-мартенситная структура может быть зафиксирована в литом состоянии при определенных соотношениях E_{Cr} и E_N (см. рис. 1.13). Она обеспечивает хорошую коррозионную стойкость отливок.

Аустенитно-ферритная структура обеспечивает хорошую коррозионную стойкость в различных средах, жаростойкость при высоких (до 1000 °С) температурах и необходимую жаропрочность.

Аустенитные стали обладают высокими коррозионной стойкостью, кислотостойкостью, износостойкостью, жаростойкостью и жаропрочностью. Основными легирующими элементами являются хром, никель, молибден. для улучшения той или иной эксплуатационной характеристики стали дополнительно легируют вольфрамом, молибденом, кремнием, титаном, ниобием, алюминием, бором.

1.5.2. Химический состав и механические свойства легированных сталей со специальными свойствами

Химический состав и механические свойства сталей в отливках в соответствии с ГОСТ 977-88 приведены в Приложениях 4 и 5, а в соответствии с отраслевыми техническими условиями — в Приложениях 6, 7.

Как правило, заданное специальное свойство сталей может быть получено при сложном легировании железа, обеспечивающем ту или иную структуру металла. Наряду с необходимой структурой у стали должен быть и достаточно высокий уровень механических свойств, позволяющий отливке работать длительное время. Из данных, приведенных в Приложениях 5 и 7, видно, что более высоким уровнем механических свойств ($\sigma_{0,2}$ от 400 МПА, а $\sigma_в$ от 600 МПа и выше) при удовлетворительных значениях пластических характеристик и вязкости обладают стали мартенситного и аустенитно-мартенситного классов.

Таблица 1.9. **Изменение механических свойств высоколегированных сталей в зависимости от температуры**

Марка стали	Класс стали	Режим термообработки	$t_{исп}$, °С	$\sigma_{0,2}$, МПа	$\sigma_в$, МПа	δ, %	ψ, %	KCU, кДж/м^2
20Х13Л	М	Нормализация 900—950 °С; отпуск 740—750 °С, воздух; закалка 940—950 °С, масло; отпуск 740—750 °С	100	385 — 455	560 — 630	21 — 23	57 — 66	—
			200	355 — 445	520 — 600	18 — 22	55 — 65	—
			300	360 — 395	510 — 540	17 — 19	51 — 62	—
			400	335 — 405	470 — 530	14 — 19	51 — 61	—
			500	300 — 380	390 — 465	14 — 20	52 — 64	—
10Х12ВНМФЛ	М + Ф	Нормализация 1050—1100 °С	20	680	820	16	47	690
			565	420	440	24	79	1070
			600	380	400	25	81	1275
			650	290	310	29	87	1275
40Х24Н12СЛ	А + Ф	Циклический отжиг в течение 350—500 ч. Цикл: нагрев до 950 °С — 8 ч, выдержка — 8 ч, охлаждение до комнатной температуры 8 ч	20	245 — 315	410 — 620	7 — 30	11 — 32	230 — 390
			800	170 — 200	285 — 335	8 — 20	6 — 30	—
			900	78 — 88	98 — 110	19 — 26	26 — 36	—
			950	59	69 — 78	18 — 34	5 — 28	—
12Х18Н9ТЛ	А	Аустенитизация 1070 °С — 4 ч, воздух; стабилизация при 800 °С; охлаждение с печью	20	195 — 235	500 — 600	24 — 25	30 — 35	780 — 1080
			350	195	335 — 370	11 — 13	25 — 29	640 — 900
			450	165	355	23	42 — 46	780 — 980
			500	185	345	17	35 — 42	690 — 880
			600	155	275	24	47	880
			700	175	225	15 — 17	26 — 38	880

Примечание. Данные взяты из марочников стали и сплавов 1971 и 1989 гг. издания.

Стали ферритного, мартенситно-ферритного и аустенитно-ферритного классов в большинстве своем имеют средние значения прочностных ($\sigma_{0,2}$ от 250 МПа, а $\sigma_в$ от 500 МПа), пластических (δ — до 20%, ψ — до 45 %) свойств и вязкости (около 300 кДж/м^2).

Стали аустенитного класса, за редким исключением, характеризуются высокими пластическими характеристиками (δ — до 20%, ψ — до 30 % и выше), вязкостью (KCU 981 кДж/м^2) при средних значениях прочностных свойств ($\sigma_{0,2}$ от 200 МПа до 500 МПа, а $\sigma_в$ от 400 МПа и выше). С повышением температуры эксплуатации отливок механические свойства сталей изменяются (табл. 1.9).

1 .5.3. Характеристика специальных свойств легированных сталей

Специальные свойства — это такие свойства, которые обеспечивают работу стали в отливках в различных агрессивных средах, при высоких температурах и т. д. К ним в первую очередь относятся: коррозионная стойкость, кислотостойкость, жаростойкость, жаропрочность, износостойкость.

Коррозионная стойкость — способность материала сопротивляться разрушению металлов и сплавов в результате их химического или электрохимического взаимодействия с окружающей средой. Это свойство может определяться количественно изменением массы образцов материала, изменением их толщины, изменением физических или механических свойств и др. В качестве показателя коррозионной стойкости используют значения глубины пораженного слоя $К_Г$ (мм/год) или $К_М$ (г/м^2), которые связаны соотношением:

$$Кг = Км/\rho,$$

где ρ — плотность металла, г/см^3;

Высокая коррозионная стойкость достигается легированием сталей легкопассивирующимися металлами: Al, Cr, Ni, Ti, Mo, W, создающими защитную пленку на поверхности отливки, прочность которой повышается при образовании в структуре твердых растворов.

Основной легирующий элемент коррозионностойких сталей — хром. В составе используемых в настоящее время сталей содержание хрома обычно превышает 10%. Никель повышает коррозионную стойкость в слабоокисляющих и неокисляющих растворах, стабилизирует аустенитную структуру и позволяет создавать Cr—Ni коррозионностойкие стали. Кроме этих двух элементов, при разработке составов данных сталей применяются другие легирующие элементы: ферритообразующие (Si, Al, Mo, W, Nb, Ti, V) и аустенитообразующие (Mn, Co, Cu).

Углерод, входящий в состав многих коррозионностойких сталей, существенно расширяет область аустенита, так же как Mn и Ni.

В качестве коррозионностойких главным образом применяют высоколегированные хромистые и хромоникелевые стали мартенситного, ферритного, мартенситно-ферритного и реже аустенитного классов.

Одним из наиболее распространенных видов коррозии является межкристаллитная коррозия (МКК), которая проявляется в разрушении сталей по границам зерен, что приводит к резкому снижению прочности и пластичности и может вызвать преждевременное разрушение отливки.

В хромистых сталях ферритного класса МКК проявляется после нагрева выше 1000°С и быстрого охлаждения. Выделение по границам зерен богатых хромом карбидов снижает необходимый уровень концентрации хрома в приграничных областях, что не обеспечивает коррозионную стойкость стали. Стали с низким содержанием углерода и азота (ниже 0,010—0,015 %) и повышенным содержанием хрома практически не склонны к МКК. Повышает стойкость к МКК ферритных сталей легирование их сильными карбидообразующими элементами (Ti, Nb, V, Ta), которые связывают углерод и азот, сохраняя хром в твердом растворе.

В аустенитных коррозионностойких сталях склонность к МКК практически отсутствует в тех случаях, когда технология изготовления отливок обеспечивает однофазную аустенитную структуру. Однако в процессе эксплуатации этих сталей при повышенных температурах могут создаваться условия для выделения карбидов, содержащих хром, что будет способствовать проявлению МКК. Устранение ее достигается введением в стали более сильных карбидообразующих элементов — Ti, V и др. Таким образом, увеличение стойкости аустенитных сталей обеспечивается:

— снижением содержания углерода, что исключает образование карбидов хрома;

— введением в сталь более сильных (чем хром) карбидообразующих элементов, связывающих углерод в прочные карбиды, что исключает обеднение приграничных участков хромом. При этом необходимую концентрацию титана и ниобия определяют по соотношениям:

$0{,}7 < Ti < 5$ (% C 0,02),

$[Nb] > 8$ (%C—0,02);

— термической обработкой, способствующей переводу хрома и углерода в γ-твердый раствор.

Разработанные в Московском государственном институте стали и сплавов экономнолегированные аустенитные стали 05Х18АН5ФЛ и 05ХI8АН6М2ФЛ несколько превосходят по коррозионной стойкости высоконикелевые стали 12Х18Н9ТЛ и 12Х18Н 12М3ТЛ, предназначенные для работы в агрессивных средах, содержащих фосфорную, серную, азотную, уксусную, щавелевую, муравьиную, лимонную, соляную, яблочную и другие органические кислоты, растворы спиртов, едкого натра и едкого кали, сероводорода и многих солей.

Скорость коррозии в этих средах не превышает 0,1 мм/год. Литейные свойства таких легированных азотом сталей превосходят аналогичные свойства сталей прототипов.

Мартенситные и мартенситно-ферритные стали обладают хорошей коррозионной стойкостью в атмосферных условиях и слабоагрессивных средах (слабые растворы солей, кислот) и имеют высокие механические свойства (см. Приложения 5, 7). Чем больше в сталях углерода, тем больше выделяется карбидов, что снижает коррозионностойкость. Поэтому для поддержания высокой коррозионной стойкости на практике часто используют стали с переменным содержанием хрома и углерода: чем выше содержание углерода, тем больше необходимо вводить хрома.

Аустенитно-ферритные стали имеют низкую склонность к МКК. Они сложны по химическому составу и имеют в структуре различные соотношения феррита и аустенита. В различных температурных интервалах в них проходят сложные фазовые превращения, что часто ограничивает области их применения.

Аустенитно-мартенситные стали используют в тех случаях, когда необходимо получить сочетание повышенной прочности при хорошей коррозионной стойкости. При получении отливок из этих сталей необходимо строго выдерживать соотношение феррито-аустенитообразующих элементов, для чего рекомендуется использовать структурную диаграмму Шеффлера (см. рис. 1.13).

Кислотостойкость — способность сталей работать в среде кислот. Кислотостойкость является разновидностью коррозионной стойкости и характеризуется теми же параметрами. Максимальной стойкостью обладают стали, легированные хромом ($Cr \geq 17{,}0$ %) и никелем ($Ni \geq 8{,}0$ %). Предельное содержание углерода составляет 0,02—0,03%.

Наиболее широко в качестве кислотостойкой стали используют аустенитную сталь 10Х18Н9Л. Для улучшения механических свойств кислотостойкие стали дополнительно легируют титаном, ниобием, молибденом. Молибден улучшает стойкость отливок в растворах уксусной и фосфорной кислот, горячих растворах сернистой кислоты, в кипящих растворах азотной, плавиковой, серной и соляной кислот. Аустенитно ферритные и аустенитно-мартенситные стали используют при необходимости иметь более высокий предел текучести.

Жаропрочность — способность сталей выдерживать механические нагрузки при высоких температурах в течение определенного времени.

Стали, работающие при повышенных и высоких температурах, делятся на группы:

— теплоустойчивые стали для отливок, работающих в нагруженном состоянии при температурах до 550 °С в течение длительного времени;

— жаропрочные стали для отливок, работающих в нагруженном состоянии при высоких температурах в течение заданного времени и обладающих при этом достаточными механическими свойствами;

—жаропрочные стали для отливок, работающих в ненагруженном или слабонагруженном состоянии при температуре выше 550°С и обладающих стойкостью против химического разрушения поверхности в газовых средах.

В группу теплоустойчивых сталей входят углеродистые и низколегированные хромистые стали. Структура их определяется степенью легирования и режимом термической обработки. После нормализации она состоит из феррита и ферритокарбидной смеси разной дисперсности (пер лит, троостит, бейнит, сорбит).

В группу жаропрочных входят Cr—Ni стали аустенитного класса, дополнительно легированные Si, Mn, Ti, Mo, W, Nb, A1, B (12Х18Н12М3ТЛ, 15Х23Н18Л, 35Х18Н24С2Л и др.).

Жаропрочные стали для отливок условно можно разделить на три группы:

— гомогенные (однофазные) — их жаропрочность достигается за счет легирования твердого раствора;

— стали с карбидным упрочнением;

— стали с интерметаллидным упрочнением.

Наивысшей жаропрочностью обладают стали, химический состав которых соответствует твердому раствору, и стали, в которых под воздействием высоких температур образуются мелкодисперсные выделения карбидных, интерметаллидных фаз и фаз внедрения. Эти фазы располагаются по границам зерен и препятствуют развитию диффузионных процессов. Интервал рабочих температур таких сталей очень широк — от 400 до 1000 °С, а в случае малых нагрузок до 1200 °С.

При упрочнении за счет дисперсионного твердения должно быть обеспечено выделение упрочняющих фаз (и карбидов), обладающих повышенной стойкостью против коагуляции при рабочих температурах.

В аустенитных сталях интерметаллидные фазы образуются при легировании Ti, Nb, Mo, Zr, W, Al, B, которые переводятся в раствор при высоких температурах и выпадают из него при температурах 500—600 °С.

Для получения жаропрочных отливок наиболее широко применяют стали типа 18-8 (12Х18Н12БЛ), 18-22 (15Х18Н22В6М2РЛ), 18-23 (35Х12Н24С2Л). Из них изготовляют литые детали энергоустановок с длительным сроком работы при 600—650°С, детали авиационных двигателей (рабочие и сопловые лопатки газовых турбин и др.), печные конвейеры, шнеки, крепежные детали и др.

Отливки из жаропрочных аустенитных сталей, предназначенные для длительной работы, подвергают термической обработке: закалке от температур 1100—1150 °С и отпуску при температуре, превышающей на 100—150 °С рабочую.

Жаропрочные отливки с малым сроком эксплуатации подвергают, как правило, только закалке. В них карбиды будут выделяться в процессе эксплуатации при рабочих температурах.

Жаростойкость характеризует сопротивление сталей газовой коррозии при высоких температурах.

Группу жаростойких составляют хромистые, хромоникелевые, хромомарганцевые стали ферритного, аустенитного, мартенситного и аустенитно-ферритного классов с добавками других легирующих элементов: A1, Si, Mn, Nb, Mo, W, Ti (40Х9С2Л, 15Х25ТЛ, 40Х24Н12СЛ, 20Х20Н14С2Л, 20Х25Н19С2Л, 15Х18Н22В6М2РЛ и др.).

Жаростойкость сталей различна в зависимости от характера среды. Поэтому большую роль играет способность легирующих элементов взаимодействовать с элементами окружающей рабочей среды. Например, хромистую сталь нежелательно применять в среде с азотом и углеродом, так как в ней будут образовываться карбиды и нитриды хрома, твердый раствор обеднится этим элементом, жаростойкость снизится. Жаростойкость будет увеличиваться в том случае, если легирующий элемент, взаимодействующий со средой, образует на поверхности отливки плотную оксидную пленку.

В качестве жаростойких применяются многие из жаропрочных сталей (10Х18Н11БЛ, 15Х18Н22В6М2РЛ и др.). структура жаростойких сталей может быть мартенситная, ферритная, аустенитная, аустенитно-ферритная.

Износостойкость — способность сталей сопротивляться износу. Износ является сложным процессом и характеризуется изменением размеров, формы, массы или состояния поверхностного слоя отливок под воздействием внешней среды. В зависимости от условий внешнего воздействия износ может быть абразивным, ударно-абразивным, кавитационным, гидроабразивным и др. Наиболее часто стальные отливки работают в условиях абразивного и ударно-абразивного изнашивания.

Абразивным называют изнашивание поверхности отливки в результате режущего или царапающего действия твердых абразивных частиц.

Повышения стойкости отливок при абразивном износе добиваются за счет увеличения твердости (микротвердости) сталей. Таким образом, целью легирования износостойких сталей для уменьшения абразивного изнашивания является получение максимально возможной твердости при необходимом уровне механических и служебных свойств (прочности, пластичности, предела текучести и др.).

В качестве абразивостойких используют углеродистые и высокоуглеродистые стали после закалки, стали с большим количеством карбидов в структуре; как правило, это карбиды Cr, V, Ti, Mo (40ХЛ, 40Л, 55Л, 45ФЛ, У12Л, У8Л, Х12Л, Х12МЛ). Чем больше углерода и карбидообразующих элементов в стали, тем при одинаковой твердости износостойкость выше (рис. 1.15).

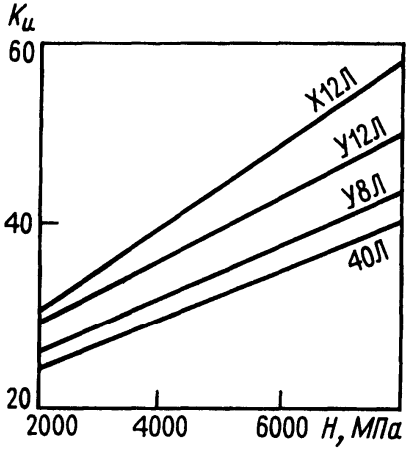


Рис. 1.15. Зависимость относительной износостойкости $K_и$ при изнашивании от твердости сталей Х12Л, У12Л, У8Л, 40Л (М. М. Хрущов)

Ударно-абразивное изнашивание — это разрушение поверхности отливки в результате ударного воздействия на нее твердых абразивных частиц, внедряющихся с большой энергией в рабочий слой, который разрушается в результате малоцикловой усталости микрообъемов. При выборе способов повышения стойкости отливок при ударе особое внимание следует уделять склонности поверхностного слоя к хрупкому выкрашиванию и его способности деформироваться. Отливки, работающие в условиях ударно-абразивного изнашивания, должны сочетать повышенную твердость поверхностных слоев с вязкой сердцевиной. Сочетание таких противоположных свойств может быть достигнуто, если твердость поверхности будет повышаться при приложении к ней рабочих нагрузок, причем на небольшую глубину.

Прямое динамическое внедрение твердых абразивных частиц в поверхности отливки способствует зарождению хрупких трещин, которые могут соединяться между собой. При этом существенную роль будет играть неоднородность структуры и свойств поверхностного слоя (например, присутствие хрупких фаз — карбидов, нитридов, боридов). Возникновение, рост и слияние трещин резко снижают износостойкость изделий при ударе. Такого влияния можно избежать, если твердость вязкой рабочей поверхности отливки повысится во время динамического действия на нее абразивного материала в результате фазового или структурного превращения. Это характерно для сталей со стабильным или метастабильным аустенитом. Таким образом, задачей легирования ста лей для работы в условиях ударно-абразивного износа является получение стабильной или метастабильной аустенитной структуры, способной упрочняться под влиянием нагрузок. Основными аустенитообразующими элементами являются Mn и Ni.

Способность аустенитных Fe-Mn сплавов упрочняться вследствие деформации обнаружил английский ученый Р. Э. Гадфильд в 1884 г. Он довел содержание марганца в стали до 11—12% и определил, что полученная сталь после закалки в воде от температур 1000 °С обладает высокой пластичностью и сопротивлением ударно-абразивному износу. Гадфильд запатентовал новую сталь, и с тех пор она известна под его именем (сталь Гадфильда), а в СНГ — как высокомарганцевая сталь 110Г13Л. За прошедшее время проведено большое количество работ по исследованию стали 110Г13Л, улучшению ее свойств, а также созданию новых марок износостойких сталей взамен нее.

Однако до сих пор сталь Гадфильда является основным материалом для изготовления отливок, работающих при ударно-абразивном изнашивании. Из нее получают около 0,6 млн. т. литья в год.

Пять марок высокомарганцевых износостойких сталей аустенитного класса: 110Г13Л, 110Г13ФТЛ, 130Г14ХМАФЛ, 120Г10ФЛ, 110Г13Х2БРЛ входят в ГОСТ 977-88. Отливки из этих сталей подвергают закалке в воде от температур 1050—1150 °С после чего они приобретают чисто аустенитную структуру.

Износостойкая сталь 110Г13Л содержит в своем составе 0,9—1,5 % С, 11,5—15% Mn, 0,3—1,0% Si, до 0,05% S, до 0,12% Р. Как правило, соотношение Mn : С должно быть больше 10. Из нее изготавливают корпуса вихревых и шаровых мельниц, щеки дробилок, трамвайные и железнодорожные стрелки и крестовины, гусеничные траки, зубья ковшей экскаваторов и другие детали, работающие на износ. После термической обработки сталь имеет следующие свойства: $\sigma_в$ = 800...1000 МПа, $\sigma_т$ = 250...400 МПа, δ = 35...45%, ψ = 40...50%, НВ = 170...230, KCU = 2000...3000 кДж/м^2. Сочетание высокой износостойкости в случае приложения больших истирающих нагрузок, когда твердость поверхностных слоев может достигать 550—600 ед. НВ, с хорошей пластичностью и ударной вязкостью является главной особенностью этой стали. Однако при чисто абразивном износе, когда преобладает механизм среза поверхностных слоев абразивными частицами, сталь 110Г13Л со структурой аустенита не имеет существенных преимуществ перед другими сталями с аналогичной твердостью.

Недостатком стали 110Г13Л является высокое содержание фосфора, который вносится при легировании стали ферромарганцем. Ферромарганец содержит до 0,5 % фосфора и при легировании стали 13 % Mn концентрация этого элемента может достигать значений 0,08—0,12%. Это приводит к загрязнению стали фосфидной эвтектикой, которая снижает все механические свойства (рис. 1.16). Уменьшить содержание фосфора после легирования стали марганцем известными способами окислительной плавки нельзя из-за окисления марганца.

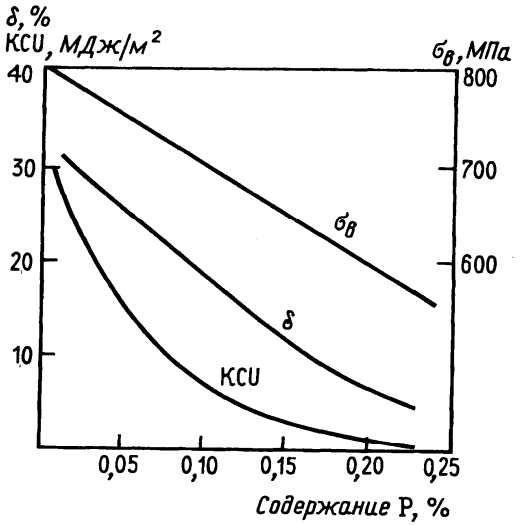


Рис. 1.16. Влияние фосфора на механические свойства стали 110Г13Л (А. А. Шерстюк)

Для снижения вредного влияния фосфора и улучшения свойств сталь 110Г13Л модифицируют активными элементами: Ti, V, Ca, Ce и др. Измельчение зерна приводит к увеличению межзеренной поверхности и снижению пограничной концентрации вредных примесей, что положительно влияет на свойства. Лучшие результаты достигаются при комплексном модифицировании стали. В частности, обработка стали добавками, не превышающими 0,1% Ti или V и 0,01% Ca, позволяет получить хорошее сочетание ударной вязкости и износостойкости, что улучшает стойкость отливок в рабочих условиях в 1,4—1,б раза.

Сталь 110Г13Л практически не обрабатывается резанием. Поэтому все отверстия и другие полости, формирующие тело отливки, получают только литьем.

Перспективное направление в создании износостойких сталей для отливок, работающих в условиях ударно-абразивного изнашивания, связано с использованием механизма деформационной нестабильности марганцевого аустенита для увеличения его способности к упрочнению. Высоким сопротивлением ударно-абразивным нагрузкам обладают стали с двойным механизмом упрочнения при деформации: образование мартенсита деформации + изменение структуры аустенита. Одним из широко-доступных и недефицитных элементов для этих целей является хром. Кроме того, используют следующие легирующие комплексы: Fe—Mn— Cr, Fe—Mn—-Cr—Э, Fe—Mn—Cr—Ni, Fe—Mn—Cr—Ni—Э, где Э — дополнительные легирующие и модифицирующие добавки. Примерами таких метастабильных аустенитных сталей являются разработанная И. Н. Богачевым с сотрудниками сталь 60Х5Г10Л и сталь 90Х2Г9АФТЛ, созданная на кафедре «Электрометаллургия и литейное производство» Магнитогорского государственного технического университета. Данные стали применяют для изготовления отливок горно-металлургического оборудования, работающих при циклическом контактно-ударном нагружении и ударно-абразивном изнашивании: бронефутеровочные плиты, щеки, конусы дробильно-размольного оборудования, детали загрузочных устройств доменных печей, молотки молотковых дробилок и др.

Пластическая деформация вызывает в поверхностных слоях отливок из метастабильных аустенитных сталей развитие γ—ε—α превращения с образованием мартенсита, в то время как сталь 110Г13Л сохраняет аустенитную структуру. Это и обеспечивает более высокое сопротивление износу отливок из сталей 60Х5Г10Л и 90Х2Г9АФТЛ по сравнению со сталью 110Г13Л при некотором улучшении литейных свойств.

1.6. ОТЛИВКИ ИЗ ХЛАДОСТОЙКОЙ СТАЛИ

В России более половины территории занимает зона низких температур (Сибирь, районы Крайнего Севера и др.). Разработка новых месторождений нефти, газа, руд и других ценных сырьевых ресурсов требует производства машин, оборудования и конструкций в хладостойком или, как говорят, в северном исполнении. Изготовление деталей машин и механизмов из обычных конструкционных сталей не обеспечивает службу этих деталей при низких температурах.

Производство хладостойких отливок, способных эксплуатироваться при низких температурах (до —60°С регламентируется ГОСТ 21357-87 «Отливки из хладостойкой и износостойкой стали».

Хладостойкость — способность металлов и сплавов противостоять разрушению при низких температурах, обратное понятие — хладноломкость — характеризует разрушение металла без признаков пластической деформации, т. е. переход металла в хрупкое состояние.

Способность сталей и сплавов к пластической деформации в значительной степени зависит от температуры. С понижением температуры эта способность для большинства сталей уменьшается. При критических температурах резко возрастает сопротивление сдвигу, сталь переходит в хрупкое состояние и разрушается практически без признаков пластической деформации. Сопротивление указанному разрушению получило название хрупкой прочности, а температура, при которой оно происходит, критической температуры хрупкости (порог хладноломкости).

Металлы с объемноцентрированной кубической решеткой (железо, хром, молибден, вольфрам), а также некоторые металлы с гексагональной решеткой (титан, цинк, кадмий) при понижении температуры быстро охрупчиваются. У металлов с более плотно упакованной гранецентрированной кубической решеткой вязкость при понижении температуры практически сохраняется. Подобные закономерности характерны и для многокомпонентных сплавов. Поэтому ферритные и ферритоперлитные стали (ОЦК решетка) более склонны к охрупчиванию, чем аустенитные (ГЦК решетка).

Явление охрупчивания с учетом природы кристаллических решеток может быть объяснено отсутствием плоскостей скольжения у металлов с ОЦК и гексагональной решетками и, наоборот, увеличение пластичности хорошо развитой системой скольжения у металлов с ГЦК решеткой. Кроме того, независимо от типов кристаллических решеток на хладноломкость влияют и примеси. В частности, Ю. А. Шульте показал, что охрупчивание высокомарганцевой стали 110Г13Л, имеющей ГЦК решетку, обусловлено примесью фосфора, который образует фосфидную эвтектику по границам аустенитных зерен. Также установлено, что углерод, сера, фосфор, азот, кислород и некоторые цветные металлы существенно охрупчивают все марки сталей.

В то же время исследования показали, что особо чистое железо, содержащее только десятитысячные доли процента таких примесей, как углерод, азот, кислород, сохраняет пластичность до температуры почти —270 °С.

Различают два вида хрупкого разрушения: интеркристаллитное и транскристаллитное. Чистые металлы обычно разрушаются по телу зерна. Межзеренному разрушению способствуют включения по границам зерен.

Сплавы с ГЦК решеткой разрушаются по телу зерна и между зернами; с гексагональной решеткой — преимущественно по зерну; с ОЦК решеткой — преимущественно между зернами.

Легирующие элементы, образующие растворы внедрения в сталях с ОЦК решеткой, существенно влияют на характер излома. В зависимости от их концентрации излом может меняться от транскристаллитного до интеркристаллитного. При разрушении трещины выбирают пути наименьшего сопротивления.

Литые детали, изготовленные из стали с более низкой критической температурой хрупкости, способны сохранять вязкость при более высоких нагрузках и при более острых надрезах и выточках.

На хладноломкость отливок оказывает влияние многообразный комплекс физико-химических и физико-механических факторов. Основные из них следующие:

— качество литой стали, определяемое металлургическими особенностями производства: состав стали, природа и характер неметаллических включений, плотность, кристаллическое строение и однородность структуры, вид и режим термической обработки;

— геометрия литого изделия: масштабный фактор и особенно конфигурация, неравномерность размеров и сечений, характер переходов, острота и глубина надрезов, выточек, сопряжений, состояние поверхности;

— вид напряженного состояния, при котором работает литая деталь (линейное, сжатие, изгиб, кручение), скорость нагружения.

Указанные факторы влияют самостоятельно, независимо один от другого, и учесть долю влияния каждого из них на склонность детали к хрупкому разрушению весьма сложно. для решения этих задач необходимы натурные испытания на специальных установках.

Применительно к литейным сталям можно выделить такие основные пути повышения хладостойкости:

— оптимальное легирование;

— рафинирование и модифицирование стали щелочно- и редкоземельными металлами (ЩЗМ и РЗМ);

— максимальное снижение содержания в стали серы, фосфора, примесей цветных металлов;

— применение прогрессивных режимов термической обработки отливок.

1.6.1. Назначение хладостойких сталей

Из хладостойких сталей изготавливают отливки для деталей ответственного и особо ответственного назначения, которые работают в условиях низких температур — до —60 °С: крупногабаритные корпусные отливки, сварно-литые несущие конструкции больших сечений карьерных и шагающих экскаваторов, отливки деталей горно-металлургического оборудования, наконечники рыхлителей мерзлых грунтов, опорные катки тяжелых бульдозеров и др. для всех отливок в хладостойком исполнении должно соблюдаться непременное условие — они должны обладать гарантированным запасом прочности и вязкости при низких рабочих температурах (табл. 1.10).

Таблица 1.10. **Назначение хладостойких сталей**

Марка стали	Назначение
08Г2ДНФЛ	Крупногабаритные корпусные отливки, верхние части рам картеров, постели подшипников, литые детали экскаваторов большой грузоподъемности и другие сваривающиеся детали повышенной прочности
12ХГФЛ	Ответственные литые детали тракторов, сварно-литые несущие конструкции
20ГЛ; 20ФТЛ	Ответственные литые детали автосцепного устройства, тележки грузовых вагонов
НХ2ГМРЛ; 20ХГСФЛ; 25Х2НМЛ	Ответственные сварно-литые конструкции больших сечений карьерных и шагающих экскаваторов
35ХМФЛ; 35ХМЛ	Ответственные литые детали горно-металлургического оборудования
27ХН2МФЛ	Цельнолитые зубья и элементы их крепления (скобы, клинья) одноковшовых экскаваторов
27ХГСНМДТЛ	Наконечники рыхлителей мерзлых грунтов, опорные катки тяжелых бульдозеров, ведущие шестерни, звездочки гусеничных машин и др.
30ГЛ; 30ХЛ	Корпуса поглощающих аппаратов грузовых вагонов
30ХГ2СТЛ	Башмаки гусеничных машин, угловые ножи бульдозеров, кремальерные шестерни экскаваторов, опорные ролики дражных цепей, рабочие органы шахтных машин, рычаги, зубчатые колеса
110Г13Л; 110Г13ХБРЛ	Зубья ковшей экскаваторов, гусеничные звенья, рабочие органы дробильного оборудования

1.6.2. Химический состав и механические свойства хладостойких сталей

Химический состав и основные механические свойства хладостойких сталей в соответствии с ГОСТ 21357-87 приведены в Приложениях 8 и 9.

Отливки из хладостойких сталей обязательно проходят термическую обработку (см. раздел 1 .9), после чего они должны иметь механические свойства не ниже заданных, в том числе по твердости и ударной вязкости при температуре испытания —60 °С.

Кроме механических свойств, устанавливаемых ГОСТ 21357-87, в число контролируемых показателей дополнительно могут быть включены микроструктура, вид излома, загрязненность стали неметаллическими включениями, температура перехода к нулевой пластичности, параметры сопротивления усталостному разрушению и др.

1.7. ОТЛИВКИ ИЗ ИНСТРУМЕНТАЛЬНОЙ СТАЛИ

Инструментальными называют стали, используемые для обработки материалов резанием и давлением и обладающие определенными свойствами в рабочих условиях. такими основными свойствами являются: твердость, вязкость, износостойкость, теплостойкость (красностойкость), теплопроводность, разгаростойкость, окалиностойкость, устойчивость против схватывания (адгезия) и налипания, прочность.

Твердость является главным показателем качества инструмента, устанавливается в связи с его назначением и находится в пределах HRC 40—70.

Вязкость характеризует эксплуатационную надежность инструмента и определяется такими показателями, как KCU, KCV и др.

Износостойкость инструментальной стали служит характеристикой долговечности работы инструмента.

Теплостойкость или красностойкость характеризуется температурой, до которой сохраняются заданные высокие значения твердости, прочности и износостойкости стали, т. е. обеспечиваются свойства инструмента, необходимые для резания или деформирования. следовательно, теплостойкость характеризует способность инструмента сопротивляться изменению структуры и свойств инструмента при нагреве в условиях эксплуатации. Наиболее ценными являются стали с высокой теплостойкостью, сохраняющие свойства при температурах выше 600 °С.

Прокаливаемость характеризует твердость инструмента по сечению, от нее во многом зависит закаливаемость, т. е. твердость на поверхности инструмента после закалки. Так же как и отливки из других сталей, отливки из инструментальных сталей классифицируют по составу, структуре и назначению.

На практике принята классификация по назначению, согласно которой различают следующие группы сталей:

— стали для режущего инструмента;

— штамповые стали для холодного и горячего деформирования;

— стали для измерительного инструмента.

Литейщики чаще всего имеют дело с отливками из первых двух групп инструментальных сталей. Большое значение для получения качественных литых заготовок из инструментальных сталей имеет технология плавки, которая должна обеспечивать чистоту металла по неметаллическим включениям и нежелательным примесям. для этого используют чистые шихтовые материалы, специальную обработку жидкого расплава (рафинирование, модифицирование), специальные методы плавки (вакуумная плавка, электрошлаковый переплав и др.).

Стали для режущего инструмента. Наиболее высокими служебными свойствами из всех сталей для режущего инструмента обладают быстрорежущие стали. Применение их позволяет повысить скорости резания в несколько раз, а стойкость инструмента — в десятки раз. главной особенностью быстрорежущих сталей является их высокая теплостойкость (600—700°С при высокой твердости (HRC 63—70) и износостойкости инструмента. Уникальные свойства быстрорежущих сталей достигаются посредством специального легирования и сложной термической обработки, обусловливающих определенный фазовый состав.

Основными легирующими элементами, обеспечивающими высокую теплостойкость, являются вольфрам, молибден, ванадий. Кроме них, все стали содержат хром, а некоторые — кобальт. Карбидообразующие элементы формируют в стали специальные карбиды: Me_6C на основе вольфрама и молибдена, MeC на основе ванадия, $Me_{23}C_6$ на основе хрома. Часть атомов металла в указанных карбидах замещена атомами железа и других элементов. Карбиды молибдена и вольфрама Me_6C обеспечивают получение после закалки легированного вольфрамом и молибденом мартенсита. Эти элементы, а также ванадий затрудняют распад мартенсита при нагреве, обеспечивая необходимую красностойкость. оптимальные свойства и рациональная стоимость инструмента достигаются при соблюдении условия Σ(W + 1,5Mo) 12,0—13,0%. Карбид ванадия VC, частично растворяясь в аустените, увеличивает красностойкость и твердость после отпуска за счет эффекта дисперсионного твердения. Карбид хрома $Cr_{23}C_6$ полностью растворяется при нагреве под закалку. Поэтому основная роль хрома в быстрорежущих сталях состоит в придании им высокой прокаливаемости.

Кобальт является дополнительным легирующим элементом, повышающим красностойкость данных сталей. он, в основном, легирует твердый раствор и частично входит в состав карбида MeC, увеличивая твердость и износостойкость инструмента.

В целом можно выделить следующие области концентраций элементов в быстрорежущих сталях, %: 0,7—1,1 C; 0,5 Si; 0,5 Mn; 3,0—5,0 Cr; 0,5—6,0 Mo; 2,5—18,5 W; 1,0—3,0 V; 4,0—8,5 Co.

Две марки быстрорежущих сталей — 85Х4М5Ф2В6Л (Р6М5Л) и 90Х4М4Ф2В6Л (Р6М4Ф2Л) — включены в ГОСТ 977-88. Стали относятся к мартенситному классу, обладают высокими теплостойкостью, твердостью, износостойкостью. Используются для литых заготовок под инструмент, получаемый последующей горячей пластической деформацией (ковка, горячее выдавливание), и для литого металлорежущего инструмента.

Штамповые стали. К штамповым относят стали, применяемые для изготовления инструмента, предназначенного для изменения формы материала деформированием без снятия стружки. состав и свойства сталей приведены в табл. 1.11 и 1.12.

Таблица 1.11. **Средний химический состав и механические свойства некоторых штамповых сталей для холодного деформирования**

Марка стали	Содержание элементов, %						Режим термической обработки, °С		HRC	$\sigma_{изг}$, МПа	KCU, кДж/м²
	C	Cr	W	Mo	V	Другие	$t_{зак}$	$t_{отп}$			
Стали повышенной (высокой) износостойкости											
Х12МЛ	1,55	11,8	—	0,50	—	—	1040	185	62	2600	450
Х12Ф1Л	1,35	11,8	—	—	0,80	—	1035	185	62	2500	270
Х12ВМЛ	2,10	11,8	0,65	0,75	0,23	—	985	175	63	2400	250
8Х6НФТЛ	0,85	5,5	—	—	0,40	1,1 Ni 0,1 Ti	975	290	58	—	—
Стали дисперсионно-твердеющие с высоким сопротивлением смятию											
8Х4В2С2МФЛ	0,85	4,55	2,00	0,95	1,20	1,8 Si	1070	530*	63	3750	500
11Х4В2С2Ф3МЛ	1,05	3,90	2,35	0,40	2,55	1,6 Si	1070	530*	61	3750	450
Х5В2С4ФНМЛ	1,05	4,60	2,10	0,95	2,15	0,45 Ni 3,65 Si	1160	550*	63	3300	270
Стали высокопрочные с повышенной ударной вязкостью											
7ХГНМЛ	0,70	1,35	—	0,65	0,15	1,0 Ni	860	150	60	3500	1600
6Х6В3МФСЛ	0,55	6,00	2,85	0,75	0,65	0,75 Si	1070	530*	59	3850	1000
6Х4М2ФСЛ	0,61	4,10	—	2,20	0,75	0,75 Si	1070	530	61	4100	1300

* Трехкратный отпуск по 1 ч.

Таблица 1.12. **Средний химический состав некоторых штамповых сталей для горячего деформирования**

Марка стали	Содержание основных элементов, %					
	C	Cr	W	Mo	V	Другие элементы
Стали умеренной теплостойкости и повышенной вязкости						
5ХНМЛ	0,55	0,65	—	0,23	—	1,6 Ni
5Х2МНФЛ	0,50	1,75	—	1,00	0,40	1,4 Ni
Стали повышенной теплостойкости						
4Х5ФСЛ	0,36	5,00	—	1,35	0,40	0,95 Si
4Х4ВМФСЛ	0,40	3,60	1,0	1,35	0,75	0,6—0,9 Si
4Х2В2МФСЛ	0,46	2,30	2,2	1,00	0,75	0,9 Si
Стали высокой теплостойкости						
3Х2ВФЛ	0,35	2,5	8,0	—	0,35	—
4Х2В5МФЛ	0,35	2,6	5,0	0,75	0,75	—
2Х6В8М2К8Л	0,26	6,7	7,5	2,00	0,12	до 8,0 Co
Х2В6МХ6К12Н2Л	0,10	2,0	6,5	6,00	0,40	до 12,0 Co, 2,3 Ni

В зависимости от условий работы штамповые стали делят на стали для холодного и горячего деформирования. основные требования к этим сталям такие же, как и для режущих сталей. Однако роль того или другого свойства (твердость, теплостойкость, износостойкость и др.) может изменяться в зависимости от рабочих условий штампа. Химический состав и механические свойства после термической обработки штамповых сталей разного назначения могут существенно различаться. Основными легирующими элементами сталей являются хром, вольфрам, молибден ванадий, кремний, дополнительными — никель, марганец ко бальт, титан содержание углерода находится в пределах 0,3—2,0% в зависимости от назначения штампа. Концентрация хрома в штамповых сталях изменяется в широких пределах — от 0,5 до 13 % и выше. Это обусловливает образование карбидов хрома всех типов: от легированного хромом цементита до специальных карбидов Me_7C_3 и $Me_{23}C_6$. Хром благоприятно влияет на прокаливаемость штамповых сталей, их склонность к дисперсионному твердению, теплостойкость. Оптимальное содержание хрома в комплексно-легированных дисперсионно-твердеющих штамповых сталях обычно составляет 4,5—5,5 %. Если от штампа требуется очень высокая износостойкость, содержание хрома увеличивают до 12,0%. В штамповых сталях горячего деформирования умеренной теплостойкости и повышенной вязкости содержание хрома ограничивают 1,0—2,0%, а необходимый уровень свойств достигают за счет легирования никелем, молибденом, ванадием.

Вольфрам (0,5—7,0 %) и молибден (0,4—6,5 %) в комплексно-легированных штамповых сталях способствуют измельчению зерна аустенита, т. е. увеличивают устойчивость стали против перегрева, повышают теплостойкость, износостойкость. Кроме того, молибден снижает склонность сталей к отпускной хрупкости.

Ванадий (0,10—1,8 %) в штамповых сталях присутствует в виде карбида VC в твердом растворе, благоприятно влияет на чувствительность сталей к перегреву, усиливает интенсивность дисперсионного твердения, повышает теплостойкость.

Кремний (0,б—4,0 %) и кобальт (до 15 %) в составе некоторых штамповых сталей легируют твердый раствор, упрочняя феррит, ускоряют процесс дисперсионного твердения, способствуют достижению высокой твердости после отпуска. Содержание Si и Со в штамповых сталях для горячего деформирования ограничивают пределами 0,7—0,8 %, а для холодного деформирования содержание кремния достигает 3,0—5,0 %. При этом существенно растут твердость и сопротивление малым пластическим деформациям, но снижаются прочность при изгибе и ударная вязкость. Кобальт наиболее благоприятно влияет на свойства низкоуглеродистых штамповых сталей с интерметаллидным или смешанным (карбидным и интерметаллидным) упрочнением. Кобальт уменьшает растворимость W и Мо, увеличивая пересыщение твердого раствора и повышая количество интерметаллидов и их дисперсность.

Никель (0,3—2,5%) используют для повышения прокаливаемости крупногабаритных штампов и их пластичности. Однако более высокое содержание никеля ухудшает пластичность, разупрочняет сталь и снижает сопротивление термической усталости.

Штамповые стали для холодного деформирования условно можно разделить на стали повышенной стойкости (Х12МЛ, Х12Ф1Л, Х12ВМЛ, 8Х6НФТЛ), дисперсионно-твердеющие стали с высоким сопротивлением смятию (8Х4В2С2МФЛ, 11Х4В2С2ФЗМЛ, Х5В2С4Ф2НМЛ) и высокопрочные стали с повышенной ударной вязкостью (7ХГНМЛ, 6Х6В3МФСЛ, 6Х4М2ФСЛ) (см. табл. 1.11).

Стали для штампов обладают повышенной износостойкостью, но являются полутеплостойкими при высоком содержании хрома (5,5—11,5 %). Их износостойкость определяется количеством, составом и морфологией карбидов Me_7C_3, $Me_{23}C_6$, MeC. Вследствие пониженной вязкости такие стали используют для штампов, работающих без значительных динамических нагрузок: матрицы прессования порошков, вытяжные и вырубные штампы и т. д. Легирование стали типа Х12Л молибденом, вольфрамом, ванадием увеличивает прочность, вязкость, износостойкость и позволяет изготавливать из сталей Х12МЛ, Х12Ф1Л и Х12ВМЛ более крупные литые штампы.

Дисперсионно-твердеющие стали с высоким сопротивлением смятию, с пониженным содержанием углерода (0,80—1,05 %) и хрома (4,0—5,0 %) и легированные вольфрамом, молибденом, кремнием, ванадием, применяют для изготовления тяжелонагруженных пуансонов и матриц (прессование, высадка), работающих при высоких давлениях (2000—2300 МПа) холодного и полугорячего деформирования.

Стали обладают высокой прокаливаемостью, стойкостью к перегреву, высокими механическими свойствами.

Высокопрочные стали с повышенной теплостойкостью предназначены для изготовления инструмента, работающего при ударном (динамическом) нагружении. Из сталей типа 6Х6В3МФСЛ и 6Х4М2ФСЛ изготавливают высадочные пуансоны и матрицы, гильотинные ножницы и др., из стали 7ХГНМЛ — инструмент прецизионной вырубки, пробивки и т. п.

Штамповые стали для горячего деформирования должны обладать высокими теплостойкостью, вязкостью, сопротивлением термической усталости (разгаростойкостью), жаростойкостью (окалиностойкостью). Из них изготавливают инструмент, работающий при высоких температурах, многократных теплосменах (нагрев и охлаждение), динамических нагрузках, а в ряде случаев и при значительном коррозионном воздействии обрабатываемого сплава (формы литья под давлением).

Теплостойкость штамповых сталей достигается за счет комплексного легирования вольфрамом, молибденом, ванадием, кобальтом. Вязкость этих сталей должна быть значительно выше чем быстрорежущих, т е не ниже 400—450 кДж/м^2 при 20°С и 600 кДж/м при температурах эксплуатации. В штамповых сталях для горячего деформирования содержание углерода пониженное и составляет в среднем 0,26—0,55%.

По основным свойствам штамповые стали для горячего деформирования можно разделить на три группы.

1. Стали умеренной теплостойкости и повышенной вязкости (5ХНМЛ, 5Х2МНФЛ) легированы небольшим количеством карбидообразующих элементов (Cr, W, Mo), а также никелем для увеличения прокаливаемости и ударной вязкости. В этих сталях образуются, в основном, карбиды цементитного типа, а в сталях с ванадием — VC. Стали предназначены для изготовления крупных прессовых и молотовых штампов. Типовым режимом термической обработки является закалка с высоким отпуском. При этом достигается следующий уровень эксплуатационных свойств: $\sigma_в$ — от 1500 МПа при 20 °С до 600—900 МПа при 600 °С; KCU — от ЗОО кДж/м^2 при 2О °С до 2000 кДж/м^2 при 600°С.

2. Стали повышенной теплостойкости и вязкости (4Х5МФСЛ, 4Х4ВМФСЛ), в отличие от сталей умеренной теплостойкости, содержат повышенное количество карбидообразующих элементов при пониженном содержании углерода (до 0,46 %). Из этих сталей изготавливают инструмент для горячего деформирования и формы для литья под давлением. Стали этой группы являются дисперсионно-твердеющими. Максимум твердости в них достигается после отпуска при 500—550 °С в течение 1,5—2,0 ч.-

Стали 4Х5МФСЛ и 4Х5В2ФСЛ применяют для изготовления инструмента, работающего в условиях длительных теплосмен до температур 600—630°С (например для горизонтальных прессов, пресс-штемпелей, игл для прошивки труб и т. д.), а наиболее теплостойкую сталь 4Х2В2МФСЛ — для изготовления инструмента, работающего в условиях высоких удельных давлений (800—1500 МПа) и температур 650—660 °С. Механические свойства этих сталей: : $\sigma_в$ — от 1700 МПа при 20 °С до 1200—1250 МПа при 600 °С; KCU — от 400-500 кДж/м^2 при 2О °С до 600-800 кДж/м^2 при 600°С.

.Стали высокой теплостойкости легированы большим количеством карбидообразующих элементов (Cr, Mo, W), а некоторые содержат кобальт (8,0—15,0 %). В зависимости от легирования стали высокой теплостойкости имеют карбидное (4Х2В5МФЛ, 3Х2В8ФЛ) или смешанное карбидо-интерметаллидное (2Х6В8М2К8Л, Х2В6М6К12Н2Л) упрочнение. Упрочняющими фазами здесь являются карбиды МеС и Me_6C, интерметаллиды $(Fe,Co)_2W$, $(Fe,Co)_7W_6$. Наиболее высокая теплостойкость таких сталей обусловлена тем, что интерметаллиды в выделяются при повышенных температурах и более устойчивы к коагуляции по сравнению с карбидами. Эти стали имеют $\sigma_в$ от 1700 МПа при 20 °С до 1000 МПа при 600 °С; KCU — от 15—150 до 300—400 кДж/м^2 соответственно.

В настоящее время литой штамповый инструмент изготавливают в большинстве случаев методами литья в песчаные и керамические формы из термореактивных и холоднотвердеющих смесей, а также в формы по выплавляемым моделям.

Выбор способа производства отливок штампов определяется, главным образом, стремлением получить заготовки с минимальными припусками под механическую обработку, габаритными размерами инструмента и экономичностью процесса изготовления форм. Наиболее широко применяется способ литья в керамические формы по постоянным моделям (метод Шоу).

Для получения отливок штампов при серийном производстве используют металлическую оснастку, которая позволяет изготавливать формы со стабильными размерами и хорошим качеством поверхности.

Стали для литых прокатных валков. Стали для прокатных валков разделяют на стали для валков холодной и горячей прокатки.

В настоящее время большой объем валков для горячей прокатки получают методом литья из конструкционных машиностроительных (55Л, 40ХНЛ, 60ХНЛ и др.), инструментальных (9ХФЛ, 9Х2МФЛ и др.), а также специальных (150ХНМЛ, 180СХНМЛ и др.) сталей. Марки сталей для валков горячей прокатки и их свойства регламентированы

Таблица 1.13. **Свойства некоторых сталей для валков горячей прокатки**

Марка стали	$\sigma_в$, МПа	δ, %	KCU, кДж/м^2	НВ
55Х	705	9	—	235
55ХЛ	705	10	—	274
60ХНЛ	990	19	245	278
9ХФЛ	—	—	450	390
9Х2МФЛ	—	—	—	390
150ХНМЛ	—	—	—	300

Примечание. Свойства получены после закалки и отпуска.

отраслевым стандартом ОСТ 24.013.21-85, некоторые из них представлены в табл. 1.13.

Увеличение содержания углерода в валковых сталях для горячей прокатки повышает их твердость и снижает вязкость. дополнительное легирование хромом, никелем, ванадием, молибденом улучшает комплекс механических свойств, прокаливаемость, износостойкость. однако при этом усложняется термическая обработка. типовым режимом термической обработки литых валков является закалка с отпуском или нормализация с отпуском.

Стали для валков холодной прокатки должны иметь: высокое сопротивление износу, высокую твердость поверхностного слоя, хорошие прокаливаемость, полируемость, достаточные вязкость, прочность. для изготовления валков холодной прокатки применяют легированные стали с повышенным содержанием углерода следующих марок: 90ХФЛ, 9Х2МФЛ, 9ХСВФЛ, 75ХСМФЛ, 60Х2СМФЛ и др. содержание элементов в сталях обычно находится в пределах, %: 0,6—0,9 С; 0,2—2,0 Si; 1,5— 2,0 Cr; 0,2—0,8 Mo; 0,1—0,2 V; 0,1—0,2 W.

Легирование сталей должно обеспечивать достаточную полноту растворения карбидов и легированность мартенсита, сохранение мелкого зерна аустенита, для чего в состав сталей вводят ванадий, а для повышения вязкости - молибден. Добавки хрома, молибдена, вольфрама увеличивают прокаливаемость, прочность, износостойкость. Однако при этом в ряде случаев (повышенное содержание хрома) снижается вязкость.

Состав сталей для валков холодной прокатки и режимы их термической обработки должны обеспечивать после закалки и отпуска оптимальную структуру гомогенного мартенсита с тонкодисперсными карбидами. обычный интервал температур аустенизации составляет 850—950°С температура отпуска определяется значениями поверхностной твердости и находится в пределах 150—400 °С.

Литые валки получают в металлических формах. Внутреннюю полость формируют стержнем. Подвод металла, как правило, сифонный.

1.8. ФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЛИТЫХ СТАЛЕЙ

Наиболее важными физическими свойствами сталей являются плотность, коэффициент линейного расширения, теплопроводность, теплоемкость и электропроводность (электросопротивление). Значения физических свойств некоторых сталей приведены в Приложении 10.

Плотность. Величина плотности литейных сталей составляет от 7,70 до 8,20 г/см^3. Чем больше в состав стали входит элементов легче железа, тем меньше ее плотность и наоборот. При повышении содержания углерода плотность стали снижается (рис. 1.17,а).

Между содержанием легирующих элементов и плотностью в реальных условиях нет линейной зависимости, поскольку элементы неравномерно распределяются между фазами стали, имеющими различную плотность.

Из трех твердых растворов аустенита, феррита и мартенсита наибольшую плотность имеет аустенит, а наименьшую — мартенсит. Плотность феррито-карбидных смесей имеет промежуточные значения между плотностью мартенсита и аустенита.

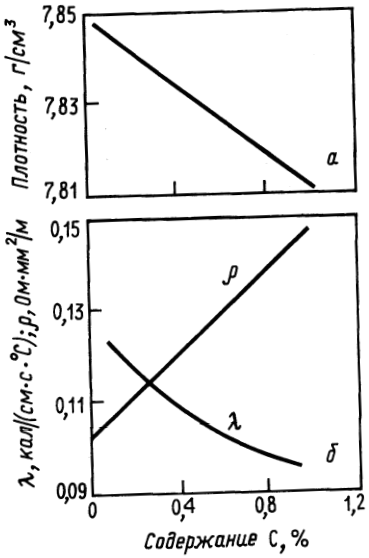


Рис. 1.17. Влияние углерода на физические свойства стали

Необходимо отметить, что величина плотности для однофазных сталей может быть ориентировочно подсчитана методом аддитивности.

В процессе затвердевания отливок формируются различные дефекты, нарушающие их сплошность (газовые и усадочные раковины, ситовидная и усадочная пористость, неметаллические включения, ликвация), что также снижает плотность литого металла и, несомненно, сказывается на всех свойствах отливки. Плотность металла изменяется по толщине отливки. Чем она толще, тем больше различие в значениях плотности наружных и центральных частей отливки, что влияет на уровень механических свойств по сечению отливки (табл. 1.14 ирис. 1.18).

Таблица 1.14. **Механические свойства отливок из сталей**

Место вырезки образца	$\sigma_{0,2}$	$\sigma_в$	δ	Ψ	KCU, кДж/м² при температуре, °С	
	МПа		%		+20	−40
Сталь 30Л после нормализации при 900 °С, закалки при 800 °С и отпуска при 580 °С в отливках сечением 400 мм						
Край	320—330	545—550	20—25	28—30	740—880	—
Центр	320—340	540—560	16—17	27—31	390—430	—
Сталь 25Х2НМЛ после закалки при 880 °С и отпуска при 560—570 °С в отливках сечением 140—250 мм						
Край	970	1170	9	38	700	52
Центр	815	915	7	21	650	40
Сталь 08ГДНФЛ после нормализации при 920—930 °С, отпуска при 580—600 °С, охлаждения 1 ч с печью и затем на воздухе в отливках сечением 200 мм						
Край	395—400	500—510	28—36	58—72	1910—2510	НВ 156—170
Центр	380—390	490—510	11—31	26—61	2390—2450	156
Сталь 32Х06Л после отжига при 880—890 °С, охлаждения на воздухе до 200—250 °С, выдержки 2 ч, нагрева до 600—610 °С и охлаждения на воздухе						
30 мм*	460—500	630—740	16—22	24—51	900—1400	—
50 мм*	400—470	690—710	17—22	36—48	500—1000	—
100 мм*	400—500	660—720	12—21	22—51	480—940	—
Сталь 40ХЛ после закалки и отпуска в отливках сечением 200 мм						
Край	420	750	19	35	600	—
Центр	410	730	18	35	500	—

* Толщина стенки отливки.

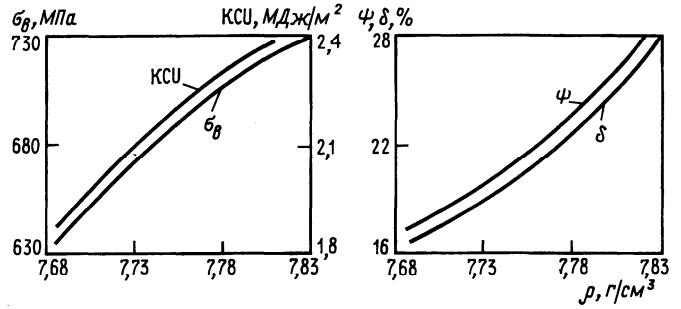


Рис. 1.18. Влияние плотности на механические свойства стали 110Г13Л (Ю. А. Шульте)

Температурный коэффициент линейного расширения (ТКЛР). При расширении сталей при нагреве уменьшается их плотность. Показателем такого расширения служит ТКЛР, значения которого приведены в Приложении 10, а изменение его величины в зависимости от температуры — в Приложении 11. Коэффициент линейного расширения α зависит от химического состава и структуры. Для сталей одного структурного класса его значения близки, например для конструкционных сталей перлитного класса. Незначительно различаются по величине α высокохромистые ферритные стали. Коэффициент линейного расширения аустенитных сталей примерно в 1,5 раза больше, чем у сталей перлитного ферритного классов. Наиболее высокий коэффициент линейного расширения имеют хромоникелевые стали, но с увеличением содержания никеля его значения уменьшаются. Знание величины α и его изменения температурой чрезвычайно важно, например, при проектировании литейной оснастки, в частности, кокилей, пресс-форм для литья под давлением, стержневых ящиков для изготовления стержней по нагреваемой оснастке и т.д.

Теплопроводность (λ) — это структурно-чувствительное свойство стали, характеризующее ее способность передавать тепло от одной точки к другой при наличии градиента температур. Она зависит от структуры и химического состава сталей. С увеличением содержания углерода теплопроводность углеродистых сталей снижается (рис. 1.17,б). Теплопроводность легированных сталей значительно ниже теплопроводности углеродистых сталей (см. Приложение 10). Наиболее низкой теплопроводностью обладают стали аустенитного класса.

С повышением температуры теплопроводность стали снижается, причем это снижение у углеродистых сталей и низколегированных сталей перлитного класса происходит более интенсивно, чем у легированных сталей других классов. Теплопроводность аустенитных сталей с повышением температуры возрастает (см. Приложение 12). Наличие внутренних дефектов в теле отливки (пористость, неметаллические включения) или фаз с более низкой теплопроводностью (карбиды) уменьшает теплопроводность сталей.

Теплопроводность существенным образом влияет на характер кристаллизации стали в отливках. Низкотеплопроводные стали в большой степени склонны к дендритной кристаллизации. Кроме того, в отливках из таких сталей формируются значительные термические напряжения.

Теплоемкость — свойство сталей, характеризующее способность поглощать тепло при нагреве. Теплоемкость углеродистых и низколегированных конструкционных сталей практически одинакова. С увеличением степени легированности теплоемкость возрастает, достигая наибольших значений в сталях аустенитного класса, например 110Г13Л (см. Приложение 10).

При нагреве теплоемкость сталей возрастает, причем у сталей перлитного класса она возрастает значительно интенсивней (приблизительно на 60 %), чем у аустенитных сталей (на 15—20 %) (Приложение 13). Теплота плавления, теплосодержание (энтальпия) углеродистых сталей и изменение теплосодержания с температурой приведены в Приложении 14. Теплота плавления углеродистых сталей не изменяется, а теплосодержание несколько возрастает с увеличением концентрации углерода. С повышением температуры теплосодержание всех сталей интенсивно растет. Эти величины обычно используют для определения количества энергии, необходимой для приготовления расплавов сталей.

Удельное электросопротивление (ρ) является структурно-чувствительной характеристикой сталей. С уменьшением плотности сталей, наличием дефектов в их структуре, увеличением искажения кристаллической решетки структурных составляющих электросопротивление возрастает. С увеличением степени легированности стали электросопротивление также возрастает (см Приложение 10) Так сталь 35Л имеет электросопротивление 172 нОм*м, сталь 35ХМЛ — 242 нОм*м, а сталь 35ХГСЛ — 311нОм*м. То есть при низком легировании удельное электросопротивление увеличивается в 2—3 раза. Еще более высокое значение удельного электросопротивления у высоколегированных сталей. Наибольшей величиной ρ характеризуются стали аустенитного класса. С повышением температуры удельное электросопротивление углеродистых и низколегированных сталей возрастает в несколько раз, а у высоколегированных — на 60—80% (Приложение 15). При температуре выше 900°C величина электросопротивления становится практически одинаковой у всех сталей Значение величин электросопротивления помогает литейщикам правильно выбрать режим плавления сталей. Так, при индукционной плавке коэффициент использования тепла в начальный период плавки аустенитных сталей будет выше, следовательно, расход электроэнергии на выплавку одного и того же количества металла в случае легированных сталей будет меньше по сравнению с нелегированными.

В Приложениях 16, 17 приведены значения модуля нормальной упругости и модуля упругости при сдвиге кручением, которые могут быть полезными при проектировании литейной оснастки.

1.9. ТЕРМООБРАБОТКА СТАЛЬНЫХ ОТЛИВОК

1.9.1. Виды термообработки

После затвердевания отливки обычно имеют различный размер зерен по сечению отливки, отмечаются грубозернистая структура в центральных ее частях, неравномерное распределение элементов, входящих в состав сталей, как внутри зерен, так и по сечению, а также большие литейные напряжения.

Кроме того, все литейные стали характеризуются более высоким содержанием водорода. Эти факторы снижают механические свойства отливок. Термическая обработка отливок проводится для улучшения кристаллического строения, снижения или устранения внутризеренной ликвации, снятия остаточных напряжений и повышения физико-механических свойств.

Термическая обработка является обязательной технологической операцией при производстве стальных отливок. В практике стальные отливки подвергают следующим видам термической обработки:

— отжигу;

— нормализации;

— нормализации + отпуску;

— двойной нормализации с промежуточным и конечным отпусками, без отпуска;

— закалке + отпуску;

— двойной закалке с двумя или одним конечным отпуском;

— гомогенизации;

— химико-термической обработке.

На рис. 1.19 приведен участок диаграммы Fe - C с указанием границ различных способов термообработки.

Назначение и виды термообработки стальных отливок, а также характеристика основных видов химико-термической обработки подробно представлены в Приложениях 18 и 19.

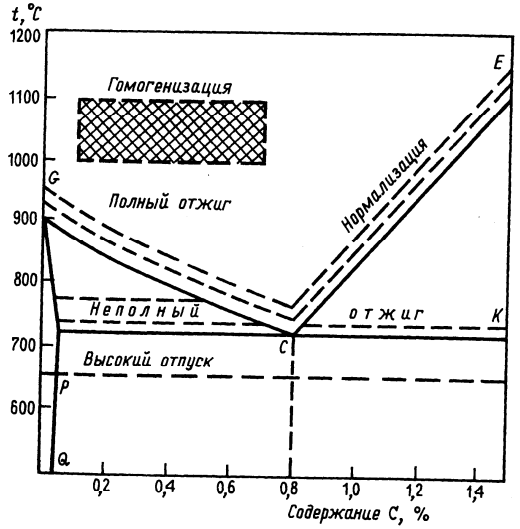


Рис. 1.19. Участок диаграммы состояния системы железо — углерод с границами различных способов термообработки

В ряде случаев для отливок ответственного назначения проводят предварительную термическую обработку, которая способствует выравниванию состава и свойств по сечению отливки. Цель ее:

—снять внутренние напряжения; снизить твердость стали для облегчения механической обработки;

—подготовить структуру стали к окончательной термической обработке.

Предварительная термическая обработка, как правило, состоит из гомогенизации, нормализации или нормализации с отпуском.

Наиболее часто используемые режимы термической обработки отливок из углеродистых сталей приведены на рис. 1.20.

Режимы термической обработки конструкционных нелегированных и легированных сталей приведены в Приложении 20, легированных сталей со специальными свойствами — Приложении 21, хладостойких сталей — Приложении 9.

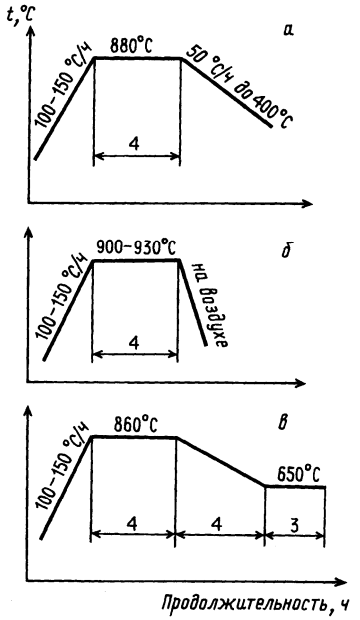


Рис. 1.20. Режимы термообработки отливок из углеродистой стали: *а* — отжиг; *б* — нормализация; *в* — ступенчатый отжиг

1.9.2. Влияние вида термической обработки на свойства сталей

В зависимости от условий эксплуатации отливок для одной и той же марки стали можно получить различные механические свойства за счет изменения режимов термической обработки (табл. 1.15).

Таблица 1.15. **Влияние режимов термической обработки на механические свойства стали 35Л (Ю. А. Шульте)**

Режим	$\sigma_в$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	ψ, %	δ, %	KCU, кДж/м²	НВ
Литое состояние	608	310	16,3	14,5	190	179
Отжиг при 900 °С, охлаждение с печью до 400 °С, далее на воздухе	588	330	23,0	18,8	280	179
Нормализация при 930 °С, воздух	678	430	18,5	15,0	400	183
Двойная нормализация при 930 и 830 °С, воздух	650	415	21,0	18,8	530	175
Нормализация при 930 °С, воздух, отпуск при 650 °С, воздух	588	385	29,0	25,3	580	175
Закалка с 900 °С, вода, отпуск при 650 °С, воздух	660	553	32,8	21,8	620	202

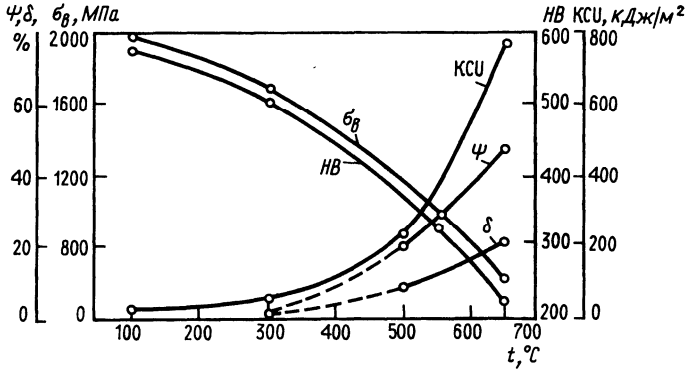


Рис. 1.21. Зависимость механических свойств стали 45Л от температуры отпуска после закалки с 830 °С в масле

Наилучшим комплексом свойств, сталь обладает после закалки с отпуском. Изменяя температуру отпуска, например, для стали 45Л (рис. 1.21) можно получить различные сочетания прочностных и пластических характеристик.

Однако для среднеуглеродистых сталей из-за ограниченной прокаливаемости такой уровень свойств может быть достигнут в отливках с толщиной стенок до 50—60 мм. Поэтому для обеспечения более высокого уровня свойств в отливках с толщиной стенок более 70—80 мм необходимо использовать легированную конструкционную сталь. Влияние различных температур закалки и отпуска на механические свойства одной из широко используемых в промышленности сталей приведено в табл. 1.16.

Таблица 1.16. **Влияние температур закалки и отпуска на механические свойства стали 25Х2Н4МФТЛ**

Температура отпуска, °С	Свойство после закалки с температур, °С								
	880			930			980		
	HB	$\sigma_в$, МПа	KCU^{-70}, кДж/м²	HB	$\sigma_в$, МПа	KCU^{-70}, кДж/м²	HB	$\sigma_в$, МПа	KCU^{-70}, кДж/м²
570	401	1320	100	415	1410	140	429	1470	100
620	361	1187	280	361	1200	240	364	1206	200
670	321	1100	290	340	1165	270	352	1169	240

Наибольшее значение прочности стали приобретают после закалки с 980°С и отпуска при 570 °С ($\sigma_в$ = 1470 МПа), при довольно низком значении вязкости при —70 °С. Чтобы получить более высокую вязкость, режим термообработки нужно изменить: закалка с 880 °С и отпуск при 620 или 670 °С.

Режимы термообработки отливок из конструкционных сталей и легированных сталей со специальными свойствами приведены в Приложениях 20 и 21.

Низко- и среднелегированные стали перлитного класса подвергают отжигу или нормализации, закалке и отпуску. Средне- и высоколегированные стали иногда подвергают диффузионному отжигу.

Наибольший эффект достигается при сложной термообработке, примеры, которой для отливок из легированных конструкционных сталей и сталей со специальными свойствами представлены на рис. 1.22—1.26.

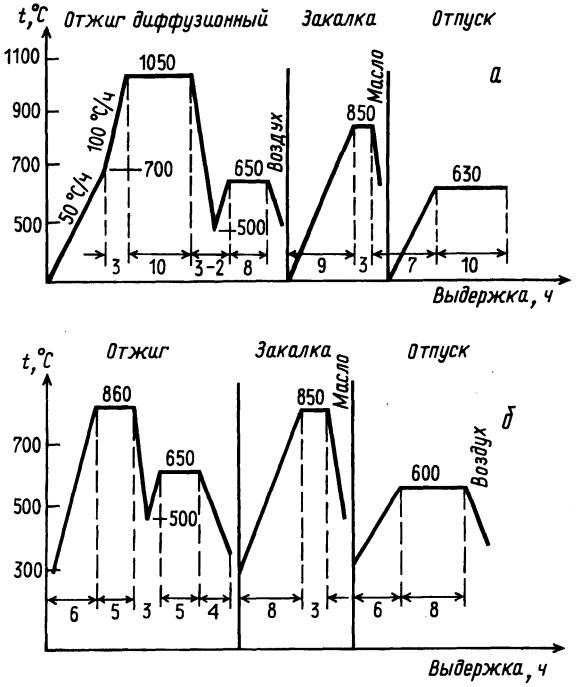
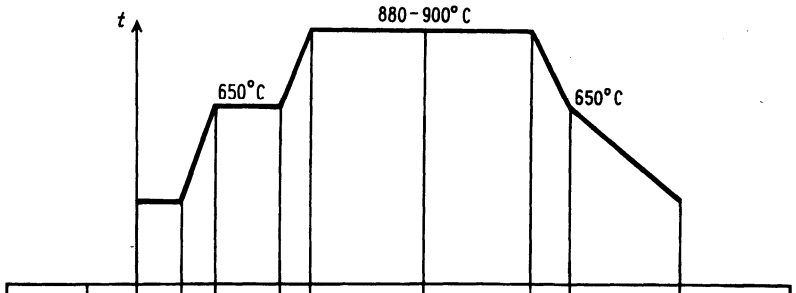


Рис. 1.22. Режимы термообработки отливок из легированной стали, содержащей 0,35% С, 15% Cr, 3,5% Ni (*а*) и 0,35% С, 0,75% Cr, 1,5% Ni (*б*)



Сечение отливки, мм	Температура печи при посадке, °С	Выдержка, ч	Скорость нагрева, °С/ч	Выдерживание, ч	Скорость нагрева, °С/ч	Выравнивание температур	Выравнивание при температуре, ч	Охлаждение до 650°С	Охлаждение в печи со скоростью, °С/ч	Температура выдачи отливки из печи, °С
до 300	≤500	–	100	2	120		3–4	Открытая печь	60	400
301–500	≤400	2	80	3	100		4–5		50	300
501–800	≤300	3	60	4	80		5–8		30	200
801–1200	≤100	–	40	6	60		8–12		20	100

Рис. 1.23. Режимы термообработки отливок из сталей марок 40ГЛ и 40ГСА

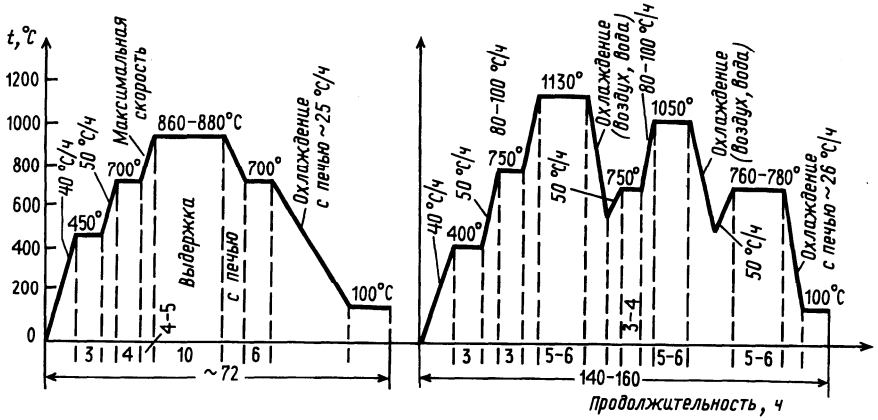


Рис. 1.24. Режимы термообработки отливок из сталей марок 25Х14НЛ и 20Х13НЛ

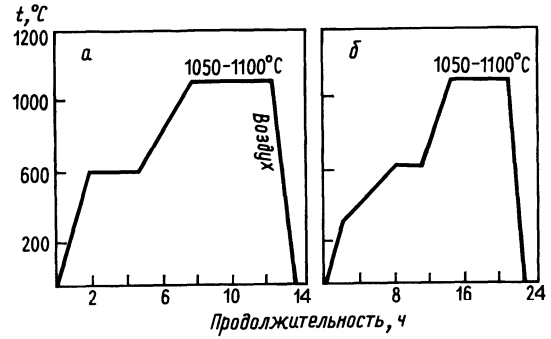


Рис. 1.25. Нормализация отливок из стали 110Г13Л массой 2 т и толщиной стенок: *а* — до 100 мм; *б* — более 100 мм

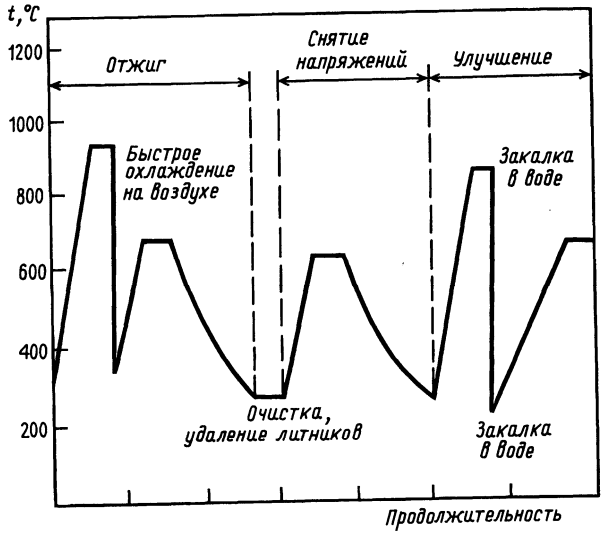


Рис. 1.26. Улучшение отливок из легированной стали

При выборе режима термообработки необходимо учитывать влияние легирующих элементов на теплопроводность, теплоемкость сталей, скорость диффузии, изменение условий образования карбидов и т. д. Режимы термообработки отливок из сталей, легированных хромом, никелем, молибденом, следует выбирать, разбив отливки на группы по сумме легирующих элементов, определяемой по формуле (1.5), подставляя в нее нижние пределы концентрации элементов:

$$\Sigma Л.Э = 30(C - 0{,}34) + 10(Cr - 0{,}75) + 10(Mo - 0{,}45) + 10(Ni - 1{,}25). \quad (1.5)$$

Режим термообработки выбирают по табл. 1.17.

Таблица 1.17. **Режимы термообработки отливок из легированной стали (Б. Н. Ладыженский, В. П. Тунков)**

Группа	ΣЛ.Э	Режим закалки		Отпуск		НВ
		Температура, °С	Охлаждающая среда	Температура, °С	Продолжительность выдержки, ч	
I	1,5	880	Подогретая вода	580 590 600	6 7 8	217—241 202—228 207
II	1,5—3,0	880	Масло	590 600 610	7 8 8	228—255 227—228 196—217
III	3,0—4,5	850		600 610	8 24	228—262 228—262
IV	4,5—6,5	850		610 620	8 8	228—262 212—241
V	Более 6,5	840		630	10	228—262

Таким образом, в результате термической обработки отливок достигаются:

— снятие или снижение величины внутренних напряжений;

— измельчение зерна литой стали, получение мелкозернистой структуры;

— получение необходимой металлической основы стали;

—устранение неоднородности по химическому составу (внутри зеренной ликвации);

— снижение нежелательного влияния неметаллических включений вследствие изменения их химсостава, количества и морфологии;

— более полное протекание процессов карбидообразования;

— получение заданного уровня механических и эксплуатационных свойств стали.

КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ

1. Что такое сталь? Дайте определение.
2. Приведите классификацию углеродистых сталей.
3. Приведите классификацию легированных сталей.
4. Назовите структурные составляющие сталей.
5. Что такое феррит, перлит?
6. Что такое аустенит?
7. Какие примеси в сталях вы знаете?
8. Как влияют на формирование структуры сталей легирующие элементы?
9. Как осуществляется маркировка сталей для отливок?
10. Приведите классификацию стальных отливок по назначению.
11. Что обозначают индексы «К» и «КТ» и следующее за ними число в марке сталей?
12. Назначение и области применения конструкционных сталей.
13. По каким свойствам контролируют качество отливок из конструкционных сталей?
14. Перечислите специальные свойства легированных сталей.
15. Назначение и области применения легированных сталей со специальными свойствами.
16. Как осуществляют выбор легирующего комплекса при производстве стальных отливок?
17. Отливки из хладостойких сталей и области их применения.
18. По каким параметрам различаются обычные и хладостойкие стали одной и той же марки?
19. Как влияет легирование на физические свойства сталей?
20. Термическая обработка стальных отливок. Виды и назначение.
21. Влияние термической обработки на свойства стали в отливках.
22. Влияние толщины стенки отливок на свойства стали.

Глава 2

ПЛАВКА СТАЛЕЙ И ПОДГОТОВКА РАСПЛАВОВ К КРИСТАЛЛИЗАЦИИ

Формирование структуры и свойств отливки начинается уже на начальной стадии подготовки жидкого расплава. Выплавляемая сталь используется непосредственно для изготовления литой детали с требуемыми свойствами. По существу единственной операцией, улучшающей ее свойства, является термическая обработка, в отличие от слитка, который подвергается последующему переделу (прокатка, ковка и т. п.) для получения заготовок деталей. Поэтому в литейном производстве необходимо уделять должное внимание подготовке качественного жидкого расплава с целью получения хорошей малодефектной первичной структуры. Качество жидкого металла в значительной степени определяется правильным выбором шихтовых материалов, плавильного агрегата, методов плавки и обработки расплава (раскисление, рафинирование и модифицирование).

2.1. ШИХТОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ ВЫПЛАВІ(И СТАЛИ

Основу металлургической части шихты для выплавки стали составляет металлический лом (возможен жидкий чугун). Доля лома при выплавке стали в дуговых электрических печах превышает 90%. В литейных цехах более трети этого количества составляют отходы производства, брак отливок и др. Кроме того, в шихте используют обрезь проката, слитков, стружку и др.

При выплавке особых марок сталей возможно применение специально выплавленной заготовки — мягкого железа, губчатого железа и металлизованных окатышей.

Металлический лом подразделяют на нелегированный (А) и легированный (Б). Причем не считается легирующим элементом марганец при содержании его до 1% в стальном ломе, кремний до 0,8 %. Остальные элементы считаются легирующими при любом их содержании в ломе.

Стальной лом категории А состоит из 16 видов и обозначается 1А—16А.

Качество лома определяется составом, чистотой, габаритами и массой. Иногда заказчик предъявляет свои требования к качеству лома, например, лом не должен быть загрязнен цветными металлами; содержание фосфора и серы в углеродистых отходах не должно превышать 0,05 % и др.

Отходы группы Б используют при выплавке легированных сталей, поэтому их тщательно сортируют по маркам, близким по химическому составу. Металлолом категории Б состоит из одиннадцати видов: 2Б—8Б, 11Б, 13Б, 15Б, 16Б и по химическому составу распределен по группам Б1—Б67.

Металлический лом перед плавкой должен иметь габаритные размер не более 600 х 250 мм. Чем больше его насыпная масса, тем лучше.

Шлакообразующие (флюсы) применяют для образования и корректировки состава шлака Обычно в качестве флюсов используют известняк (известь), бокситы, плавиковый шпат, шамотный бой и др. Примерный химический состав некоторых шлакообразующих и окислителей приведен в табл 2.1.

Для ускорения процессов окисления примесей металлической ванны применяют окислители, например железную руду, окалину, агломерат и окатыши. Основные требования к окислителям: высокое содержание оксидов железа и минимальное — кремнезема. В качестве газообразного окислителя применяют кислород с содержанием азота менее 5% и реже — воздух.

Таблица 2.1. **Химический состав шлакообразующих и окислителей, %**

Компонент	Материал				
	Известняк	Известь	Плавиковый шпат	Железная руда	Боксит
CaO	52,0—54,5	≥88,0	—	—	≤1,5
CaF_2	—	—	75,0—95,0	—	20,0—60,0*
Fe_2O_3	—	—	—	74,6—96,7	15,0—45,0
SiO_2	0,7—1,0	2,0	1,5—3,0	1,4—10,0	3,0—20,0
MnO	—	—	—	0,08—0,16	—
MgO	0,2—0,5	≤1,5	—	—	<0,3
$CaCO_3$	—	—	2,0—3,0	—	—
P	0,015—0,03	—	—	0,02—0,04	—
S	0,05—0,03	0,15	—	0,013—0,21	—
H_2O	—	—	1,0	—	—

Примечание: * Al_2O_3.

Металлошихту перед загрузкой в печь необходимо не только готовить к плавке (осматривать, сушить, нагревать при необходимости), но и взвешивать.

Раскислители и легирующие элементы (табл. 2.2.) применяют в чистом виде или в виде сплавов с железом, а также друг с другом.

К ним предъявляют ряд требований: содержание основного легирующего элемента должно быть по возможности максимальным; содержание нежелательных примесей — минимальным; куски, используемые при раскислении и легировании, должны иметь определенные размеры, способствующие их быстрому расплавлению или растворению.

Таблица 2.2. **Некоторые основные материалы для раскисления, легирования и модифицирования сталей**

Материал	Содержание элемента, %					
	Углерод	Кремний	Фосфор	Сера	Основной элемент	Другие элементы
	не более					
1	2	3	4	5	6	7
Ферросилиций (ГОСТ 1415-78)						
ФС90	0,1	—	0,3	0,02	87—95	Al ≤ 3,5; Mn ≤ 0,3
ФС75	0,1	—	0,04 — 0,05	0,02	74—80	Al ≤ 3,0; Mn ≤ 0,4
ФС70	0,1	—	0,04	0,02	—	—
ФС65	0,1	—	0,05	0,02	65—68	Al ≤ 2,5; Mn ≤ 0,4
ФС45	0,2	—	0,05	0,02	41—47	Al ≤ 2,0; Mn ≤ 1,0
ФС20	1,0	—	0,10	0,02	19—23	Al ≤ 1,0; Mn ≤ 1,0
Ферромарганец (ГОСТ 4755-91)						
ФМн90	0,5	1,8	0,05—0,30	0,02	85—95	—
ФМн 88	2,0	3,0	0,10—0,40	0,02	85—95	—
ФМн78	7,0	6,0	0,05—0,70	0,02	75—82	—
ФМн 70	7,0	6,0	0,30—0,70	0,02	65—75	—
Ферромарганец азотированный (ГОСТ 4755-91)						
Плавленый	0,1—0,5	2,0	0,15	0,03	> 80	N 1,5—2,5
Спеченный	до 2,0	2,0	0,20—0,35	0,03	> 69,0	N 4,0—8,0
Феррохром (ГОСТ 4757-91)						
ФХ001А	0,01	0,8	0,02	0,02	> 68	Al < 0,2
ФХ 100А	1,0	2,0	0,03	0,02	> 65	—
ФХ 650А	6,5	2,0	0,05	0,06	> 65	—
ФХ 800Б	8,0	2,0	0,05	0,08	> 65	N > 4,0
ФХН 100А	0,06	1,0	0,02	0,02	> 65	Al < 0,2
ФХН 400А	0,06	1,0	0,03	0,04	> 65	N > 4,0
ФХН 600А	0,03	1,0	0,04	0,04	> 60	N > 6,0

1	2	3	4	5	6	7
Ферромолибден (ГОСТ 4759-91)						
ФМо58	0,08	7,0	0,06	0,12	58	—
ФМо55	0,10	1,5	0,10	0,15	55	—
ФМо50	0,50	5,0	0,10	0,20	50	—
Силикомарганец (ГОСТ 4756-91)						
МнС27	0,2	26,0—32,0	0,05	0,03	60	—
МнС17	2,5	14,0—16,9	0,10—0,35	0,03	65	—
МнС12	3,5	14,0—16,9	0,20—0,35	0,03	65	—
Ферротитан (ГОСТ 4761-91)						
ФТи70С05	0,2	0,5	0,05	0,05	68	—
ФТи35С5	0,2	5,0	0,04	0,04	28—40	Al 8,0; Cu 2,0
ФТи25	1,0	5,0—30,0	0,08	0,03	20-30	Al 5,0—25,0
Ферровольфрам (ГОСТ 17293-82)						
ФВ80а	0,10	0,8	0,03	0,02	80	Mo < 6,0; Al < 3,0
ФВ70а	0,20	2,0	0,06	0,06	70	Mo < 7,0; Al < 6,0
ФВ70	0,5	0,8	0,06	0,10	70	Mo < 2,0;
ФВ65	0,7	1,2	0,10	0,15	65	Mo < 6,0
Алюминий (ГОСТ 295-79)						
АВ97	Σ примесей Cu, Zn, Mg, Si, Pb, Sb				> 97	Σ примесей
АВ86	не более 3,0—13,0				> 87	не более 3,0—13,0
Никель и никелевые сплавы (ГОСТ 492-73)						
НП1	0,01	0,03	—	—	99,1	—
НПА11	—	—	—	—	99,4	Σ примесей < 0,6
НМц1	—	—	—	—	98,5	Mn 0,5—1,0
НК0,2	—	0,15—0,25	—	—	99,4	—
Медь (ГОСТ 859-78)						
МВЧк	—	—	0,0005	0,002	99,993	—
М00к	—	—	0,0005	0,002	99,99	—
М1	—	—	—	0,045	99,9	—
М2	—	—	—	0,01	99,7	—
Феррофосфор (ТУ 14-5-72-80)						
ФФ14	—	2,0	14,0	0,5	—	—

Продолжение табл. 2.2

1	2	3	4	5	6	7
Сурьма (ГОСТ 1089-82)						
СУ1	—	—	—	0,10	99,4	—
СУ2	—	—	—	0,10	89,8	—
Феррованадий (ГОСТ 27139-86)						
ВД1	0,75	2,0	0,10	0,10	35	—
ВД2	0,75	3,0	0,20	0,10	35	—
ВД3	1,0	3,5	0,25	0,10	35	—
Марганец металлический (ГОСТ 6008-90)						
Мн965	0,10	0,8	0,05	0,05	96,5	—
Мн95	0,20	1,8	0,07	0,05	95,0	N 6,0
Мн92Н6	0,15	—	0,005	0,10	92,0	—
Ферросиликохром (ГОСТ 11861-91)						
ФСХ20	4,5	16,0—23,0	0,04	0,02	48	—
ФСХ33	0,9	30,0—37,0	0,005	0,02	40	—
Ферониобий (ГОСТ 16773-91)						
ФН660	—	1,5	0,10	0,03	55,0—65,0	Al < 3,0; Ta < 1,0; Ti < 1,0
ФН6158	0,10	1,5	0,15	0,05	50,0—65,0	Al < 6,0; Ta < 1,0; Ti < 1,0
Силикокальций (ГОСТ 4762-85)						
СК10	0,2	45	0,02	—	> 10,0	Fe > 25; Al 1,0
СК15	0,2	45	0,02	—	> 15,0	Fe > 20; Al 1,0
СК30	0,5	< 50	0,02	—	> 30,0	Fe < 6,0; Al 2,0

Для корректировки концентрации углерода при выплавке сталей вводят науглероживатели. Их применяют либо в составе шихты, либо добавляют в жидкий расплав после окончания плавки. Главные требования к ним: наименьшее содержание вредных примесей и небольшая зольность (табл. 2.3).

Таблица 2.3. **Карбюризаторы (науглероживатели)**

Карбюризатор	Массовая доля примесей, %		Влажность, %	Усвоение углерода, %
	летучие	зола		
Электродный бой	—	1,0—1,5	До 0,5	90—95
Электродный порошок	1,0—3,0	1,0—3,0	2,0—4,0	90—95
Графитированный коксик	До 0,1	8,0—10,0	3,0—5,0	80
Графит:				
серебристый	1,0—2,0	6,0—10,0	До 1,0	75—80
черный	2,0—4,0	12,0—16,0	До 1,0	75
тигельный бой	1,0—2,0	2,0—5,0	До 1,0	80—85
древесный уголь	5,0—10,0	1,0—2,0	5,0—10,0	80
Кокс:				
литейный	2,0—4,0	10,0—15,0	4,0—6,0	70
металлургический	2,0—4,0	10,0—15,0	4,0—6,0	75
сланцевый	4,0—8,0	3,0—5,0	2,0—4,0	80
термоантрацит	1,0—3,0	5,0—10,0	3,0—6,0	75—80
уголь донецкий	20,0—30,0	15,0—20,0	3,0—6,0	60

2.2. ВЫБОР ПЛАВИЛЬНОГО АГРЕГАТА. КЛАССИФИКАЦИЯ ПРОЦЕССОВ И ИХ ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА

Плавка стали осуществляется при высоких температурах (1500— 1700 °С) и сопровождается сложными физико-химическими процессами взаимодействия расплава, флюсов, шлаков, печных и атмосферных газов, футеровки печи. Методы плавки разнообразны. Выбор метода плавки и типа плавильного агрегата определяется составом и свойствами стали, объемом производства, массой отливок, требованиями к их качеству, технико-экономическими показателями процесса. В литейных цехах обычно сталь выплавляют в электрических дуговых и индукционных тигельных печах. Реже используются мартеновские печи и конвертеры для производства сталей с особыми свойствами и высокими требованиями к качеству применяются электрошлаковые, вакуумно-дуговые, плазменно-дуговые, электронно-лучевые, индукционные вакуумные печи.

Главными особенностями различных агрегатов и способов плавки стали являются: характер огнеупорной футеровки, способ достижения высокой температуры, необходимой для расплавления шихтовых материалов и нагрева металла, химический состав газовой среды в рабочем пространстве. В табл. 2.4, 2.5 приведены характеристики плавильных печей и способов плавки сталей в литейных цехах.

Наиболее широко в сталелитейных цехах используются электропечи. На их долю приходится 90 % всей выплавляемой стали для отливок. Благодаря ряду принципиальных особенностей электроплавка позволяет получать разнообразные по составу марки литейных сталей с низким содержанием кислорода, серы, фосфора и других нежелательных и вредных примесей. Это могут быть рядовые углеродистые стали (15Л, 30Л и др.), конструкционные легированные (35ХМЛ, 08ГНДФЛ и др.), высоколегированные со специальными свойствами (12Х18Н9ТЛ, 40Х24Н12СЛ и др.).

Таблица 2.4. Характеристики плавильных агрегатов для выплавки стали

Плавильный агрегат	Источник высокой температуры	Характер окислителей	Область применения
Мартеновская печь с кислой или основной футеровкой	Газообразное или жидкое топливо	Кислород продуктов сгорания, железная руда, технический кислород	Углеродистые и низколегированные стали для крупных и средних отливок общего назначения
Малый конвертер	Экзотермические реакции окисления примесей	Кислород вдуваемого воздуха	Низко- и среднеуглеродистые стали преимущественно для мелких, средних отливок различного назначения
Дуговая электропечь с кислой футеровкой	Электрическая дуга	Атмосферный воздух, железная руда	Углеродистые и низколегированные стали для отливок различного назначения
Дуговая электропечь с основной футеровкой	Электрическая дуга	Атмосферный воздух, железная руда, вдуваемый кислород	Углеродистые, низко-, средне-, высоколегированные стали для отливок ответственного и особо ответственного назначения
Индукционная печь с кислой или основной	Наведенные токи	Атмосферный воздух	Углеродистые и легированные стали для мелких и средних отливок различного на
Вакуумно-дуговая печь	Электрическая дуга	—	Для отливок из специальных сталей
Вакуумно-индукционная печь	Наведенные токи	—	Для отливок специального назначения из легированных сталей
Плазменно-ду-	Плазменный	—	Для переплава высоколеги-
			ких сплавов
Электронно-лучевая печь	Поток электронов	—	То же

Таблица 2.5. Характеристики способов плавки литейных сталей

Способ	Преимущества	Недостатки
Основной мартеновский процесс	Применение лома, удаление серы и фосфора	Низкая производительность, большие затраты на ремонт, невозможность работы с перерывами, низкие санитарно-экологические условия работы
Кислый мартеновский процесс	Высокое качество стали	Те же, что и основного процесса; необходимость использования шихты, чистой по сере и фосфору
Основной электродуговой процесс	Использование рядовой шихты, малый угар легирующих элементов, возможность удаления серы и фосфора, высокое качество стали	Низкая стойкость футеровки при работе с перерывами; пониженная производительность и повышенная стоимость стали по сравнению с кислым процессом
Кислый электродуговой процесс	Повышенная производительность, низкие эксплуатационные расходы, приспособленность к работе с перерывами	Невозможность удаления серы и фосфора, высокий угар легирующих элементов
Индукционный процесс	Высокая производительность, малый угар легирующих элементов, компактность установки, быстрый нагрев и хорошее перемешивание стали	Необходимость применения чистых исходных материалов, низкая температура шлаков, их высокая вязкость и малая активность, что затрудняет диффузионные процессы дефосфорации, десульфурации и раскисления
Специальные процессы плавки (ВДП, ЭПШ, ЭЛЛ, ПДП)	Высокое качество стали за счет глубокого раскисления, рафинирования	Необходимость использования специальной шихты, сложное оборудование, низкая производительность, высокая стоимость стали, малые массы металла

Преимущества электросталеплавильных печей по сравнению с другими связаны с использованием для нагрева металла электрической энергии. Выделение тепла в электропечах происходит либо в нагреваемом металле, либо в непосредственной близости от его поверхности. Это позволяет в сравнительно небольшом объеме сконцентрировать значительную мощность и нагревать металл с большой скоростью до высоких температур и, если потребуется, вплоть до температур кипения. Расход тепла и изменение температуры металла при электроплавке довольно легко контролируются и регулируются.

Наибольшее применение для выплавки стали в литейных цехах нашли кислые и основные дуговые электропечи вместимостью от 3 до 50 т и производительностью от 1,6 до 11,4 т/ч (табл. 2.6).

Таблица 2.6. **Технические характеристики дуговых электрических печей**

Вместимость печи, т	Обозначение	Мощность трансформатора, кВ·А	[illegible] кВт		Диаметр электрода, мм	Производительность, т/ч
			фактический на плавку	теоретический на расплавление		
3	ДСП-3	2000	500	750	200	1,6
6	ДСП-6	4000	500	750	300	2,7
12	ДСП-12	8000	470	720	350	4,2
25	ДСП-25	12500	460	700	400	6,6
50	ДСП-50	20000	440	680	500	11,4

Кислая сталь отличается от основной более высокой жидкотекучестью, применяется при изготовлении мелких и тонкостенных отливок, когда требуется горячая сталь. Кислый шлак в большей степени препятствует проникновению в сталь водорода, чем основной. Поэтому сталь, выплавленная в печи с кислой футеровкой, содержит меньше водорода.

В отличие от мартеновского и конвертерного процессов, выделение тепла в электропечах не связано с потреблением топлива и окислителя. Электроплавку можно проводить в любой атмосфере: окислительной, восстановительной, нейтральной, и в широком диапазоне давлений: при атмосферном или повышенном давлении, в условиях вакуума. Изменяя состав атмосферы и давление газовой фазы, можно регулировать в нужном направлении условия протекания окислительно-восстановительных процессов, осуществлять по ходу плавки вакуумирование стали или насыщать ее элементами из газовой фазы, например азотом.

Электропечи лучше других агрегатов приспособлены для переработки металлического лома и отходов производства литейных цехов. Шихта в электропечь может быть загружена в один или несколько приемов, а период плавления в ней значительно короче, чем в мартеновских печах при скрап-процессе.

Индукционные тигельные печи (типа ИСТ) с основной или кислой футеровкой используются для выплавки сталей в литейных цехах с небольшим объемом производства. Чаще всего это отдельные участки для изготовления мелких или средних отливок специального назначения. Для индукционных печей преимущественным является применение кислой футеровки, более стойкой, чем основная, особенно при работе с перерывами. В таких печах можно выплавлять литейные стали различного состава, за исключением содержащих алюминий, марганец, титан. Алюминий и титан активно взаимодействуют с кремнием футеровки и разрушают ее. Оксиды марганца также взаимодействуют с кислой футеровкой и вызывают ее оплавление. Кроме этих ограничений следует иметь в виду, что при плавке в кислых индукционных печах трудно получить низкокремнистую сталь.

Выбор агрегата в сталелитейных цехах в немалой степени, помимо получения качественной стали, зависит от массы изготовляемых отливок, мощности литейного цеха и коэффициентов полезного действия плавильного агрегата. Учитывать эти параметры можно, используя данные табл. 2.7.

Таблица 2.7. **Выбор плавильного агрегата**

Масса отливок, кг, до	Выпуск отливок, т/год, до	Рекомендуемый агрегат	Вместимость агрегата, т
100	6000	ДСП, ИСТ	1,0 — 3,0
1000	10000	ДСП, ИСТ, возможно использование мартеновских печей	6,0 — 12,0
5000	15000	ДСП, возможно использование мартеновских печей	12 — 25
15000 и выше	20000 и выше	То же	50 и выше

2.3. ПЛАВКА СТАЛИ В ДУГОВЫХ ПЕЧАХ

2.3.1. Общие положения

При выплавке стали в любом агрегате перед плавильщиком стоят две основные задачи: получение заданной массы жидкой стали определенного химического состава и обеспечение требуемой температуры. Первая задача включает в себя рафинирование металла, раскисление и легирование, а вторая, в случае электроплавки, реализуется за счет тепла электрической дуги без особых затруднений.

В основных дуговых печах выплавляют около 35 % всей стали для отливок (20 % высокомарганцовистой, 5% высокохромистой и хромоникелевой, остальное — ответственные марки углеродистой и низколегированной). Способов плавки в основных печах несколько, а в кислых печах процесс плавки ведут либо методом переплава, либо с окислением шихты.

Дуговая электропечь (рис. 2.1) состоит из корпуса 1, футерованного изнутри кислой или основной футеровкой, съемного свода 2 с отверстиями для электродов 3. Шихту загружают на набивную часть пода 8. Между электродами и шихтой или расплавленным металлом 6 в рабочем пространстве печи горят электрические дуги 9. Излучаемое при этом тепло обеспечивает расплавление шихты и нагрев жидкого металла до требуемой температуры.

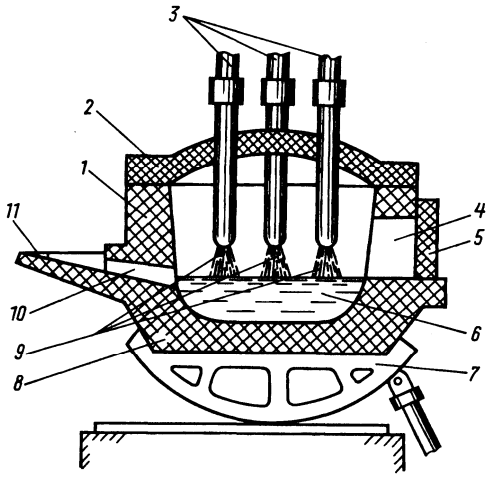


Рис. 2.1. Схема дуговой электрической печи

Для обслуживания печи в процессе плавки (присадка различных материалов, взятие проб для экспресс-анализа и др.) имеется рабочее окно 4, закрываемое дверкой 5. Для выпуска стали и шлака служат выпускное отверстие (летка) 10 и желоб 11. При этом печь наклоняют в сторону летки с помощью опорных секторов 7. Для удаления («скачивания») шлака по ходу плавки печь наклоняют в сторону рабочего окна. Печи при выпуске металла наклоняют на угол до 42°, а при скачивании шлака—до 120°.

По конструкции дуговые печи бывают с выкатным подом (рис. 2.2, а), с откатным сводом (рис. 2.2, 6) и с поворотным сводом (рис. 2.2, в). Наибольшее распространение получили печи с поворотным сводом, поскольку в этом случае упрощается конструкция печи и она занимает меньшую площадь. Загрузка печи осуществляется сверху бадьей во всех случаях. В очень редких случаях печи малой вместимости могут загружаться через рабочее окно.

После выпуска выплавленного металла необходимо подготовить ДСП к следующей плавке. Первой операцией является осмотр подины и откосов печей. Подина не должна иметь ям, откосы выведены выше уровня шлака. Исправление (заправка) подины осуществляется огнеупорным материалом, состоящим для основной печи из смеси магнезитового порошка, смешанного с обезвоженной смолой, пеком или жидким стеклом, для печи с кислой футеровкой — смесью, состоящей из молотого кварцита или чистого кварцевого песка и жидкого стекла. Исправление футеровки большегрузных печей осуществляют специальными заправочными машинами. Операция заправки занимает 5—10 мин. После этого приступают к загрузке шихты (см. рис. 2.2).

Завалку шихты осуществляют сверху в открытую печь с помощью специальной бадьи. Бадьи могут быть с гибкими секторными днищами или днищами грейферного типа с жесткими челюстями, раскрывающимися рычажной системой. Заполненную на шихтовом дворе бадью устанавливают на передаточную тележку и подают в печной пролет. Над печью бадью поднимают краном и раскрывают днище. Таким образом загружают шихту.

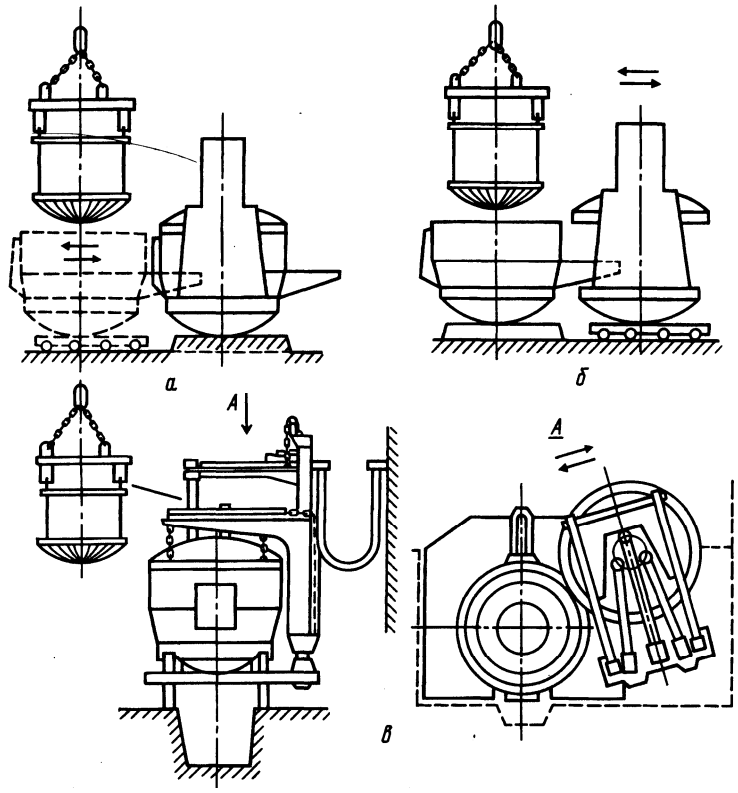


Рис. 2.2. Схемы конструкции электропечей и методы их загрузки:
а — электропечь с выкатным подом; *б* — электропечь с откатным сводом;
в — электропечь с поворотным сводом

Чтобы шихта хорошо расплавлялась, необходимо в ней иметь не менее 30 % крупного лома и не более 20—30 % стружки. На подину загружают стружку и часть легковесной шихты. Это предохраняет подину от разрушения под воздействием ударов тяжелого лома. Верхнюю часть печи заполняют мелкой шихтой, чтобы электроды быстро проплавляли колодцы в шихте, что в свою очередь способствует экранированию дуг и лучшей отдаче тепла.

При плавке в печах с основной футеровкой, проводимой с окислением, в нижние слои шихты добавляют по 2—3 % железной руды и извести.

Этапы плавления шихты представлены на рис. 2.3. В течение периода времени А происходит заправка печи; Б — начало плавления — работа на коротких дугах (малом напряжении и большой силе тока) во избежание перегрева футеровки свода и ее оплавления.

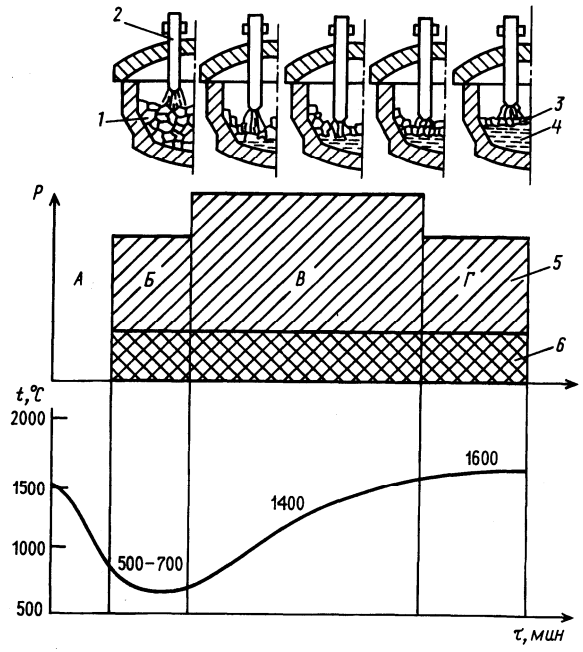


Рис. 2.3. Этапы плавления шихты. Изменение подводимой активной мощности *P* (МВт) и температуры футеровки в процессе плавления металла:
1 — шихта; *2* — электрод; *3* — шлак; *4* — расплав; *5* — полезная мощность; *6* — тепловые потери

Как только дуги углубляются в шихту, т.е. проплавляют колодцы, подводят максимальную мощность В. В этот период печь работает на длинных дугах, так как они экранированы шихтой и не вызывают перегрева футеровки. Период Г—конец расплавления. После соответствующей обработки сталь выпускают.

2.3.2. Плавка стали основным процессом

Стадии процесса

Основным процессом могут выплавляться все группы марок сталей, но выплавляют наиболее ответственные. Плавку можно осуществлять двумя способами: с окислением и методом переплава. Переплав, или плавку без окисления осуществляют на качественной шихте, чистой по фосфору и сере. Плавка с окислением технологически сложнее. Она состоит из следующих этапов:

1) заправка печи;

2) загрузка шихты;

3) плавление шихты;

4) окислительный период;

5) восстановительный период;

6) доводка по химическому составу и выпуск металла.

Заправку печи производят после выпуска каждой плавки и, как отмечалось выше, — смесью на основе магнезитового порошка. В некоторых случаях допускается использовать для этих целей доломит, хромистый железняк др. Шихту составляют таким образом, чтобы после расплавления содержание углерода в расплаве на 0,2—0,4% превышало заданное. Вместе с шихтой загружаются по 2—З % извести и железной руды для формирования шлака и удаления фосфора. Во время плавления фосфор до 50% от его содержания в шихте переходит в шлак, в котором содержание P_2O_5 повышается до 1,5%. После полного расплавления шихты частично скачивают шлак, добавляют в печь известь и руду и приступают к окислительному периоду. Задача этого периода — дальнейшая дефосфорация металла и достижение заданного состава стали и температуры. Интенсифицируется окислительный период продувкой кислородом через специальные фурмы. Использование кислорода существенно увеличивает скорость выгорания углерода. При окислении рудой она составляет 0,3—0,6 % С/ч, при продувке кислородом — 1,5% С/ч. Расход кислорода составляет до 5 м стали, при этом сокращается длительность окислительного периода на 15—25 мин, увеличивается производительность печей на 5—12%, снижается расход электроэнергии на 5—10%. Интенсивное кипение ванны, вызванное окислением углерода, значительно снижает содержание азота в металле, причем эффективность дегазации возрастает с увеличением скорости продувки.

К концу продувки содержание углерода в расплаве должно быть примерно на 0,1% ниже минимального предела для выплавляемой марки стали, но не ниже 0,1 %, чтобы предотвратить переокисление металла, за исключением тех случаев, когда выплавляются стали, в которых углерод является нежелательной примесью (например, в некоторых марках нержавеющей стали).

В конце окислительного периода содержание фосфора в стали не превышает 0,01%, а шлак, количество которого составляет 1—2% от массы металла, имеет состав, %: CaO 40—50; SiO 10—20; FeO 15—20; MnO 5—12; MgO 6—10; $A1_2O_3$ 2—3; P_2O_5 до 1,5.

Кроме углерода и фосфора в этот период удаляются Si, Mn и другие легко окисляемые примеси.

В этот же период плавления стали окисляется и хром. Скачивание шлака после расплавления и постепенное его обновление в течение окислительного периода способствуют дальнейшему окислению хрома и удалению его со шлаком. Оксиды хрома снижают жидкоподвижность шлака, затрудняя процесс окисления фосфора. Поэтому использование в шихте хромосодержащих отходов при плавках с полным окислением нецелесообразно.

После окончания продувки или присадки последней порции руды делают выдержку 5—10 мин, в течение которой отбирают пробу на анализ и измеряют температуру расплава. Продолжительность окислительного периода составляет 30—60 мин. За это время может быть удалено до 50% серы, вносимой шихтой. Этому способствуют высокая основность шлака (2,7—2,8) и его постоянное обновление.

После окончания окислительного периода сталь раскисляют. Раскисление может быть выполнено двумя путями:

1) глубинным без наводки восстановительного шлака;

2) в восстановительный период.

В первом случае (при выплавке стали под одним шлаком) после окончания окислительного периода в печь присаживают куски высококремнистого ферросилиция в количестве 0,1 % и ферромарганец для получения среднезаданного содержания марганца в стали.

При выплавке хромосодержащей стали присаживают феррохром для получения среднезаданного содержания хрома. Процесс раскисления в этом случае занимает 10—20 мин, после чего сталь выпускают в ковш, где ее окончательно раскисляют ферросилицием и алюминием. Выплавка стали под одним шлаком сокращает длительность плавки, уменьшает расход электроэнергии и раскислителей.

Однако таким способом выплавить сталь с низким содержанием углерода (0,15%), серы (до 0,02%) или сталь, в которую вводят значительное количество легкоокисляющихся элементов (Al, Ti, Cr, V), чрезвычайно сложно или невозможно. В таких случаях раскисление проводят под восстановительным шлаком (второй вариант), который наводят после скачивания окислительного шлака.

Основными задачами восстановительного периода являются: удаление серы и кислорода (раскисление), корректировка химического состава стали, достижение необходимой температуры.

После скачивания шлака окислительного периода в металл вводят ферромарганец, обеспечивая содержание марганца в стали на уровне нижнего предела, определяемого ГОСТом. Одновременно в печь добавляют ферросилиций в количестве, обеспечивающем содержание кремния в металле на уровне 0,1—0,15%, можно добавить алюминий (0,03— 0,1%). Таким образом проводят предварительное осадочное раскисление. Окисление этих элементов способствует образованию шлака. Если в металле осталось мало углерода, то проводят науглероживание дробленым коксом или углеродным боем.

После раскисления в печь загружают шлакообразующие материалы в количестве 2—4% от массы металла и в соотношении 5:1:1 — смесь извести, плавикового шпата и шамотного боя. Образовавшийся шлак раскисляют введением на его поверхность молотого кокса, ферросилиция, силикокальция или порошкообразного алюминия.

В результате этого содержание оксидов железа в шлаке уменьшается до 0,5 % и ниже. Кроме оксидов железа восстанавливаются оксиды марганца, хрома и др. Одновременно может происходить диффузионное раскисление металла. Этот процесс длительный (период может занимать от 60 до 120 мин), поэтому и необходимо проводить предварительное осадочное раскисление. Одновременно с раскислением в восстановительный период хорошо удаляется сера из металла в шлак.

Такое раскисление можно проводить под белым или карбидным шлаком. Белый шлак образуется в начале восстановительного периода под воздействием порошка кокса и смеси его с 75%-ным ферросилицием. После выдержки 25—40 мин шлак светлеет. Расход кокса при этом составляет 1—2 кг/т металла. При увеличении расхода кокса до 3 кг/т протекает реакция $CaO + 3C = CaC_2 + CO$ и образуется карбидный (серый) шлак, содержащий более 2 % CaC_2. Под этим шлаком металл хорошо науглероживается, т. е. им можно раскислять лишь высокоуглеродистые марки сталей. В металл может перейти до 0,1% С.

Карбид кальция хорошо смачивается металлом, а попадая в него при разливке, способствует образованию грубых шлаковых включений. Чтобы избежать этого, за 20—30 мин до выпуска на шлак присаживают смесь с повышенным содержанием плавикового шпата и шамота и приоткрывают рабочее окно. Приток воздуха окисляет углерод и карбид кальция, и карбидный шлак превращается в белый.

Конечное раскисление стали производят на выпуске, обеспечивая необходимое содержание кремния и марганца, а также вводят небольшое количество алюминия. для среднеуглеродистых сталей концентрация его должна быть в пределах 0,05—0,08 %, угар алюминия, введенного для раскисления металла, составляет 50—60%. Иногда для окончательного раскисления металла наряду с алюминием используют ферро-титан, силикокальций и др.

В литейных цехах при выплавке легированных сталей после получения из них отливок образуется значительное количество отходов (прибыли литниковая система брак) поэтому очень часто плавку ведут методом переплава. Главной задачей такого способа плавки является максимальное сохранение в ломе легирующих элементов. Легкоокисляющиеся примеси (алюминий, титан) почти полностью окисляются в период плавления, а марганец, хром, вольфрам, ванадий переходят в шлак. Чтобы сохранить их, плавку ведут без присадок руды (твердых окислителей) и ограничивая окислительные процессы в период плавления. Так как при переплаве углерод и фосфор почти не окисляются, то в шихте содержание фосфора должно быть минимальным, а углерода — на уровне нижнего предела в готовой стали.

Ферровольфрам и ферромолибден, если выплавляют стали с содержанием соответствующих элементов, вводят во время завалки. Медь и никель можно давать либо в завалку, либо в восстановительный период. Титан и ванадий вводят в сталь перед выпуском. для раннего формирования шлака и защиты металла от кислорода атмосферы печи шлакообразующие вводят во время завалки и по мере прожигания в металлошихте колодцев от электродов.

Так как ванна кипит очень слабо, то металл может насыщаться газами. для предотвращения этого иногда в шихте заменяют известь на известняк, что способствует некоторой дегазации металла за счет выделения CO_2.

Скачивание шлака периода плавления производят лишь после раскисления.

В таком процессе легирующие элементы усваиваются в следующих количествах, %: A1 и Ti - 0; Si 50—70; V и Mn 70—80; Cr 85—90; W 90—95; Mo 90—95; Cu и Ni 90—93. Это способствует существенной экономии соответствующих ферросплавов при сокращении длительности восстановительного периода. В целом производительность печи возрастает при переплаве на 20—35%.

Чтобы интенсифицировать процесс переплава и обеспечить в нем удаление газов, плавку можно вести с частичным окислением, используя кислород. Содержание углерода в этом случае необходимо иметь на 0, 1—0,2 % выше верхнего предела в готовой стали. Шихта состоит из отходов выплавляемой стали примерно на 80% и углеродистых отходов с низким содержанием фосфора (менее 0,02%). Для ускорения шлакообразования в шихту вводят 1 ,0—2,0 % извести (известняка) и 0,3—0,5 % шамотного боя. После расплавления шихты берут пробу металла и начинают продувку кислородом, снижая содержание углерода до требуемого. Скачивают полностью шлак и начинают восстановительный период традиционным способом. При таком способе ведения плавки легирующие элементы усваиваются следующим образом, %: Si - 0; Mn 20—30; V 30—40; W 85—90; Cr 60—80. Чтобы увеличить усвоение вольфрама, ванадия и хрома, в шихту вводят отходы динамной стали или кремнистые ферросплавы. В настоящее время существует множество технологий выплавки стали в дуговых электрических печах, которые можно использовать в литейных цехах: плавка с окислением без удаления окислительного шлака, плавка без диффузионного раскисления; плавка с введением в шихту жидкого чугуна, дуплекс-процесс (рафинирование металла, выплавленного в другой печи); смешивание в ковше стали, выплавленной в двух печах и др. Выбор того или иного способа выплавки стали определяется экономической целесообразностью.

Особенности технологии выплавки хромоникелевых и хромоникельмолибденовых сталей

При плавке с полным окислением шихта состоит из отходов легированных и углеродистых сталей. Шихтовку осуществляют из расчета получения после расплавления не более 0,4% Cr во избежание значительных потерь хрома с окислительным шлаком. Это ограничивает возможность использования большого количества легированных хромом отходов. Шихта должна содержать такое количество углерода чтобы в окислительный период можно было окислить 0,3—0,4% С. Никель и ферромолибден обычно дают в завалку. После проведения окислительного периода скачивают шлак, присаживают феррохром.

Рафинирование металла начинают с предварительного глубинного раскисления (Si, Al или комплексными раскислителями), после чего наводят восстановительный шлак, обрабатывая его углеродом и кремнием. К концу восстановительного периода шлак должен содержать не более 0,4% FeO и не менее 55% CaO. За 2—3 мин до выпуска металла на штанге вводят от 0,5 до 0,8 кг алюминия на тонну.

Метод переплава целесообразно проводить с применением газообразного кислорода. При этом шихта должна содержать не менее 60—75 % отходов выплавляемой стали остальное — углеродистые стали. В завалку дают 2—3 % CaO. В конце плавки ванну продувают кислородом, чтобы окислить не менее 0,20%С. При достижении необходимого для данной марки стали содержания углерода продувку прекращают удаляют окислительный шлак и проводят рафинирование стали. Переплав отходов с частичным окислением кислорода предотвращает накопление в стали азота.

Особенности технологии выплавки хладостойких сталей

Стали выплавляют в дуговых электропечах с основной футеровкой двухшлаковым режимом с использованием стандартных ферросплавов. Основность шлака в период плавления должна быть в пределах 2,5—3,0. К моменту выпуска она не должна быть ниже 2,5, а содержание закиси железа — не более 0,6—0,8 %. Необходимая основность шлака обеспечивается присадкой свежеобожженной извести.

В течение окислительного периода должно быть окислено не менее 0,3 % углерода до получения его содержания на нижнем пределе или на 0,05 % ниже требуемого нижнего предела для этой марки стали. Если в течение расплавления шихты и окислительного периода фосфор удален недостаточно или в расплаве содержится хром (в сталях, не легируемых хромом), то необходимо провести повторное скачивание шлака.

Предварительное раскисление проводят в начале восстановительного периода после максимального удаления окислительного шлака присадкой кускового алюминия (0,03—0,05 %).

Легирующие элементы и ферросплавы (никель, медь, ферросилиций, ферромолибден, феррохром, ферромарганец) вводят из расчета среднего марочного их содержания без учета угара, а затем дают шлакообразующие в количестве 2,5—3,5% от массы расплава.

Количество вводимого для конечного раскисления алюминия зависит от содержания в стали углерода. Для сталей с содержанием углерода более 0,3 % оно составляет 0,15 %, а для сталей с углеродом до 0,3 % — достигает 0,20% от массы расплава. Алюминий вводят в расплав на штангах за 1—2 мин до выпуска плавки.

Металл из печи выпускают в ковш со шлаком. При наполнении ковша примерно на 1/3 высоты под струю присаживают лигатуру с щелочно-земельными металлами из расчета введения 0,025—0,035 % Са, а затем вводят ферротитан на верхний предел марочного содержания его в стали без учета угара, феррованадий и феррониобий — из расчета на среднее содержание.

При раскислении — модифицировании стали титаном количество вводимого алюминия корректируют в сторону уменьшения.

Массовая доля алюминия всех марок хладостойких сталей должна находиться в пределах 0,03—0,06 %. для сталей марок 27ХГСНМДТЛ и 30ХГ2СТЛ рекомендуется частичная (или полная) замена алюминия титаном из расчета суммарного содержания алюминия и титана 0,03— 0,06%.

Для повышения уровня и стабилизации ударной вязкости при температуре — 60°С сталь дополнительно модифицируют редкоземельными металлами. Сплавы с РЗМ (0,05 % РЗМ по расчету) вводят в ковш на штанге после его наполнения. Можно вводить лигатуры ЩЗМ и РЗМ вдуванием их в виде порошка в струе аргона.

Особенности технологии выплавки высокомарганцовистой стали 110Г13Л

Эту сталь используют только для фасонных отливок. Она может быть выплавлена в любом из применяемых в сталелитейном производстве плавильных агрегатов. Независимо от способа плавки в стали 110Г13Л должно содержаться минимальное количество MnO и фосфора. В настоящее время эту сталь выплавляют либо основным процессом на свежей шихте, либо переплавом отходов. В первом случае основным компонентом шихты служит углеродистый стальной лом. Шихту рассчитывают таким образом, чтобы по расплавлении в металле содержалось 0,4—0,45%С. Для науглероживания, если это необходимо, в шихту дается электродный бой. Вместе с шихтой заваливают железную руду и известь (приблизительно по 2% каждого компонент

52750263>]TJ/TT0 1 Tf0 TT0 1 T0.843 8>-5<0250 1 Tf0.0016 Tc -38.749 -1.375 Td[<02720262>5<026F026C>8<02680263>]TJ/TT0 1 TfF026B02[<0261025A>7<025C025A>7<0265021Tj/TT0

Особенностью кислого процесса является ведение плавки под шлаком, содержащим до 65 % кремнезема. Под таким шлаком фосфор и сера не удаляются, поэтому шихта должна содержать этих элементов на 0,01 % меньше, чем готовая сталь. Наилучшие показатели плавки достигаются при использовании 60—75 % крупной шихты, 25—30 % мелкой, в том числе до 12 % стальной стружки.

Завалку проводят так, чтобы крупный лом находился в зоне действия электрических дуг, а мелкий — на откосах и поверх крупного лома. Расплавление шихты происходит так же, как и в основной печи. В период плавления образуются оксиды железа (есть они и непосредственно в шихте), которые окисляют кремний и марганец шихты. Если в шихте есть ванадий или хром, то они тоже окисляются. Таким образом, на подине формируется шлак, который растворяет и некоторое количество кремнезема футеровки. Примерный состав этого первичного шлака, %: 4О—50 $Si0_2$; 15—30 FeO; 10—30 MnO; 2—б A1; 5—15 прочих оксидов. При простом переплаве шихту составляют таким образом, чтобы содержание углерода было на 0,1 % ниже марочной концентрации, поскольку в процессе плавки углерод электродов будет переходить в расплав. В этом случае выплавка сталей состоит из следующих периодов: загрузки шихты, расплавления, доводки по химическому составу и температуре, раскисления и выпуска металла в ковш.

При кислой электроплавке применяют также кремневосстановительный и активный процессы. Чаще используют активный процесс. При использовании этого процесса после расплавления в стали содержание углерода превышает требуемое на 0,1—0,3 %. Железная руда в количестве до 1 % от завалки дается в завалку при выплавке углеродистых сталей или в процессе расплавления шихты, если в ней содержится хром или повышенное количество кремния. В процессе окисления выгорает до 0,2 % С, и в процессе кипения ванны осуществляется хорошая дегазация стали, что предупреждает брак по газовой пористости. Чтобы предупредить восстановление кремния из футеровки, во время кипения в шлак добавляют мелко раздробленный известняк. Шлак окислительного периода удаляют только при выплавке ответственных марок стали после чистого кипения.

Длительность окислительного периода составляет 30—50 мин при выплавке легированных и 20—30 мин при выплавке углеродистых сталей.

При получении углеродистых марок стали для фасонного литья восстановительный период отсутствует, а частичное раскисление достигается за счет восстановления кремния. В конце окислительного периода в металл вводят ферромарганец, добиваясь содержания марганца в стали 0,2—0,3 %, а за 5—10 мин до выпуска в металл добавляют ферросилиций, если содержание кремния в стали недостаточно.

За 3—5 мин до выпуска вводят оставшееся количество ферромарганца для корректировки концентрации марганца в готовой стали. Иногда ферромарганец вводят в ковш. Угар кремния при раскислении составляет 5—10%, а марганца — 15—20 %. Окончательное раскисление стали можно проводить алюминием, но остаточное содержание его в стали не должно превышать 0,025 %, так как иногда алюминий снижает некоторые механические характеристики литой стали.

2.3.4. Технико-экономические показатели плавки стали в дуговых сталеплавильных печах

Выплавка стали в дуговых сталеплавильных печах (ДСП) для фасонных отливок наиболее распространенная. Этому способствует также возможность использования дешевой низкосортной шихты. Практически в ДСП кислым или основным процессом может быть выплавлена любая сталь.

Основным процессом, как правило, выплавляют сталь для отливок ответственного, особо ответственного назначения, включая высоколегированные хромоникелевые, хромоникельмолибденовые, высокомарганцовистые, хладостойкие стали.

Кислый процесс используют для выплавки отливок общего назначения, а также сталей, легированных кремнием.

Выбор технологического процесса плавки должен учитывать технико-экономические показатели плавки, а также качество шихты и требования, предъявляемые к отливкам из выплавляемой стали. Технико-экономические показатели ДСП (по данным проф. Л. И. Леви) приведены в табл. 2.8.

Таблица 2.8. **Технико-экономические показатели электродуговых печей средней вместимости**

Показатель	Процесс	
	основной	кислый
Средняя продолжительность плавки, ч	4	3,2
Средняя стойкость свода — количество плавок	20	120
Средняя стойкость стен — количество плавок	50	110
Количество ремонтов в месяц	3	1,5
Расход огнеупорного кирпича, кг/т	97	17
Расход электроэнергии, кВт•ч/т	750	620

2.3.5. Плавка стали в дуговых печах постоянного тока

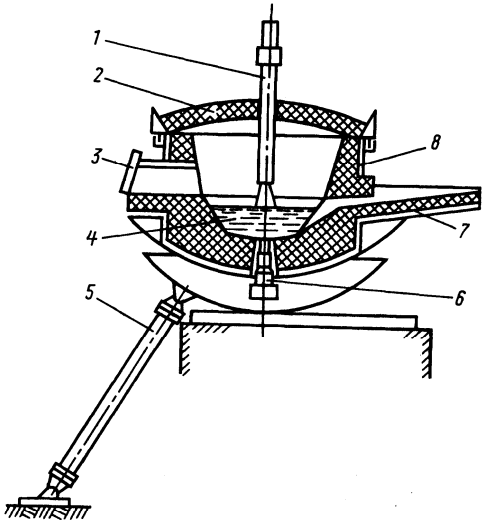


Рис. 2.4. Схема дуговой печи постоянного тока: *1* — электрод; *2* — свод; *3* — рабочее окно; *4* — ванна; *5* — механизм наклона; *6* — подовый электрод-анод; *7* — сливной желоб; *8* — корпус

В последние годы в некоторых литейных цехах для выплавки стали используют дуговые сталеплавильные печи постоянного тока (ДСППТ) (рис. 2.4).

Печь имеет цилиндрическую форму корпуса 8. Футеровка выполняется из огнеупорных материалов. Графитовый электрод 1 в металлическом водоохлаждаемом электрододержателе вставлен в свод печи 2. Размеры электрода зависят от вместимости печи. Например, для 12-тонной ДСППТ диаметр электрода 200 мм, а первоначальная длина 600— 750 мм. Графитовый электрод, проходящий через свод, связан с минусом источника питания и выполняет роль катода. Анодом служит ванна жидкого металла, питание к которой подводится от специального подового электрода 6. Охлаждаемая конструкция подового электрода может быть различной: сплошной, пластинчатой, многоштыревой. для питания печи используют тиристорные источники постоянного тока. Использование одного, расположенного в центре печи графитового электрода создает равномерный износ огнеупоров футеровки, уменьшает их расход. Технология плавки стали практически не отличается от процессов плавки в ДСП.

ДСППТ по сравнению с обычными трехфазными ДСП переменного тока имеют следующие преимущества:

— снижение удельного расхода электродов в 2—3 раза. Расход электродов при обычных условиях плавки составляет 1,8—2 кг/т, а при вдувании аргона в дугу 0,5—0,7 кг/т;

— угар металла при вдувании аргона в период плавления шихты составляет около 1,0 %;

— более высокая стойкость футеровки;

— снижение уровня шума при работе печи, улучшение условий труда работающих.

Указанные преимущества делают использование ДСППТ чрезвычайно перспективным. Основные эксплуатационные показатели ДСППТ,- серийно выпускаемых и разрабатываемых в настоящее время, приведены ниже:

Вместимость, т	0,6	6	12	25
Мощность, МВт	0,7	4	8	16
Удельный расход электроэнергии, не более, кВт · ч/т	650	550	500	500
Время расплавления, не более, ч	0,8	0,9	0,9	1
Угар металла, не более, %	2	3	3	2,5
Расход графитовых электродов, не более, кг/т	1,5	1,5	1,5	1,5

2.4. ПЛАВКА СТАЛИ В ИНДУКЦИОННЫХ ПЕЧАХ

Индукционные печи нашли широкое применение при выплавке стали в цехах мелкого литья. Отечественная промышленность выпускает печи: высокочастотные (100—200 кГц), средней частоты (500—1000 Гц), промышленной частоты (50 Гц). Для преобразования частоты применяются вращающиеся (ВПЧ) и тиристорные (ТПЧ) преобразователи частоты. Последние обеспечивают существенную экономию затрат вследствие компактности расположения плавильного агрегата, а также снижения шума в цехе. Кроме того, при использовании ТПЧ ток индуктора и частота регулируются автоматически в зависимости от состояния металла в печи и степени заполнения ее шихтой. Печи средней частоты позволяют увеличивать подводимую мощность по сравнению с печами промышленной частоты, что приводит к снижению времени расплавления шихты. Технические характеристики индукционных тигельных печей для выплавки стали приведены в табл. 2.9.

Таблица 2.9. **Технические характеристики индукционных печей**

Марка печи	Мощность, кВт	Частота, Гц	Производительность, т/ч	Расход электроэнергии, кВт · ч/т
ИСТ-0,006/0,1-И3	95	2400	0,13	1000 — 1150
ИСТ-0,16/0,16-И1	250	2400	0,26	1000 — 1150
ИСТ-0,25/0,32-И1	250	1000	0,4	850 — 900
ИСТ-0,4/0,32-И1	320	1000	0,48	850 — 900
ИСТ-1,0/0,5-М4	500	1900	0,79	775 — 800
ИСТ-2,5/2,4-М3	2400	500	3,0	775 — 800
ИСТ-6/-М1	2400	500	3,0	725
ИСТ-10	2730	1000	5,0	640

Главной частью печи является индуктор 1, выполненный в виде многовитковой спирали, изготовленной из медной водоохлаждаемой трубки (рис. 2.5). Набивной тигель 2 из огнеупорного порошка закреплен в каркасе 3 и установлен на плите 6 из огнеупорного бетона.

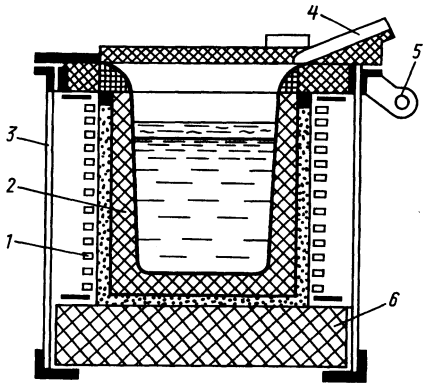


Рис. 2.5. Схема индукционной печи

Выпуск стали производится через сливной носок 4 при повороте печи вместе с каркасом относительно оси 5. Принцип работы индукционных печей основан на поглощении электромагнитной энергии материалом шихты, которая загружена в тигель, помещенный в переменное электрическое вихревое поле. Под действием этого поля, согласно закону Ома, возникают токи проводимости (вихревые токи). Нагрев и расплавление происходят в результате необратимого перехода энергии индуктированного переменного электрического поля в тепловую. Электрическая энергия индуктора передается к шихте бесконтактно, а тепло выделяется непосредственно в шихте, что существенно повышает эффективность работы этих печей по сравнению с печами с внешними источниками нагрева.

Основные преимущества индукционных плавильных печей перед дуговыми электропечами следующие:

1) угар легирующих элементов, присутствующих в шихте и ферросплавах, незначительный;

2) хорошее перемешивание жидкого металла способствует выравниванию температуры по всему объему ванны и обеспечивает большую однородность химического состава стали;

3) нет науглероживания металла от электродов. Это позволяет переплавлять высоколегированные отходы без добавок низкоуглеродистой заготовки;

4) высокая вязкость шлаков, их малая жидкоподвижность способствуют защите металла от проникновения газов (водорода и азота) из атмосферы;

5) компактность самой печи позволяет помещать ее в закрытые емкости, где возможно создавать не только необходимую атмосферу, но и вакуум, т. е. можно вести плавку и разливку металла под вакуумом. Недостатков у индукционных печей немного:

1) трудность проведения процессов десульфурации и дефосфорации из-за высокой вязкости шлака и его низкой температуры;

2) относительно невысокая стойкость футеровки.

для плавки стали в индукционных печах требуется относительно чистая по сере и фосфору шихта. Выплавку ведут чаще всего методом переплава. Состав шихты должен обеспечивать после расплавления содержание всех элементов, близкое к заданному в готовом металле. В этих печах выплавляют все марки сталей, в том числе легированные и высоколегированные с практически полным сохранением дефицитных дорогостоящих легирующих элементов (никель, молибден, вольфрам и др.).

Всю плавку можно разделить на два периода: расплавление и доводка, причем продолжительность последней обычно не превышает 30 мин.

При производстве стальных отливок преимущественно применяют печи с кислой футеровкой. При этом в первые 5—6 мин мощность печи увеличивают постепенно. Затем мощность поднимают до максимальной, добиваясь быстрого расплавления шихты. Этот процесс желательно вести под шлаком, состав которого подбирают таким образом, чтобы он не смешивался с расплавленным металлом, т. е. шлак должен обладать высоким поверхностным натяжением. Нагрев шлака в печи происходит от металла, т. е. он всегда холоднее металла. Увеличения активности шлака можно достичь повышением его жидкоподвижности присадками плавикового шпата.

Шлак наводят на протяжении всей плавки в соответствии с технологией выбранной для данной марки стали. Густой шлак удаляют с поверхности металла и наводят новый с помощью шлакообразующих материалов. Например, для кислой печи используют смесь, состоящую из 70 % формовочной смеси, 25 % молотой извести и 5 % плавикового шпата или боя оконного стекла; для основной печи: 24—26 % кремнезема, 34—36% глинозема и 38—42% извести с добавками ферросилиция или алюминия. В печах вместимостью до 1 т процесс идет очень быстро, поэтому окисляемость шихты незначительна.

После расплавления всей шихты мощность печи обычно снижают на 70—80%, берут первую пробу металла на химический анализ, скачивают шлак и наводят новый. для получения стали заданной марки металл легируют ферросплавами или чистыми металлами. Например, ферросилиций вводят в металл не раньше, чем за 10 мин до выпуска, ферротитан — за 2—З мин, а ферровольфрам, феррохром, ферромолибден, медь, никель загружают в печь вместе с исходной шихтой.

Перед выпуском металла печь выключают. Можно давать выдержку 5—10 мин. Металл выпускают в прогретый ковш, а сверху засыпают шлаковой смесью, состоящей из кварцевого песка и дробленой извести.

В кислых печах плавку ведут форсированно. Шихтовыми материалами служат возврат производства, стальной лом, электродный бой, ферросплавы или легирующие добавки. Углеродсодержащие добавки, никель, хром и вольфрам дают в завалку. Шлак наводят смесью следующего химического состава, %: бой стекла, песок — 65; свежеобожженная молотая известь — 25; молотый плавиковый шпат — 10. Количество смеси не превышает 5—6% от массы металлошихты. Конечный шлак может иметь следующий состав, %: SiO_2 40—50; Al_2O_3 15—25; MnO 20—30; FeO 10—15. Учитывая, что кислые шлаки не обладают десульфурирующей и дефосфорирующей спjсобностью, следует применять чистые по сере и фосфору шихтовые материалы.

В случае ведения плавки методом окисления (преимущественно в основных печах) необходимо помнить, что в основном тигле окислительные процессы протекают довольно интенсивно из-за хорошего перемешивания металла.

Раскисление металла в индукционных печах может осуществляться тремя способами: введением твердых раскислителей (марганец, кремний, алюминий, ванадий, титан и др.) непосредственно в жидкую ванну; проведением диффузионного раскисления (чаще для основных печей, твердый углерод дают на шлак); фильтрацией жидкого металла, осуществляемой пропусканием его через слой шлака (жидкие шлаки поглощают оксиды и освобождают металл от газов). Этот способ раскисления проводят в ковше.

В целом ряде случаев получить высокий уровень эксплуатационных свойств металла в отливках невозможно без применения вакуумной плавки. Это прежде всего относится к большой номенклатуре фасонных отливок из коррозионно-, жаростойких, жаропрочных, магнитных и других сталей. В случае необходимости можно выплавлять и обычную конструкционную сталь. Вакуумная плавка имеет по сравнению с другими методами плавки, включая и специальные, следующие преимущества:

— возможность выдержать жидкий металл в вакууме, что обеспечивает глубокую дегазацию, раскисление и рафинирование стали от неметаллических примесей;

— возможность выплавлять любые сложные по химическому составу стали и сплавы;

— обеспечивает быстрое растворение легирующих добавок, поскольку в условиях вакуума снижается их температура плавления;

— электромагнитное перемешивание способствует, наряду с быстрым растворением легирующих элементов, получению гомогенного расплава;

— простота регулирования количества подводимой мощности обеспечивает быстрый нагрев металла до требуемой температуры с высокой точностью.

Применение вакуума позволяет увеличить длительную прочность жаропрочных сталей, уменьшить их склонность к межкристаллитной коррозии, улучшить свойства электротехнических сталей.

К недостаткам ВИН можно отнести загрязнение металла материалом тигля, низкую стойкость тигля (20—50 плавок), наличие холодных шлаков.

При ВИН в качестве шихты используют отходы производства, а также чистые металлические материалы. Плавильные тигли обычно изготавливают из магнезита и диоксида циркония.

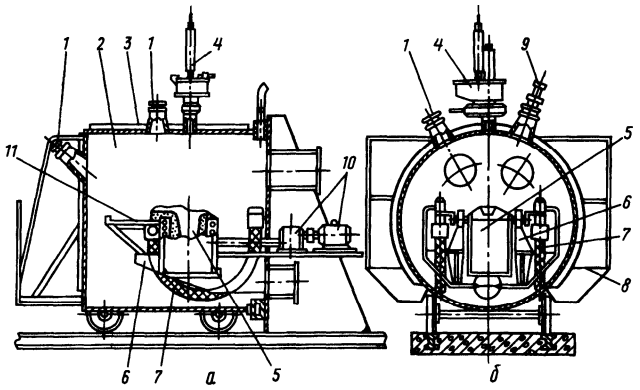


Рис. 2.6. Схема вакуумной индукционной печи:
а — продольный разрез; *б* — поперечный разрез; *1* — смотровые окна; *2* — вакуумная камера; *3* — рубашка водяного охлаждения; *4* — дозатор; *5* — плавильный тигель; *6* — кронштейн; *7* — токоподводящий шланг; *8* — площадка; *9* — вакуумметр; *10* — электродвигатель с редуктором поворотного механизма; *11* — площадка для установки литейной формы

При использовании плавленых огнеупоров тигли изготавливают из массы, состоящей из магнезита, электрокорунда, глинозема, диоксида циркония. В качестве связующего чаще всего используют борную кислоту или жидкое стекло.

Конструкции вакуумно-индукционных печей разнообразны. На рис. 2.6 представлена схема установки вакуумной плавильной печи.

Вакуумная камера 2 откатывается от стационарной стенки, на которой закреплен электродвигатель 10 с редуктором. На этой же стенке смонтирован плавильный тигель 5 с площадкой 11 для установки литейной формы, которую крепят с помощью откидной траверсы. В кронштейнах площадки имеются пазы, позволяющие перемещать площадку вверх и вниз. Заливку формы производят при одновременном повороте на 90° плавильной печи с установленной на площадке формой. для введения в тигель необходимых добавок используют дозатор 4.

Как уже отмечалось, при плавке в ВИН происходит нежелательное взаимодействие расплавленного металла с футеровкой тигля. Этот процесс ускоряется при повышении вакуума и температуры, что приводит к загрязнению металла. Поэтому для футеровки чаще всего используют оксид магния, тигли из которого характеризуются высокой стойкостью, огнеупорностью и слабым химическим взаимодействием с расплавленной сталью.

2.5. СПЕЦИАЛЬНЫЕ СПОСОБЫ ВЫПЛАВКИ СТАЛИ

Вакуумно-дуговые печи (рис. 2.7) применяют для производства особо качественных стальных отливок. В ВДП используется специально изготовленная шихта, предварительно выплавленная в открытых печах. Сами печи имеют сложное и дорогое оборудование, невысокую производительность. Такая сталь стоит в 3—5 раз дороже чем обычная. Используют ее для отливки деталей особо ответственного назначения, применяемых в энергетике, авиа-, авто-, корабле-, ракето-, приборо-, машиностроении, химической и др. отраслях промышленности.

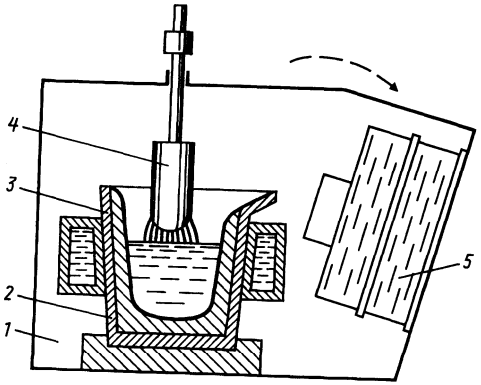


Рис. 2.7. Схема получения отливки в вакуумно-дуговой печи:

Вакуумно-дуговые печи работают обычно с расходуемым электродом, который изготовлен из металла выплавляемой марки стали. Исключение составляют стали, содержащие легко испаряющиеся элементы, количество которых в заготовке (электроде) на 20—25% должно быть выше, чем в готовой стали. для переплава применяют дуговые печи на постоянном токе. Остаточное давление в вакуумной камере 0,1—1,0 Па. Печь имеет водяное охлаждение и позволяет осуществлять заливку формы в вакууме. Металл, выплавленный в такой печи, имеет минимальное содержание газов и примесей цветных металлов (цинк, свинец, висмут и др.).

Электронно-лучевые печи (рис. 2.8) работают, используя принцип превращения кинетической энергии быстро летящих электронов в тепловую энергию, которая выделяется при ударе электронов о поверхность нагреваемого металла. Источником электронов служит нагреваемый вольфрамовый катод, а приемником — положительно заряженный анод. Скорость вылета электронов зависит от величины ускоряющего напряжения. Обычно оно составляет несколько десятков киловольт. Часть энергии электронов теряется при торможении и рассеивается в виде рентгеновского излучения, поэтому в таких печах не допускают напряжение выше 50 кВ (вследствие необходимости дополнительной защиты персонала). Обычно печи работают на постоянном токе при остаточном давления 0,01—0,1 Па. Для обеспечения достаточно плотного потока электронов в таких печах используют сложные фокусирующие системы.

Комплекс излучателя и фокусирующей системы называют электронной пушкой. Самые простые пушки оснащены кольцевым катодом. Они имеют небольшой срок службы из-за малой стойкости катода. Наиболее совершенными являются печи, оборудованные аксиальной пушкой.

Технология плавки в электронно-лучевой печи следующая. В водоохлаждаемой гарнисажной печи установлены одна или несколько электронных пушек с помощью которых наплавляют порцию металла Затем печь наклоняют и сталь заливают в водоохлаждаемую форму. При этом одни пушки обогревают ванну, другие — носок тигля, литник или приемную воронку. Особенно это необходимо при переплаве тугоплавких сталей.

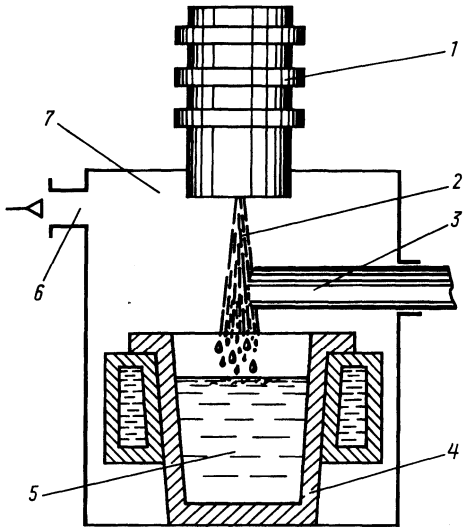


Рис. 2.8. Схема электронно-лучевой печи: *1* — электронная пушка; *2* — электронный луч; *3* — расплавляемый слиток; *4* — водоохлаждаемая гарнисажная печь; *5* — жидкая сталь; *6* — патрубок; *7* — рабочая камера

Плазменно-дуговые печи (рис. 2.9) работают, используя энергию плазмы. Плазма от других состояний вещества отличается тем, что большая или меньшая часть газовых молекул находится в ионизированном состоянии. для выплавки сталей используется так называемая низко- температурная плазма (10000—30000 °С) со степенью ионизации около 1 %. Плазму получают в специальных устройствах, называемых плазмотронами. Плазмотрон состоит из водоохлаждаемого корпуса с крышкой, катода с вольфрамовым наконечником и медного анода с отверстием в виде сопла. В верхней части плазмотрона имеется отверстие для ввода плазмообразующего газа в пространство между катодом и корпусом. Плазмотрон подключают к источнику постоянного тока. Начало работы осуществляется зажиганием дуги между катодом и анодом, а затем подают газ. Струя газа вытекает из сопла, отрывает дугу от него и замыкает цепь на металле водоохлаждаемого кристаллизатора (фактически еще одного анода). После появления дуги между катодом и металлом из цепи выключается сопло-анод плазмотрона. длина дуги горения может достигать 1—2 м. Высокая температура плазмы обеспечивает высокую скорость плавления и нагрева металла. А большая длина дуги при устойчивом горении независимо от обвалов шихты и всплесков жидкой стали способствует хорошей работе всего агрегата.

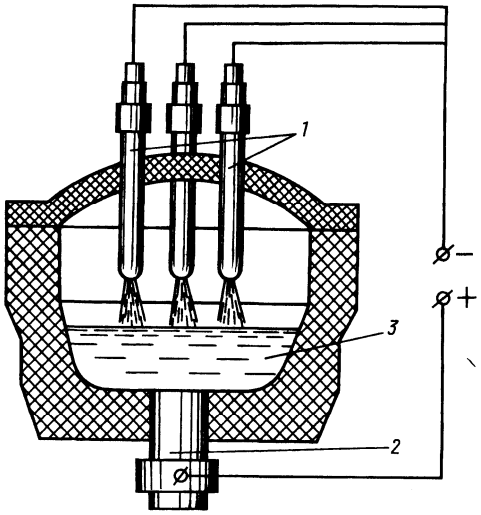


Рис. 2.9. Схема плазменно-дуговой печи:
1 — плазмотроны; *2* — водоохлаждаемый электрод; *3* — жидкая сталь

Плазменно-дуговые печи позволяют выплавлять особо низкоуглеродистые стали, так как в них нет угольных электродов. В печах создают нейтральную атмосферу (аргоновую), а это способствует удалению из стали азота и водорода.

Устройство плазменных печей аналогично устройству электродуговых печей. Вместо электродов в них устанавливают один или несколько плазмотронов, а в подину печи вставляют медный водоохлаждаемый электрод. Но печь делают более герметичной, чем обычная дуговая.

Плавку металла в таких печах чаще всего ведут методом переплава, хотя возможно проводить и окислительный период. Шихту подбирают чистой по сере и фосфору. После загрузки шихты и закрытия печи осуществляют промывку. Для этого через один из плазмотронов пропускают аргон, который тяжелее воздуха и вытесняет его из печи. Воздух выходит через специальные отверстия в с образованиями поднятыми плазмотронами. Затем плазмотроны опускают, включают ток и начинают плавление. Прожигают колодцы в шихте (плавление идет очень быстро, так как обеспечивается высокая температура). После полного расплавления металл некоторое время выдерживают в печи для очистки от газов, при необходимости вводят раскислители и легирующие и затем выпускают металл.

Электрошлаковые печи (рис. 2. 10) позволяют получать высококачественные стали.

Принцип действия этих печей заключается в следующем. Расходуемый электрод погружают в слой жидкого электропроводящего шлака, который наводится в водоохлаждаемом медном кристаллизаторе. К электроду и поддону кристаллизатора подводится переменный электрический ток, который проходит через слой шлака, нагревает его до темпера туры 1600—2000 °С и поддерживает в заданном режиме в процессе всего переплава.

При этом часть тепла передается электроду, торец его расплавляется. Капли металла проходят через слой шлака и очищаются от вредных примесей в результате физико-химического взаимодействия со шлаком и попадают в жидкую ванну формируемого слитка или отливки. Рафинирование металла активным шлаком протекает и на оплавленном конце электрода и на поверхности контакта шлаковой ванны с зеркалом лунки слитка. После переплава основной массы слитка проводят выведение усадочной раковины путем уменьшения мощности, подводимой к шлаковой ванне. Плавление электрода почти прекращается, но сохраняется большое количество жидкого шлака, что и обеспечивает получение плотной головной части слитка.

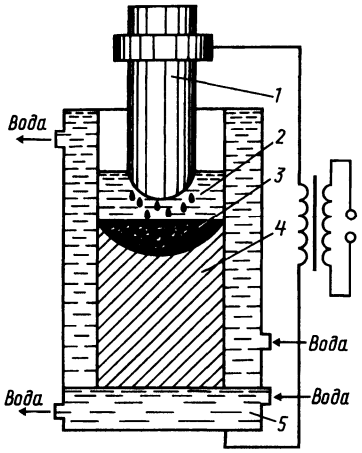


Рис. 2.10. Схема печи сопротивления (типа ЭШП):
1 — расходуемый электрод; *2* — жидкий шлак; *3* — жидкий металл; *4* — слиток или отливка; *5* — водоохлаждаемые поддон и кристаллизатор

Кроме рафинирования металла, при электрошлаковом переплаве (ЭШП) обеспечивается направленное затвердевание слитка (снизу вверх) в водоохлаждаемом кристаллизаторе. Таким образом достигаются высокая плотность и однородность металла, отсутствие пористости и других дефектов, присущих обычным слиткам. Металл, полученный в ЭШП, по механическим характеристикам не уступает горячекатаному металлу.

В процессе плавки на поверхности переплавляемого слитка формируется шлаковая корочка (гарнисаж), которая изолирует слиток от кристаллизатора. Таким образом, получается ровная гладкая поверхность слитка, не требующая дополнительной механической обработки.

Главным компонентом ЭШП является шлак, к которому предъявляют следующие требования:

— состав шлака должен обеспечивать рафинирование металла от нежелательных растворенных примесей, неметаллических включений, защиту активных легирующих элементов от окисления;

— при рабочих температурах (1500—1900 °С) электропроводность шлака должна быть стабильной и составлять 0,001—0,005 Ом м. Превышение этих значений не обеспечивает необходимую концентрацию тепла;

— шлак должен быть достаточно легкоплавким, иметь высокую температуру кипения и не изменять вязкость в широком интервале температур, что обеспечивает образование тонкой равномерной корочки на поверхности слитка (отливки), т. е. формирование шлакового гарнисажа;

— шлак должен обеспечивать высокое межфазное натяжение на границе с металлом и обладать высокой адгезией к неметаллическим включениям;

— шлак не должен содержать дефицитные материалы, легко дробиться, он должен быть малогигроскопичным и недорогим;

— шлак должен быть экологически чистым.

Наиболее распространенными шлаками для ЭШП являются шлаки на основе фтористого кальция (CaF_2), который обеспечивает достаточную температуру плавления и кипения, хорошее удаление неметаллических включений и защиту металла от окисления. Кроме этого в шлак добавляют следующие материалы: CaO, $A1_2O_3$, MgO и др., каждый из них выполняет ту или иную функцию, способствующую улучшению качества металла. В промышленности в основном используют готовые флюсы (табл. 2.10).

Расход флюса на плавку обычно не превышает 3—5 % от массы слитка. Высокие основность и температура шлаковой ванны обеспечивают высокую степень удаления серы (в стали остается до 0,003—0,006 % S), газов и неметаллических включений. Если в составе стали отсутствуют нитридообразующие элементы (Ti, Zr и др.), то содержание кислорода снижается в 2 раза, водорода в 1,5—2 раза, азота в 1,5—2,5 раза, а общее содержание неметаллических включений в 2—3 раза.

Таблица 2.10. **Состав и свойства флюсов для установок ЭШП**

Марка флюса	Содержание компонента, %				$t_{пл}$, °С	ρ, т/м³	Удельное электросопротивление, Ом·м
	CaF_2	Al_2O_3	CaO	MgO			
АНФ-1П95	95	—	5	—	1390—1410	2,25	0,0015—0,002
АНФ-6	70	30	—	—	1320—1340	2,47	0,003—0,0035
АН-291	18	40	25	17	1450	2,64	0,0037—0,004

Печи для ЭШП выпускаются как с одним электродом, так и много-электродные. Количество электродов определяется либо сечением выплавляемого слитка, либо электрической схемой печи.

По способу выплавки слитка печи бывают с неподвижным глухим и со сквозным кристаллизаторами. В первом способе высота кристаллизатора равна высоте переплавляемого слитка, а во втором кристаллизатор перемещается относительно слитка по ходу плавки. В последнее время разработаны конструкции многоэлектродных печей с подвижным кристаллизатором.

Наиболее важным узлом печей ЭШП является кристаллизатор. Его изготавливают из меди или хромистой бронзы, а наружный кожух — из немагнитной стали. Кристаллизаторы охлаждаются водой.

Электрошлаковое литье (ЭШЛ) — это разновидность ЭШП. Существует два способа ЭШЛ: в первом переплавляется расходуемый электрод, а металл попадает в водоохлаждаемую форму; во втором — металл плавят электрошлаковым методом в тигле, а затем сливают в литейную форму. Этот способ не уступает по экономическим показателям плавке в индукционным тигельным печам. Методом ЭШП в кокиль получают отливки (заготовки) для машиностроительных деталей ответственного назначения.

2.6. РАСКИСЛЕНИЕ СТАЛИ

После окончания окислительного рафинирования в металле всегда содержатся газы: кислород, азот и водород, которые являются нежелательными примесями. Поэтому возникает необходимость удалять их или переводить в такое состояние, при котором они оказывали бы наименьшее вредное влияние на свойства стали в отливке.

Снижение содержания кислорода в стали в результате связывания его в достаточно прочные соединения называют раскислением. Некоторые раскислители одновременно со снижением содержания кислорода способствуют удалению из металла серы и азота.

Содержание кислорода в металле зависит от содержания в нем углерода. Чем меньше содержание углерода в стали, тем больше в ней кислорода. Причем эта концентрация кислорода значительно выше равновесной с углеродом. Поэтому в процессе затвердевания металла в форме будут продолжаться реакция окисления углерода и выделение газов CO и CO_2 что, конечно, недопустимо.

При вводе раскислителя в металл, содержащий кислород, образуется продукт раскисления, который может быть газообразным, жидким или твердым.

Одной из задач раскисления является снижение содержания кислорода до такой величины, когда процесс кристаллизации отливки будет протекать без выделения газов. При этом содержание кислорода должно быть значительно ниже равновесного с углеродом, и чем оно ниже, тем лучше. Остаточное содержание марганца в готовом металле должно быть не менее 0,3—0,5 %, а кремния 0,2—0,3 %.

Другая задача раскисления состоит в обеспечении возможно меньшего содержания в стали продуктов реакций раскисления — неметаллических включений (НВ) или получении таких НВ, которые оказывают на металл минимально вредное влияние. Такими свойствами обладают НВ размерами 10 мкм. Желательно, чтобы они имели глобулярную форму и распределялись в металле равномерно.

Задача трудная и решается с помощью модифицирования НВ.

Еще одна задача раскисления сводится к получению мелкозернистого строения металла и решается путем получения мельчайших НВ, выделяющихся из жидкой фазы в твердом виде и играющих роль центров кристаллизации в отливке.

На практике элемент-раскислитель вводится в металл не только для снижения содержания кислорода, но и для улучшения механических и других свойств стали. А количество раскислителя устанавливается при разработке данной марки стали. Поэтому общие требования к раскислителям следующие:

— высокое сродство к кислороду;

— склонность к образованию оксидов, не растворимых в жидкой стали, легко удаляющихся из нее или приносящих минимальный вред ее свойствам;

— низкая стоимость и недефицитность.

На рис. 2.11 показана раскислительная способность некоторых элементов.

На практике существует большое количество раскислителей, каждый из которых выбирается в зависимости от марки выплавляемой стали. Распространенным и относительно дешевым раскислителем является марганец. Его вводят в металл чаще всего в виде ферромарганца (75—80 % марганца). Он имеет высокое сродство к кислороду и сере.

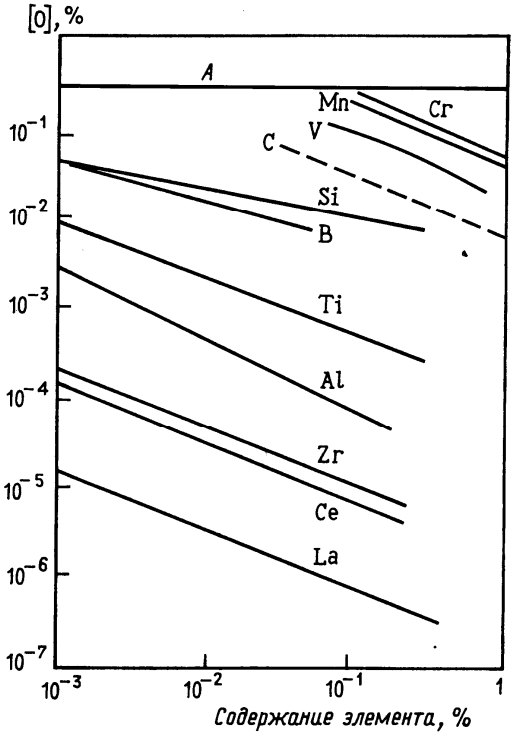


Рис. 2.11. Раскислительная способность элементов (*A* — растворимость кислорода в жидком железе)

Хорошим раскислителем является кремний, который в сталь вводят в виде ферросилиция. Он выпускается как с низким (10—20 %), так и с высоким (65—75%) содержанием кремния. В чистом виде кремний применяют редко. Кремний имеет большее сродство к кислороду, чем марганец.

Конечное раскисление стали практически всегда осуществляется алюминием.

Алюминий применяют в технически чистом виде. Он является одним из лучших раскислителей стали. Обладает высоким сродством к кислороду и измельчает зерно аустенита.

Остаточное содержание алюминия в сталях обычно составляет сотые доли процента при расходе 0,5—2,0 кг/т. При этом обеспечиваются остаточное содержание кислорода в стали 0,001—0,005 % и плотная структура отливок без газовых дефектов.

Высокое остаточное содержание алюминия ухудшает свойства отливок не только из-за процессов вторичного окисления, но и вследствие образования пленочных нитридов алюминия по границам зерен. На это обстоятельство необходимо обращать серьезное внимание при выплавке аустенитных и азотсодержащих сталей в дуговых печах, где в зоне дуги идет интенсивная диссоциация молекулярного азота и его поступление в металл.

При раскислении сталей алюминием его концентрация не должна достигать равновесной с азотом. В этом случае в жидком металле нитриды алюминия не образуются. Их выделение может происходить в затвердевающей отливке при температурах 900—1100°С. При этом, чем ниже температура нитридообразования, тем больше пленочных нитридов алюминия выделяется по границам зерен. Это резко снижает свойства литого металла.

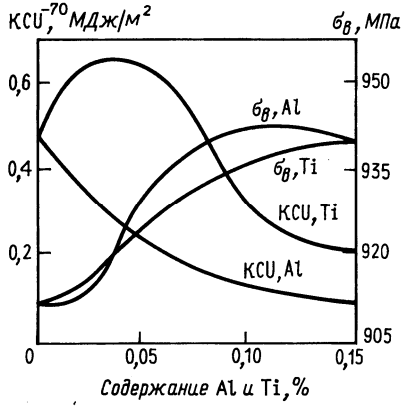


Рис. 2.12. Влияние алюминия и титана на механические свойства стали 15Х2Н4ДМАФЛ

Нейтрализовать такое специфическое влияние алюминия можно добавками более сильных нитридообразующих элементов, в частности, титана, циркония. Проведенные исследования на азотсодержащей литейной стали 15Х2Н4ДМАФЛ показали невозможность ее раскисления одним алюминием из-за образования пленочных нитридов. В дополнение был предложен титан, который не только позволял хорошо раскислять сталь, но и модифицировать ее и тем самым улучшать свойства (рис. 2.12, 2.13). Однако добавки таких нитридообразующих элементов должны находиться в определенных пределах, когда достигается максимальный эффект.

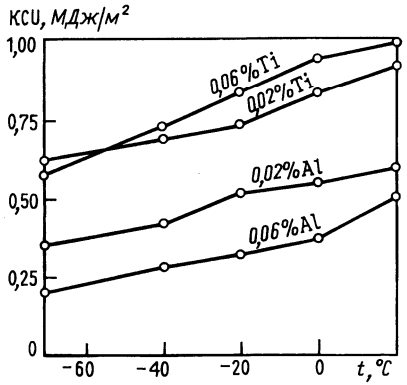


Рис. 2.13. Сериальные кривые ударной вязкости стали 15Х2Н4ДМАФЛ при различном содержании алюминия и титана

Как правило, это определяется экспериментально для каждой марки стали.

Титан и цирконий очень хорошие раскислители, но очень дороги. Их используют при выплавке сталей специального назначения. Применяют в виде ферротитана (18—20 % Ti) и ферроциркония (10—15 % Zr).

Наилучшие результаты достигаются при комплексном раскислении стали алюминием и элементами с высоким сродством к сере, азоту, кислороду. При комплексном раскислении элементы вводят в сталь как раздельно, так и в виде сплавов с таким расчетом, чтобы обеспечить оптимальное содержание алюминия и других элементов, обеспечивающих наилучшие тип, форму, размер неметаллических включений.

Широкое применение для раскисления стали нашли лигатуры с редко- и щелочноземельными металлами — церием, лантаном, иттрием, кальцием, барием, магнием. Редкоземельные металлы (РЗМ) обладают очень хорошими раскислительными свойствами, так как имеют высокое сродство к кислороду, сере, азоту. Низкая температура плавления (1000 °С) позволяет вводить их в ковш и даже в форму. Благоприятное влияние РЗМ и ЩЗМ на качество литейных сталей связано с высокой раскислительной способностью, рафинирующим эффектом, глобуляризаци включений. Однако использование этих элементов более эффективно после предварительного раскисления алюминием.

Разностороннее, положительное влияние на свойства стали оказывает ванадий. Он обеспечивает образование мелкозернистой структуры и повышение прочности, износостойкости и других свойств. Вводят его в металл в виде феррованадия (35—45 % V), который не только дорог, но и дефицитен. Однако разработанные на Урале технологии плавки ванадий содержащих сталей с использованием вместо феррованадия ванадий содержащих шлаков позволяют значительно снизить расходы.

Наиболее сильные раскислители — это кальций, барий, магний. Они имеют высокое сродство к кислороду и сере. Продуктами раскисления являются мелкие глобулярные оксисульфидные НВ, равномерно распределенные по объему металла. Достоинство этих раскислителей состоит еще и в том, что их количество, необходимое для раскисления, не превышает сотых долей процента.

В последние годы широкое распространение получили комплексные раскислители, содержащие несколько элементов, например силикокальций, ферросиликоалюминий и др.

Наиболее дешевыми являются комплексные сплавы на основе церия и кремния. Идеальным раскислителем является углерод, так как продукты его раскисления удаляются в газовую фазу. Но его свойство раскислителя проявляется лишь при вакуумировании или продувке металла инертными газами.

При обычном давлении углерод может быть раскислителем для шлака при диффузионном раскислении металла.

Всего существует три вида раскисления по способу удаления кислорода из металла:

1) осаждающее;

2) экстракционное (диффузионное);

3) вакуумно-углеродное.

1. Осаждающее раскисление заключается в том, что растворенный в металле кислород частично переводят в оксиды элементов раскислителей, которые добавляют в сталь. Образовавшиеся оксиды всплывают на поверхность металла и ассимилируются со шлаком.

2. Экстракционное (диффузионное) раскисление осуществляют путем наведения на поверхности металла шлака, у которого окисленность во много раз меньше, чем у шлаков окислительного рафинирования. Происходит перераспределение кислорода в металле и шлаке, так как в новом шлаке содержится минимальное количество оксидов железа (0,1—0,5 % FeO). При этом продукты раскисления не остаются в металле, но требуется большой расход материалов и времени. Кроме того, весь фосфор, находящийся в шлаке, может перейти в металл.

этот способ раскисления применяется при обработке стали синтетическими шлаками.

3. Вакуумно-углеродное раскисление связано со смещением равновесия реакции окисления углерода [C] + [O] = {CO} вправо, снижением парциального давления CO в газовой фазе в вакууме или при продувке инертным газом. Степень раскисления металла углеродом на практике существенно ниже, чем теоретическая, так как металл во время вакуумирования соприкасается с футеровкой агрегата и при этом происходит восстановление оксидов футеровки, например оксидов кремния, что повышает концентрацию не только кислорода в металле, но и некоторых примесей до недопустимо высоких пределов. При вакуумировании необходимо иметь футеровку из стойких оксидов типа магнезита или доломита.

Раскисление металла в плавильном агрегате сопровождается значительным угаром раскислителя. Его проводят, когда необходимо ввести большое количество труднорастворимых раскислителей и невозможно предварительно их расплавить. Раскисление в агрегате преимуществен но осаждающее, но в дуговых печах возможно и экстракционное раскисление.

Самым распространенным считается осаждающее раскисление в ковше, так как оно самое дешевое. Недопустимо лишь введение в ковш большого количества труднорастворимых раскислителей.

2.7. ВНЕПЕЧНАЯ ОБРАБОТКА СТАЛИ

Внепечная обработка не только способствует улучшению технико-экономических показателей производства, но и существенно улучшает качество стали в отливках. К традиционным методам обработки относятся: вакуумирование, продувка инертными газами (преимущественно аргоном), обработка синтетическими шлаками. Все эти способы рафинирования позволяют решать следующие задачи.

1 . Обезуглероживание металла до весьма низких концентраций (менее 0,010—0,005 %) достигается обработкой его в вакууме без продувки кислородом и с продувкой кислородом, инертным газом в смеси с кислородом (водяным паром с кислородом) при атмосферном давлении.

2. Глубокое рафинирование металла от серы (менее 0,003 %) обработкой синтетическими шлаками на основе извести при предварительном наведении покровного шлака, вдуванием в металл десульфурирующих добавок (карбида кальция, силикокальция или сплава магний — кальций).

3. Раскисление с получением стали, мало загрязненной неметаллическими включениями регулируемой формы и размеров, вакуумированием или обработкой порошками металлов или других материалов.

4. Удаление из металла водорода, чтобы сталь была нефлокеночувствительной (в нем остается менее 2.10 Н), путем вакуумирования с использованием технологий, способствующих усилению процессов массообмена.

5. Получение металла необходимого состава с регулируемым содержанием необходимых элементов в узких пределах и уменьшением их угара — вакуумированием, введением раскислителей и легирующих при низком окислительном потенциале контактирующих с металлом газовой и шлаковой фаз.

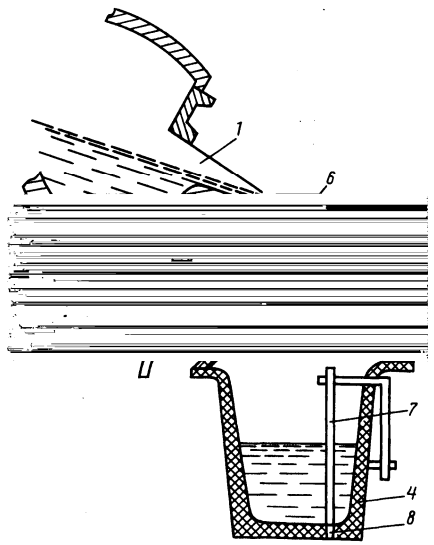


Рис. 2.14. Схема вакуумирования струи стали под крышкой в разливочном ковше: *1* — желоб печи; *2* — приемная воронка со стопором, установленная на крышке ковша; *3* — съемная герметизированная крышка с воронкой; *4* — разливочный стопорный ковш; *5* — трубопровод к вакуумному насосу; *6* — стопор выпускного отверстия из воронки в ковш; *7* — стопор разливочного ковша; *8* — выпускное отверстие

6. Выравнивание состава и температуры металла в объеме ковша (перемешивание), регулирование температуры продувкой инертными газами, дополнительным нагревом металла в ковше, например, с помощью электрической дуги.

Вакуумирование стали осуществляется несколькими способами: в струе (SH), в ковше (LH), порционное (DH), циркуляционное (KH). Различают также разновидности этих процессов, отличающиеся от базовых введением кислорода в вакуум-камеру, перемешиванием металла и др. (рис. 2.14).

Струйное вакуумирование металла (рис. 2.15) осуществляется путем перелива его, например, из печи в ковш через приемную воронку, которая имеет отверстие в нижней части (шибер или стопор), а в ковше создается разряжение, и до начала перелива впускное отверстие перекрывается алюминиевым листом толщиной около 2 мм. Жидкая сталь при переливе прожигает алюминиевый лист и сразу попадает в вакуум. Струя металла распадается на капли, размер которых зависит от остаточного содержания в них газов и от разрежения в камере. диаметр капель может достигать 10— 10^{-3} мм. Они падают веером с углом раскрытия от 20 до 40°. При вакуумировании нераскисленной стали этот угол может достигать 140°. Большая поверхность капель обеспечивает удаление из металла водорода (30—70 %) азота (менее 30 %), а также процесс окисления углерода до 0,002—0,007 %. Вакуумное раскисление металла углеродом снижает содержание и размер неметаллических включений на 50—70%.

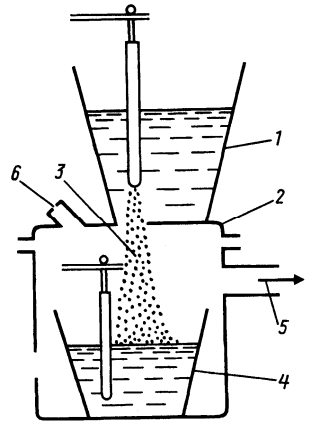


Рис. 2.15. Вакуумирование струи: *1* — ковш со сталью; *2* — вакуумная камера; *3* — вакуумируемая струя стали; *4* — ковш с вакуумированной сталью; *5* — к вакуумным насосам; *6* — смотровое окно

По мере наполнения ковша происходит дополнительная дегазация расплава с поверхности, особенно сильно, если идет реакция окисления углерода. Одновременно с вакуумированием стали можно вести ее раскисление и легирование в струе, подавая необходимые материалы из специального герметичного бункера.

Недостатками данного способа вакуумирования являются: существенные потери температуры металла при переливе (30—110 °С), необходимость использования вакуумного насоса большой мощности, низкая стойкость футеровки.

Вакуумирование в ковше (рис. 2.16) осуществляется следующим образом: сталеразливочный ковш 4 с расплавленным металлом помещают. В специальную камеру 1, которую герметично закрывают и в ней создают вакуум.

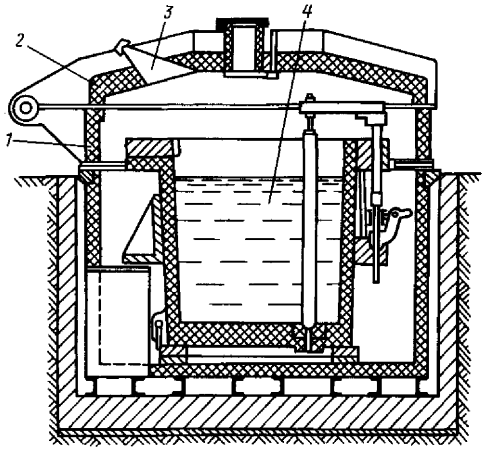


Рис. 2.16. Схема установки для вакуумирования в ковше:
1 — вакуумная камера; *2* — крышка; *3* — смотровое окно; *4* — ковш с металлом

Сталь выдерживают под низким давлением некоторое время. Одновременно в ковше металл может принудительно перемешиваться, нагреваться. По падание шлака с металлом нежелательно. При откачке воздуха из камеры металл начинает кипеть (нераскисленные стали кипят интенсивнее раскисленных) уже при давлении б0—8О кПа; чем ниже остаточное давление, тем выше интенсивность кипения.

По мере ее снижения в ковш можно вводить необходимые легирующие элементы.

Этот способ вакуумирования имеет следующие достоинства: простота оборудования, относительно малые теплопотери, он хорошо вписывается в технологическую цепочку цеха.

При вакуумировании в ковше водород удаляется до содержания 1,5—2,5*10^{-4} %, что составляет 50—75 %. Существенно сказывается на величине остаточного содержания водорода степень раскисленности стали. Нераскисленная сталь дает лучшие результаты. Азот не очень хорошо удаляется из металла, степень удаления азота не превышает 20 %. Кислород удаляется из металла до 50%. Кроме того, в стали после вакуумирования остается значительно меньше оксидных неметаллических включений. Чтобы улучшить процессы вакуумирования, металл в ковше перемешивают, например, продувкой аргоном через пористую пробку, установленную в днище ковша. Этот способ вакуумирования, главным образом, применяют при производстве высокохромистых сталей. При этом достигают содержания углерода 0,015—0,020% и усвоения хрома до 98,0 %. Наиболее эффективным способом вакуумирования в ковше является процесс УАП, в котором используют электродуговой подогрев металла во время вакуумирования и продувку аргоном через пористые пробки в днище ковша.

Главным недостатком вакуумирования в ковше является невысокая его эффективность, что и вызвало появление многих разновидностей этого способа.

Порционное вакуумирование (рис. 2.17) появилось в 50-е годы XX в. и сразу нашло широкое применение. Оно заключается в том, что часть металла из разливочного ковша засасывается в вакуумную камеру, находящуюся над ним, выдерживается там некоторое время, дегазируется и возвращается обратно в разливочный ковш. Вакуумная камера имеет специальный патрубок, который и опускается в металл. двигаться вверх-вниз может как ковш, так и вакуумная камера в зависимости от конструкции всей установки. Из-за разницы давлений между внутренней полостью камеры и атмосферой над расплавом жидкий металл затекает в вакуумную камеру на высоту не более 1,4 м. В разреженном пространстве идут реакции дегазации металла. В этой камере предусмотрены не сколько герметичных бункеров для ферросплавов. Вместимость по жидкому металлу не должна быть менее 10% от общей массы обрабатываемого металла. Перед вакуумированием металла вакуумную камеру подогревают до температуры 1300—1500 °С, время дегазации колеблется от 20 до 30 с. для получения удовлетворительных результатов вакуумирования необходимо, чтобы весь металл ковша прошел через вакуумную камеру 3—4 раза.

Этим способом можно достигнуть удаления б0—80 % водорода, 25—30% азота, а при вакуумировании нераскисленной стали можно удалить до 90% кислорода с существенным (до 50%) снижением содержания оксидных НВ. При легировании значительно снижается угар элементов.

Недостатками данного способа вакуумирования являются: низкая стойкость огнеупоров вакуумной камеры, существенные потери температуры металла.

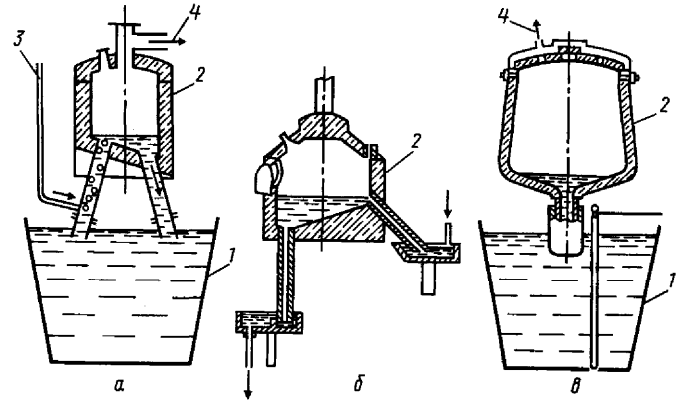


Рис. 2.17. Схемы порционного вакуумирования стали:
а — циркуляционное; *б* — непрерывное; *в* — отдельными порциями; *1* — ковш со сталью; *2* — вакуумная камера; *3* — подача транспортирующего газа; *4* — к вакуумным насосам

Циркуляционное вакуумирование появилось позже порционного, но сразу же нашло широкое применение в промышленности. Установка состоит из вакуумной камеры с двумя рукавами — подъемным и сливным (рис. 2.17, а). Камера соединена с вакуумным насосом. При опускании патрубков в металл и создании разрежения сталь поднимается в камеру и устанавливается на барометрическом уровне. В камере создается слой металла высотой 200—400 мм. В один из рукавов в металл подается аргон, который образует в нем взвесь мелких пузырьков, поднимающихся по патрубку и увлекающих за собой металл. По мере подъема пузырьки растут, осуществляя первичную дегазацию металла. Попав в вакуумную камеру, металл дополнительно дегазируется и под действием ферростатического давления стекает во второй патрубок и в ковш. Таким образом, происходит непрерывная, с установившейся определенной скоростью циркуляция металла через вакуумную камеру. Скорость циркуляции зависит от диаметра патрубков, остаточного давления в вакуумной камере, расхода аргона и места подвода его в патрубке и др. Скорость движения металла в подъемном патрубке может достигать 60 м/мин, а расход аргона — до 30 л/т. Подачу аргона начинают до поступления металла в вакуумную камеру. Перед началом процесса камеру нагревают до 1450—1550 °С. Коэффициент циркуляции необходимо поддерживать в пределах 3—4. Потери температуры при вакуумировании мо гут быть до 100 °С. Наиболее распространенный способ компенсации теплопотерь — предварительный перегрев металла в плавильном агрегате. Предусмотрен ввод ферросплавов.

Во всех способах вакуумирования главным недостатком является существенное снижение температуры стали. Это послужило одной из причин создания нового способа ковшевого вакуумирования металла, предусматривающего дополнительный нагрев, перемешивание, обработку аргоном, возможность легирования и др. Такая установка получила название печь-ковш.

Оборудование этой установки состоит из следующих основных устройств:

— электродугового нагрева;

— электромагнитного перемешивания; вакуумной обработки;

— дозирования легирующих материалов и раскислителей; продувки аргоном;

— вакуумных насосов и др.

Процесс обработки металла протекает следующим образом: металл, выплавленный в плавильном агрегате, где из него удален фосфор и значительная часть серы, а содержание углерода соответствует заданной марке стали,

поступает в ковш без окислительного шлака. В процессе выпуска и перелива в ковше наводят нейтральный или основной шлак в количестве 10—12% от массы металла. Ковш помещают в вакуумную камеру, которую закрывают, включают насосы откачки воздуха и дуговую установку. Перемешивание металла осуществляют либо электромагнитами, либо продувкой аргоном, который подают через пористые вставки в днище ковша. После прекращения кипения металла в него вводят раскислители или легирующие. длительность такого процесса составляет 45—90 мин. Этот способ обработки металла дает хорошие результаты по улучшению качества стали, но требует дополнительных затрат.

Продувка стали инертными (нейтральными) газами в ковше обеспечивает: выравнивание и корректировку температуры металла, точное регулирование химического состава металла, ускорение расплавления и распределения легирующих элементов в объеме ковша, повышение чистоты металла по оксидным включениям.

В качестве продувочных газов можно использовать аргон, гелий, азот, оксид углерода. Самое большое распространение получил аргон с плотностью 1,78 кг/м^3 Получают его при ректификации жидкого воздуха. Продувку гелием практикуют в основном в США. Азот используют для продувки сталей, не содержащих нитридообразующих элементов (хром, титан, ванадий и др.).

Сущность обработки состоит в том, что металл в ковше продувают инертным газом через специальные устройства. Расход, например, аргона обычно составляет 0,2—0,5 м Этот способ улучшения качества металла нашел широкое применение во всем мире, так как для его осуществления не требуется сложного оборудования, и процесс легко вписывается в технологию цеха; не требуется больших капиталовложений, невысоки и производственные расходы.

Дегазирующее действие нейтрального газа основывается на том, что вследствие разности парциальных давлений газов в металле и в пузырьках нейтрального газа, пронизывающих расплав, пузырьки поглощают газ и выносят его в атмосферу.

Самым простым устройством для продувки металла газом являются различного рода пористые вставки, блоки, пробки. Обычно их изготавливают из качественных огнеупорных материалов (корунд Al_2O_3 благородная шпинель $MgO*Al_2O_{3?}$ корунд-муллит, сложные смеси на основе огнеупорной глины и шамота в смеси с цементом).

Наилучшие результаты были получены при продувке через пористые огнеупоры. Их (пористые вставки, блоки) вставляют в днище ковша как стационарно, так и с возможностью замены. Недостаток этого способа состоит в возможности прохода газа между пористой пробкой и футеровкой ковша, что может послужить причиной серьезной аварии.

Надежными являются продувочные устройства автономного типа, которые монтируют в футеровке днища.

При продувке стали аргоном можно достичь степени удаления водорода 45—70%, азота 25—65%. Температура стали за время продувки снижается со скоростью до 3°С/мин. Тепло теряется как на нагрев газа, так и на излучение с поверхности ковша. В результате продувки обеспечивается достаточно высокая однородность металла в отливках после кристаллизации. При совмещении продувки стали с обработкой ее синтетическими шлаками для удаления серы получено увеличение коэффициента распределения серы в 2—2,5 раза больше, чем при обработке стали только шлаками. При продувке металла удается сместить равновесие реакции окисления углерода в сторону образования СО. Это успешно используют при выплавке низкоуглеродистых высокохромистых сталей.

Рафинирование стали жидкими синтетическими шлаками было впервые предложено в 1925 г. инженером А. С. Точинским. Технология этого процесса проста и заключается в следующем. Порцию шлака в количестве 3—6% от массы металла помещают в сталеразливочный ковш, а затем в него выпускают сталь. Струя жидкой стали, падая с вы соты 2—4 м, хорошо перемешивает шлак и поверхность взаимодействия его с металлом резко возрастает, т. е. увеличивается скорость перехода вредных примесей (сера, фосфор) из металла в шлак. Степень десульфурации может достигать 75 %; уменьшается и количество неметаллических включений в готовой стали. Коэффициент распределения серы между металлом и шлаком колеблется от 25 до 80. Эффективность обработки стали шлаками зависит от:

— относительного количества шлака;

— состава шлака;

— режима взаимодействия с металлом (конструкция устройства, где будет проходить обработка);

— температуры плавления шлака;

— вязкости;

— межфазного натяжения на границе с металлом и др.

Температура плавления шлака не должна быть выше 1400—1500 °С, так как обрабатываемый металл имеет температуру более 1550 °С, и шлак хорошо сохраняет свою жидкоподвижность. После рафинирования синтетическими шлаками сталь становится более пластичной и обладает повышенной ударной вязкостью, кроме того, существенно снижается анизотропия механических свойств.

Самыми распространенными синтетическими шлаками являются известково-глиноземистые. Их обычный состав, %: CaO 3—55; $A1_2O_3$ 43—45 и небольшое количество примесей: SiO — менее 3 % и FeO — менее 1%.

Такой шлак можно получить в электродуговой печи с угольной футеровкой. Шихтой служат обожженная известь и электрокорунд.

Применяют и известково-железистые шлаки (60—65 % CaO и 20—35 % FeO), позволяющие получать высокую степень дефосфорации при обработке сталей. Но работа с такими шлаками часто сопровождается выбросами металла из ковша вследствие высокой скорости окисления углерода.

Существует практика применения синтетических кислых шлаков, но их целесообразно использовать лишь для раскисления стали. При этом получают некоторое снижение кислорода в металле, а главное — существенное снижение количества ПВ и изменение их характера.

Основными недостатками технологии обработки стали синтетическими шлаками можно считать высокую стоимость и дефицитность составляющих шлака (электрокорунд) и некоторое снижение температуры стали.

Рафинирование металла шлаками в режиме противотока осуществляют на специальном электромагнитном желобе. Сущность процесса обработки состоит в том, что металл из приемного резервуара поднимается по электромагнитному желобу вверх (угол наклона 4-10°), а на встречу ему поступает шлак (жидкий или твердый). Особенно эффективно применение такого желоба для обработки металла синтетически ми шлаками для удаления серы, так как коэффициент распределения серы может достигать 50—100 единиц. длина желоба, необходимая для снижения содержания серы в 3—5 раз, должна быть не менее 6—10 м. Потери температуры при этом составят 1—1,5 °С на 1 м длины.

Достоинства этого способа рафинирования металла: простота устройства и отсутствие в нем вращающихся частей, пониженный расход шлака на десульфурацию, непрерывность процесса.

Недостатки: низкая стойкость футеровки желоба; часть металла, поднимающаяся вверх, стекает по краям желоба обратно в приемный резервуар, снижая эффективность работы желоба.

2.8. РАСЧЕТ ШИХТЫ

Шихтой называют совокупность исходных материалов, из которых путем сплавления и последующей рафинирующей обработки расплава получают жидкую сталь. В качестве шихтовых материалов используют различные металлические и неметаллические материалы.

В плавильных агрегатах шихту нагревают и расплавляют, полученный расплав перегревают до необходимой температуры и доводят до требуемого химического состава, затем раскисляют и рафинируют от неметаллических включений и растворенных газов (водорода), а при необходимости еще и модифицируют.

Получение жидкой стали сложный процесс, который сопровождается различными физическими и физико-химическими процессами — взаимным растворением компонентов сплава и их испарением, взаимодействием жидкого металла с газовой атмосферой плавильных агрегатов, со шлаками и флюсами, а также с материалом футеровки печей.

Задача расчета шихты — определение необходимой комбинации исходных материалов и соотношения между ними, при котором обеспечивается получение стали, по химическому составу и механическим свойствам соответствующей требованиям ГОСТ977-88 «Отливки стальные. Общие технические требования» или специальным техническим условиям (ТУ). При этом можно решать данную задачу как оптимизационную, параллельно достигая максимума или минимума интересующей цели, например, максимального уровня какого-либо показателя свойствами или минимальной стоимости шихты. Ниже изложена методика расчета шихты, оптимизируемой по целевой функции ее минимальной стоимости.

Расчет шихты выполняют в несколько этапов.

1. На первом этапе определяют расчетный химический состав стали. для этого, прежде всего, устанавливают регламентируемые ГОСТ 977-88 или ТУ требования, которым должна соответствовать выплавляемая марка стали по содержанию основных элементов и контролируемых примесей. Так, в углеродистых сталях в качестве основных элементов регламентируются углерод, марганец и кремний. В легированных сталях дополнительно регламентируются все легирующие элементы, присутствующие в данном сплаве. Во всех сталях ограничивается содержание серы и фосфора, а в нержавеющих (коррозионно-стойких) сталях — также и углерод, являющийся нежелательной примесью. Во многих легированных сталях ограничивают повышенные содержания легирующих элементов, которые оказывают отрицательное влияние на фазовый состав стали, ее механические и эксплуатационные свойства. Так, в износостойких сталях типа 110Г13Л содержание хрома и никеля не должно превышать 1 % каждого. В некоторых марках инструментальных сталей ограничивают содержание кремния и марганца.

Расчетный состав стали может совпадать с регламентируемым или несколько отличаться от него. Они полностью совпадают, если при расчете шихты допустимые пределы содержания всех расчетных элементов принимают так, как это предусмотрено в ГОСТ или ТУ. Но в некоторых случаях при необходимости учета дополнительных факторов допустимые интервалы содержания отдельных элементов в расчетном составе могут отличаться от регламентируемого. Это обусловлено тем, что, изменяя содержание основных элементов в пределах, регламентируемых ГОСТ или ТУ, можно получить различные сочетания механических, технологических и эксплуатационных свойств.

Максимальный уровень конкретных свойств достигается при определенном, но разном для каждого свойства сочетании содержания основных элементов. Поэтому расчетный состав стали, будучи в пределах регламентируемого, может иметь более узкие пределы содержания элементов. Так, в износостойкой стали 110Г13Л, согласно ГОСТ 977-88, содержание углерода и марганца регламентируется в пределах 0,90—1,50% и 11,50—15,00% соответственно. Но если из этой стали изготовляют зубья ковшей экскаваторов, работающих на скальном грунте, то срок службы зубьев ковша лимитируется из-за их поломок вследствие высоких ударных нагрузок. В этом случае оправдано повышение пластических характеристик стали даже за счет частичной потери износостойкости. Для этого необходимо ограничить верхний предел содержания углерода в стали и сузить его расчетный интервал, например, в пределах 0,90—1,20%. Соответственно при работе экскаватора на мягком грунте, когда опасность механических по ломок зубьев отсутствует, а срок их службы определяется износостойкостью стали, содержание углерода необходимо выдерживать ближе к верхнему пределу: 1,30—1,50%.

Расчетный состав стали представляют в виде двусторонних или односторонних неравенств:

$$Э_i^H \le Э_i \le Э_i^B; \quad (2.1)$$

$$Э_i \le Э_i^B; \quad (2.2)$$

$$Э_i^H \le Э_i; \quad (2.3)$$

$$П_k \le П_k^B, \quad (2.4)$$

где $Э_i$ — содержание i-того основного расчетного элемента стали, % (по массе); $Э_i^H$.и..$Э_i^B$ — нижний и верхний допустимые (или целесообразные) пределы содержания i-того расчетного элемента соответственно, % (по массе); $П_k$.и..$П_k^B$ — содержание k-той примеси и верхний предел ее допустимого содержания в стали, % (по массе).

Неравенства вида (2.1)—(2.3) составляют по всем основным компонентам стали. Так, при расчете шихты для выплавки углеродистых сталей такие неравенства составляют по углероду, кремнию и марганцу. При расчете шихты для выплавки легированных сталей такие же не равенства представляют для всех легирующих элементов. Неравенства вида (2.4) составляют для всех примесных элементов, которыми в литейных сталях обычно являются фосфор и сера, а в нержавеющих сталях и углерод.

При расчете шихты для выплавки стали в дуговых печах необходимо учитывать выбранный вариант плавки. При плавке стали в основной дуговой печи в окислительный

период для удаления фосфора и осуществления качественного кипения сжигают до 0,25—0,35 % С. В кислой дуговой печи при плавке с окислением проводят менее интенсивное кипение, в течение которого сжигают до 0,1 5—0,20 % С. с учетом изложенного верхний и нижний пределы расчетного содержания углерода в стали должны быть больше регламентируемых на соответствующую величину. При расчете шихты для выплавки стали в дуговой печи без окисления необходимо учесть науглероживание расплава от электродов. В этом случае расчетный интервал содержания углерода, наоборот, должен быть ниже на 0,1—0,2%.

II. На втором этапе составляют перечень шихтовых материалов, которые можно (или обязательно нужно) использовать при выплавке стали заданной марки. В этот перечень обязательно входят стальной лом и возврат производства. Кроме того, в этот перечень для обеспечения требований по содержанию углерода, кремния и марганца включают науглероживатель (чугун передельный, бой графитовых электродов или кокс), ферросилиций и ферромарганец. При выплавке легированных сталей этот перечень дополняют также материалами, содержащими не обходимые легирующие элементы. Перечень должен содержать информацию о химическом составе и стоимости (ценах) всех компонентов шихты.

III. На третьем этапе устанавливают степень усвоения элементов из шихтовых материалов и рассчитывают их приведенный химический состав, т. е. определяют количество каждого расчетного элемента, которое за вычетом угара переходит в жидкий металл из всех компонентов шихты.

Приведенный химический состав шихтовых материалов отличается от исходного, так как учитывает только эффективное, усваиваемое жидкой сталью содержание элементов. Поэтому приведенное содержание каждого элемента меньше исходного на величину его угара:

$$Э_{ij,пр} = Э_{ij} - \Delta Э_{ij}, \qquad (2.5)$$

где $Э_{ij}$.и..$\Delta Э_{ij}$, — исходное содержание расчетного элемента $Э_i$ в j-том компоненте шихты и его изменение в процессе плавки стали, %; $Э_{ij,пр}$, — приведенное содержание расчетного элемента $Э_i$ в j-том компоненте шихты, %.

Угар элементов обычно выражают в процентах:

$$У_{Э_{ij}} = \frac{\Delta Э_{ij}}{Э_{ij}} * 100. \qquad (2.6)$$

С учетом (2.6) из (2.5) получаем:

$$Э_{ij,пр} = Э_{ij} \frac{100 - У_{Э_{ij}}}{100} = Э_{ij} К_{Э_{ij}}, \qquad (2.7)$$

где $Кэ_{ij}$ — коэффициент усвоения элемента $Э_i$ из j-того компонента шихты.

Наиболее благоприятные условия для угара элементов имеют место при нагреве и плавлении шихты, а также при проведении окислительного периода. При этом одни элементы (медь, никель и молибден) окисляются незначительно, а другие (титан, алюминий, цирконий, церий и хром) — весьма интенсивно. С учетом этого для уменьшения угара элементов шихтовые материалы загружают в печь дифференцированно. Так, в завалку включают стальной лом, науглероживатели и компоненты, которые содержат малоокисляющиеся элементы, например катодные никель и медь или отходы, содержащие эти элементы. Остальные компоненты шихты загружают в печь в виде присадки в последующие периоды плавки. Так, молибденсодержащие компоненты шихты можно загружать в окислительный или восстановительный периоды плавки, марганец-, кремний- и хромсодержащие компоненты лучше в восстановительный период, а титан и алюминий в конце плавки, незадолго до выпуска стали из печи.

Угар элементов также зависит от варианта проведения плавки. При плавке стали в печах с основной футеровкой кремний из компонентов завалки выгорает почти полностью а угар марганца незначителен. При плавке стали в печах с кислой футеровкой, наоборот, марганец из компонентов завалки выгорает значительно больше, чем кремний. Сера и фосфор при плавке стали в печах с основной футеровкой могут быть удалены на 50—70 %. При плавке стали в печах с кислой футеров кой содержание этих элементов практически не изменяется.

Угар элементов при прочих равных условиях зависит и от их абсолютного содержания в компонентах шихты. Из высококонцентрированных шихтовых материалов легирующие элементы в абсолют ном выражении выгорают больше, но в относительном выражении они усваиваются полнее, чем из низкоконцентрированных шихтовых мате риалов.

При плавке стали в индукционных печах окислительные процессы развиваются слабо, поэтому угар элементов из шихтовых материалов, вводимых в печь при завалке или в качестве присадки, незначителен.

Сведения о коэффициентах усвоения элементов из шихтовых мате риалов при плавке стали в индукционных и дуговых электропечах приведены в табл. 2.11 и 2.12. Таблицы составлены на основе Типовых норм расхода ферросплавов и легирующих материалов на производство стали и сплавов в электропечах (М.: Металлургия, 1974. 112с.).

Таблица 2.11. **Коэффициенты усвоения элементов из шихтовых материалов при плавке стали в индукционных электропечах**

Легирующий элемент	Завалка	Присадка	Легирующий элемент	Завалка	Присадка
Углерод	0,90	1,00	Алюминий	(0)	0,75
Марганец	0,80	0,90	Титан	0,50	0,90
Кремний	0,80	0,95	Молибден	0,97	0,99
Хром	0,85	0,95	Вольфрам, ниобий	0,95	0,95
Никель и медь	0,97	0,99	Цирконий	(0)	0,50
Кобальт	0,95	0,95	Фосфор, сера	1,00	1,00
Ванадий	0,85	0,95			

Таблица 2.12. **Коэффициенты усвоения элементов из шихтовых материалов при плавке стали в дуговых электропечах**

Легирующий элемент	Завалка	Присадка
Углерод	0,75—0,90	1,00
Марганец	$\frac{0,30-0,70*}{0,80-0,90**}$	0,90—0,95*
Кремний	$\frac{0}{60**}$	0,90
Хром	$\frac{0,80}{0,85**}$	0,95
Никель	0,95—0,97*	0,97
Кобальт, медь	0,95	0,97
Ванадий	$\frac{0,20-0,50*}{0,50-0,85**}$	0,90—0,95*
Молибден	0,95	0,97
Вольфрам	0,90	0,95
Ниобий	$\frac{0,50}{0,80**}$	0,85—0,90*
Титан	$\frac{0}{0,10**}$	0,50
Цирконий	0	0,40
Церий	0	0,50
Алюминий	0	0,75
Фосфор	0,30—0,50	0,80
Сера	0,30—0,90	1,00

* Нижнее значение при малых, а верхнее — при более высоких содержаниях легирующих элементов в шихтовых материалах.

** В числителе коэффициенты усвоения элементов при выплавке стали с окислением, в знаменателе — соответственно без окисления.

IV. *На четвертом этапе* составляют систему расчетных уравнений. Эти уравнения условно можно разделить на 5 групп. Первую группу образуют балансовые уравнения по основным расчетным элементам. Поскольку в сталях содержание основных элементов регламентируется в каком-то интервале значений, то балансовые уравнения первой группы имеют вид двусторонних неравенств. Во вторую группу входят балансовые уравнения по контролируемым примесям. Они вследствие ограничения содержания примесей по верхнему пределу имеют вид односторонних неравенств. Третью группу образует балансовое уравнение по количеству шихты, которое имеет вид равенства. Количество шихтовых материалов в нем может выражаться в абсолютных или относительных единицах измерения массы выплавляемой стали, т. е. в килограммах (тоннах), процентах или долях от единицы. Четвертую группу составляют технологические ограничения, которые представляют собой математические выражения требований на использование тех или иных шихтовых материалов. К таким требованиям относятся: необходимость обязательного освежения шихты; ограничения по использованию в шихте некоторых видов отходов; наиболее полное использование отходов собственного производства. Технологические ограничения математически формулируются в виде равенств, односторонних или двусторонних не равенств. При расчете оптимального состава шихты к изложенным четырем добавляется целевая функция, которая служит критерием оптимизации и которую можно рассматривать как пятую группу расчетных уравнений.

Двусторонние неравенства вида (2.1) можно представить как два односторонних неравенства вида (2.2) и (2.3). С учетом изложенного, а также в соответствии с (2.5) получаем следующие расчетные уравнения.

1. *Балансовые уравнения первой группы* включают в себя все ограничения по содержанию основных расчетных элементов. для углеродистых сталей такие уравнения составляют по углероду, кремнию и марганцу:

$$\sum_{j=1}^{m} C_{j,\text{пр}} X_j \geq C^{\text{н}};$$

$$\sum_{j=1}^{m} C_{j,\text{пр}} X_j \leq C^{\text{в}};$$

$$\sum_{j=1}^{m} Si_{j,\text{пр}} X_j \geq Si^{\text{н}};$$

$$\sum_{j=1}^{m} Si_{j,\text{пр}} X_j \leq Si^{\text{в}}; \qquad (2.8)$$

$$\sum_{j=1}^{m} Mn_{j,\text{пр}} X_j \geq Mn^{\text{н}}.$$

$$\sum_{j=1}^{m} Mn_{j,\text{пр}} X_j \leq Mn^{\text{в}}.$$

Для легированных сталей такие же уравнения составляют по всем легирующим элементам.

2. *Балансовые уравнения второй группы* касаются ограничений по содержанию контролируемых примесей, в частности фосфора и серы:

$$\sum_{j=1}^{m} P_{j,пр} X_j \le P^B;$$
$$\sum_{j=1}^{m} S_{j.пр} X_j \ge S^B. \qquad (2.9)$$

3. *Балансовоеуравнение третьей группы* касается количества выплавляемой стали. При расчете шихты на выплавку М тонн жидкой стали это уравнение имеет вид:

$$\sum_{j=1}^{m} X_j = M.. \qquad (2.10,а)$$

При расчете шихты на относительное количество жидкой стали, которое принимают за 100 %, это уравнение записывают в следующем виде:

$$\sum_{j=1}^{m} X_j = 100. \qquad (2.10,б)$$

Если же расчет шихты выполнять в относительных долях, принимая всю массу плавки за единицу, то балансовое уравнение по количеству сплава имеет вид:

$$\sum_{j=1}^{m} X_j = 1. \qquad (2.10, в)$$

При этом значение X_j представляет собой долю участия j-того компонента шихты в получении стали заданного состава.

4. *Балансовые уравнения четвертой группы* содержат технологические ограничения на использование того или иного шихтового материала. Эти ограничения могут быть обусловлены технологическими возможностями переработки в плавильном агрегате некоторых видов шихтовых материалов, например стружки. Они могут быть обусловлены так же ограниченным запасом отдельных видов материалов на складах и необходимостью их равномерного использования в течение запланированного времени. Но ограничение на использование возврата производства присутствует всегда. Эти отходы в виде литников, прибылей и бракованных отливок в стальном литье обычно составляют З0—50 %. По условиям безотходного производства их желательно полностью утилизировать в следующих циклах плавки. В общем случае технологические ограничения могут касаться одного или нескольких компонентов шихты и имеют следующий вид:

$$X_j \le q;\ X_j \ge p;\ X_j = z. \qquad (2.11)$$

Целевая функция при оптимизации состава шихты по критерию минимальной стоимости имеет вид:

$$\sum_{j=1}^{m} Ц_{j,пр} X_j = Ц_{min}, \qquad (2.12)$$

где $Ц_j$ — цена j-того компонента шихты, руб/т; $Ц_{min}$ — стоимость шихтовых материалов, необходимых для выплавки 1 т жидкой стали.

V. *На пятом этапе* осуществляют поиск решения системы расчетных уравнений. В зависимости от методики решения различают следующие методы расчета шихты: аналитический, графический и графо-аналитический, подбора, последовательного корректирования и оптимизационный. Во всех упомянутых методах расчета шихты, кроме последнего, используются только 4 группы расчетных уравнений. Причем все рас четные уравнения должны быть заданы в виде равенств. Это значительно сужает поле решения задачи, поскольку из бесчисленного множества возможных решений выбирается только одно. В оптимизационном методе расчета шихты балансовые уравнения могут быть заданы как в виде равенств, так и в виде неравенств. При этом используются все 5 групп расчетных уравнений. Оптимизационный метод расчета шихты является прогрессивным и обеспечивает более адекватный результат.

Составленные выше расчетные уравнения вместе с целевой функцией представляют собой задачу линейного программирования по нахождению минимума целевой функции (2.12) при условиях — ограничениях (2.10)—(2.11). Поиск оптимального решения выполняется по специальному алгоритму, в частности симплексным методом, который входит в пакет прикладных стандартных программ. Условия задачи расчета шихты вводятся в ЭВМ в развернутом виде, с цифровыми значениями перед переменными X_j Результат расчета ЭВМ выдает в виде значений действительных переменных X_j ($j \le m$), а также значений мнимых (дополнительных) переменных X_j ($j > m$). Значения действительных переменных представляют собой расчетные значения массовой доли компонентов шихты в выплавляемой стали. Значения мнимых переменных позволяют определить ожидаемые содержания расчетных элементов в стали при использовании шихты рассчитанного оптимального состава.

Пример расчета

Рассмотрим вариант расчета шихты для выплавки конструкционной низколегированной стали 30ГСЛ в основной дуговой электропечи ДСП-6. В соответствии с требованиями ГОСТ 977-88 в данной стали регламентируется содержание следующих химических элементов:

Элемент	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu
Эi, % (масс.)	0,25—0,35	0,60—0,80	1,10—1,40	≤ 0,04	≤0,04	не более 0,03		

В соответствии с (2.1)— а также с учетом окисления углерода в окислительный период для выбранного варианта плавки ограничения по химическому составу стали сформулируем в виде следующих неравенств:

$$(0{,}30) + 0{,}25 \le C \le 0{,}35 + (0{,}30);$$
$$0{,}60 \le Si \le 0{,}80;$$
$$1{,}10 \le Mn \le 1{,}40; \qquad (2.13)$$
$$P \le 0{,}04;\ S \le 0{,}04;\ Cr \le 0{,}03;\ Ni \le 0{,}03;\ Cu \le 0{,}03. \qquad (2.14)$$

В соответствии с изложенными выше рекомендациями для выплавки стали выберем шихтовые материалы, перечень, химический состав и стоимость которых приведены в табл. 2.13.

Таблица 2.13. **Показатели шихтовых материалов**

Компонент шихты	Обозначение X_j	Цена $Ц_j$, руб/т	Содержание элемента, %							
			C_j	Si_j	Mn_j	P_j	S_j	Cr_j	Ni_j	Cu_j
1. Стальной лом	X_1	1600	0,40	0,30	0,65	0,05	0,04	—	—	—
2. Возврат производства	X_2	2500	0,30	0,70	1,25	0,04	0,03	0,025	0,03	—
3. Чугун передельный ПЛ1	X_3	2400	4,50	1,10	1,25	0,015	0,05	—	—	—
4. Кокс литейный КЛ-2	X_4	1700	82,00	0	0	—	0,80	—	—	—
5. Ферросилиций ФС75	X_5	7800	0,10	77,00	0,40	0,04	0,02	0,030	—	—
6. Ферромарганец ФМн70	X_6	15000	7,000	6,00	70,00	0,50	0,02	—	—	—
7. Ферромарганец ФМн90	X_7	18000	0,50	1,80	90,00	0,30	0,02	—	—	—

Из приведенного перечня шихтовых материалов в завалку включаем стальной лом, отходы производства, чугун передельный и кокс литейный, а ферросилиций и ферромарганец используем в качестве присадки. Содержание никеля, хрома и меди во всех шихтовых материалах меньше верхнего допустимого предела. Это означает, что требуемые условия по содержанию этих элементов обеспечиваются при любых вариантах шихтовки. Поэтому расчеты по этим элементам можно не проводить. С учетом исключения никеля, хрома и меди из дальнейших расчетов по табл. 2.13 принимаем следующие значения коэффициентов усвоения элементов из шихтовых материалов:

Элемент	C	Si	Mn	P	S
$K_{эi}$ завалки	0,85	0	0,30	0,50	0,90
$K_{эi}$ присадки	1,00	0,90	0,95	0,80	1,00

С использованием этих значений коэффициентов усвоения по формуле (2.7) пересчитываем исходный состав шихтовых материалов на при веденный. Полученные результаты представлены в табл. 2.14.

Таблица 2.14. **Приведенный химический состав шихтовых материалов**

Компонент шихты	Обозначение X_j	Цена $Ц_j$, руб/т	Содержание элемента, %				
			$C_{j,пр}$	$Si_{j,пр}$	$Mn_{j,пр}$	$P_{j,пр}$	$S_{j,пр}$
1. Стальной лом	X_1	1600	0,34	0	0,20	0,025	0,036
2. Возврат производства	X_2	2500	0,26	0	0,375	0,020	0,027
3. Чугун передельный ПЛ1	X_3	2400	3,83	0	0,375	0,075	0,045
4. Кокс литейный КЛ-2	X_4	1700	69,70	0	0	0	0,72
5. Ферросилиций ФС75	X_5	7800	0,10	69,30	0,38	0,032	0,02
6. Ферромарганец ФМп70	X_6	1500	7,00	5,40	66,50	0,40	0,02
7. Ферромарганец ФМп90	X_7	18000	0,50	1,62	85,50	0,24	0,02

По основным элементам — углероду, кремнию и марганцу — в соответствии с (2.8) получаем следующие балансовые соотношения:

а) по углероду:

$$0{,}34\,X_1 + 0{,}26\,X_2 + 3{,}83\,X_3 + 69{,}7\,X_4 + 0{,}10\,X_5 + 7{,}00\,X_6 + 0{,}50\,X_7 \ge 0{,}55;$$
$$0{,}34\,X_1 + 0{,}26\,X_2 + 3{,}83\,X_3 + 69{,}7\,X_4 + 0{,}10\,X_5 + 7{,}00\,X_6 + 0{,}50\,X_7 \le 0{,}65;$$

б) по кремнию:

$$69{,}30\,X_5 + 5{,}40\,X_6 + 1{,}62\,X_7 \ge 0{,}60;$$
$$69{,}30\,X_5 + 5{,}40\,X_6 + 1{,}62\,X_7 \le 0{,}80;$$

в) по марганцу:

$$0{,}20\,X_1 + 0{,}375\,X_2 + 0{,}375\,X_3 + 0{,}38\,X_5 + 66{,}50\,X_6 + 85{,}50\,X_7 \ge 1{,}10;$$
$$0{,}20\,X_1 + 0{,}375\,X_2 + 0{,}375\,X_3 + 0{,}38\,X_5 + 66{,}50\,X_6 + 85{,}50\,X_7 \le 1{,}40.$$

По примесным элементам — фосфору и сере — в соответствии с (2.9) получаем следующие балансовые уравнения:

$$0{,}025\,X_1 + 0{,}02\,X_2 + 0{,}075\,X_3 + 0{,}032\,X_5 + 0{,}40\,X_6 + 0{,}24\,X_7 \le 0{,}04;$$
$$0{,}036\,X_1 + 0{,}027\,X_2 + 0{,}045\,X_3 + 0{,}72\,X_4 + 0{,}02\,X_5 + 0{,}02\,X_6 + 0{,}02\,X_7 \le 0{,}04.$$

По количеству сплава, принимая массу всей плавки за единицу, в соответствии с (2.10,в) получаем балансовое уравнение в виде:

$$X_1 + X_2 + X_3 + X_4 + X_5 + X_6 + X_7 = 1.$$

Технологические ограничения касаются только отходов производства. Допустим, что, согласно расчетам баланса металла при литье, доля его составляет 35%. В соответствии с (2.11) из необходимости включения в шихту всех отходов производства следует

$X_2 = 0,35$

Целевая функция в соответствии с (2.14) записывается следующим образом:

$1600\ X_1 + 2500\ X_2 + 2400\ X_3 + 1700\ X_4 + 7800\ X_5 + 15000\ X_6 + 18000\ X_7 = Ц_{min}$.

Приведенные выше расчетные уравнения вводят в ЭВМ и получают следующее решение задачи:

$X_1 = 0,6260916$; $X_2 = 0,3499999$; $X_4 = 0,0037773$; $X_5 = 0,0083862$; $X_6 = 0,0117792$;

$X_8 = 0,1000000$; $X_{11} = 0,2000000$; $X_{13} = 0,2999999$; $X_{14} = 0,0127705$;

$X_{15} = 0,0047021$; $Ц_{min} = 2125,26833$.

Согласно полученным результатам, оптимальный состав шихты состоит из шести компонентов, %:

1) стального лома $X_1 = 62,609$;

2) возврата производства $X_2 = 34,999$;

3) кокса литейного $X_4 = 0,377$

4) ферросилиция ФС75 $X_5 = 0,838$;

5) ферромарганца ФМn75 $X_6 = 1,177$.

Стоимость шихты для выплавки 1 т жидкой стали составляет 2125,27 руб.

При этом общее количество шихты Мш связано с количеством выплавляемой стали Мж следующим соотношением:

$$Мш = Мж \frac{100}{100 - Уш} = \frac{Мж}{К_{вых}},.$$

где Уш — общий угар шихты, обычно составляющий 3—5 %; $К_{вых}$ — коэффициент выхода жидкого металла из шихты.

Значения дополнительных переменных $X_8 – X_{15}$ позволяют определить ожидаемое содержание элементов в стали при использовании шихты вышеприведенного оптимального состава.

Содержание углерода в стали после расплавления соответствует верхнему заданному пределу:

$C_р = C^Н + X_8 = (0,55 + 0,10) = C^В + X_9 = (0,65 + 0,00) = 0,65$ %.

С учетом выжигания 0,30 % углерода в окислительный период плавки (во время проведения КИПа) получаем следующее содержание его в готовой стали:

C=0,65-0,30=0,35%

Содержание кремния и марганца в стали определяем по формулам:

Содержание фосфора и серы ожидается ниже допустимых пределов:

$$P_р = P^в + X_{14} = 0,04 – 0,013 = 0,027\ \%;$$
$$S_Р = S^в + X_{15} = 0,04 – 0,005 = 0,035\ \%.$$

Таким образом, рассчитанный состав шихты имеет минимальную стоимость и в то же время обеспечивает получение стали в пределах регламентируемого химического состава.

2.9. РАЗЛИВКА СТАЛИ

2.9.1. Характеристика разливочных ковшей

Разливка стали является важной операцией в процессе изготовления отливок. В этот период сталь контактирует с атмосферой, огнеупорами, материалом форм и при нарушении оптимальных режимов разливки загрязняется различного рода включениями, что в результате сказывается на качестве металла в отливках. В сталелитейном производстве для разливки стали применяют конические стопорные ковши вместимостью от 0,5 до 100 ы мет раз

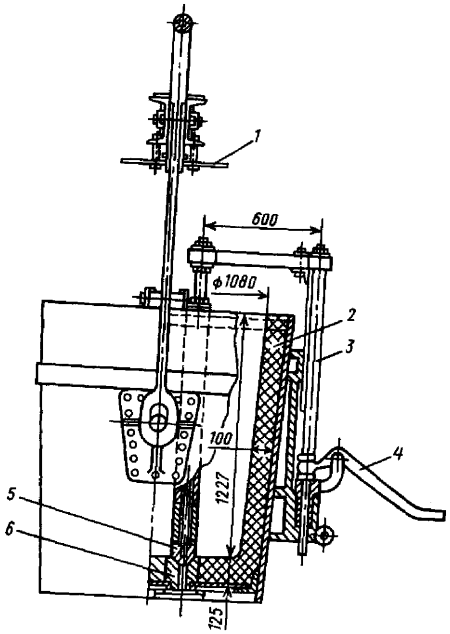


Рис. 2.19. Схема разливочного стопорного ковша вместимостью 5 т:
1 — траверса с защитным экраном для транспортировки ковша мостовыми кранами; *2* — футеровка ковша (шамотный кирпич или огнеупорная масса); *3* — стопорный механизм; *4* — рычаг подъема стопора; *5* — пробка (шамот, магнезит); *6* — стакан для разливки (шамот, магнезит)

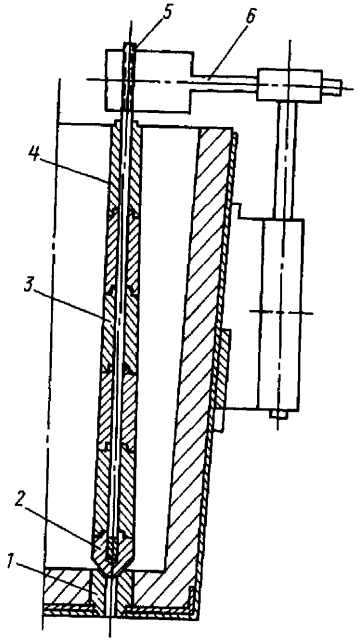


Рис. 2.20. Схема стопорного устройства ковша:
1 — шамотный стопорный стакан; *2* — пробка стопора; *3* — набор стопорных трубок; *4* — обмазка стопора; *5* — шток стопора с шамотной футеровкой; *6* — траверса подъема стопора

При изготовлении крупных единичных отливок или мелкосерийном производстве заливка форм ведется непрерывно из стопорных ковшей (рис.2.19).

Стопор набирают из специальных шамотных трубок на стальной стержень, к концу которого крепят пробку, закрывающую отверстие в стакане, плотно установленном в днище ковша. С помощью механизма рычажного типа стопор поднимают и через стакан струю металла подают в форму. Схема стопорного устройства приведена на рис. 2.20.

Стойкость стопора составляет 80—120 открываний.

При крупносерийном конвейерном производстве применяют двух ступенчатую разливку: из печи металл выпускают в разливочный стопорный ковш, устанавливаемый на специальном стенде для раздачи металла в заливочные ковши, которые затем транспортируют его (металл) к конвейеру.

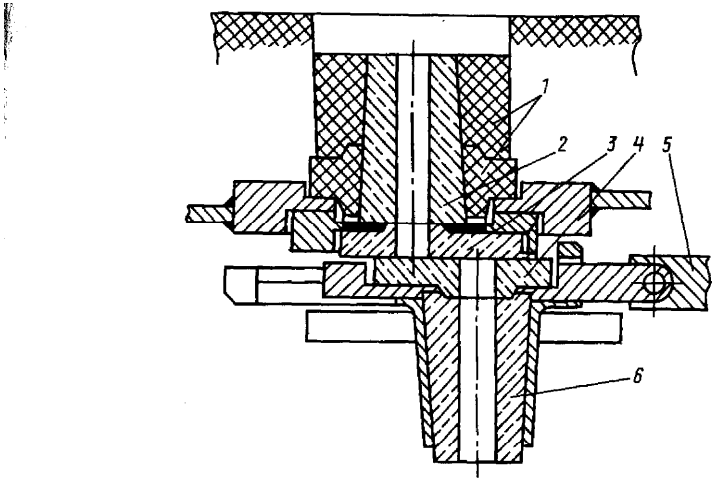


Рис. 2.21. Схема бесстопорного устройства шиберного типа в закрытом положении:
1 — гнездовой составной кирпич; *2* — вставка — неподвижный стакан, входной канал для жидкой стали; *3* — верхняя неподвижная огнеупорная плита; *4* — нижняя подвижная огнеупорная плита — шибер; *5* — рычаг механизма передвижения шибера; *6* — направляющий стакан-коллектор шиберного устройства

Подготовка стопорных ковшей — трудоемкая и длительная операция. для установки стопоров требуется полное охлаждение ковшей после разливки, что обусловливает наличие большого парка ковшей, а так же больших энергетических и материальных затрат. В настоящее время на некоторых заводах вместо стопорных ковшей используют ковши с шиберными затворами скользящего или поворотного типа, монтируемыми на днище ковша (рис. 2.21), что позволяет уменьшить парк ковшей и получить значительный экономический эффект.

Подвижная часть затвора — плита-шибер 4 прижимается к неподвижной плите 3 нажимными болтами, пружинами, гидравлическими механизмами. Перемещаясь, шибер открывает и закрывает отверстие для выпуска металла из ковша. Плиты затворов изготавливают из высоко- огнеупорных и высокопрочных материалов (периклаз, корунд, нитрид бора и т. д.).

Бесстопорные устройства экономичны, улучшают условия труда и легко заменяются. Однако такие устройства целесообразно использовать только на ковшах большой вместимости.

Размеры крановых разливочных ковшей приведены в Приложении 22.

Крупные крановые ковши вместимостью 20—100 т после каждой разливки подвергают текущему ремонту (очистке от остатков металла и шлака, подгонке и обновлению стопорного стаканчика, очистке чайникового канала, подновлению поврежденной футеровки), а затем сушке и подогреву до 700—800 °С (начало красного свечения футеровки).

В зависимости от вместимости ковшей диаметр отверстия стопорного стакана выбирают по табл. 2.15.

Таблица 2.15. **Рекомендуемые диаметры отверстий стопорных стаканов разливочных ковшей (по Б. Н. Ладыженскому и В. П. Тункову)**

Вместимость формы, т	Рекомендуемая вместимость ковша, т	Диаметр отверстия стопорного стакана*, мм
До 0,5	5 — 10	25 — 40
0,5 — 2	10 — 20	35 — 50
2 — 10	20 — 30	40 — 60
20 — 50	50 — 70	50 — 70
50 — 100	70 — 120	70 — 80

* При заливке форм из стопорного ковша диаметр стакана рассчитывают, как изложено в гл. 7 «Литниковые системы».

Временные показатели работы ковшей приведены в табл. 2.16.

Таблица 2.16. **Продолжительность работы разливочных ковшей различной вместимости (по Л. И. Фанталову)**

Вместимость ковша, т	Продолжительность, ч							Стойкость футеровки между капитальными ремонтами, количество разливок
	Непрерывной работы ковша	Остывания ковша до ремонта	Текущего ремонта	Сушки и подогрева ковша	Установки под желоб и выпуска металла	Капитального ремонта и подогрева ковша	Сушки и разогрева после капитального ремонта	
0,06—0,12	2—3	0,8—1,0	0,5—1,0	0,5—1,0	0,3	3—4	2—3	50
0,12—0,25	3—4	0,8—1,0	0,5—1,0	0,5—1,0	0,5	3—4	2—3	50
0,5—1,0	4—6	1,0—1,2	0,8—1,2	0,8—1,2	0,6	3—4	3—4	40
5—10	1—2 разливки	1,2—1,5	1,2—1,5	1,2—1,5	0,8	5—6	4—5	35
20—50	1 разливка	2,0—2,5	1,5—2,0	1,5—2,0	1,0	6—8	5—6	30
50—100	То же	3,0—4,0	3,0—4,0	3,0—4,0	1,2	8—10	6—8	20

Примечание. Сушку и подогрев ковшей перед разливкой производят на специальных стендах мазутными факельными форсунками или газовыми горелками.

Малые крановые ковши можно непрерывно использовать в течение 2—4 ч, а затем также необходимо проводить текущий ремонт и подогрев.

2.9.2. Определение температуры заливки

При движении металла в литейной форме происходит его охлаждение. Поэтому, чтобы обеспечить безусловное заполнение металлом всех полостей формы, его необходимо перегреть:

$$t_{зал} = t_л + \Delta t,$$

где $t_л$ — температура ликвидус; Δt — перегрев металла над температурой ликвидус. Величина перегрева зависит от конфигурации отливки, толщины стенки, типа формы, количества отливок в форме и других технологических параметров. Обычно для хорошего заполнения формы перегрев металла Δt составляет 50—70 °С. Температуру ликвидус каждой марки стали можно определить, зная, каким образом элементы, присутствующие в стали, снижают температуру плавления железа. Поскольку температуру ликвидус можно считать величиной аддитивной, то ее можно рассчитать, используя диаграммы состояния двойных систем t. Снижение температуры плавления железа ($\Delta t_{пл\ Fe}$) при введении в него 1 % элемента приведено ниже:

Элемент	C < 2,0 %	C > 2,0 %	Si	Mn	S	P	O	Ni	Cr	Mo	V	Co	Al	W	Ti	B
$\Delta t_{пл.\ Fe}$, °С	73	93	12	3	32	28	65	4	1	2	2	2	3	1	18	90

Зная химический состав стали, можно приблизительно определить температуру ликвидус и подсчитать температуру заливки стали в форму: чем тоньше стенка отливки, тем перегрев Δt должен быть несколько выше (~70 °С).

Приблизительные температуры плавления $t(t_л)$ различных сталей приведены ниже:

Марка стали	~ $t_{пл}$ ($t_л$), °С
Железо-армко	1525—1539
15Л, 20Л, 20ГЛ, 20ХМЛ, 20Г1ФЛ, 25Л, 35Л, 27ГЛ	1510—1525
35ГЛ, 30ГСЛ, 35ХГСЛ, 20Х13Л, 15Х13Л	1490—1510
40Л, 45Л, 40ХЛ, 45ФЛ, 15Х25ТЛ	1475—1490
50Л, 55Л	1465—1475
12Х18Н9ТЛ	1445—1460
45Х17Г13Н3ЮЛ	1390—1410
55Х18Г14С2ТЛ	1400—1420
110Г13Л	1380—1390

2.9.3. Определение температуры выпуска стали из печи

Сталь в процессе выпуска ее из печи, выдержки и обработки в ковше, транспортировки к месту заливки форм охлаждается. Поэтому при определении температуры ее выпуска из печи надо предусмотреть все тепловые потери (табл. 2.17).

Таблица 2.17. **Охлаждение жидкой стали при различных технологических процессах**

Вместимость ковша, т	Снижение температуры при выпуске, °С	Снижение температуры, °С, при выдержке, мин			
		5	8	10	15
0,1 — 0,5	90 — 100	25 — 30	30 — 35	35 — 40	50 — 60
5,0	70 — 80	20 — 25	25 — 30	30 — 35	45 — 50
10,0	60 — 70	15 — 20	20 — 25	25 — 30	35 — 40
20,0	50 — 60	12 — 15	15 — 20	20 — 25	30 — 35
30,0	40 — 50	10 — 12	12 — 15	15 — 20	25 — 30

Тогда $t_{вып} = t_{зал} + \Delta t_{пот.}$

Величина также зависит от принятого режима разливки стали: одноступенчатого или двухступенчатого.

По данным Ю. А. Шульте, при одноступенчатой разливке стали 45Л из стопорного ковша вместимостью 8 т в формы по 20 кг потребуется перегрев стали до 70°С, а средние потери температуры составят 75 °С. В этом случае:

$t_{вып} = (t_{л} + \Delta t_{пер} + \Delta t_{пот} = 1485 + 70 + 75 = 1630$ °С.

При двухступенчатой разливке при заборе стали из стопорного ковша, установленного на стенде, в разливочные ковши по 300 кг потери возрастают до 145°С и $t_{вып}$ составит 1700 °С.

В каждом конкретном случае $t_{вып}$ рассчитывают, исходя из условий производства с использованием данных табл. 2.17.

2.10. ОГНЕУПОРНЫЕ МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ ФУТЕРОВКИ СТАЛЕПЛАВНЛЬНЫХ ПЕЧЕЙ И КОВШЕЙ ДЛЯ РАЗЛИВКИ МЕТАЛЛА

Огнеупорность это свойство материала выдерживать воздействие на него высоких температур, не оплавляясь.

Огнеупорами называют неметаллические материалы, используемые при высоких температурах в различных тепловых агрегатах и обладающие огнеупорностью при температурах выше 1580 °С.

К огнеупорам сталеплавильных печей и сталеразливочных ковшей предъявляют следующие требования:

- высокая огнеупорность, чтобы обеспечить работу печи при температурах выше температур расплавленного металла и шлака;
- высокие физико-механические свойства, в том числе прочность в широком температурном интервале, постоянство объема, термическая стойкость при резких колебаниях температуры, несмачиваемость металлом и шлаком, химическая инертность к ним.

По химическим свойствам огнеупоры подразделяют на кислые, основные и нейтральные.

К кислым относят кремнеземистые (на основе оксида кремния) набивные массы, динас, шамот.

К основным — огнеупоры, которые состоят из оксидов магния и кальция (магнезитовые, магнезитохромистые, доломитовые, периклазовые, периклазошпинелидные).

К нейтральным относят огнеупорные материалы, содержащие преимущественно амфотерные оксиды алюминия, циркония, а также оксиды хрома (корундовые, муллитовые, хромитовые, цирконовые огнеупоры).

Огнеупорные материалы подразделяют на огнеупорные изделия, имеющие определенную геометрическую форму и размеры, и неформованные огнеупоры, выпускаемые в виде порошков и используемые после смешения с другими компонентами (связующими, пластификаторами и т. д.).

В табл. 2.18 приведены состав и свойства некоторых огнеупорных материалов, а в табл. 2.19—марки огнеупорных изделий для футеровки дуговых сталеплавильных печей.

Таблица 2.18. **Состав и свойства**

Материал	Содержание основных компонентов, %					Другие компоненты, №
	SiO_2	Al_2O_3	CaO	MgO	Fe_2O_3	
Динасовый	94,0—96,0	0,7—1,5	1,7—2,5	—	1,5—2,5	—
Шамотный	53,0—64,0	32,0—41,0	—	—	1,0—2,5	—
Муллито-кремне-земистый	10,0—40,0	50,0—90,0	—	—	1,0—3,5	TiO_2 1,0—2,0
Периклазовый	2,0—6,0	1,0—3,0	0,2—2,5	85,0—92,0	1,0—4,0	—
Хромитовый	5,0—11,0	22,0—30,0	—	14,0—23,0	11,5—16,5	Cr_2O_3 30,0—37,0
Периклазо-хромитовый	3,0—6,0	9,0—15,0	<1	55,0—63,0	5,0—10,0	Cr_2O_3 10,0—17,0
Графит-содержащий	30,0—60,0	30,0—40,0	—	—	1,3—2,5	C 15,0—20,0
Цирконовый	32,0—35,0	—	—	—	—	ZrO_2

огнеупорных материалов (В. А. Кривандин)

Огнеупорность t, °С	Плотность, г/см³	Предел прочности при сжатии, $\sigma_{сж}$, МПа	Линейное расширение при 1000 °С, %	Термостойкость	Шлакоустойчивость материала
1710—1730	2,30—2,40	30—40	1,2—1,4	Низкая при низких и повышенная при высоких температурах	Хорошо противостоит кислым шлакам. Интенсивно разъедается основными шлаками
1710—1730	2,50—2,60	15—35	0,5—0,6	Повышенная	Плохо противостоит кислым и основным шлакам
1790—1920	2,80—3,60	10—25	0,5—0,6	То же	До 1300 °С хорошо противостоит, а при более высоких температурах разъедается кислыми и основными шлаками
>1820	3,40—3,60	30—70	1,2—1,3	Низкая	Хорошо противостоит основным шлакам и плохо кислым
>1820	3,80—4,10	30—60	0,8—0,9	—	Хорошо противостоит кислым и основным шлакам
>1820	3,65—3,95	30—70	0,8—1,0	Средняя	Хорошо противостоит основным шлакам
1690—1730	—	18—30	—	Повышенная	Хорошо противостоит кислым и основным шлакам
>1850	4,50—4,60	50—100	0,4	Средняя	Высокая по отношению к кислым и основным шлакам

Таблица 2.19. **Марки огнеупорных изделий для футеровки дуговых сталеплавильных печей (В. М. Сойфер)**

Марка	Наименование	Назначение
МКД-80	Муллитокорундовые изделия с массовой долей оксида алюминия не менее 80 %	Для сводов
ППД-93	Периклазовые изделия из плавленого периклаза с массовой долей оксида магния не менее 93 %	Для шлакового пояса всех печей и стен высокомощных печей с водоохлаждаемыми элементами
ПД-92	Периклазовые изделия из обогащенного магнезита с массовой долей не менее 92 %	Для откосов в местах контакта с металлом и шлаком
ПД-89	Периклазовые изделия с массовой долей оксида магния не менее 89 %	Для подин и откосов
ПХД-72	Периклазохромитовые изделия из обогащенного магнезита с массовой долей оксида магния не менее 72 %	Для сводов и стен крупнотоннажных печей
ПХД-67	Периклазохромитовые изделия из обогащенного магнезита с массовой долей оксида магния не менее 67 %	Для сводов и стен
ПХТД-55	Хромитопериклазовые изделия (специального зернового состава), термостойкие с массовой долей оксида магния не менее 55 %	То же
ПУБД-73	Периклазоуглеродистые изделия из обогащенного периклаза безобжиговые с массовой долей оксида магния не менее 73 %	Для шлакового пояса и стен высокомощных печей с водоохлаждаемыми элементами
ПУРБД-72	Периклазоуглеродистые изделия из плавленого периклаза, безобжиговые с массовой долей оксида магния не менее 72 %	Для особо ответственных участков футеровки и высокоагрессивных условий эксплуатации
ПУБД-70	Периклазоуглеродистые изделия из обогащенного периклаза, безобжиговые с массовой долей оксида магния не менее 70 %	Для шлакового пояса

КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ

1. Какие шихтовые материалы используют для выплавки сталей?
2. Приведите классификацию плавильных печей.
3. Особенности плавки сталей в дуговых печах (ДСП) основным процессом.
4. Назначение окислительного периода при плавке в ДСП.
5. Назначение восстановительного периода при плавке в ДСП.
6. Роль шлаков в окислительном и восстановительном периодах плавки в ДСП.
7. Особенности плавки сталей в ДСП кислым процессом методом переплава.
8. Особенности плавки сталей в ДСП кислым процессом активным методом.
9. Особенности процессов выплавки стали в индукционных печах.
10. Плавка стали в вакуумно-индукционных печах.
11. Перечислите специальные способы выплавки стали.
12. Особенности плавки стали в дуговых печах постоянного тока.
13. Раскисление сталей. Методы раскисления.
14. Внепечные методы обработки расплавов сталей.
15. Рафинирование сталей. Методы рафинирования.
16. Разливка стали. Выбор ковшей для заливки.
17. Определение температуры ликвидус стали.
18. Определение температуры заливки стали.
19. Определение температуры выпуска стали из печи.
20. Основные принципы расчета шихты.

Глава 3

СТРОЕНИЕ И СВОЙСТВА ЖИДКОЙ СТАЛИ. ПРОЦЕССЫ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ И ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ ОТЛИВОК

3.1. СТРУКТУРА РАСПЛАВОВ СТАЛИ

Главная задача при выплавке стали получение жидкого сплава заданного химического состава, определенных физико-химических и литейных свойств с минимальными энергозатратами, расходом шихтовых материалов и продолжительностью плавки.

Жидкое состояние является промежуточным между газообразным и твердым, но ближе к твердому, особенно вблизи температуры кристаллизации. При переходе из жидкого состояния в твердое или наоборот такие свойства, как плотность, теплоемкость, объем, мало меняются. Например, увеличение объема большинства сталей при плавлении не превышает 7 %, а уменьшение плотности 5 %. Тем не менее строение жидких сплавов изучено в значительно меньшей степени, а теория жидкого состояния еще отстает в своем развитии от теорий газов и твердых тел (кристаллов). Исследования Я. И. Френкеля, В. И. Данилова, Н. Н. Боголюбова, В. М. Лившица, Л. д. Ландау, Б. А. Баума и других в определенной степени позволяют описать строение и свойства жидкости, в частности жидкого металла.

Согласно их работам, модель жидкости представляет собой среду, в которой непрерывно возникают и разрушаются микрогруппировки с упорядоченной структурой. По своему строению такие микрогруппировки близки или соответствуют твердому телу и называются по-разному: кластеры, сиботаксисы, флуктуации. для каждой температуры существует некоторое динамическое равновесие, которое позволяет установить среднестатистический размер микрогруппировок. Обычно это величины субмикроскопического порядка. С повышением температуры количество и размеры кластеров уменьшаются, а объем неупорядоченной жидкости возрастает. Время существования каждого кластера очень мало. Оно определяется интенсивностью теплового движения атомов и прочностью межатомной связи. В металлических расплавах возможно одновременное существование нескольких типов кластеров, соответствующих структуре фаз твердого металла. Например, в жидком железе при температурах около 1600 °С обнаружены микрообласти с ближним по рядком и структурой, подобной ГЦК и ОЦК.

Согласно данным Б. А. Баума, в стадии приготовления стального расплава, даже после расплавления всех компонентов и возникновения однофазной макроскопически

однородной жидкости, в ней продолжает осуществляться переход от различных типов ближнего порядка: компонентов шихты к иной, более однородной атомной структуре. Это сопровождается изменением межчастичнтх взаимодействий и атомной сегрегации. Изменение внешних условий, например температуры, приводит к изменению структуры ближнего порядка: межатомных расстояний, координационных чисел, геометрии расположения атомов и размеров кластеров. Причем эти характеристики состояния системы на атомном уровне могут изменяться значительно медленнее, чем внешние условия. Поэтому нестабильное состояние стального расплава может оказаться довольно устойчивым.

В практике известны примеры медленного макроскопического выравнивания химического состава расплавов при их легировании в плавильных печах. даже через 20 мин после введения в жидкую ванну феррохрома содержание хрома в месте отбора пробы может существенно отличаться от среднего значения. Выравнивание же состава микрообъемов требует еще большего времени. Особенно это касается расплавов легированных и высоколегированных сталей. Кроме того, реальные стальные расплавы содержат определенное количество примесей и не металлических включений, а многообразие композиций состава обеспечивает широкую гамму физико-механических свойств жидкой, твердой стали и, в целом, отливок.

При изучении механизма и кинетики процессов выплавки стали особый интерес представляет форма существования отдельных элементов в жидком расплаве. Это связано с тем, что свойства расплава, скорость переноса в нем компонентов к месту реакции, скорость самой реакции зависят от того, в какой форме компоненты находятся в расплаве.

Элементы (С, О, S, Р), у которых электроотрицательность значительно ниже, чем у железа, в расплавах образуют с ним ионную и ковалентную связи, причем последняя осуществляется в результате образования квазимолекул соответствующих оксидов, фосфидов, сульфидов.

Из элементов, образующих растворы с жидким железом, особый интерес представляет углерод, который содержится во всех сталях.

В расплавах железа углерод, по-видимому, находится преимущественно в виде катионов C^{4+}. Это подтверждается перемещением иона углерода, имеющего меньший радиус и больший заряд, чем ион железа, в сторону катода под действием постоянного электрического поля. Вероятно, углерод присутствует и в форме квазимолекул Fe_3C Но группировки Fe_3C неустойчивы. Это связано с тем, что каждый атом углерода может быть равновероятно связан с любыми из ближайших соседних атомов железа, которые непрерывно меняются. Происходит постоянный обмен атомами группировок Fe_3C с окружающим раствором. Число ближайших к атому углерода атомов железа (координационное число) в расплаве можно оценить с учетом типа образующегося раствора и представлений о сохранении ближнего порядка в расположении атомов при плавлении.

Атомы углерода располагаются в центрах или середине граней элементарных кубических ячеек, внедряясь в октаэдрические или тетраэдрические поры между атомами железа.

Твердые растворы внедрения образуются при соотношении радиусов атомов растворенного элемента и растворителя не более 0,59 (правило Хэгга). Отношение радиусов атомов углерода (r_c = 0,0824 нм) и железа ($r_{\alpha Fe}$ = 0,126 нм) равно 0,65, т. е. больше. Поэтому внедрение атомов углерода сопровождается искажением кристаллической решетки с увеличением свободного объема. Это подтверждается уменьшением плотности расплавов с повышением содержания углерода. Лишь в интервале 0,08—0,12%С с повышением его содержания плотность несколько увеличивается, что, по-видимому, связано с образованием наряду с квазикристаллической структурой типа δ структуры типа у. Вследствие своего большого размера атомы углерода располагаются в самых больших порах между атомами железа. В ОЦК решетке δ-Fe образуемой при 0,2—0,5% С, самые большие поры тетраэдрические. Соответственно при содержании в стали углерода менее 0,2—0,5% каждый атом углерода окружают четыре ближайших атома железа, а при более высоком содержании — шесть атомов железа. Вследствие сохранения ближнего порядка при незначительном перегреве над температурой ликвидус такой по рядок в расположении атомов сохраняется.

Кислород растворяется в жидком железе, по-видимому, с образованием группировок типа молекул ЕеО. Об этом свидетельствует значительное изменение изобарно-изотермического потенциала реакции растворения:

$$1/2\ O_{2(г)} = [O];\ \Delta G = -117200 - 2{,}89\ t\ Дж/г\text{-}атом.$$

Это подтверждается также повышением растворимости кислорода с повышением температуры вследствие увеличения в металле дырок. Можно предположить, что кислород не образует с железом устойчивых и постоянных молекул. Более вероятно, что атом кислорода (или скорее ион O^{2-}) временно связывается с одним атомом железа (ионом Fe а затем с другим. Существование кислорода в форме аниона подтверждается перемещением его под действием постоянного электрического поля в сторону анода.

Сера. по-видимому, также существует в жидком железе в виде аниона S^{2-} в постоянном электрическом поле она также перемещается в сторону анода. Вместе с тем сера образует в жидком железе микрогруппировки по типу молекул FeS. Об этом свидетельствуют значительное изменение свободной энергии ее растворения (ΔG^0_{1600} = 90640 Дж/г-атом) и острый максимум на диаграмме состояния, соответствующий составу по 50% атомов железа и серы.

Однако можно предположить, что квазимолекула FeS нестабильна во времени и в ней происходит периодическая замена одних ионов железа другими.

Фосфор образует в жидком железе преимущественно упорядоченные группировки квазимолекул Fe_2P. Об этом можно судить по большому изменению свободной энергии растворения фосфора (ΔG^0_{1600} = 158300 Дж/г-атом) и отчетливому максимуму на диаграмме состояния, соответствующему составу Fe_2P.

Кремний, по-видимому, присутствует в жидком железе преимущественно в ковалентном состоянии и образует микрогруппировки, подобные молекулам FeSi. Это подтверждают существенное изменение свободной энергии растворения кремния в жидком железе (ΔG^0_{1600} = 167080 Дж/г-атом) и острый максимум на диаграмме состояния Fe—Si, соответствующий соединению FeSi.

При растворении в жидком железе металлических примесей (Ni, Mn, Cr, Mo, V, Ti и др.) часть электронов их внешних оболочек коллективизируется и образуется металлическая связь. В частности, атом никеля, попадая в расплав железа, отдает валентные электроны в зону проводи- мости энергетического спектра железа и приобретает определенный за ряд, который может быть отличным от заряда железа. Происходит перекрытие d-орбиталей атомов никеля и железа, и между атомами никеля и железа появляется дополнительная связь. При этом в расплаве образуются достаточно устойчивые железоникелевые микрогруппировки, и расплав становится микронеоднородным. Перекрытие d-орбиталей приводит к образованию δ-подобной структуры ближнего порядка. В связи с более высокой энергией связи разноименных атомов по сравнению с одноименными ($\epsilon_{Ni\text{-}Ni} < \epsilon_{Fe\text{-}Ni} > \epsilon_{Fe\text{-}Fe}$) добавка никеля в расплав стали приводит к значительному уменьшению межатомных расстояний и к повышению плотности расплавов. Никель широко используют для легирования сталей. Его часто вводят в шихту в процессе завалки в печь, и он начинает оказывать влияние на строение и свойства жидкой стали уже с момента расплавления.

Растворение легирующих элементов и примесей в жидком железе вызывает изменение его свойств, что влияет на процесс выплавки стали. Наиболее полно изучено влияние отдельных элементов на вязкость, плотность, поверхностное натяжение расплавов на основе железа (рис. 3.1, 3.2).

Рассмотрим влияние углерода, как правило, присутствующего во всех сталях, на основные структурно-чувствительные свойства расплавов железа (см. рис. 3.1).

Для всех исследованных физических характеристик обнаружена не монотонная зависимость с минимумом при содержании углерода в пре делах 0,15—0,20% и максимумом при 0,30—0,40% С.

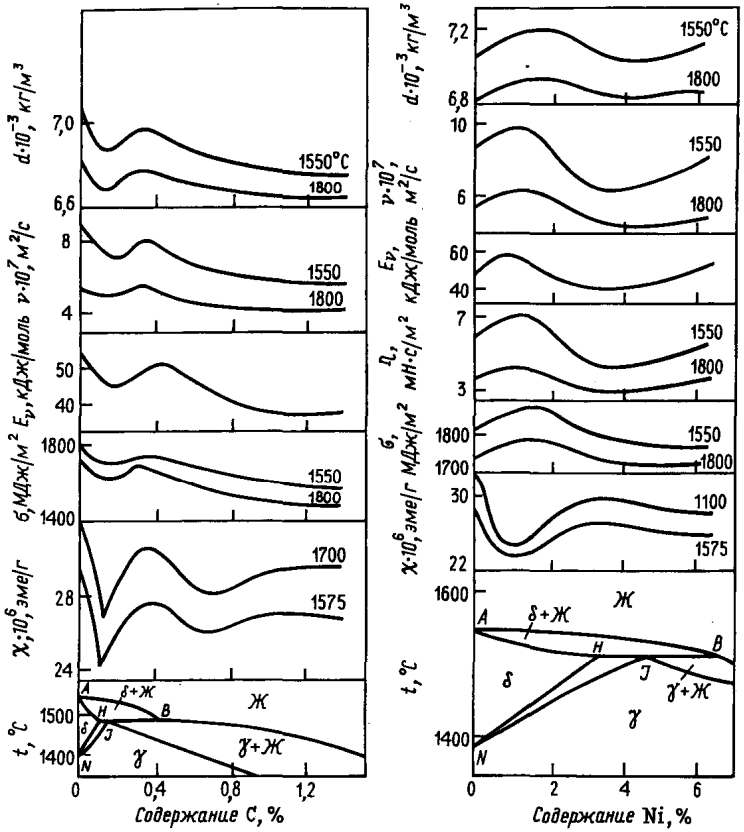


Рис. 3.1. Влияние углерода и никеля на плотность (*d*), кинематическую вязкость (ν), энергию активации вязкого течения ($E_ν$), поверхностное натяжение (σ) и магнитную восприимчивость (χ) расплавов Fe—C и Fe—Ni

Появление максимума на кривых обусловлено образованием микрогруппировок с плотной упаковкой. Кроме того, с увеличением концентрации углерода возрастает количество микрогруппировок Fe_xC, которые, начиная с содержания углерода 0,15—0,20%, взаимодействуют не только с окружающими их атомами железа, но и друг с другом. При этом происходит свое образное перекрытие микрогруппировок. Атом железа, входящий в микрогруппировку Fe_xC, иными словами, связанный с одним атомом углерода, в результате «перекрытия» микрогруппировок оказывается связанным уже с двумя и более атомами углерода.

Это приводит к повышению кинематической вязкости, энергии активации вязкого течения и поверхностного натяжения. Процесс перестройки структуры ближнего порядка из δ-подобной в γ-подобную заканчивается, по-видимому, при концентрации углерода 0,3—0,5 %..

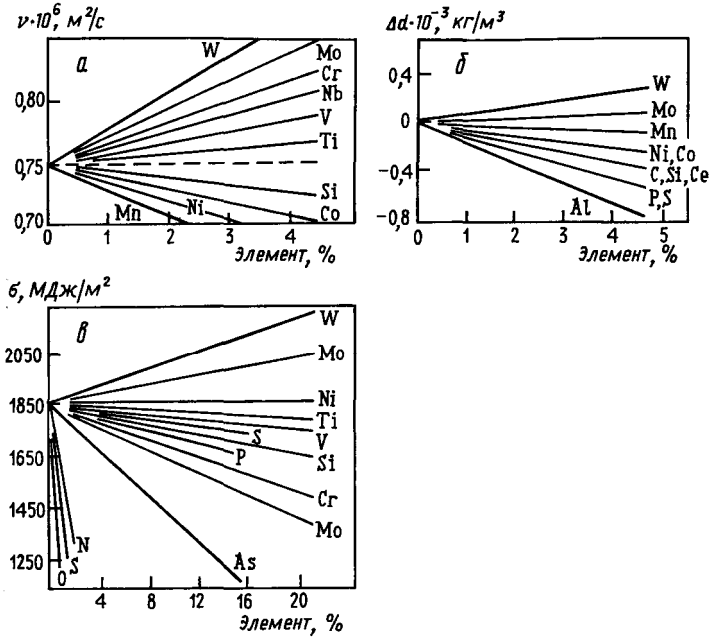


Рис. 3.2. Влияние легирующих элементов на вязкость (*а*), изменение плотности (*б*) и поверхностное натяжение (*в*) жидкого железа при 1600 °С

Легирование железа в зависимости от физико-химических свойств вводимого элемента сопровождается образованием в расплаве тех или иных микрогруппировок с различным периодом их устойчивости. Это отражается на вязкости жидкого железа (рис. 3.2, а). Наиболее сильно повышают кинематическую вязкость железа вольфрам, молибден, хром, ниобий, слабее — ванадий и титан, понижают марганец, никель, кобальт, кремний.

Характер структурных или химических микрогруппировок в расплавах железа существенным образом влияет и на их плотность (рис. 3.2, б). Повышают плотность жидкого железа вольфрам и молибден. Марганец, никель, кобальт незначительно ее понижают. Более существенно снижают плотность жидкого железа углерод, кремний, сера, фосфор, алюминий.

Для процессов выплавки сталей представляет интерес влияние легирующих элементов и примесей на поверхностную энергию жидкого металла, так как при значительной поверхностной активности вследствие адсорбции концентрация (сгущение) их у межфазной поверхности может существенно превышать среднюю концентрацию в объеме. Такая концентрация у поверхности влияет на степень и интенсивность развития отдельных процессов. Поверхностное натяжение жидкого железа при 1550—1600 ^{O}C равно 1800—1850 МДж/м^2.

Растворение в железе других компонентов снижает поверхностное натяжение (рис. 3.2, в). Наиболее сильными поверхностно-активными элементами в стали являются кислород, сера, азот, которые существенно снижают поверхностное натяжение железа, меньше его снижают мышьяк, молибден, хром. Слабой поверхностной активностью в жидком железе характеризуются фосфор, кремний, углерод, ванадий, титан. Чтобы заметно понизить поверхностное натяжение жидкого железа, их количество в расплаве должно быть довольно высоким. Практически не влияет на а железа никель, а молибден и вольфрам незначительно его повышают.

Вязкость является важной характеристикой для изучения строения металлических расплавов. Определение абсолютных значений вязкости жидких сталей также важно и для проведения гидродинамических расчетов при оценке конвективных потоков в металлической ванне, в затвердевающей отливке, при течении расплава по каналам литниковой системы, при выборе ее формы.

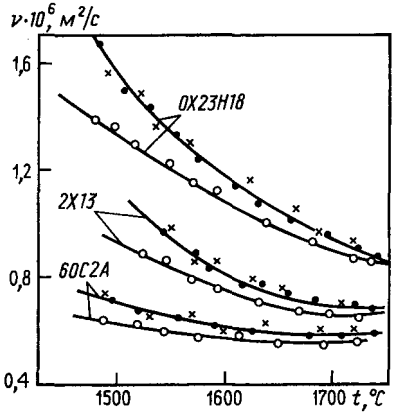


Рис. 3.3. Температурные зависимости кинематической вязкости жидких сталей (Б. А. Баум):
○ — нагрев; • — охлаждение; × — повторный нагрев и охлаждение

В результате многочисленных исследований кинематической вязкости различных жидких сталей было установлено явление гистерезиса вязкости. Оказалось, что вязкость сталей при первоначальном их нагреве ниже, чем при последующем охлаждении (рис. 3.3). Причем последующие циклы нагрева и охлаждения расплавов сталей не приводили к дальнейшему изменению температурной зависимости вязкости.

Поскольку результаты повторных измерений достаточно хорошо согласуются с данными, полученными после первого перегрева стали до предельной температуры, то можно полагать, что гистерезис вязкости объясняется изменениями в структуре расплава. При нагреве расплавов ста лей происходит уменьшение размеров и количества кластеров, в которых энергия межчастичного взаимодействия значительно превышает таковую в разупорядоченной зоне. При дальнейших циклах охлаждения и нагрева уже не образуются аналогичные микрогруппировки, которые имелись при первоначальном расплавлении и нагреве стали. Вместе с тем следует отметить, что на наблюдаемый в расплавах сталей гистерезис оказывают влияние и присутствующие в них примеси, затушевывая непосредственную связь между этим явлением и строением расплава.

Термическая предыстория особенно сказывается на вязкости легированных сталей. Этим обстоятельством, в частности, объясняется металлургическая наследственность сплавов. Экспериментально установлено (рис. 3.4), что сталь одного и того же химического состава с одинаковым содержанием примесей, но выплавленная разными методами, имеет различную вязкость: наименьшую из открытой дуговой электропечи, но с большим гистерезисом; более высокую после вакуумно-дугового переплава, но с меньшим гистерезисом; самую высокую вязкость, но совсем без гистерезиса после электрошлакового переплава.

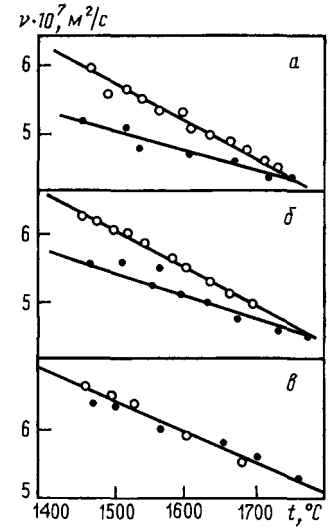


Рис. 3.4. Политермы вязкости стали 1Х21Н5Т при разных способах выплавки:
а — электропечь; *б* — ВДП; *в* — ЭШП; ○ — нагрев; • — охлаждение

На вязкость расплавов промышленных сталей большое влияние оказывают их химический состав, содержание газов, неметаллических включений. Поэтому рафинирование сталей сопровождается снижением их вязкости.

Опыты показали, что образцы стали, отобранные для определения их вяз кости из разных зон слитка, различаются по величине вязкости. Это говорит о ее существенном изменении в процессе кристаллизации стали. Жидкая сталь зоны столбчатых кристаллов характеризуется небольшими значениями вязкости по сравнению с центральной и наружной зонами.

Существование связи между свойствами жидких сплавов и их механическими свойствами (а также служебными, специальными) в твердом состоянии в настоящее время не вызывает сомнений. Характерна эта связь и для сталей. На рис. 3.5 приведены зависимости, связывающие относительное удлинение твердого образца с вязкостью в жидком состоянии.

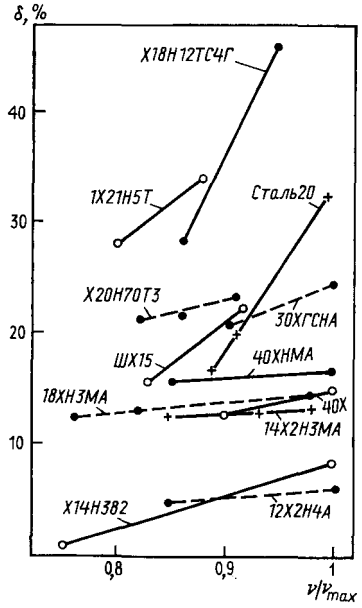


Рис. 3.5. Зависимость относительного удлинения твердых образцов из различных сталей от относительной вязкости

Образцы, более вязкие в расплавленном состоянии, обладают более высокой пластичностью.

Анализ результатов работ, проведенных разными авторами, по испытанию При равновесной темпера туре кристаллизации (заро дыши появиться не могут, так как О, = О и Лi 0. В переох лажденном состоянии О,. <

жидкая фаза термодинамиче ски неустойчива, совершается переход из жидкого состояния в твердое. Энергия, необходи мая для образования зароды ша с радиусом т, определяется балансом уменьшения объем ной (—ЛОм) и увеличения по верхностной (+ЛО энергий системы:механических свойств литых промышленных сталей при 20 °С показал, что максимальное повышение свойств, особенно относительного удлинения δ и сужения ψ, наблюдается в тех случаях, когда в результате высокотемпературной обработки сталей в жидком состоянии устраняется гистерезис вязкости. Если выбранные режимы обработки расплавов не полностью устраняют гистерезис вязкости, а лишь уменьшают его, то повышение механических свойств оказывается меньшим и в значительной степени зависящим от величины гистерезиса.

Наиболее вероятной причиной взаимосвязи свойств жидкой и твердой стали является неравновесность расплава перед кристаллизацией. для достижения расплавом полного равновесия требуется определенное время. Поэтому степень завершенности процессов установления равновесия к моменту кристаллизации стали может оказаться различной. Ход изменения во времени структуры расплава определяет некоторые его свойства, а в случае кристаллизации из разных состояний и свойства твердого металла.

3.2. КРИСТАЛИЗАЦИЯ ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ СТАЛЬНЫХ ОТЛИВОК

В процессе кристаллизации осуществляется формирование структуры стали в отливке и образование различных дефектов.

Различают первичную и вторичную кристаллизации. Первичная кристаллизация — образование и рост кристаллов при переходе стали из жидкого состояния в твердое. Вторичная — изменение формы и размеров кристаллов во время полиморфных превращений, протекающих в твердом состоянии при охлаждении отливки в форме.

Первичная кристаллизация стали в отливке определяется многими факторами: химическим составом стали, технологией плавки (продолжительность и температура плавки, раскисление, температура выпуска из печи в ковш и т. д.), свойствами формы (теплоаккумулирующая способность, теплоемкость, теплопроводность, плотность и т. д.) и условиями заливки.

Кристаллизация в реальных отливках является сложным процессом, и по мере развития науки о металлах вносятся все новые уточнения в теорию этого процесса.

Формирование литой структуры стали начинается с образования центров кристаллизации при переохлаждении расплава на величину $\Delta t = t_{кр} - t_{спл}$ (рис. 3.6).

При равновесной температуре кристаллизации (зародыши появиться не могут, так как $G_ж = G_{тв}$ и $\Delta t = 0$. В переохлажденном состоянии $G_{тв} < G_ж$, жидкая фаза термодинамически неустойчива, совершается переход из жидкого состояния в твердое. Энергия, необходимая для образования зароды ша с радиусом r, определяется балансом уменьшения объемной ($-\Delta G_V$) и увеличения поверхностной ($+\Delta G_P$) энергий системы:

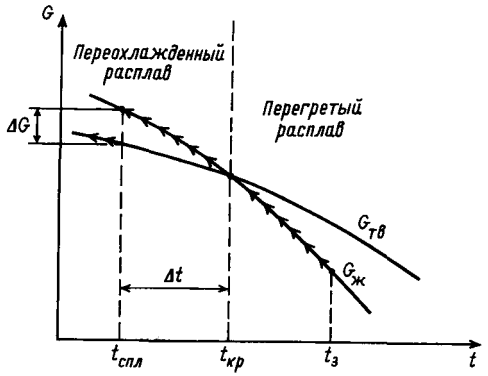


Рис. 3.6. Схема изменения энергии Гиббса при охлаждении и кристаллизации металлического расплава

$$\Delta G = -\Delta G_V + \Delta G_p = -\frac{L\Delta t}{t_{кр}} \cdot \frac{4}{3}\pi r^3 + 4\pi r^2 \sigma_{ж-тв}, \qquad (3.1)$$

где ΔП — изменение энергии Гиббса; L - теплота кристаллизации; Δt - переохлаждение; $t_{кр}$ — температура кристаллизации; поверхностное натяжение на границе жидкой и твердой фаз; т радиус зародыша.

Выигрыш в энергии Гиббса при появлении новой фазы должен быть не меньше работы образования поверхности раздела. Радиус зародыша, при котором они равны, называется критическим:

$$r_{кр} = 2\sigma_{ж-тв} t_{кр} / (L\Delta t). \qquad (3.2)$$

Устойчивым и способным к росту является зародыш с радиусом больше критического. Это и есть центр кристаллизации.

Из выражения (3.2) следует, что температурный интервал метастабильности фаз определяется $r_{кр}$ и $\sigma_{ж-тв.}$ Чем больше значение $r_{кр}$ и меньше $\sigma_{ж-тв}$ тем меньше интервал метастабильности.

При первичной кристаллизации стали переохлаждение жидкой фазы может меняться в широких пределах. В реальных условиях литья сталей Δt обычно не превышает нескольких десятков градусов. Однако повышение чистоты сталей в результате использования чистых синтетических шихтовых материалов, рафинирования, дезактивации нерастворимых примесей циклическими переплавами под синтетическими шлаками и т.п. приводит к увеличению Δt до нескольких сотен градусов (табл. 3.1). Таким образом, при первичной кристаллизации сталей технической чистоты переохлаждение расплава определяется содержанием в нем примесей.

Увеличение переохлаждения приводит к увеличению скорости зарождения гомогенных и гетерогенных центров кристаллизации и повышению линейной скорости роста кристаллов.

Таблица 3.1. **Переохлаждение железа и некоторых сталей при первичной кристаллизации (Ю. А. Скок)**

Металл, сплав	Δt, °С	Способ очистки
Fe	320	Капля
34ХНМЛ	255	Циклические переплавы
34ХНМЛ	270	Синтетические материалы
Х18Н9Л	205	Циклические переплавы
Х18Н9Л	280	Синтетические материалы

При $\Delta t = 0$ размер критического зародыша бесконечно велик, а скорость его роста равна нулю, и кристаллизация не начинается. С увеличением Δt увеличивается термодинамический стимул кристаллизации ΔG (рис. 3.7), что приводит к росту скорости зарождения кристаллов и линейной скорости роста. Приведенные выше рассуждения относятся к гомогенному зарождению кристаллов флуктуационному образованию зародышей в случайных микрообъемах чистого расплава. В реальных расплавах всегда находятся взвешенные частицы разной природы (нитриды, оксиды и т. п.), которые очень часто служат готовыми центрами кристаллизации или подложками для их зарождения. Поэтому кристаллизация реальных расплавов начинается при более низких величинах переохлаждения и осуществляется гетерогенным механизмом на инородных твердых частицах.

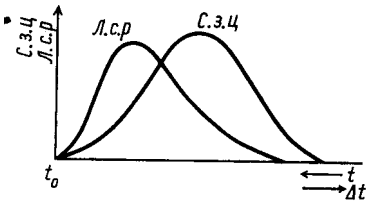


Рис. 3.7. Зависимость скорости зарождения центров кристаллизации (с. з. ц) и линейной скорости роста кристаллов (л.с.р) от степени переохлаждения Δt

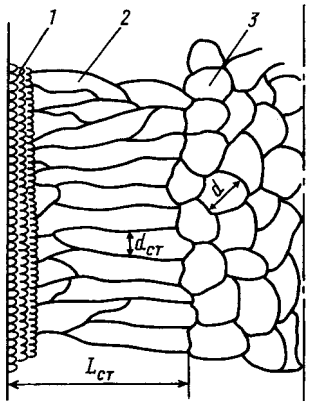


Рис. 3.8. Макроструктура стальной отливки:
1 — наружная мелкозернистая зона; *2* — зона столбчатых кристаллов; *3* — центральная зона крупных равноосных кристаллов

Структура стальной отливки характеризуется формой и размерами кристаллов, называемых обычно зернами и видимых при специальном травлении на шлифах без увеличения или при небольшом увеличении (до х20), а также элементов дендритной микроструктуры, наблюдаемых под микроскопом.

Макроструктура затвердевшей отливки имеет три зоны (рис. 3.8):

1) наружную мелкозернистую зону разориентированных. кристаллов;

2) промежуточную зону столбчатых кристаллов, вытянутых в направлении теплоотвода;

3) центральную зону равноосных кристаллов.

В начальный период кристаллизации корка, температура которой близка к температуре солидус, а также нагревшиеся стенки и зазор между коркой и формой уменьшают теплопередачу от жидкой стали и степень переохлаждения. При этом растут преимущественно кристаллы, главные оси которых ориентированы параллельно направлению теплоотвода. Образуется зона столбчатых кристаллов, причем сечение зерен, растущих в направлении теплоотвода, увеличивается по мере удаления от поверхности формы вследствие блокировки и поглощения ими зерен с менее благоприятной ориентировкой.

Зона столбчатых кристаллов граничит с зоной крупных равноосных зерен в центре сечения стенки отливки. Они образуются из жидкой фазы, когда из-за небольшого переохлаждения возникает малое количество зародышей кристаллизации и имеются в расплаве беспорядочно разбросанные готовые центры в виде твердых частиц: об ломки дендритов, неметаллические включения и др.

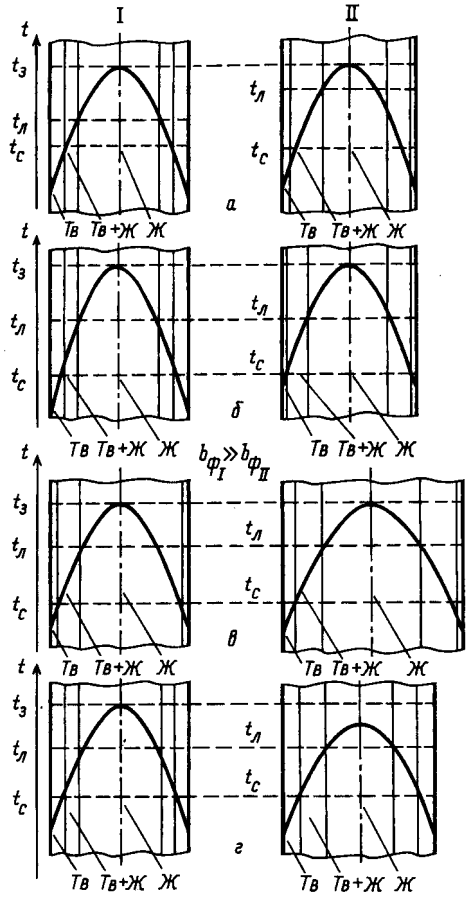


Рис. 3.9. Влияние технологических факторов на формирование структуры стали в отливках: *а* — интервал кристаллизации (химический состав) стали; *б* — скорость охлаждения (теплоаккумулирующая способность формы); $b_{ф I} >> b_{ф II}$; *в* — толщина стенки отливки; *г* — температуры заливки $t_{з I} > t_{з II}$

Величина той или иной зоны в отливках зависит в первую очередь от химического состава стали (интервала кристаллизации), скорости охлаждения отливки, материала формы, ее теплоаккумулирующей способности, температуры заливки металла в форму. Характер воздействия этих факторов можно рассмотреть с помощью схем, представленных на рис. 3.9.

• Интервал кристаллизации (рис. 3.9, а). Рассмотрим затвердевание двух одинаковых отливок, но изготовленных из сплавов с различным интервалом кристаллизации ($t_л$ - t_c). Все остальные параметры (температура заливки, вид формы) в обоих случаях одинаковы.

В фиксированный момент времени после заливки изменение температуры металла описывается параболой. Температура поверхностного слоя отливки будет одинаковой, поскольку в единицу времени форма аккумулирует одно и то же количество тепла. Пересечение изотермы t_c с параболой указывает, какой слой металла имеет температуру ниже, т. е. к этому моменту времени затвердеет часть отливки, температура металла которой лежит в интервале $t_л$ - t_c и имеет двухфазную зону (тв + ж). В I случае протяженность зоны мелкозернистых кристаллов (тв) будет шире, чем во II случае (широкоинтервальный сплав), величина двух фазной зоны (тв + ж) будет уже, а в центральной части тела отливки отмечается более широкая зона жидкого металла.

При дальнейшем охлаждении отливок характер затвердевания сохранится. И после полного затвердевания в узкоинтервальном сплаве I зона мелкозернистых кристаллов 1 и столбчатых 2 (см. рис. 3.8) будет шире, а зона равноосных разноориентированных кристаллов 3 уже. И наоборот, сталь с более широким интервалом кристаллизации будет иметь в структуре отливки меньшую протяженность зоны мелкозернистых и большую протяженность зоны толстых разветвленных дендритов 2 и зоны равноосных кристаллов 3.

Скорость охлаждения. Отливки из одной и той же стали с одинаковым перегревом заливаются в формы, изготовленные из различных материалов (рис. 3.9, б). В этом случае коэффициент теплоаккумулирующей способности $b_{ФI}$ значительно выше, чем в случае II ($b_{ФI} >> b_{ФII}$). В фиксированный момент времени поверхностный слой отливки в I случае будет охлажден до более низких температур и зона мелкозернистых кристаллов будет шире. Зона твердо-жидкого металла будет уже, что способствует росту узких дендритов в направлении теплоотвода. В случае II в отливке формируются узкая зона мелкозернистых кристаллов, широкая зона крупных разветвленных дендритов и более широкая зона равноосных кристаллов.

Толщина стенки отливки (рис. 3.9, в). Одна и та же сталь при одной и той же температуре заливается в одинаковые формы ($b_{ФI} = b_{ФII}$).

При увеличении толщины стенки отливки уменьшается протяженность зоны мелкозернистых кристаллов I (см. рис. 3.8), увеличивается протяженность зоны жидкой фазы и, следовательно, зоны крупных равноосных кристаллов 3, уменьшается ширина зоны дендритных кристаллов 2, так как широкая двухфазная зона будет способствовать росту толстых дендритов, что создает благоприятные условия для роста фазы во всех трех направлениях.

• *Перегрев металла* (температура заливки) (рис. 3.9, г). Одна и та же сталь заливается в одинаковые формы, но в случае I температура заливки выше, чем в случае II ($t_{залI} > t_{залII}$. В результате аналогичных рассуждений можно констатировать, что высокая температура заливки уменьшает ширину твердой, твердо-жидкой фаз и увеличивает ширину жидкой фазы. Это приводит к тому, что зоны мелкозернистых 1 и крупных равноосных кристаллов 3 (рис. 3.8) уменьшаются, а зона узких дендритных, столбчатых кристаллов значительно увеличивается, поскольку создаются благоприятные условия для их роста.

Таким образом, малый интервал кристаллизации стали, повышенная скорость охлаждения отливки, увеличение перегрева металла, его низкая теплопроводность приводят к формированию преимущественно столбчатой, дендритной структуры, а снижение температуры заливки и скорости охлаждения отливок, высокая теплопроводность, большая толщина стенки отливки — к формированию преимущественно разноориентированной крупнозернистой структуры. Качество литой стали и отливок из нее повышается при измельчении структуры и сокращении протяженности зоны столбчатых кристаллов. Поэтому процессы выплавки сталей и условий их затвердевания в отливках регулируют таким образом, чтобы обеспечить образование мелкозернистой равноосной структуры: а именно, выбором оптимальной температуры заливки, использованием внепечных методов обработки расплавов, модифицированием, дифференцированным охлаждением различных частей отливок и др.

3.3. ЛИКВАЦИЯ СТАЛИ В ОТЛИВКАХ

Ликвацией называют химическую неоднородность металла отливки, возникающую при ее затвердевании.

Различают зональную и дендритную ликвацию. Зональная ликвация это химическая неоднородность в пределах всей отливки в целом, дендритная в пределах одного дендрита. Часто дендритную ликвацию называют внутрикристаллитной.

Причина ликвации изменение растворимости компонентов стали в процессе кристаллизации. Склонность элемента к ликвации тем сильнее, чем больше разница в его растворимости в жидкой и твердой стали.

Степень ликвации зависит от соотношения скорости кристаллизации матрицы и скорости диффузии ликвирующего элемента. Элементы, образующие с железом твердые растворы внедрения (C, N, H, B и др.) и обладающие достаточно высокими коэффициентами диффузии, более склонны к ликвации, чем элементы, образующие растворы замещения (Cr, V, Ni, Mn и др.).

Оценить склонность компонентов стали к ликвации можно с помощью коэффициента их распределения ($К_р$) между твердой и жидкой фазами в процессе первичной кристаллизации.

Коэффициент распределения представляет собой частное от деления предельной растворимости элемента в твердой стали к его предельной растворимости в жидкой фазе:

$$К_Р = \frac{С_{тв}}{С_ж}.$$

Чем больше различие в растворимости компонентов в жидкой и твердой фазах стали, чем больше отличаются они по температурам плавления, чем выше их коэффициент диффузии и чем больше сродство к образованию стойких химических соединений, тем больше их склонность к ликвации.

По уменьшению склонности к ликвации элементы могут быть расположены в следующий ряд: S, P, B, C, W, As, V, Ti, Mo, Cu, Al, Cr, Mn, Co, Ni.

Значения коэффициентов К рассчитанные по соответствующим двойным диаграммам состояния железо - элемент, приведены в табл. 3.2.

Таблица 3.2. **Коэффициенты распределения некоторых элементов в стали**

Элемент состава стали	$K_р$	Элемент состава стали	$K_р$	Элемент состава стали	$K_р$
O	0,10	Mn	0,84	Cr	0,95
S	0,05	Si	0,66	Ni	0,80
P	0,07	Al	0,92	Mo	0,70
C	0,13	Cu	0,56	V	0,90

Наиболее радикальным средством предотвращения зональной ликвации обоих видов является снижение содержания в стали ликвирующих элементов: серы, фосфора, углерода. Так, рекомендуется для этих целей обеспечивать содержание серы и фосфора в стали по 0,01—0,015% каждого. При этом, однако, следует учитывать зависимость склонности этих элементов к ликвации от содержания в стали углерода. На основе экспериментальных данных установлено, что коэффициенты диффузии серы и фосфора уменьшаются с увеличением содержания в стали углерода, и наоборот коэффициент диффузии углерода уменьшается при увеличении содержания серы.

При низком значении коэффициента диффузии затрудняется выравнивание состава металла в процессе охлаждения отливки в форме. Даже при самом медленном охлаждении отливки не происходит сколько-нибудь значительного уменьшения степени ликвации серы и фосфора. По этой причине не дает положительного эффекта и диффузионный отжиг отливок.

В отливках из углеродистой стали, где содержание примесей соответствует ГОСТу, о степени развития ликвации можно судить по толщине стенки отливки. Так, в отливках с толщинами стенок до б0—80 мм ликвация серы, фосфора и углерода не достигает опасных значений (табл. 3.4). Меры по предотвращению ликвации необходимо предпринимать только для отливок с толщиной стенки более 80 мм.

Таблица 3.4. **Ликвация углерода, серы и фосфора в стенках отливок различной толщины**

Толщина стенки отливки, мм	Отношение содержания элемента в отливке к его содержанию в жидком металле		
	C	S	P
500	0,75—2,40	0,72—2,38	0,65—1,50
250	0,92—1,22	0,80—1,24	0,65—1,94
125	0,94—1,15	0,72—1,44	0,80—1,20
62	0,95—1,12	1,00—1,20	0,93—1,14

В отличие от макроскопической зональной ликвации микроскопическая внутрикристаллитная, или дендритная ликвация стали оказывает большое влияние на качество отливок, т. е. на некоторые специальные и более чувствительные к тонкому строению стали свойства, как, например, жаропрочность, коррозионная стойкость, и др. Эксперимент и практика показывают: чем выше концентрация элемента в стали, тем в большей степени развивается его ликвация.

Ликвация каждого элемента изменяется в зависимости от конкретного состава стали, от состава легирующего комплекса, что иллюстрируется данными, полученными по результатам микроренгеноспектрального анализа (табл. 3.5).

Таблица 3.5. **Внутрикристаллитная ликвация элементов в отливках из некоторых марок сталей**

Марка стали	Коэффициент ликвации $S = C_{max}/C_{min}$ для			Разность концентраций $\Delta C = C_{max} - C_{min}$ для		
	Mn	Cr	Si	Mn	Cr	Si
10Г8СЛ	1,45	—	1,97	3,17	—	0,58
10Г4СЛ	1,51	—	1,64	1,83	—	0,61
10Х2Г4СЛ	1,14	1,11	1,18	0,53	0,21	0,18
10Х4Г4СЛ	1,39	1,32	1,71	1,32	1,13	0,41

Добавка в сталь 10Г4СЛ2 % хрома сопровождается уменьшением ликвации марганца и кремния, а доведение концентрации хрома до 4% приводит к увеличению ликвации всех трех элементов. Состав стали марки 10Х2Г4СЛ обеспечивает минимальную степень ликвации и в этом отношении он является почти оптимальным. Такое соотношение элементов в легирующем комплексе стали, при котором практически отсутствует ликвация, обусловливает наилучший уровень соответствующих свойств и высокое качество отливок без применения диффузионного отжига или гомогенизации, проводимых обычно для уменьшения внутрикристаллитной ликвации.

Наиболее эффективными мерами по снижению развития ликвации являются следующие:

1) предельно возможное выравнивание температуры жидкой стали в объеме во время процесса плавки и при разливке в ковше;

2) предельное снижение концентраций в стали сильно ликвирующих элементов и тем в большей степени, чем крупнее отливка;

3) глубокое раскисление стали и снижение содержания в ней газов и неметаллических включений;

4) заливка форм сталью с возможно низкой температурой;

5) модифицирование стали с целью измельчения первичной литой структуры;

6) заливка форм с возможно малой скоростью;

7) конструирование отливок с соблюдением условий направленного затвердевания к прибыли;

8) применение эффективно работающих прибылей, в которых сталь должна находиться как можно дольше в жидком состоянии, чтобы большая часть ликватов успела всплыть в прибыль;

9) ускоренное охлаждение отливок в формах.

3.4. МОДИФИЦИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ОТЛИВОК

3.4.1. Сущность процесса, виды модифицирования

Модифицирование это процесс направленного изменения структуры литого металла или сплава под воздействием малых количеств (~до 0,1 %) специально вводимых добавок или физических методов об работки жидкого и кристаллизующегося расплава.

В соответствии с термодинамической теорией кристаллизации металлических сплавов при каждой конкретной температуре предпочтительность образования и устойчивость фаз определяются изменением энергии Гиббса системы (ΔG). Чем меньше величина ΔG, тем устойчивее фаза. Чтобы начался процесс кристаллизации, необходимо охладить расплав несколько ниже равновесной температуры кристаллизации (см. рис. 3.6). Величина критического переохлаждения Δt будет определяться разностью между $t_{кр}$ и фактической температурой кристаллизации и для каждого модификатора будет разной. Метастабильное состояние фаз и скорость зарождения центров кристаллизации можно регулировать, изменяя величины поверхностного натяжения на границе жидкость — твердая фаза $\sigma_{ж\text{-}тв}$ и Δt за счет введения в расплав стали инородных твердых частиц и растворимsx поверхностно-активных примесей модификаторов.

Различают две группы модификаторов.

К первой группе относят вещества, которые образуют в расплаве высокодисперсную взвесь. Частицы этой взвеси служат зародышами кристаллизации, вокруг которых образуются и растут кристаллы. Такими модификаторами могут быть тугоплавкие металлы или их соединения, частицы которых находятся во взвешенном состоянии в предкристаллизационный период. К этим модификаторам предъявляются следующие требования:

- температура плавления модификаторов должна быть выше температуры заливки стали;

- кристаллографическая решетка основного элемента модификатора или его соединения с элементами, входящими в состав стали, должна обладать структурным соответствием к решетке железа;

- плотность модификатора должна быть близкой к плотности расплава, чтобы предотвратить его всплывание;

- модификаторы должны хорошо смачиваться расплавом.

Ко второй группе относят поверхностно-активные вещества, способные адсорбироваться на поверхности растущих кристаллов и тормозить их рост. Адсорбция происходит на гранях неравномерно. В результате задерживается развитие отдельных граней кристалла, что приводит к изменению его формы. Кроме того, замедление скорости роста кристаллов сопровождается увеличением количества центров кристаллизации, что также способствует измельчению структуры.

К этим модификаторам предъявляются следующие требования:

— неограниченная растворимость в расплавах железа;

— нерастворимость (или чрезвычайно малая растворимость) в твердой фазе, коэффициент растворимости близок к нулю;

— высокая вязкостная активность;

— способность образовывать тугоплавкие соединения с элементами и примесями, входящими в состав стали, которые отвечали бы принципу структурного соответствия;

— способность повышать поверхностную энергию жидкой фазы и снижать ее на границе твердой и жидкой фаз:

$$\sigma_{ж\text{-}тв} = \sigma_{т} - \sigma_{ж} \qquad (3.4)$$

В этом случае снижается величина работы на образование трехмерного зародыша и уменьшается величина его критического радиуса.

По механизму воздействия на структуру стали модифицирование можно разделить на три вида.

1. Измельчение структуры достигается за счет образования в жидкой стали дополнительных центров кристаллизации путем введения в расплав готовых тугоплавких зародышей или путем их образования в самом расплаве, например TiN, ZrN, TiCN и др.

2. Измельчение структуры за счет ограничения роста кристаллов при введении в жидкую сталь поверхностно-активных элементов. для сталей такими широко применяющимися элементами являются: B, Mg, Ca, Ba, Y, La, Ce. Как правило, их вводят в виде ферросплавов и лигатур, например: ферробор, ферроцерий, силикокальций, алюмосиликобарий, соединений железо — кремний — магний кальций редкоземельные элементы и др. После заливки металла в результате переохлаждения об разуются твердые частицы — зародыши, вокруг которых начинают расти кристаллы. Отсутствие или незначительная растворимость модификатора в твердой фазе приводит к тому, что вокруг нее формируется оболочка жидкости, обогащенная элементами модификатора. При этом вязкость расплава оболочки существенно возрастает, что снижает скорость диффузии атомов железа к зародышу:

$$D = kT / (4\pi\eta r_{э}),$$

где D - коэффициент диффузии железа; постоянная Больцмана;

T — температура расплава; и коэффициент динамической вязкости;

$r_{э}$ — радиус атома модификатора.

Увеличение коэффициента динамической вязкости снижает коэффициент диффузии атомов железа.

Одновременно $t_{л}$ расплава оболочки снижается из-за повышения концентрации элемента модификатора. Рост кристаллов приостанавливается, и необходимо дополнительное переохлаждение для продолжения кристаллизации. В жидкой фазе возникают новые зародыши.

В жидкой фазе возникают новые зародыши. В результате такого поэтапного процесса структура металла в отливке измельчается.

3. Модифицирование неметаллических включений. Введение в жидкую сталь таких модификаторов позволяет одновременно воздействовать на природу оксидов, сульфидов, нитридов и более сложных включений. В углеродистых, легированных литых сталях и отливках из них наблюдается корреляция изменения пластических и прочностных свойств под влиянием модификаторов на состав, форму, размеры, количество и распределение сульфидных, оксидных, оксисульфидных, нитридных, фосфидных и других неметаллических включений. Устранение пленочных включений, их глобуляризация и устранение локальных скоплений приводит к повышению пластичности, ударной вязкости и ряда других свойств отливок. Наиболее широко для этого применяются Ca, Mg, Ba, Ce, Ti, La, Y.

Наилучшие результаты по благоприятному изменению структуры достигаются при сочетании всех видов модифицирования, что возможно при обработке стального расплава модифицирующими комплексами, например: Ti – B - Ca, Ti – Ce - B, Mg—Zr—Ce, Ti - V - Ca и др. При этом влияние модификаторов проявляется одновременно в уменьшении величины зерна, измельчении ветвей и самих дендритов и фазовых составляющих сплава, модифицировании неметаллических включений.

Модификаторы вводят в расплав стали перед ее выпуском из плавильного агрегата, во время выпуска под струю металла или в ковш при заливке стали в форму. В зависимости от вида модификатора можно использовать любой из способов. Однако следует иметь в виду, что модификаторы обладают высоким сродством к кислороду. Поэтому их нужно вводить в хорошо раскисленную сталь. Часто процессы раскисления и модифицирования совмещают. При этом учитывают расход модификатора на раскисление стали.

Термодинамически активные модификаторы (Ca, B, Ti, Ce, La, Y, Zr, Mg, Ba и др.) и их комплексы вводят перед выпуском стали из печи или при сливе ее в ковш. Выбор способа ввода зависит от условий производства.

К физическим методам модифицирования относится обработка кристаллизующегося расплава ультразвуком, вибрацией, электромагнитным полем.

• Ультразвук (диапазон колебаний от $5*10^3$ до 10^6 Гц) уменьшает среднюю величину зерна, устраняет дендритную структуру, снижает ликвацию, повышает однородность структуры, измельчает и перераспределяет неметаллические включения. Однако сложность аппаратурного оформления затрудняет использование этого метода в промышленных условиях.

• Вибрация (частота от 1 колебания в секунду и выше с переменной амплитудой) способствует удалению газов из расплава и получению однородной структуры, разрушает крупные дендриты в процессе затвердевания отливки, снижает ликвацию. Для разработки стабильной технологии этот метод нуждается в дальнейших исследованиях, так же как и другие методы физического воздействия на кристаллизующийся металл.

3.4.2. Влияние модифицирования на механические и специальные свойства сталей

Механические (прочность, пластичность, ударная вязкость и др.) и специальные (износостойкость, жаропрочность, коррозионностойкость и др.) свойства являются структурно-чувствительными. Они определяются не столько силами межатомного взаимодействия, сколько наличием структурных несовершенств: точечных (вакансии, атомы примесей, атомы в междоузлиях), двухмерных (границы зерен, субзерен, двойников), трехмерных (неметаллические включения, фазы выделения, поры и т. п.).

Основными методами существенного улучшения механических и специальных свойств сталей и отливок до настоящего времени считали легирование и рафинирование. Это чаще всего и используют на практике. Модифицирование для этих целей не нашло еще широкого применения, хотя накоплен огромный теоретический и практический материал о положительном влиянии модификаторов практически на все свойства сталей. Улучшение свойств модифицированных сталей объясняется улучшением характеристик литой структуры: прежде всего измельчением зерна аустенита и первичных кристаллитов, изменением морфологии не металлических включений, дополнительным раскислением и рафинированием стали.

На рис. 3.12—3.16 показано влияние модификаторов на величину зерна, механические и служебные свойства сталей различных структурных классов.

Из анализа этих зависимостей следует, что свойства сталей различного структурного класса, модифицированнных одним и тем же элементом, а также свойства стали одного структурного класса, модифицированной различными модификаторами, описываются кривыми с резко выраженным максимумом. Во всех случаях при введении модификаторов в количестве свыше оптимального свойства резко ухудшаются. При чем оптимальное количество одного и того же модификатора может быть различным в зависимости от структурного класса стали и определяется оно, как правило, экспериментальным путем.

Снижение свойств сталей при увеличении концентраций модификаторов сверх оптимальных связано с процессами вторичного окисления и загрязнения стали продуктами реакций взаимодействия активных элементов как с вредными примесями, так и с другими элементами, В частности, повышенное содержание бора приводит к образованию боридов железа по границам зерен, резко охрупчивающих сплав. Титан образует сульфонитриды, сульфиды, оксинитриды неблагоприятной формы. Церий, кальций, магний загрязняют сталь крупными облакоподобными включениями оксидов, сульфидов, оксисульфидов.

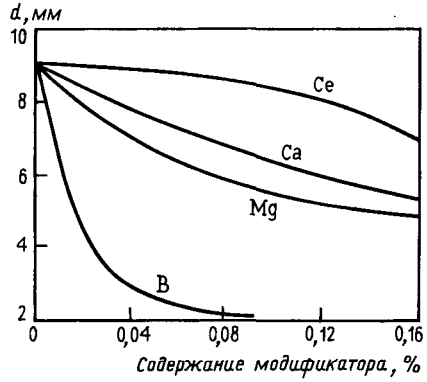


Рис. 3.12. Влияние модификаторов на размер зерна *d* стали Х15Н25Л

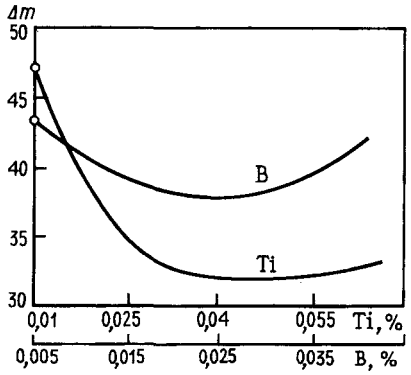


Рис. 3.13. Влияние титана и бора на жаростойкость стали 40Х24Н12СЛ при 900 °С и выдержке 30 ч

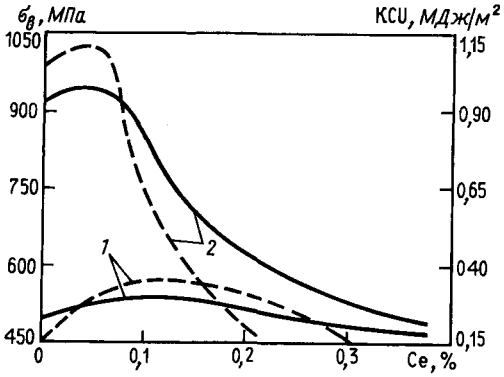


Рис. 3.14. Влияние церия на прочность $\sigma_в$ (сплошные кривые) и ударную вязкость KCU (штриховые кривые) сталей аустенитного Х15Н25Л (*1*) и перлитного 15Х2Н4ДМАФЛ (*2*) классов

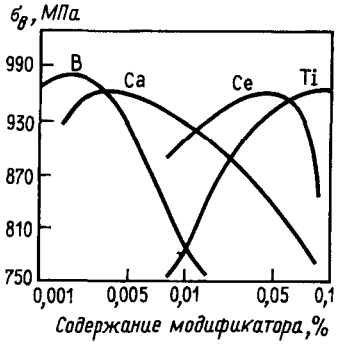
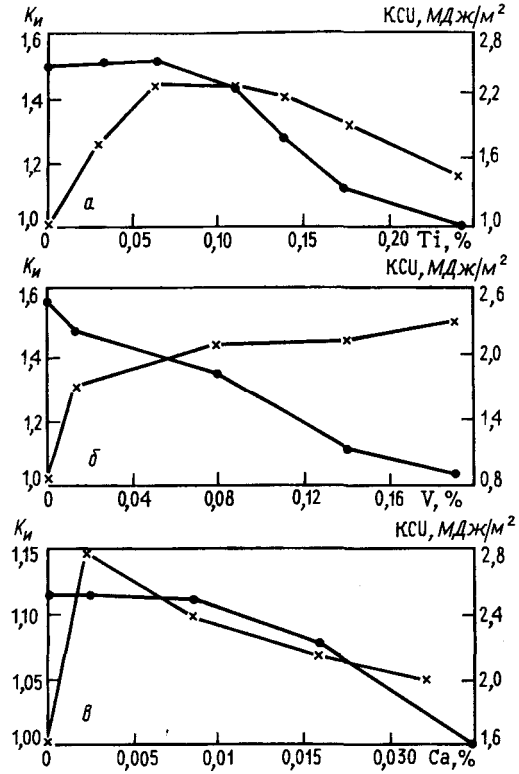


Рис. 3.15. Влияние модификаторов на прочность перлитной стали 15Х2Н4ДМАФЛ

Рис. 3.16. Влияние модификаторов: титана (*а*), ванадия (*б*), кальция (*в*) на износостойкость $K_и$ (х) и ударную вязкость KCU (•) стали 110Г13Л



КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ

1. Основные теории строения жидкой стали.
2. Структурно-чувствительные свойства расплавов.
3. Движущие силы кристаллизации.
4. Структурные зоны в отливках.
5. Влияние химического состава сталей на характер кристаллизации.
6. Влияние скорости охлаждения на величину структурных зон в отливках.
7. Влияние перегрева на характер кристаллизации.
8. Ликвация в отливках: прямая и обратная.
9. Дендритная ликвация.
10. Меры по устранению ликвации.
11. Технологические приемы по уменьшению ликвации.
12. Модифицирование структуры стали в отливках.
13. Виды и сущность процессов модифицирования.
14. Принципы выбора модификатора.

Глава 4

ГАЗОВЫЕ ВКЛЮЧЕНИЯ В СТАЛЬНЫХ ОТЛИВКАХ

Различают два вида дефектов, образование которых вызвано газами, присутствующими в расплаве и выделяющимися при затвердевании отливок в виде отдельной фазы (эндогенные газовые включения), и газами, внедряющимися в тело отливки из формы в результате выделения газов из формовочных и стержневых смесей или в результате подсоса их струей движущегося по литниковой системе металла (экзогенные включения).

4.1. ЭНДОГЕННЫЕ ГАЗОВЫЕ ВКЛЮЧЕНИЯ

4.1.1. Растворимость газов в металле

В любой стали в некоторых количествах содержатся газы. К ним в первую очередь относятся кислород, водород, азот. В отливках газы содержатся в виде газовых включений или раковин, химических соединений, твердых растворов.

В чистом железе при комнатной температуре водород содержится в твердом растворе в виде атомов или ионов, азот в виде нитридов и частично в твердом растворе, кислород преимущественно в виде оксидов и частично в твердом растворе. В стали, содержащей много компонентов, могут существовать различные соединения газов с примесями железа.

Источниками газов могут быть шихтовые материалы, атмосфера печи, топливо, флюсы, футеровка печи и разливочных ковшей (рис. 4.1).

Процесс растворения газов в металле в виде атомов, ионов или с образованием химических соединений является многостадийным. Его можно разделить на несколько этапов:

- массоперенос газа к поверхности металла;
- адсорбция газа на поверхности металла;
- переход через границу газ металл;
- массоперенос в толщу металла.

Лимитирующим звеном процесса растворения газа в стали может быть либо внешнедиффузионная (подвод газа к поверхности металла), либо внутридиффузионная (массоперенос в металле) область. В ряде случаев лимитирующим будет адсорбционно-кинетическое звено (адсорбция на поверхности и переход через граничный слой). Наиболее часто лимитирующим звеном процесса является внутридиффузионная область.

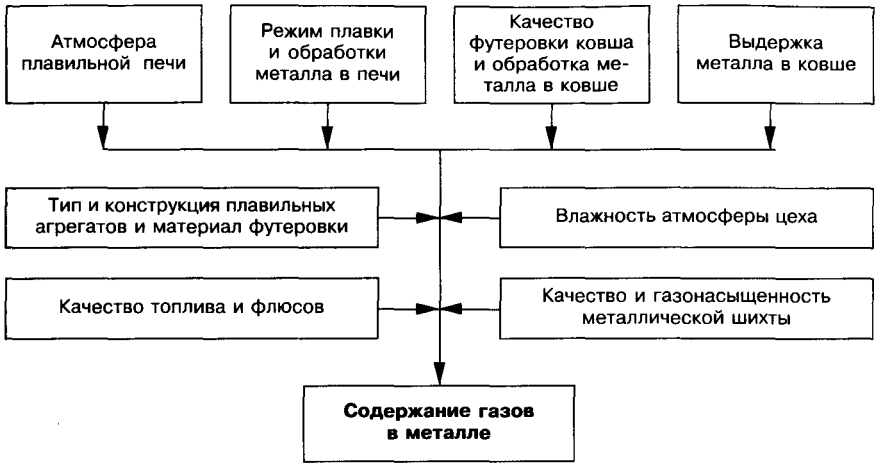


Рис. 4.1. Факторы, влияющие на содержание растворенных газов в металле

При этом необходимо учитывать, что в стали всегда присутствует то или иное количество примесей или легирующих элементов. Компоненты стали (кроме железа и газа), обладающие поверхностной активностью, будут оказывать существенное влияние на интенсивность перехода газа через границу металл газ.

Зависимость растворимости газа S от температуры при нормальном парциальном давлении имеет следующий вид:

$$\frac{\mathrm{d}\ln S}{\mathrm{d}T} = \frac{\Delta H_s}{2RT^2} \quad \text{или} \quad S = C \cdot e^{\Delta H_s/(2RT)}, \tag{4.1}$$

где ΔH_S — изменение энтальпии при растворении и образовании раствора данного газа; R - универсальная газовая постоянная; T — температура; C - постоянная интегрирования.

В логарифмической форме уравнение имеет вид:

$$\ln S = \ln C + \Delta H_s/(2RT) = C' + \Delta H_s/(2RT). \tag{4.2}$$

В прямоугольных координатах зависимость lnS от 1/T обычно изображается прямыми линия ми различного направления (рис. 4.2).

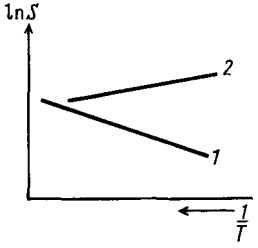


Рис. 4.2. Зависимость растворимости газов в стали от температуры: *1* — увеличение растворимости; *2* — уменьшение растворимости

В общем случае ΔH_s. зависит одновременно от изменения энтальпии при диссоциации молекул газа у поверхности расплава стали ($\Delta H_{дис}$ при растворении ($\Delta H_{раств}$) и при взаимодействии, которое может иметь место между растворяющимся газом и растворенными в железе примесями ($\Delta H_{взаим}$):

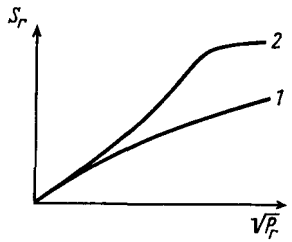


Рис. 4.3. Зависимость растворимости газов в стали от давления газов:
1 — раствор; *2* — химическое соединение

$$\Delta H_s = \Delta H_{дис} + \Delta H_{раств} + \Delta H_{взаим} \qquad (4.3)$$

Именно поэтому, в зависимости от величины суммарного изменения энтальпии ΔH_s, растворимость газов будет увеличиваться или уменьшаться с повышением температуры.

Изменение растворимости от давления газа $S_г = f(P)$ будет различным для случаев образования раствора, близкого к идеальному, или образования химического соединения. При образовании химического соединения на кривой $S_г — P_г$ имеется перегиб (рис. 4.3).

4.1.2. Водород в стали и отливках

Водород в стали, попавший в нее в процессе плавки и из формы в процессе кристаллизации, является одной из причин образования газовых раковин.

Водород растворяется в железе и его сплавах в атомарном состоянии с образованием растворов внедрения. Растворимость водорода в чистом железе подчиняется закону Сивертса: пропорциональна корню квадратному из его парциального давления, т. е.

$$[H] = K_н \sqrt{p_{H_2}}, \qquad (4.4)$$

где $Р_{H_2}$ - парциальное давление водорода; К - константа. На рис. 4.4 показана растворимость водорода в железе в зависимости от температуры.

Анализ этой зависимости позволяет сделать следующие выводы:

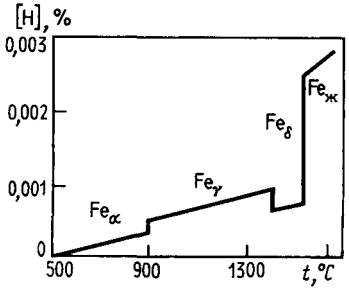


Рис. 4.4. Зависимость растворимости водорода в железе от температуры

- с повышением температуры растворимость водорода увеличивается; с понижением уменьшается;
- растворимость водорода в различных модификациях железа различна;
- при переходе железа из жидкого со стояния в твердое и из одной модификации в другую растворимость водорода меняется скачкообразно.

Исходя из этого, следует отметить, что на протяжении всего процесса затвердевания и охлаждения отливки в форме будет происходить выделение водорода.

Содержащиеся в стали элементы по-разному влияют на растворимость в ней водорода. По этому влиянию их можно разделить на 3 группы (рис. 4.5).

1. Элементы, повышающие растворимость водорода — титан, цирконий, тантал, ниобий, ванадий. Они образуют с ним достаточно стойкие соединения при низких температурах.

2. Элементы, уменьшающие растворимость водорода углерод, кремний, алюминий, бор и др. Их связи с железом сильнее, чем у водорода с железом.

3. Элементы, слабо влияющие на растворимость водорода никель, кобальт, марганец, молибден, медь, хром. Их влияние заметно проявляется только при высоких содержаниях: в средне- и высоко- легированных сталях.

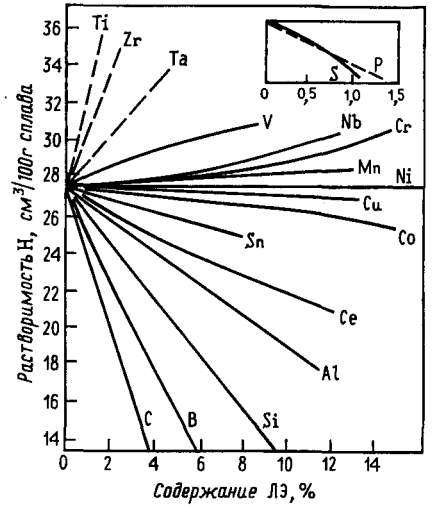


Рис. 4.5. Растворимость водорода в сплавах железо — легирующий элемент (при нормальном давлении и температуре 1600 °С)

Вследствие присутствия водорода в жидкой стали и затвердевающей отливке образуются газовые раковины.

В твердой отливке при повышении ее температуры или под влиянием времени атомарный водород может свободно диффундировать, но только если на его пути к поверхности отливки не встречаются нарушения сплошности металла. При попадании в такие полости, а также при столкновении с неметаллическими включениями и искажениями кристаллической решетки атомарный водород соединяется в молекулы, дальнейшая диффузия молекул водорода невозможна. В них начинает диффундировать атомарный водород и тоже образовывать молекулы. Процесс развивается, объем газа растет. Растет и его давление на стенки металла. И в данном месте отливки образуется сильно напряженный участок или даже внутрикристаллическая трещина, если давление газа превысит предел прочности стали, что снижает качество отливки.

4.1.3. Азот в стали и отливках

В жидкую сталь азот поступает с шихтовыми материалами. Металлический лом, скрап, чугун содержат обычно 0,002—0,008 % N. Дополнительно азот переходит в металл из печной атмосферы в области дуг при выплавке стали в дуговой электропечи. В зоне действия дуг молекулярный азот диссоциирует на атомарный. Это интенсифицирует процесс насыщения стали азотом.

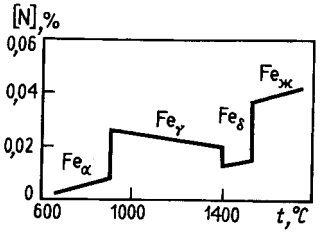


Рис. 4.6. Зависимость растворимости азота в железе от температуры

Растворимость азота в стали также подчиняется закону Сивертса и описывается уравнением

$$[N] = K\sqrt{p_{N_2}}, \qquad (4.5)$$

где K - константа; p_{N_2} - парциальное давление азота.

Кривая изменения растворимости азота в железе приведена на рис. 4.6. Анализ этого рисунка позволяет сделать следующие выводы:

— растворимость азота в α-Fe и δ-Fe увеличивается с увеличением температуры, а в γ-Fe снижается; снижение связано с уменьшением стойкости нитрида железа Fe_4N;

— растворимость азота при переходе из жидкого состояния в твердое и из одной модификации в другую изменяется скачкообразно.

Азот обладает высоким химическим сродством ко многим элементам, входящим в сталь, и образует с ними нитриды. По влиянию на растворимость азота в жидком железе элементы можно разделить на 3 группы (рис. 4.7):

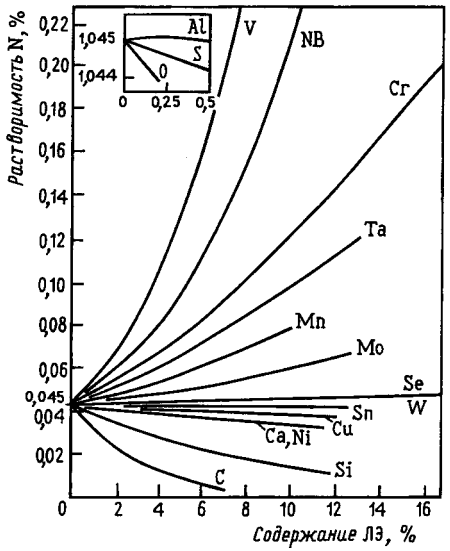


Рис. 4.7. Растворимость азота в сплавах железо — легирующий элемент (при нормальном давлении и температуре 1600 °С)

1. Элементы, образующие прочные нитриды (Al, Ti, Zr, V, Nb) и повышающие растворимость азота в железе.

2. Элементы, обычно не образующие нитридов, но обладающие достаточно высоким сродством к азоту (Cr, Ta, Mn, Mo) и заметно повышающие растворимость азота в железе.

3. Элементы, не образующие нитридов (C, Ni, Cu, Co) или образующие нитриды менее прочные, чем нитрид железа, и понижающие растворимость азота в железе.

Из теории и практики известно, что наличие в конструкционной стали 0,003—0,02 % N не приводит к образованию пузырей и пористости в процессе кристаллизации и затвердевания отливки, так как в этот момент нет пересыщения стали азотом и его парциальное давление недостаточно для развития газовыделения.

В массивных толстостенных отливках из углеродистых сталей содержание азота повышается снизу вверх и от стенок к центру. Ликвация его увеличивается с увеличением абсолютного содержания. Поэтому наличие азота и неравномерность его распределения в литой углеродистой стали нежелательны, так как азот является основной причиной «старения» сталей ферритного и ферритно-перлитного классов.

Старение это выделение избыточного азота из раствора в твердой отливке с образованием нитрида железа Fe_4N. Присутствие в стали азота в виде Fe_4N приводит к ее охрупчиванию, так как эти нитриды имеют игольчатую форму и пронизывают весь объем зерен железа. Для устранения этого явления в сталь вводят более сильные, чем железо, нитридообразующие элементы, например, Al, Ti, V и др. В общем следует отметить, что процесс старения не характерен для стальных отливок, так как практически всегда конечное раскисление стали проводят алюминием.

Присутствие азота в стальных отливках в виде дисперсных нитридов легирующих элементов (TiN, VN, ZrN, NbN, AlN и др.) приводит к их модифицированию, а также сильному упрочнению при термической обработке. Именно поэтому получили распространение высокопрочные конструкционные стали с нитридным и карбонитридным упрочнением. Положительное влияние азота не может проявляться самостоятельно, а только в сочетании с сильными нитридообразующими элементами.

Обычно содержание азота, как легирующего элемента, находится в пределах 0,01—0,04%.

Таким образом, можно выделить три положительных фактора влияния азота в сочетании с сильными нитридообразующими элементами на свойства отливок:

- устранение образования нитридов неблагоприятной морфологии (Fe пленка AlN в азотсодержащих сталях при их раскислении алюминием);

- модифицирование структуры вследствие образования в жидкой стали дисперсных тугоплавких нитридов (TiN, ZrN, HfN и др.), которые служат дополнительными центрами кристаллизации и измельчают структуру отливок;

- упрочнение отливок нитридными и карбонитридными частицами (VN, VCN и др.) в процессе термической обработки.

Максимальное содержание азота, определенное для обычной углеродистой стали в условиях равновесия при давлении ~100 кПа (1 ат) составляет 0,39 % (по массе), что значительно больше, чем содержание водорода. Но фактическое содержание азота в обычной стали, даже при выплавке в дуговой электропечи, не превышает 0,03—0,04 %. Объем азота, как газа, меньше объема водорода из-за большей атомной массы. Диффузия атомарного азота через кристаллическую решетку затруднена вследствие его больших атомных размеров по сравнению с атомным размером водорода.

Однако влиянием азота на образование газовых раковин по вине металла не следует пренебрегать. Если не связать азот в устойчивые нитриды, т. е. допустить выделение его в свободном состоянии, то аналогично водороду можно получить «азотистое кипение» стали.

4.1.4. Механизм образования зндогенных газовых включений и меры по их предотвращению

Эндогенные газовые включения характеризуются тем, что источники газов более или менее равномерно рассредоточены по всему объему жидкого металла, поэтому следовало бы считать, что газовые дефекты также равномерно распределяются по сечению отливки. Однако на практике наблюдается неравномерность распределения в отливках газовых включений, что связано с действием таких факторов, как значительный перепад температур по объему отливки, последовательный характер кристаллизации металла, ликвация, действие гравитационных сил и т. д.

При затвердевании отливок вследствие уменьшения растворимости газов в металле с понижением температуры начинается выделение газов, и пузырек зарождается в тот момент, когда их содержание превысит равновесную концентрацию для данной температуры сплава. Условие зарождения пузырька в жидком металле определяется выражением

$$P_г > P_{атм} + P_м + P_\sigma, \qquad (4.6)$$

где $P_г$ - парциальное давление газа в металле; $P_{атм}$ - атмосферное давление над уровнем металла; $P_м = \rho H_м$ — металлостатическое давление; $P_\sigma = 2\sigma/r$ — давление поверхности металла на газовый пузырек радиусом r при величине поверхностной энергии σ.

В реальных сплавах зародышами газовых пузырьков в жидком металле служат различные микро- и макровключения, а также кристаллы твердой фазы, на границе с которыми пузырьки образуются при минимальных энергетических затратах. Кроме того, при достаточно высокой концентрации кислорода в углеродистых сталях в процессе кристаллизации создаются условия для возникновения и относительно быстрого роста зародышей оксида углерода и формирования газовой пористости в отливках.

Для того чтобы снизить вероятность или исключить образование эндогенных газовых дефектов в стальных отливках, можно рекомендовать следующие меры:

— предварительную подготовку и использование чистых шихтовых материалов; применение материалов без ржавчины и влаги;

— предотвращение активного взаимодействия расплава с атмосферой печи и футеровкой;

— интенсивное ведение плавки и рафинирование расплава;

— глубокое раскисление стали перед заливкой форм;

— выбор оптимальных температур плавки и заливки;

— уменьшение времени выдержки металла в ковше;

—создание условий для удаления из отливки выделяющихся при ее затвердевании газов.

4.2. ЭКЗОГЕННЫЕ ГАЗОВЫЕ ВКЛЮЧЕНИЯ

T3653026

АХ

т

формирования достаточно прочной корочки металла на поверхности отливки Возможные причины их образования (по данным Я. И. Медведева) приведены на рис. 4.8.

4

и механизм образования экзогенных газовых дефектов

— газы, выделяющи риалов и испарении влаги;

— и огии изготовления отливки;

в литниковой системы, недостаточное сечение .д.

ней прогреваются до высоких температур, а наружная часть формы имеет темпера

x_1) прогревается до температуры выше температуры деструкции связующего

мирующих газовый поток, направл

ы, температура которой ниже 100°С, водяные пары ко

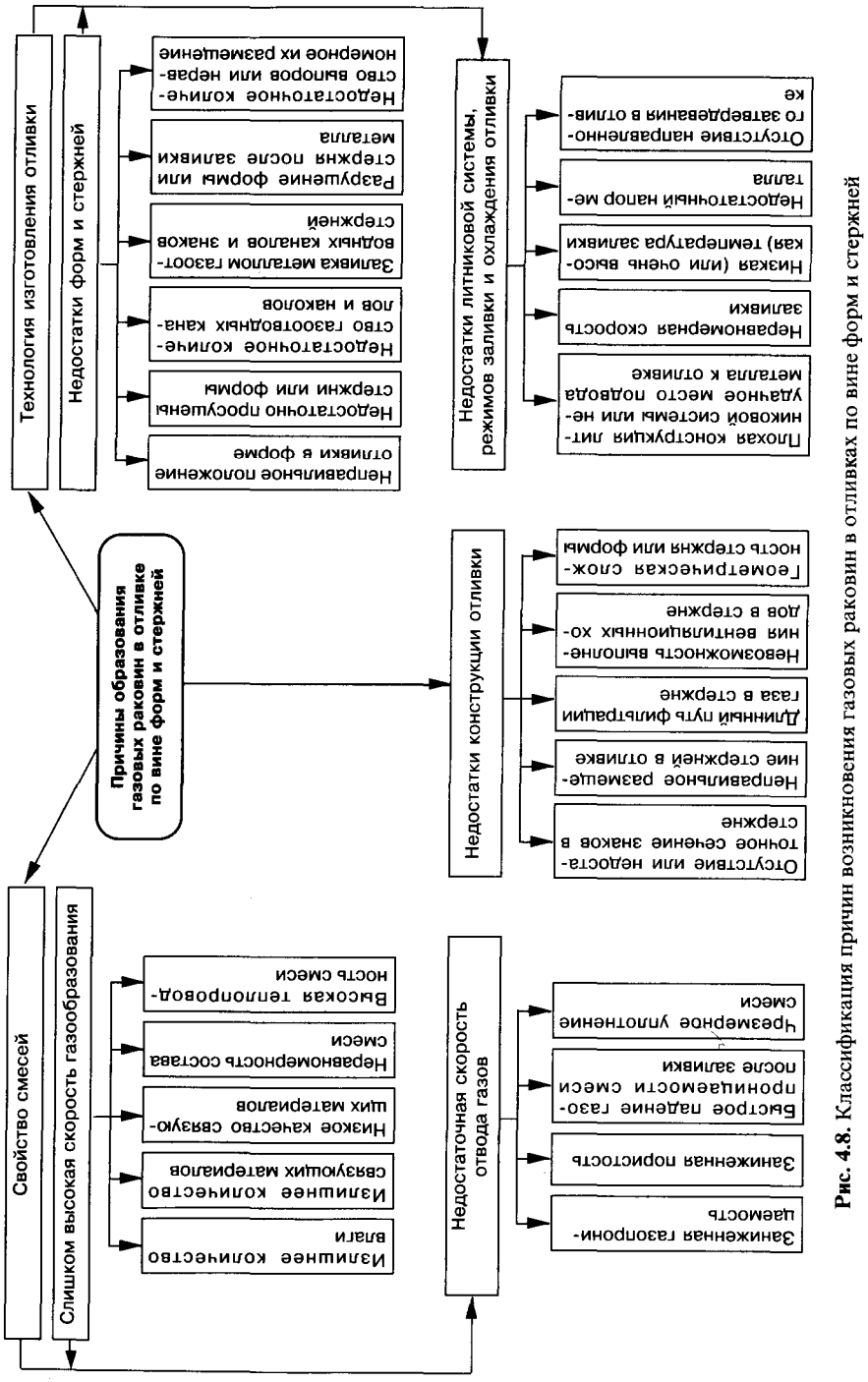
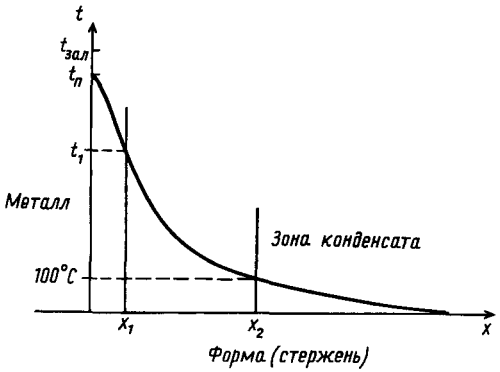


Рис. 4.8. Классификация причин возникновения газовых раковин в отливках по вине форм и стержней

Рис. 4.9. Схема процессов образования газов в отливке после заливки:
$t_{зал}$ — температура заливки металла; $t_п$ — температура поверхности формы; t_1 — температура газификации связующего; x_1 — слой формы (стержня), прогретый до температуры выше температуры газификации (деструкции) связующего материала; x_2 — слой формы, прогретый до температуры выше температуры испарения влаги формовочной смеси



$$P_ф > P_{атм} + P_{мет} + P_{пф},$$

где $P_{пф}$ — сопротивление, оказываемое силами поверхностного натяжения металла, то пузырьки, формируясь на границе раздела металла с формой, достигнув определенной величины, отрываются от поверхности формы и внедряются в жидкий металл отливки (рис. 4.10).

Для каждого участка отливки экзогенные газовые раковины образуются в период от начала заливки до момента формирования достаточно прочной корочки металла, способной противодействовать газовому давлению со стороны формы.

Для каждой части отливки имеется свое критическое время ‘С которое определяется по формуле

$$\tau_{кр} = m\xi^2, \qquad (4.7)$$

где m - коэффициент, учитывающий факторы, влияющие на скорость кристаллизации отливки; ξ - необходимая толщина затвердевшей корки металла.

Вторым по значимости фактором, вызывающим образование экзогенных газов, является инжекция воздуха, которая происходит при прохождении металла через литниковую систему. Пузырьки воздуха захватываются струей металла, вытекающей из ковша, и попадают через литниковую систему в тело отливки. Количество инжектируемого воздуха возрастает с увеличением высоты падения металла. Инжекция воздуха и газов может продолжаться во всех газопроницаемых элементах литниковой системы, особенно в тех местах, где создается разрежение из-за высокой скорости течения металла, или местах резкого изменения направления потока металла.

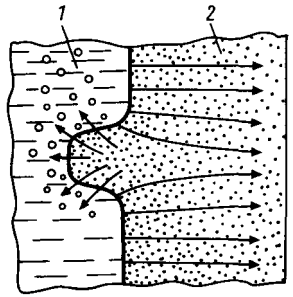


Рис. 4.10. Возможные направления движения газов, выделяющихся из формовочных смесей:
1 — металл; *2* — форма

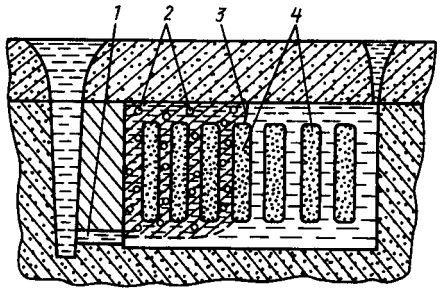


Рис. 4.11. Расположение в отливке газовых пузырьков, захватываемых металлом в литниковой системе:
1 — питатель; *2* — газовые пузырьки; *3* — линия, ограничивающая область расположения пузырьков; *4* — стержни

Пузырьки газа при выходе из питателя приобретают совместно с металлом горизонтальную скорость и вертикальную — скорость всплытия. Чем выше скорость течения металла, тем шире зона возможного загрязнения его пузырьками газов (рис. 4.11).

В тонкостенных отливках газовые пузырьки располагаются по всей отливке, так как в результате быстрого затвердевания металла всплытие пузырьков не происходит.

Характерные газовые дефекты появляются в отливках (чаще всего из углеродистых сталей) при неспокойном заполнении формы, когда при разбрызгивании струи металла образуются «корольки», т. е. небольшие по размеру капли твердого металла, покрытые оксидной пленкой. При попадании их в тело отливки оксидная пленка реагирует с углеродом стали, образуя оксид углерода, который обволакивает королек и формирует вокруг него округлую газовую раковину.

При наличии в форме во время заливки встречных потоков стали, края которых всегда окислены, в отливках образуются газовые включения, располагающиеся в виде цепочки в месте встречи потоков.

Сформированные в теле отливки газовые дефекты ослабляют ее рабочее сечение и приводят к снижению механических свойств металла.

4.2.2. Меры по предотвращению образования экзогенных газовых включений

Один из основных методов предотвращения формирования экзогенных раковин — создание направленного газового потока в формах и стержнях от поверхности отливки в глубь формы. Этому способствуют:

— минимально допустимое содержание влаги в формовочных смесях; снижение газотворной способности связующих материалов;

— использование связующих материалов с высокой температурой деструкции, что обеспечивает более позднее выделение газов;

— увеличение газопроницаемости формы по мере удаления от поверхности отливки;

— использование негазотворных красок с нулевой газопроницаемостью;

— устройство вентиляционных потоков и выпоров в форме для обеспечения отвода газов и воздуха из полости литейной формы;

— применение полых стержней и стержней с развитыми знаками;

— использование формовочных и стержневых смесей с высоким коэффициентом теплоаккумулирующей способности для более быстрого формирования твердой корки на поверхности отливок.

Кроме того, необходимо:

— применять принцип направленного затвердевания отливки и установку прибылей, обеспечивающих всплывание и удаление газов из тела отливки;

— применять литниковые системы, обеспечивающие спокойный подвод металла в форму, исключающие инжекцию воздуха и газов при за полнении формы и устраняющие встречный подвод металла.

КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ

1. Виды газовых дефектов в стальных отливках.
2. Эндогенные газовые дефекты.
3. Источники газов в стали.
4. Причины, вызывающие образование газовых дефектов в отливках.
5. Водород в стали. Растворимость водорода в расплавах стали.
6. Меры по устранению растворимости водорода в расплавах. Методы удале ния водорода из расплава.
7. Азот в стали. Растворимость азота в расплавах стали.
8. Источники азота в расплаве.
9. Меры по уменьшению растворимости азота. Методы удаления азота или его нейтрализации.
10. Образование ситовидной пористости в стальных отливках.
11. Причины образования ситовидной пористости.
12. Меры по предотвращению образования газовых дефектов эндогенного характера в стальных отливках.
13. Экзогенные газовые дефекты. Причины их образования.
14. Источники газов в форме.
15. Механизм образования экзогенных газовых дефектов.
16. Условия проникновения газов из формы в металл.
17. Влияние технологических факторов на вероятность образования экзогенных газовых дефектов.
18. Меры по предотвращению формирования экзогенных газовых дефектов в стальных отливках.

Глава 5

НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИЕ ВКЛЮЧЕНИЯ В ОТЛИВКАХ

5.1. ХАРАКТЕРИСТИКА ВКЛЮЧЕНИЙ

Неметаллическими включениями называются содержащиеся в стали и отливках соединения металлов с неметаллами (O, S, N, P, H).

Почти все включения, кроме специальных дисперсных, являются концентраторами напряжений в отливках, ускоряют зарождение и развитие трещин и оказывают существенное влияние на характер разрушения. Степень влияния включений на свойства отливок зависит и от свойств самих включений типа, формы, размеров, состава, расположения, твердости, прочности, температуры плавления, стабильности и др.

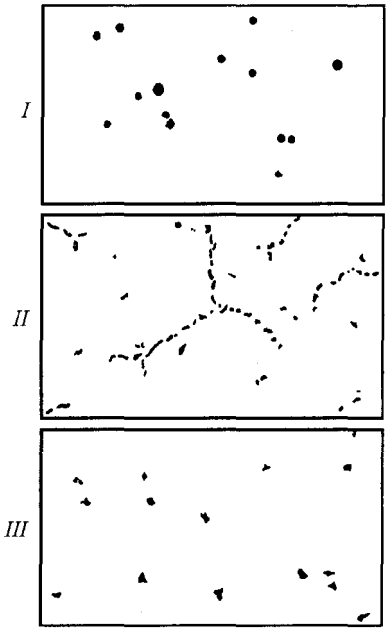


Рис. 5.1. Типы включений в среднеуглеродистой стали:
I — глобулярные дезориентированные; *II* — эвтектические, ориентированные по границам зерен; *III* — угловатые дезориентированные. × 200

Наиболее часто встречающиеся в структуре литой стали типы неметаллических включений представлены на рис. 5.1.

Увеличение загрязненности отливок включениями приводит к уменьшению живого сечения металла и к снижению пластичности и особенно ударной вязкости.

Количественную оценку загрязненности (индекс загрязненности) сталей неметаллическими включениями осуществляют по ГОСТ 1778-70 линейным методом (под микроскопом на нетравленых шлифах, для изготовления которых вырезают образцы: из слитка на расстоянии 2/3 высоты (рис. 5.2, а), из пробы в виде шайб толщиной 10 мм (рис. 5.2, б), из лепестков трефы (рис. 5.2, в), из клиновой пробы (рис. 5.2, г).

Шлиф расчерчивают параллельными линиями в произвольном на правлении. Длина линии для подсчета составляет не менее 3 см и проходит через периферийные и центральные зоны литых проб.

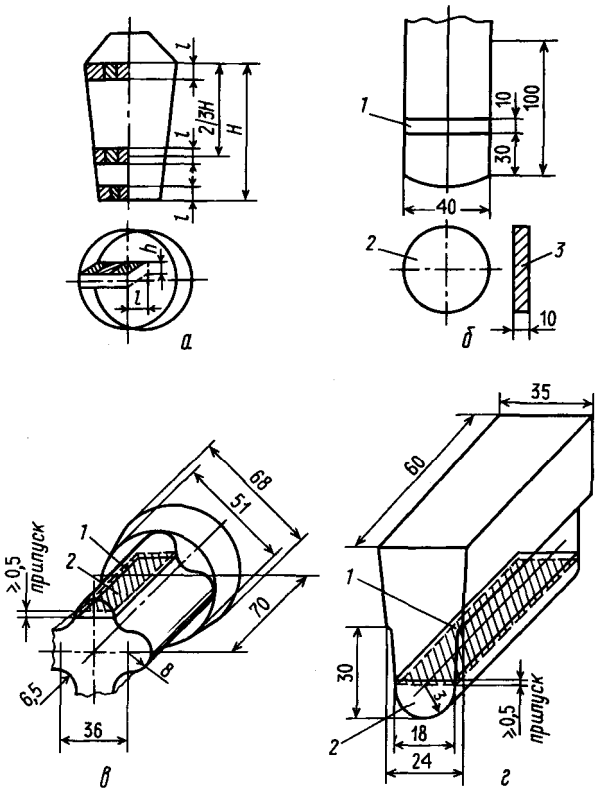


Рис. 5.2. Схемы вырезки образцов для определения количества неметаллических включений:
а — слиток; *б* — литая проба; *в* — трефа; *г* — клиновая проба

Шлиф устанавливают на предметный столик микроскопа и передвигают в одном направлении вдоль нанесенных линий. Измеряют максимальные размеры включений a (рис. 5.3), попадающих в перекрестие линий окуляра, определяют принадлежность их к одной из размерных групп, указанных в табл. 5.1.

Загрязненность можно оценивать либо отдельно по оксидным, сульфидным и нитридным включениям, либо совокупно по всем видам включений, а за тем вычислять индекс загрязненности включениями J по формуле

$$J = \frac{b\sum a_i m_j}{l}, \qquad (5.1)$$

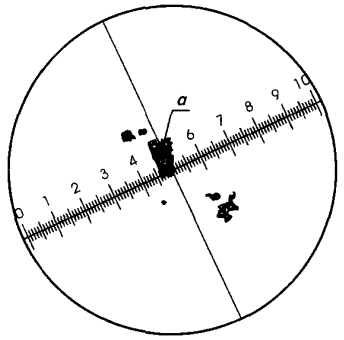


Рис. 5.3. Схема подсчета включений линейным методом;
а — включения, попавшие в подсчет

где b — цена деления окулярной шкалы при данном увеличении, мкм; a_i - значение размеров включений в делениях окулярной шкалы; m_j - количество включений данной группы; l — длина подсчета, мкм.

Таблица 5.1. **Размерные группы неметаллических включений (ГОСТ 1778-70)**

Группа включений	Размер включений в делениях окулярной шкалы	Средний размер включений в делениях окулярной шкалы	Группа включений	Размер включений в делениях окулярной шкалы	Средний размер включений в делениях окулярной шкалы
1	0—2,0	11	9	16,1—18,0	17
2	2,1—4,0	3	10	18,1—20,0	19
3	4,1—6,0	5	11	20,1—22,0	21
4	6,1—8,0	7	12	22,1—24,0	23
5	8,1—10,0	9	13	24,1—26,0	25
6	10,1—12,0	11	14	26,1—28,0	27
7	12,1—14,0	13	15	28,1—30,0	29
8	14,1—16,0	15			

Пример определения индекса загрязненности стали 35Л, выплавленной в электропечи с кислой футеровкой, приведен в Приложении 23.

Загрязненность включениями типа II и III в большей степени снижает пластичность и вязкость металла отливок, чем загрязненность включениями типа I (рис.5.4).

Влияние увеличения загрязненности включениями на пластичность и ударную вязкость стали 35 (по данным Ю.А. Шульте) представлено на рис. 5.5, а на пластические характеристики стали 110Г13Л—на рис. 5.6.

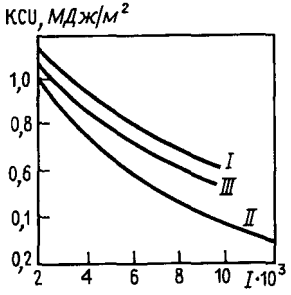


Рис. 5.4. Влияние индекса загрязненности различными типами (I, II, III) неметаллических включений на ударную вязкость стали 35Л

По химическому составу включения делят на 2 группы — простые и сложные.

Простые включения:

- оксиды (FeO< CaO, SiO_2, $A1_2O_3$, MnO и др.);
- сульфиды (MnS, FeS, CaS и др.);
- нитриды (AlN, TiN, VN, ZrN и др.);
- карбиды (Fe_3C, TiC, VC, Mo_2C и др.);
- фосфиды (Fe_3P, Fe_2P и др.).

Сложные включения, состоящие из двух и более компонентов, например:

— оксисульфиды CaO * CaS

— оксинитриды TiO * TiN;

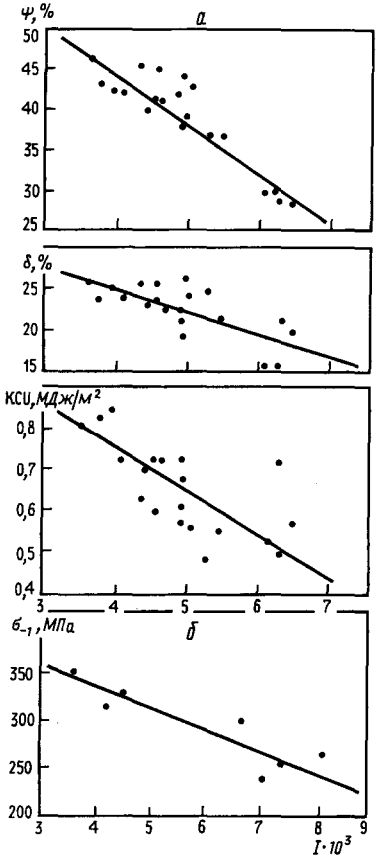


Рис. 5.5. Влияние индекса загрязненности на пластичность и вязкость стали 35Л (нормализация и отпуск) (*а*) и усталостную прочность стали 45Л (*б*)

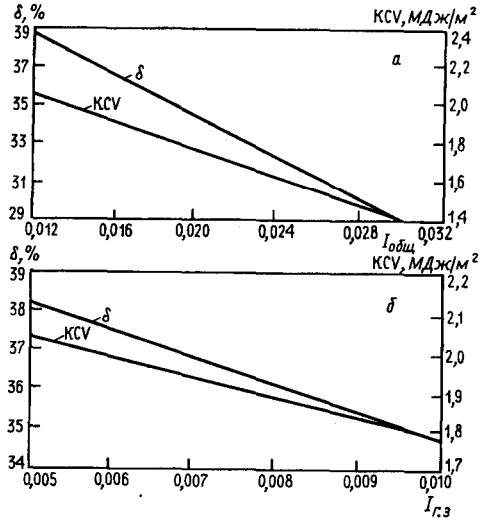


Рис. 5.6. Влияние индекса общей загрязненности (*а*) и индекса загрязненности границ зерен (*б*) на свойства стали 110Г13Л

— карбонитриды TiC * TiN, VC * VN;

— силикаты 2FeO * SiO, 2MnO * SiO_2;

— оксисульфонитриды TiO_2 * TiN * TiS;

— алюмосиликаты nMnO * mSiO_2 * pAl_2O_3.

Характерные признаки и свойства неметаллических включений при ведены в Приложении 24.

По размерам различают макровключения и микровключения.

Макровключения обнаруживаются в изломе или на поверхности стального образца невооруженным глазом или при небольших увеличениях до 20 крат.

Микровключения обнаруживаются на шлифе лишь под микроскопом при увеличении не менее 50. Обычно при изучении микровключений применяют увеличение от 300 крат и более, а в отдельных случаях и более 2000, как, например, при изучении нитридов алюминия AlN или карбидов ванадия VC.

Микроскопические включения состоят в основном из продуктов раскисления стали и существенно влияют на усталостные и ударные свойства отливок. Обычно количество оксидных микроскопических включений соответствует содержанию кислорода в стали. Поэтому контроль концентрации и выбор метода раскисления являются основными средствами регулирования содержания микровключений для повышения свойств стальных отливок.

5.2. ЭНДОГЕННЫЕ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИЕ ВКЛЮЧЕНИЯ

Эндогенные это включения, образовавшиеся в результате химических реакций, протекающих в процессе обработки и охлаждения расплава и затвердевания отливки. В этой группе включений различают соединения следующих видов: оксиды, сульфиды, оксисульфиды, нитриды и карбонитриды. В литой стали они присутствуют в форме раз личных кристаллов и глобулей. С понижением температуры жидкой ста ли растворимость кислорода, азота, серы снижается, и они вступают в соединения с другими компонентами стали, образуя неметаллические включения. Если растворимость указанных элементов в жидкой стали велика и резко снижается только при кристаллизации, то включения рас полагаются вокруг зерен твердого металла в виде оболочек или цепочек. В процессе кристаллизации стали расплав непрерывно обогащается примесями, что вызывает междендритную и зональную сегрегацию включений.

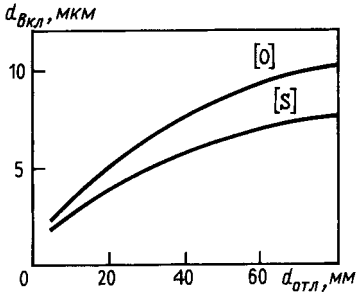


Рис. 5.7. Влияние диаметра отливки на размеры образующихся включений

Причем, чем толще стенка отливки, тем больше размер включения (рис. 5.7).

Эндогенные включения по времени их образования делят на следующие группы (В. И. Явойский):

— первичные выделяются в процессе плавки стали и при ее раскислении;

— вторичные или докристаллизационные — выделяются из стали после конечного раскисления до температур кристаллизации;

— третичные или кристаллизационные — выделяются в процессе кристаллизации отливки

— четвертичные или послекристаллизационные — выделяются уже в твердой отливке при ее охлаждении, когда резко снижается растворимость кислорода, азота и других примесей.

Выделение включений на всех этапах происходит вследствие снижения растворимости примесей стали, диффузии, конвективного массопереноса и других явлений.

Первичные и вторичные включения большей частью удаляются из расплава стали, третичные большей частью остаются, четвертичные полностью остаются в отливке. Поэтому последние две группы неметаллических включений оказывают наиболее сильное негативное влияние на свойства отливок.

5.3. УДАЛЕНИЕ ЭНДОГЕННЫХ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ

Основные меры по борьбе с вредным влиянием включений должны быть направлены на предоставление им возможности всплыть или выделиться из жидкой стали как можно раньше, в дисперсной, беспорядочной или округлой форме.

Всплывание неметаллических включений в расплаве происходит под действием силы *f*:

$$f = \frac{4}{3}\pi r^3(\rho_{ст} - \rho_{вкл}), \qquad (5.2)$$

где r — радиус включения, см; $\rho_{ст}$ — плотность жидкой стали, г/см^3; $\rho_{вкл}$ — плотность включения, г/см^3.

Скорость всплывания зависит от сопротивления среды этому процессу. Сопротивление среды движению малых сферических частиц определяется законом Стокса:

$$S = 6\pi r v \frac{\eta}{g}, \qquad (5.3)$$

где v — скорость всплывания, см/с; η — вязкость жидкой стали, г/(см * с);
g — ускорение силы тяжести, м/с

Определяя скорость всплывания включений из условий равенства *f*=5, получим:

$$\frac{4}{3}\pi r^3(\rho_{ст} - \rho_{вкл}) = 6\pi r v \frac{\eta}{g}. \qquad (5.4)$$

Отсюда

$$v = \frac{2}{9} \cdot \frac{g}{\eta} r^2(\rho_{ст} - \rho_{вкл}). \qquad (5.5)$$

Анализ формулы (5.5) показывает, что скорость всплывания растет пропорционально квадрату радиуса включения и уменьшению плотности частиц и снижается с повышением вязкости расплава.

Известно, что с повышением температуры вязкость расплава уменьшается. Это означает более эффективное выделение неметаллических включений при повышенных температурах. Поэтому понятно стремление получать неметаллические включения в жидком состоянии, сферической формы, легкокоагулирующими, крупных размеров.

Скорость всплывания включений диаметром 0,1 мм в стали составляет всего 80 см/мин, диаметром 0,01 мм — 0,8 см/мин, диаметром 0,001 мм — 0,008 см/мин, для сравнительно крупных марганцевых силикатов диаметром 1 мм определена скорость всплывания в 1550 см/мин (данные Ю. А. Нехендзи).

Следовательно, мелкие включения диаметром около 0,01 мм практически не удаляются из отливки. Только при очень длительной выдержке в печи или в ковше возможно частичное всплывание мелких включений, что не всегда технологически возможно.

Включения, которые не успевают удалиться и остаются в отливке после ее затвердевания, вызывают дефекты структуры и ухудшают механические свойств.

Основные меры по удалению и снижению вредного влияния неметаллических включений следующие:

- комплексное раскисление стали;
- рафинирование, вакуумирование стали;
- продувка инертными газами и порошкообразными материалами;
- модифицирование включений;
- оптимальный режим заливки форм.

В каждом конкретном случае на практике определяют пути снижения содержания включений в отливках при данной технологии их изготовления, а также пути перевода включений в такое состояние, при котором их негативное влияние на свойства литья было бы минимальным.

Эффективным способом уменьшения влияния неметаллических включений и повышения свойств стали и отливок из нее является модифицирование состава и изменение морфологии включений. Этот способ нашел широкое применение в литейном производстве.

Конечное раскисление стали алюминием, используемое практически всегда в литейном производстве, обеспечивает ее удовлетворительное качество, но не является оптимальным. Образующиеся в стали остроугольные включения оксисульфидов, корунда и шпинелей служат концентраторами напряжений, способствуют образованию микротрещин, охрупчивающих металлическую матрицу, и снижают свойства отливок. Наиболее желательные формы включений округлые или глобулярные, которые гасят возникающие микротрещины. Поэтому в процессе производства стальных отливок стремятся получать глобулярные включения. Для этого широко используются редкоземельные (РЗМ) и щелочноземельные (ЩЗМ) металлы: Mg, Ca, Ba, Ce, La, Y и др. Эти металлы обладают высоким сродством к кислороду, сере, азоту и нейтрализуют их вредное влияние. Введение таких элементов в жидкую сталь приводит к глобуляризации включений, очищению стали от них, измельчению дендритной структуры и зерна. Все это обусловливает повышение литейных, механических и эксплуатационных свойств отливок.

Как правило, РЗМ и ЩЗМ вводят в расплав стали в виде лигатур и ферросплавов: силикокальция, ферроцерия, ЖКМК (железо—кремний — магний — кальций), силикобария, алюмобария и др. Применение лигатур более эффективно, так как увеличивает усвоение РЗМ и ЩЗМ и повышает эффект модифицирования.

После обработки стали силикокальцием природа включений значительно меняется. Угловатые включения типа III становятся глобулярными перитектическими включениями типа I. Эти комплексные оксисульфидные включения располагаются внутри металлической матрицы дезориентированно на значительном расстоянии одно от другого. Остроугольные кристаллические включения корунда и шпинелей находятся внутри округлых сульфидных оболочек. Механические и эксплуатационные показатели отливок значительно улучшаются.

Из редкоземельных металлов для обработки расплавов стали наиболее часто применяют лантан, церий, иттрий. Характерной особенностью РЗМ является их высокое химическое сродство к большей части элементов, содержащихся в стали, особенно к таким нежелательным примесям, как кислород, сера, азот, водород, фосфор, цветные металлы (Pb , Bi, Sb, Sn и др.). РЗМ не только снижают содержание этих примесей в стали, но и переводят их из активных форм в пассивные, что способствует очищению границ зерен. Включения, образуемые РЗМ (оксиды, сульфиды, нитриды), оказывают также модифицирующее влияние на структуру стали.

Однако следует отметить, что плотность включений РЗМ с примесями стали незначительно меньше плотности самой стали, поэтому их удаление затруднено. Следовательно, наибольший эффект от обработки стали добавками РЗМ достигается при их воздействии на морфологию оставшихся включений.

Основными критериями оценки модификаторов неметаллических включений следует считать: энергию образования элементов с кислородом, серой, азотом и углеродом, их растворимость в жидкой стали, давление пара при температурах жидкой стали, стоимость модификаторов, плотность образуемых ими включений. Стандартная свободная энергия образования сульфидов, оксидов, оксисульфидов, нитридов и других соединений определяет интенсивность модифицирующего воздействия отдельных элементов.

При модифицировании неметаллических включений должна быть установлена стандартная технология, обеспечивающая воспроизводимость результатов при оптимальном сочетании степени чистоты стали, свойств отливок и их стоимости.

5.4. ЭКЗОГЕННЫЕ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИЕ ВКЛЮЧЕНИЯ

Экзогенные включения — это включения, случайно попавшие в расплав, например, в результате химической или механической эрозии огнеупоров кладки печей и ковшей, материалов форм и стержней. Иногда экзогенные включения успевают прореагировать с компонентами жидкой стали и становятся подобными эндогенным. Это вызывает трудности при их идентификации.

При заливке форм расплав, падая и передвигаясь с большой скоростью по каналам литниковой системы, оказывает механическое и химическое воздействие на материал формы, способствуя активной эрозии. Отрыв зерен песка от формы происходит непрерывно и с увеличением массы заливаемого металла возрастает. Например, при производстве отливок массой более 20 т скорость движения металла в канале литниковой системы превышает 1 м/с при удельном расходе стали от 15 до 20 кг/с. С увеличением массы отливок продолжительность контакта расплава с элементами формы возрастает, что усиливает эрозию песчаных форм. Увлекаемые струей металла зерна формовочной или стержневой смеси попадают в объем отливки. Силикатные включения хорошо смачиваются жидкой сталью и поэтому легко вовлекаются в тело отливки. Кроме того, поскольку в составе расплава всегда присутствуют оксиды компонентов стали, то указанные частицы кварцевого песка, соединяясь с ними, образуют различные комплексные соединения (например, алюмосиликаты), которые не успевают всплыть при затвердевании металла и остаются в отливке.

Чем выше отношение концентрации марганца к концентрации кремния, тем больше сталь загрязняется неметаллическими включениями.

При эрозии формы появляется большое количество легкоплавких шлаковых частиц, которые коагулируют и образуют крупные (до 2000 мкм) глобулярные включения. При заливке перегретой стали количество крупных, беспорядочно расположенных грубых экзогенных включений возрастает, что заметно ухудшает свойства металла отливок.

На пораженность отливок экзогенными включениями существенно влияют вид формы, свойства формовочных и стержневых смесей, конструкция литниковой системы, размеры и конфигурация отливок.

При использовании сырых песчаных форм загрязненность отливки экзогенными включениями возрастает. Это обусловлено более низкой прочностью, в том числе и поверхностной, высокой влажностью форм. В этом случае возрастает количество как оксидных, так и силикатных включений.

Включения могут образовываться также в результате взаимодействия жидкой стали с огнеупорами печи и ковшей. Масса разрушенных огнеупоров ковша за одну разливку составляет 0,2—0,5 % от массы плавки.

Таким образом, при производстве стальных отливок основная доля экзогенных включений образуется из материалов формы, причем их состав и свойства, включая огнеупорность, играют первостепенную роль.

5.5. ПРЕДОТВРАЩЕНИЕ ОБРАЗОВАНИЯ ЭКЗОГЕННЫХ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ

К основным мерам, предотвращающим образование экзогенных неметаллических включений, относятся:

— использование формовочных и стержневых смесей, обладающих высокими прочностью, поверхностной прочностью, огнеупорностью, что уменьшает их эрозию. При производстве средних и крупных стальных отливок предпочтение следует отдавать формовке по сухому;

— использование литниковой системы, как правило, расширяющейся без резких поворотов, обеспечивающей заполнение всего объема формы металлом и исключающей окисление стали в процессе заливки;

— использование огнеупорных красок, исключающих взаимодействие расплава с материалом формы;

— выбор оптимального режима заливки формы;

— исключение заливки металлом с высоким перегревом;

— заливка хорошо раскисленным металлом во избежание взаимодействия оксидов компонентов стали с оксидами формовочной смеси;

— очистка форм перед заливкой.

КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ

1. Виды неметаллических включений в стальных отливках.
2. Эндогенные неметаллические включения и условия их образования.
3. Классификация эндогенных неметаллических включений по времени их образования.
4. Источники неметаллических включений в отливках.
5. Форма состояния неметаллических включений.
6. Роль неметаллических включений в формировании свойств стали в отливках.
7. Методы снижения негативного влияния неметаллических включений на свойства стали в отливках.
8. Удаление неметаллических включений.
9. Экзогенные неметаллические включения, их источники.
10. Меры по предотвращению образования экзогенных включений.

Глава 6

ЛИТЕЙНЫЕ СВОЙСТВА СТАЛИ

Основными характеристиками технологичности сталей являются их литейные свойства определенная совокупность физических, тепло-физических, физико-химических и других свойств, проявляющихся комплексно на различных этапах получения отливки и оказывающих непосредственное влияние на ее качество.

В общем случае литейные свойства представляют собой показатели или величины, характеризующие поведение сплавов при изготовлении из них отливок.

Литейные свойства проявляются в области жидкого состояния сталей, при затвердевании, в жидко-твердой и твердо-жидкой областях, в твердом состоянии. Они могут совпадать с физическими и химическими свойствами сталей (например, температуры ликвидуса и солидуса, вязкость, склонность к поглощению газов, к образованию неметаллических включений и др.) или представлять собой тот или иной комплекс физико-химических свойств (например, жидкотекучесть, трещиноустойчивость, усадка, ликвация и др.).

6.1. ЖИДКОТЕКУЧЕСТЬ СТАЛИ И ЗАПОЛНЯЕМОСТЬ ЛИТЕЙНОЙ ФОРМЫ

Одним из основных требований к качеству отливок является их соответствие по геометрическим параметрам литейной форме. Для обеспечения этого соответствия необходимо, чтобы жидкий металл, заливаемый в литейную форму, заполнил все ее полости и точно воспроизвел ее внутреннюю конфигурацию. Расплав поступает в форму через каналы литниковой системы, поэтому многие параметры заполнения литейной формы можно установить по законам гидравлики. Однако заполнение литейной формы не является чисто гидравлическим процессом и всегда сопровождается охлаждением металла. При температуре ниже температуры ликвидус в расплаве выпадают твердые кристаллы. По мере накопления твердой фазы скорость течения уменьшается, затем течение прекращается. Следовательно, возможность заполнения литейной формы ограничена временем, в течение которого расплав, находясь в жид ком и жидко-твердом состояниях, сохраняет способность течь. Это время заполнения для одного и того же сплава при одинаковых гидравлических условиях определяется температурой заливки расплава, начальной температурой формы, теплофизическими характеристиками сплава

и материала формы, условиями теплообмена на границе раздела металл — форма и может быть рассчитано по физическим законам.

Вместе с тем, различные стали при сравнимых тепловых и одинаковых гидравлических условиях обладают разной способностью течь и заполнять литейную форму. Это обусловлено особенностями их кристаллизации. Стали с широким интервалом кристаллизации затвердевают с образованием разветвленных дендритов, которые растут перпендикулярно поверхности охлаждения. При этом «живое» сечение заполняемого канала уменьшается, и течение расплава затрудняется. Поэтому такие стали заполняют форму хуже, чем стали с узким интервалом кристаллизации.

Кроме условий заполнения формы, важным является точность воспроизведения металлом ее конфигурации. В этом велика роль капиллярных сил. Обычно материал формы не смачивается металлом, поэтому капиллярные силы препятствуют воспроизведению точного рельефа поверхности формы. Этому также препятствуют оксидные плены, образующиеся на поверхности расплавов.

Способность сплава воспроизводить рельеф поверхности формы называют формозаполняемостью.

На заполняемость литейной формы оказывают влияние три группы факторов.

• К первой группе относят свойства сплава: теплопроводность, теплоемкость, интервал и теплоту кристаллизации, склонность сплава к окислению, поверхностное натяжение и др.

• Ко второй группе относят свойства литейной формы: теплоаккумулирующую способность, газопроницаемость, шероховатость поверхности формы и др.

• К третьей группе относят условия заливки: металлостатический напор, перегрев расплава, температуру литейной формы и т. д.

Если стабилизировать вторую и третью группы факторов, то заполняемость литейной формы будет зависеть только от свойств расплава, т. е. от его жидкотекучести способности расплава течь и заполнять литейную форму.

Различают нулевую жидкотекучесть, истинную, условно-истинную и практическую.

Нулевая жидкотекучесть наступает тогда, когда сталь перестает течь, находясь только под собственным металлостатическим давлением, в интервале температур ликвидус - солидус в момент, когда вязкость стали резко возрастает из-за образования некоторого количества твердой фазы. Экспериментально было установлено, что нулевая жидкотекучесть стали наступает примерно при образовании более 20% твердой фазы.

Истинная жидкотекучесть определяется для разных составов сталей при одинаковой величине перегрева над температурой нулевой жидкотекучести.

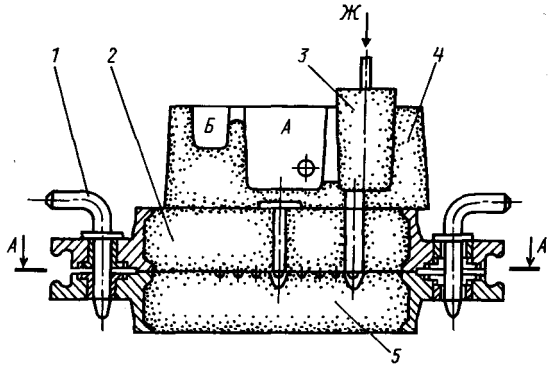
Поскольку температуру нулевой жидкотекучести очень трудно установить экспериментально, то в порядке приближения к показателю истинной жидкотекучести определяют так называемую условно-истинную жидкотекучесть.

Условно-истинная жидкотекучесть определяется для разных сталей при одинаковом перегреве над температурой ликвидус.

Практическая жидкотекучесть. В производственных условиях часто сравнивают жидкотекучесть сталей по показателю практической жидкотекучести, которая определяется при постоянной температуре заливки сталей независимо от величины перегрева над линией нулевой жидкотекучести.

Для оценки жидкотекучести используют специальные пробы, где за ее величину принимают длину канала, который заполняется сплавом при данных стандартных условиях заливки проб. Существует ряд конструкций таких проб. ГОСТ 16438-81 рекомендует так называемую спиральную пробу (рис. 6.1).

Часто на рабочих площадках сталеплавильных печей применяют U-образную пробу Ю. А. Нехендзи, А. М. Самарина и С. К. Кантеника



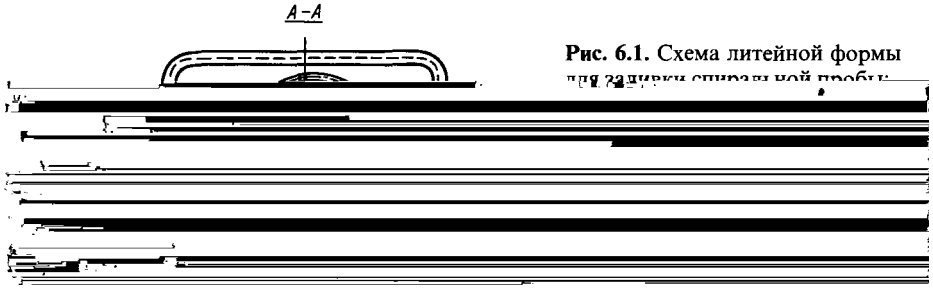
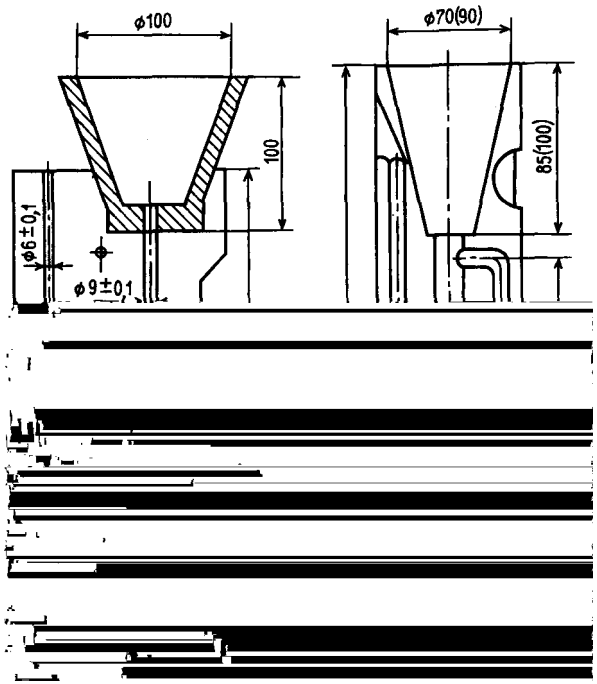


Рис. 6.1. Схема литейной формы для заливки спиральной пробы:



(рис. 6.2), которая имеет канал постоянного сечения и представляет собой металлическую разъемную форму.

Количественной характеристикой жидкотекучести является длина за полнившейся части вертикального канала диаметром 6 мм. Длину прутка измеряют от места перехода широкого сечения стояка в узкий канал (рис. 6.2, а). усовершенствованный вариант этой пробы (рис. 6.2, б) позволяет одновременно оценивать также усадку и склонность к образованию трещин.

Взаимосвязь жидкотекучести стали и диаграммы состояния системы Fe — C определяется главным образом температурным интервалом кристаллизации ($\Delta t_{кр}$) и положением линии нулевой жидкотекучести. Эта линия, представляющая собой геометрическое место точек — температур нулевой жидкотекучести, располагается между линиями ликвидуса и солидуса, и ее положение меняется в зависимости от характера первичной кристаллизации стали (рис. 6.3).

Если характер кристаллизации стали последовательный, то течение расплава останавливается при образовании 60—70 % твердой фазы, и линия нулевой жидкотекучести смещается в сторону t_c. Если же кристаллизация объемная, то для остановки течения расплава достаточно 20—30 % твердой фазы, и линия нулевой жидкотекучести смещается к ликвидусу.

Следует иметь в виду, что на жидкотекучесть влияет не весь температурный интервал кристаллизации, а главным образом часть его, расположенная между линиями ликвидуса и нулевой жидкотекучести.

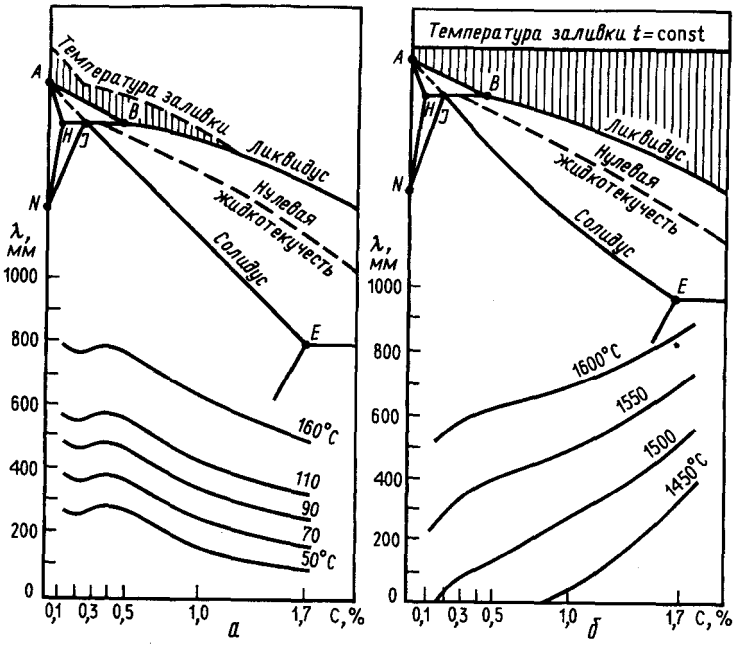


Рис. 6.3. Зависимость жидкотекучести (по спирали) углеродистой стали от содержания углерода:
а — истинная (на кривых указаны температуры перегрева); *б* — практическая

Это так называемый эффективный интервал кристаллизации:

$$\Delta t_{\text{эф.кр}} = t_{\text{л}} - t_{\text{н.ж}},$$

где $t_{\text{л}}$ - температура ликвидуса стали, °С; $t_{\text{и.ж}}$ — температура нулевой жидкотекучести, °С.

Роль эффективного интервала кристаллизации для различных классов сталей неоднозначна. При сопоставлении жидкотекучести разных сталей (углеродистых, конструкционных, легированных, высоколегированных, жаропрочных, коррозионностойких и др.) в ряде случаев наблюдается прямая зависимость: чем больше $\Delta t_{\text{кр.эф}}$, тем выше жидкотекучесть, так как сталь находится дольше в жидкоподвижном состоянии.

Какими бы ни были форма и сечение канала, заполняемого сплавом, характеристика жидкотекучести λ (мм) может быть выражена в виде

$$\lambda = \nu \tau, \qquad (6.2)$$

где ν — средняя скорость течения металла по каналу, мм/с; τ — время течения металла до момента достижения им нулевой жидкотекучести, с.

Скорость течения характеризует течение любой жидкости: она возрастает с увеличением напора и уменьшается с увеличением гидравлического сопротивления в канале и вязкости жидкости.

Что же касается времени (τ), то оно в данном случае представляет собой продолжительность возможного течения, зависящего прежде всего от температуры расплава и условий теплоотвода, определяющих степень развития затвердевания на стадии течения. Последние факторы наиболее сильно влияют на жидкотекучесть стали. С учетом такого механизма для анализа и оценки жидкотекучести сплавов Ю. А. Нехендзи предложил следующее эмпирическое соотношение:

$$\lambda = A\rho \frac{c\left(T_{\text{з}} - T_{\text{н.ж}}\right) + mQ_{\text{кр}}}{\left(T_{\text{м}} - T_{\text{ф}}\right)}, \qquad (6.3)$$

где А — постоянная величина, характеризующая условия теплоотвода от металла в форму; ρ — плотность сплава, кг/м^3; с — удельная теплоемкость сплава, кДж/(кг*К); $T_{\text{З}}$ - температура заливки сплава, К; $T_{\text{н.ж}}$ — температура нулевой жидкотекучести, К; $T_{\text{м}}$ - температура сплава в форме, К; Тф — температура стенок формы, К; $Q_{\text{кр}}$ — теплота кристаллизации сплава, Дж/кг; m — относительное количество закристаллизовавшегося сплава к моменту наступления нулевой жидкотекучести.

Из соотношения (6.3) следует, что важнейшими технологическими средствами улучшения жидкотекучести являются: повышение температуры заливки стали и уменьшение разности температур $T_{\text{м}} — T_{\text{ф}}$, т. е. повышение температуры стенок формы.

С повышением температуры заливки стали жидкотекучесть увеличивается. В то же время характер зависимости жидкотекучести от температуры обусловливает возникновение ряда дефектов. Так, при очень высокой жидкотекучести увеличиваются механический пригар и заливы, из-за которых могут возникнуть горячие трещины, так как заливы затрудняют сжатие отливки в форме. При очень низкой жидкотекучести получаются недоливы, спаи, газовые дефекты.

Жидкотекучесть стали значительно хуже жидкотекучести чугуна. Главной причиной такого различия является увеличенный перепад между температурой стали и температурой стенки формы. Вследствие высокой температуры заливаемой стали происходит более интенсивная теплоотдача в окружающую среду, и быстрее снижается температура перегрева. Создавать высокий перегрев в стали над ликвидусом затруднительно из-за его высокой температуры, так как это приводит к большой тепловой напряженности плавильного агрегата и дополнительным затратам энергии. Поэтому в практике производства стального литья всегда стремятся уменьшить потери теплоты сталью при заливке форм. С этой целью, например, заливку форм целесообразно вести не через носок ковша, а через стопорное отверстие в его дне, когда зеркало металла в ковше хорошо закрыто слоем шлака. Струя при этом имеет меньшую поверхность охлаждения, она более компактна, и создаются условия для получения более высокого напора металла при заполнении формы.

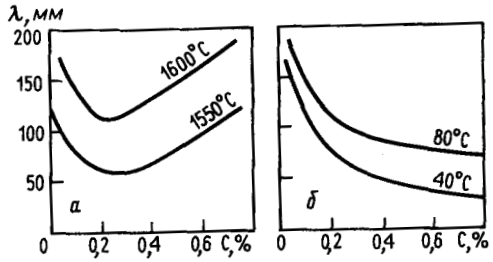


Рис. 6.4. Зависимость жидкотекучести углеродистой стали от содержания углерода:
а — практическая; *б* — условно-истинная (на кривых указаны температуры перегрева)

В конструкции литниковых систем, как правило, не применяются литниковые чаши, в которых образуется дополнительное зеркало металла, усиливающее потери теплоты излучением.

У углеродистых нелегированных сталей жидкотекучесть в основном зависит от содержания углерода и температуры заливки, с увеличением которых она увеличивается. Изменение практической жидкотекучести, измеренной при постоянной температуре заливки, и условно-истинной — при постоянном перегреве над ликвидусом в зависимости от содержания углерода представлено на рис. 6.4.

Обращает на себя внимание довольно резкое ухудшение практической жидкотекучести стали с повышением содержания углерода до 0,2 %, хотя при этом перегрев над ликвидусом возрастает. В связи с этой особенностью логичным является вывод о том, что такой перегрев не определяет характера изменения жидкотекучести стали в интервале концентрации углерода до 0,2%. Существует, очевидно, другой, более действенный фактор.

На рис. 6.5 показан характер изменения темпа кристаллизации при повышении содержания углерода. Характеристика темпа кристаллизации рассчитывалась по равновесной диаграмме системы Fe — C вблизи температуры ликвидус по правилу отрезков в соответствии с соотношением

$$m = T_{тв} / T_{тв+ж} \qquad (6.4)$$

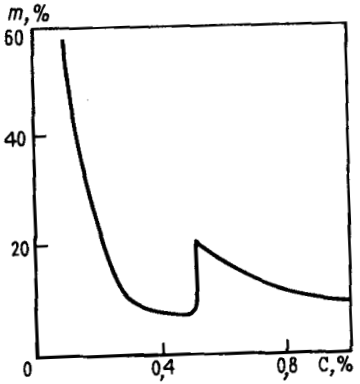


Рис. 6.5. Зависимость темпа кристаллизации (*m*) стали от содержания углерода

Кривая на рис. 6.5 отражает изменение не только относительного количества образовавшейся твердой фазы, но и со ответственно относительного количества выделившейся при этом теплоты кристаллизации. При сопоставлении кривых на рис. 6.4 и 6.5 видно полное соответствие их характера до содержания углерода 0,2%.

Совпадающий характер отмеченных участков кривых позволяет объяснить особенность изменения жидкотекучести стали влиянием теплоты кристаллизации, которое отражено в формуле (6.3) слагаемым $mQ_{кр.}$

В стали с низким содержанием углерода при достижении температуры ликвидус сразу же закристаллизовывается наибольшая часть сплава. При этом выделяется наибольшее количество теплоты кристаллизации, способствующей сохранению жидкотекучести стали. В сталях с более высоким содержанием углерода и с пониженным темпом кристаллизации теплота кристаллизации выделяется более рассредоточенно по всему интервалу кристаллизации. Изменение практической жидкотекучести при больших, чем 0,2 %, содержаниях углерода обусловлено увеличением перегрева над ликвидусом. Ухудшение условно-истинной жидкотекучести связано с расширением интервала кристаллизации, способствующим усилению гетерогенности характера затвердевания.

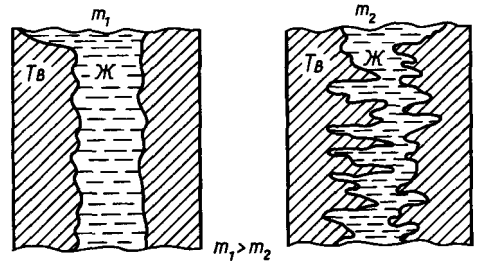


Рис. 6.6. Схема двух типов характера затвердевания в зависимости от темпа кристаллизации

Снижение темпа кристаллизации, кроме того, воздействует на жидкотекучесть, изменяя характер затвердевания, как это иллюстрирует рис. 6.6. В стали с высоким темпом кристаллизации m_1 имеет место направленный характер затвердевания, обеспечивающий условия для лучшей жидкотекучести. В условиях кристаллизации с низким темпом m_2 затвердевание имеет разветвленный характер, ухудшающий жидкотекучесть.

В легированных сталях различные элементы по-разному влияют на жидкотекучесть. Углерод, никель, кобальт, марганец, медь повышают ее. Хром, молибден, вольфрам, титан, алюминий, ниобий понижают жидкотекучесть, что связано в первую очередь с образованием прочных оксидных пленок, которые повышают внутреннее трение расплава.

Введение азота для измельчения зерна в ферритную высокохромистую сталь типа Х25Л резко снижает жидкотекучесть в результате выделения большого количества тугоплавких нитридов хрома.

Кремний в нержавеющей хромистой и хромоникелевой стали скачкообразно повышает жидкотекучесть при его содержании свыше 0,6% вследствие образования легко плавких включений хромистых шпинелей.

Существенное влияние на жидкотекучесть сталей оказывает наличие в расплаве твердых неметаллических включений, которые повышают вязкость расплава и снижают жидкотекучесть (рис. 6.7).

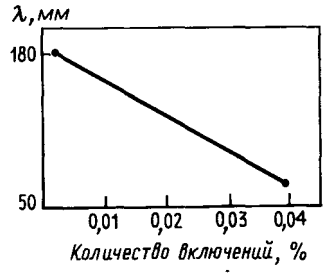


Рис. 6.7. Зависимость жидкотекучести углеродистой стали по U-образной пробе от количества неметаллических включений (С.К. Кантеник)

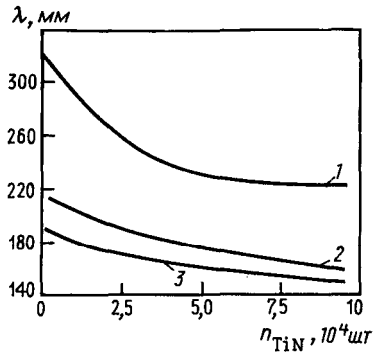


Рис. 6.8. Зависимость жидкотекучести сталей Х18Н9Л (*1*), 15Х1М1ФЛ (*2*) и 25Л (*3*) от количества частиц TiN.

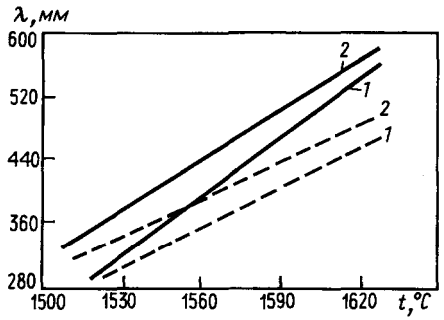


Рис. 6.9. Зависимость жидкотекучести сталей 15Х2Н4ДМАФЛ (*1*), 25Х2Н4ДМАФЛ (*2*) от температуры заливки:
—— — модифицированные комплексом Ti + B + Ca;
- - - - — немодифицированные стали

Модифицирование расплавов тугоплавкими инокуляторами или поверхностно-активными элементами оказывает существенное влияние на жидкотекучесть сталей. Введение тугоплавких частиц повышает вязкость расплава, поскольку увеличивает количество неметаллических включений, что снижает жидкотекучесть (рис. 6.8), а модифицирование поверхностно-активными элементами, снижающими вязкость расплава и изменяющими характер кристаллизации сталей, повышает жидкотекучесть (рис. 6.9).

Многочисленные исследования влияния различных факторов на жидкотекучесть сталей и заполняемость форм позволяют сделать следующие обобщения.

1. Высокой жидкотекучестью обладают стали с низкой теплопроводностью, большой теплотой кристаллизации, высокой теплоемкостью и небольшим температурным интервалом кристаллизации.

2. Степень воздействия температуры заливки стали на жидкотекучесть зависит в основном от свойств сплава. С повышением температуры заливки жидкотекучесть углеродистых сталей повышается незначительно, а легированных и высоколегированных (хромистых, хромо-никелевых, марганцевых и др.) — более существенно.

3. Заполняемость литейной формы тем лучше, чем меньше ее теплоаккумулирующая способность. При высоких значениях теплоаккумулирующей способности повышение температуры перегрева незначительно влияет на заполняемость формы сталями разного состава (углеродистые, легированные, высоколегированные).

4. Повышение теплоаккумулирующей способности формы при прочих равных условиях оказывает большее влияние на заполняемость форм легированными и высоколегированными сталями (25Х2ГНМФЛ, 27Х5ГСМЛ, 10Х18Н9Л, 35Х18Н24С2Л, 20Х25Н19С2Л и др.), что связано с их относительно низкой теплопроводностью.

Для сравнительной оценки жидкотекучести на производстве можно использовать данные, приведенные в Приложении 25, где в графе $К_{ж-т}$ приведены коэффициенты жидкотекучести сталей, выраженные отношением жидкотекучести исследованной стали к жидкотекучести стали 30Л (эталон). Жидкотекучесть определяли по спиральной пробе при перегреве на 50—70 °С выше температуры начала затвердевания.

6.2. УСАДКА СТАЛИ

Под усадкой понимают совокупность явлений, приводящих к сокращению объема и линейных размеров сплава, залитого в форму, при его затвердевании и охлаждении.

Усадка стали, так же как и другие литейные свойства (жидкотекучесть, трещиноустойчивость, пригар и т.д.), является важным технологическим свойством и определяет получение качественных отливок.

Усадка стальных отливок может быть объемной (ε_v), линейной (ε_l), литейной ($\varepsilon_{лит}$) и выражается в процентах:

$$\varepsilon_v = [(V_ф - V_o)/V_o] \cdot 100\,\%; \qquad (6.5)$$

$$\varepsilon_l = [(l_ф - l_o)/l_o] \cdot 100\,\%; \qquad (6.6)$$

$$\varepsilon_{лит} = [(l_м - l_o)/l_o] \cdot 100\,\%, \qquad (6.7)$$

где $V_ф$ — объем формы, м; V_o — объем отливки при нормальной температуре, м; $l_ф$ — линейный размер формы, м; l_o— линейный размер отливки при нормальной температуре, м; $l_м$ — линейный размер модели, м.

Литейная усадка отличается от линейной тем, что она зависит не только от свойств и состояния стали, но и от конструкции отливки и формы, толщины стенки отливки, типа формы и некоторых других факторов.

Сопротивление свободному уменьшению линейных размеров может оказывать литейная форма, что связано с наличием трения отливки о стенки формы, наличием различных выступающих частей отливки, стержней, литниковой системой и т. п., т. е. наличием механического торможения усадке. Наряду с ним отливки могут испытывать и термическое торможение усадки, которое обусловлено различными скоростями охлаждения отдельных частей отливки.

Обычно сложные по конфигурации отливки испытывают совместное воздействие механического и термического торможения, поэтому различают линейную (свободную) и литейную (затрудненную) усадку.

6.2.1. Объемная усадка

При охлаждении отливки в форме от температуры заливки стали ($t_ж$) до температуры окружающей среды (t_o) можно выделить три этапа объем ной усадки.

1. Объемная усадка в жидком состоянии от температуры жидкой стали при заливке ($t_ж$) до температуры ликвидус ($t_л$)

$$\varepsilon_{v ж} = \alpha_{v ж} (t_ж - t_л) \qquad (6.8)$$

где $\alpha_{v ж}$ - коэффициент усадки в жидком состоянии.

Из уравнения (6.8) следует, что чем выше перегрев стали над температурой ликвидус при заливке, тем больше объемная усадка в жидком состоянии.

2. Объемная усадка в интервале кристаллизации ($\varepsilon_{v ж}$). Она складывается из усадки при изменении агрегатного состояния стали (образование твердой фазы ($\varepsilon_з$), усадки еще оставшейся жидкой фазы ($\varepsilon`_{v ж}$) и усадки образовавшейся твердой фазы ($\varepsilon`_{v тв}$):

$$\varepsilon_{v з} = \varepsilon_з + \varepsilon`_{v ж} + \varepsilon`_{v тв.} \qquad (6.9)$$

Поскольку при охлаждении стали в интервале кристаллизации количество жидкой фазы уменьшается от 1 до 0, а твердой фазы увеличивается от 0 до 1, то условно можно считать, что во всем интервале ликвидус — солидус усадку претерпевает половина объема сплава в жид ком и половина в твердом состояниях:

$$\varepsilon'_{v з} + \varepsilon'_{v} = \frac{\alpha'_{v ж} - \alpha'_{v тв}}{2}(t_л - t_c), \qquad (6.10)$$

где $\alpha`_{v ж}$, и $\alpha`_{v тв}$ - средние коэффициенты усадки жидкой и твердой фаз в интервале кристаллизации от температур ликвидуса до солидуса ($t_л - t_c$).

Для конкретной стали изменение объема при затвердевании $\varepsilon_{v з}$ является величиной постоянной.

3. Объемная усадка в твердом состоянии ($\varepsilon_{v тв}$) при охлаждении отливки от температуры солидуса до нормальной (t_o):

$$\varepsilon_{v тв} = \alpha_{v тв} (t_c - t_o), \qquad (6.11)$$

где $\alpha_{v тв}$ - коэффициент объемной усадки в твердом состоянии. Если пренебречь температурой t_o, которая очень мала по сравнению с температурой солидус стали, то выражение (6.11) можно записать в виде

$$\varepsilon_{v тв} = \alpha_{тв} t_c. \qquad (6.12)$$

Таким образом, полная объемная усадка стали ($\varepsilon_{v п}$) складывается из усадок в жидком состоянии, интервале затвердевания и твердом состоянии:

$$\varepsilon_{v п} = \varepsilon_{v ж} + \varepsilon_{v з} + \varepsilon_{v тв}. \qquad (6.13)$$

Каждый из этапов объемной усадки может быть ответственен за тот или иной вид дефектов отливки: усадочная раковина и пористость ($\varepsilon_ж$, $\varepsilon_з$), напряжение, трещины, коробление, несоответствие размеров ($\varepsilon_{тв}$).

Соотношения (6.8)—(6.10) показывают, что состав стали влияет на объемную усадку в жидком состоянии и в интервале затвердевания, с одной стороны, вследствие изменения характеристик металла $\alpha_{v ж}$, $\alpha_{v тв}$, $\varepsilon_{v з}$, а с другой — вследствие изменения температурного интервала затвердевания.

Влияние некоторых легирующих элементов (ЛЭ), входящих в состав сталей, на усадку в жидком состоянии, по данным различных исследований, приведены ниже:

Элемент	W	Ni	Mn	Cr	Si	Al	C
$\alpha_{v ж}$ при 1600 °С на 1 % ЛЭ	–0,53	–0,0354	+0,0585	+0,12	+1,03	+1,7	+4,11

Знаки «минус» и «плюс» перед цифрой означают соответственно уменьшение и увеличение усадки.

Влияние содержания углерода в стали на усадку при затвердевании иллюстрируют следующие данные:

C, %	0,1	0,35	0,45	0,70
$\varepsilon_{v з}$, %	2,0	3,0	4,3	5,3

Данные о влиянии состава стали на коэффициент $\alpha_{v ж}$, свидетельствуют об относительно незначительных изменениях усадки стали в жидком состоянии при введении в нее 1% легирующего элемента. Это относится к низко- и среднелегированным сталям. Для высоколегированных сталей изменения усадки будут более значительными, что необходимо учитывать при разработке мер для устранения усадочных раковин и пористости в отливках.

Расчет величины объемной усадки сплавов требует знания коэффициентов объемной усадки в твердом, жидком состояниях и в период кристаллизации. Для большинства сталей такие данные полностью или частично отсутствуют. Возникает необходимость определения объемной усадки опытным путем. При проведении таких определений следует отчетливо различать изменение объема сплава в отливке и изменение объема самой отливки. Изменение объема сплава в зависимости от температуры является вполне определенной величиной, связанной со свойствами этого сплава; изменение же объема отливки зависит как от свойств сплава, так и от ряда технологических факторов. Отливка может содержать газовые и неметаллические включения, усадочные раковины и поры.

Причины появления усадочных полостей внутри отливки следующие.

1. Изменение объема залитого в форму металла происходит в условиях перепада температур по сечению отливки. Когда наружные слои отливки уже затвердели, внутренние могут находиться еще в жидком состоянии.

В этом случае затвердевшая корочка ограничивает объем жидкого металла, заключенного внутри нее.

2. Многие стали характеризуются большим коэффициентом термического сжатия в жидком состоянии и в период кристаллизации по сравнению с коэффициентом термического сжатия их в твердом состоянии. Поэтому изменение объема затвердевшей корочки при охлаждении до температуры окружающей среды будет меньше, чем изменение «внутреннего» объема металла. Именно эта разница и проявляется в виде усадочных пустот: концентрированных усадочных раковин (внутренних и внешних) или рассредоточенной пористости. В отливках можно наблюдать и концентрированные раковины, и пористость, которая располагается во внутренних областях отливки.

Рассмотрим затвердевание стенки отливки из сплава, кристаллизующегося в температурном интервале , $t_л$— t_c (рис. 6.10, б). В начальный период охлаждения перепад температуры по сечению отливки довольно значителен (кривая τ_1). В это время на поверхности отливки имеется корочка твердого сплава (δ_1-зона); далее расположена двухфазная зона (γ_1-зона), где сосуществуют твердая и жидкая фазы, и, наконец, в центре отливки температура сплава выше температуры начала кристаллизации (β_1-зона). В этот период перегретый сплав может перемещаться под действием статического напора и капиллярных сил. Перемещение перегретого сплава из центральной зоны и приводит к образованию здесь усадочной раковины.

Аналогичным образом происходит затвердевание (нарастание твердой корки и продвижение двухфазной зоны к центру) до тех пор, пока в центре отливки температура не достигнет $t_л$. С этого момента τ_2 (рис. 6.10, в) исчезает обособленная зона перегретого сплава; сохраняется зона полностью затвердевшего сплава и двухфазная зона. Компенсация усадки может происходить только за счет жидкой фазы двухфазной зоны; возникает возможность образования рассредоточенных усадочных пор.

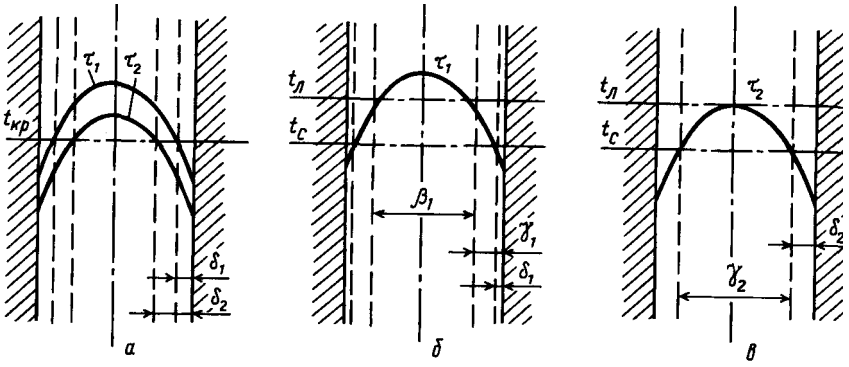


Рис. 6.10. Характер затвердевания чистых металлов (*а*) и сплавов (*б* и *в*)

Для получения плотной отливки устанавливают прибыли, в которых сплав должен находиться в жидком состоянии до конца кристаллизации питаемого узла отливки.

Различные сплавы обладают разной склонностью к образованию усадочной концентрированной раковины или рассредоточенных пор. Чем больше температурный интервал кристаллизации сплава, тем больше протяженность двухфазной зоны (при одинаковых условиях охлаждения) и тем больше склонность сплава к образованию рассеянных пор. Наоборот, чистые металлы и сплавы, кристаллизующиеся при постоянной температуре (рис. 6.10, а) или в узком интервале, образуют небольшую двухфазную зону и при прочих равных условиях более склонны к образованию концентрированной усадочной раковины.

Характер затвердевания, а следовательно, и протяженность двухфазной зоны в значительной мере определяется условиями охлаждения. В случае интенсивного охлаждения возрастает градиент температур по сечению отливки (более крутая кривая распределения температуры) и уменьшается протяженность двухфазной зоны. Интенсивное охлаждение способствует возникновению концентрированных усадочных полостей. Наоборот, охлаждение отливки с малой интенсивностью (даже из сплава, кристаллизующегося в узком температурном интервале) может привести к развитию обширной зоны усадочной пористости.

Если известны коэффициенты усадки сталей, то объем усадочной раковины (Vp) в стальной отливке можно рассчитывать по формуле, предложенной Ю. А. Нехендзи—И. Г. Гиршовичем:

$$V_p = \alpha_{v\,ж}\,(t_ж - t_л) + \varepsilon_{v\,з} - 0{,}5\,\alpha_{v\,тв}\,(t_{н.у} - t_{т.с}), \qquad (6.14)$$

где $t_{н.у.}$ и $t_{т.с.}$ - температура начала усадки и средняя температура твердой стали к концу затвердевания отливки соответственно.

На формирование усадочных дефектов в стальных отливках оказывают воздействие также предусадочное расширение и характерные для стальных отливок фазовые переходы вида $\delta \leftrightarrow \gamma$ и $\gamma \leftrightarrow \alpha$ в процессе затвердевания и охлаждения отливки. Роль предусадочного расширения ($\varepsilon_{\gamma-\alpha}$) стали в этом процессе весьма невелика, но в принципе оно может, с одной стороны, способствовать уменьшению размеров концентрированных усадочных раковин за счет перераспределения усадочных пустот в пользу газоусадочной пористости, а также за счет того, что определенная часть расширения реализуется не на увеличение внешних размеров отливки, а на уменьшение объема, занимаемого жидким металлом. Последнее происходит в тем большей степени, чем меньше податливость формы. С другой стороны, часть предусадочного расширения, реализуемая на увеличение внешних размеров отливки, увеличивает размер усадочной раковины.

Фазовый переход, сопровождающийся уменьшением объема металла, может вносить существенный вклад в уменьшение размера усадочной раковины, если он

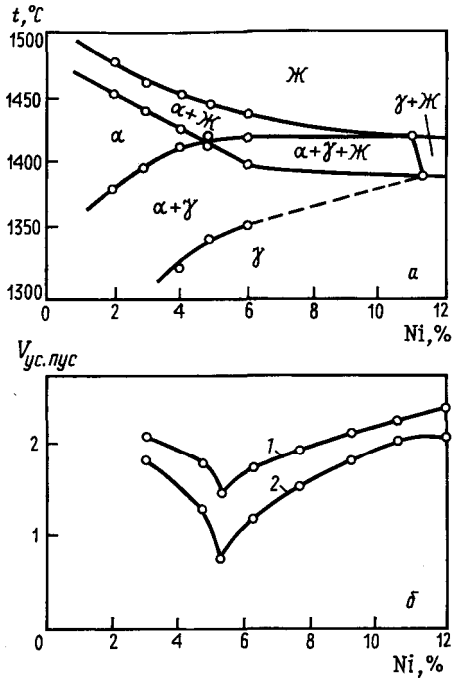


Рис. 6.11. Фрагмент разреза диаграммы состояния системы Fe—Cr—Ni (*а*) и изменение объема усадочных пустот $V_{ус.пус}$ в зависимости от содержания Ni в сталях с 18% Cr (*б*):
1 — суммарный объем усадочных пустот;
2 — объем концентрированной усадочной раковины

совершается в затвердевшей части металла отливки еще при наличии жидкой фазы в центральной зоне. Это экспериментально подтверждено на примере изготовления литейной формы для отливок высоколегированной хромо- никелевой стали, где при 18 % Cr минимальный размер усадочной раковины наблюдается при ~5%Ni (рис. 6.11).

Анализируя кривую изменения объема усадочной раковины и фрагмент разреза диаграммы состояния системы Fe – Cr - Ni при 18% Cr, который был построен экспериментально в реальных условиях охлаждения, можно заключить, что температура начала фазового перехода $\alpha \rightarrow \alpha + \gamma$ по мере увеличения содержания никеля до 5 % приближается к температуре солидус. Воздействие объемного эффекта превращения усиливается и достигает максимума при 5% Ni. При более высоком содержании никеля все большее количество γ-фазы образуется не в твердом состоянии, а в интервале кристаллизации по перитектической реакции. Это превращение уже, наоборот, увеличивает усадку в интервале кристаллизации и объем усадочной раковины.

С учетом рассмотренных факторов (предусадочное расширение и фазовые переходы) формула (6.14) примет вид:

$$V_p = \alpha_{v\,ж}\,(t_ж - t_л) + \varepsilon_{v\,з} - 0{,}5\alpha_{v\,тв}\,(t_{н.у} - t_{т.с}) + (2\mu - 1)\,V_{пр} - \beta V_{пр} - \eta\varepsilon_ф, \qquad (6.15)$$

где μ - коэффициент, показывающий, какая часть предусадочного расширения ($V_{пр}$) реализуется на увеличение внешних размеров отливки; β - доля газоусадочной пористости, развивающейся из-за предусадочного расширения; η - коэффициент, изменяющийся от 0 до 1; $\varepsilon_а$ - объемный эффект фазового превращения.

На величину объемной усадки в твердом состоянии ($\varepsilon_{vтв}$) значительное влияние оказывают фазовые превращения в стали при охлаждении отливки в форме. При превращении $\gamma \rightarrow \alpha$ происходит увеличение объема до 1 %. Например, при увеличении содержания углерода в стали расширение при $\gamma \rightarrow \alpha$ превращении может уменьшаться вследствие выпадения углерода из твердого раствора в аустените. Но такое явление имеет место только при очень медленном охлаждении отливок. При быстром же охлаждении (литье в кокиль, тонкостенных отливок в песчано-глинистые формы, закалка отливок и т. п.) углерод не выпадает, а остается в твердом растворе. В этом случае расширение при $\gamma \rightarrow \alpha$ переходе достигнет максимального значения. Это может вызвать опасные последствия трещины, коробление, остаточные напряжения в отливках. Вот почему при литье сталей в кокиль, а также при закалке отливок из средне- и высокоуглеродистых сталей рекомендуются невысокие скорости охлаждения.

Структура стали влияет на усадку в твердом состоянии следующим образом: наименьшее увеличение объема дает перлит, наибольшее - мартенсит:

Структурная составляющая	Феррит	Цементит Fe_3C	Аустенит с 0,9% С	Перлит с 0,9% С	Мартенсит с 0,9% С	Графит
Плотность, г/см^3	7,864	7,67	7,843	7,778	7,633	2,25
Удельный объем, см^3/г	0,1271	0,1304	0,1275	0,1286	0,1310	0,445

Аустенитные и ферритные стали сохраняют свою структуру при всех температурах, не претерпевают фазовых превращений и их усадка плавно снижается с понижением температуры. Все другие стали при усадке в твердом состоянии проходят три этапа.

1. Доперлитная усадка ($\varepsilon_{дп}$) протекающая в интервале температур от конца затвердевания до превращения $\gamma \rightarrow \alpha$.

2. Расширение при $\gamma \rightarrow \alpha$ превращении $(-\varepsilon_{\gamma-\alpha})$, протекающее в тем пературном интервале превращений, зависящем от состава стали и ско рости охлаждения отливок.

3. Послеперлитная усадка ($\varepsilon_{пп}$), протекающая в интервале температур от конца $\gamma \rightarrow \alpha$ перехода до полного охлаждения отливки.

Таким образом, объемная усадка в твердом состоянии определяется выражением

$$\varepsilon_{v\,тв} = \varepsilon_{v.дп} - \varepsilon_{v.\gamma\rightarrow\alpha} + \varepsilon_{v.пп}. \qquad (6.16)$$

С учетом этого полную объемную усадку стали $\varepsilon_{vп}$, в зависимости от ее физико-химических свойств в интервале от температуры заливки до полного охлаждения $t_ж$ можно записать как

$$[(V_ж - V_о)/V_о] \cdot 100\% = \varepsilon_{v\,ж} + \varepsilon_{v\,з} + \varepsilon_{v\,тв} =$$
$$= \varepsilon_{v\,ж} + \varepsilon_{v\,тв} + (\varepsilon_{v.дп} - \varepsilon_{v.\gamma\to\alpha} + \varepsilon_{v.пп}). \qquad (6.17)$$

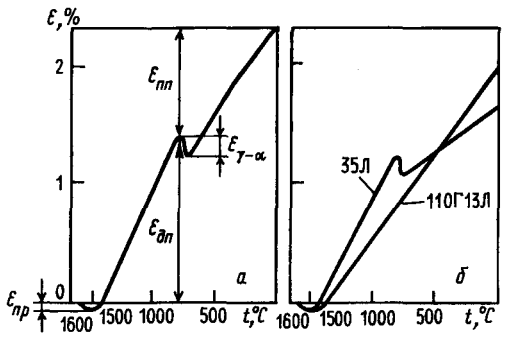


Рис. 6.12. Изменение линейной усадки среднеуглеродистой стали 35Л и аустенитной стали 110Г13Л при понижении температуры

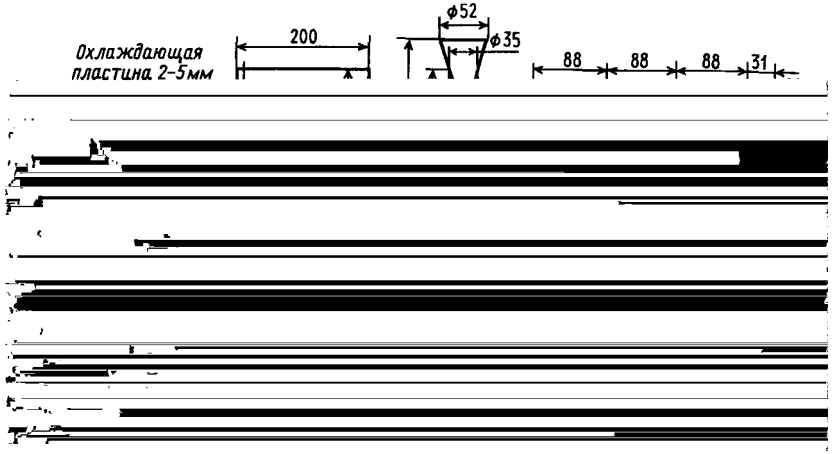
С небольшим допущением можно считать, что объемная усадка в три раза больше линейной:

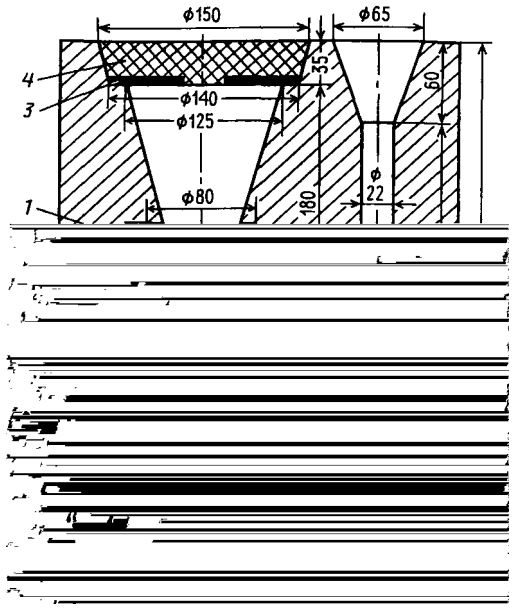
$$\varepsilon_v \approx 3\varepsilon_l . \qquad (6.18)$$

Поэтому о характере изменения объемной усадки сталей в зависимости от температуры можно судить по изменению линейной усадки, учитывая при этом более высокую точность определения ε_l (рис. 6.12).

Количественную оценку склонности сталей к формированию усадочных дефектов на практике осуществляют с помощью технологических проб. Наиболее распространенные из них показаны на рис. 6.13 и 6.14.

Величину усадочных дефектов находят непосредственным измерением объема жидкости, залитой в раковину, или косвенным — сравнением объема отливки с объемом, который должно занимать такое же количество (по массе) плотного сплава. Склонность сплава к образованию того или другого вида усадочных полостей оценивают сравнением заведомо плотного участка пробы с участком, в котором преднамерен но создаются условия для образования усадочных раковин. При косвенном определении величины усадочных раковин необходимо измерить плотность, объем и массу пробы плотного сплава.





Плотность находят методом гидростатического взвешивания образца, вырезанного из тонкой части пробы (нижняя часть стояка). Объем усадочных полостей $V_{у.п.}$ подсчитывают по формуле

$$V_{у.п} = V - \frac{q}{\gamma}, \qquad (6.19)$$

где q - масса основной утолщенной части пробы, г; V - объем основной части пробы, $см^3$; γ — плотность сплава из плотной части пробы, $г/см^3$.

Более точные результаты получают при использовании пробы (см. рис. 6.14), в которой созданы дополнительные условия для направленного затвердевания металла и концентрации усадочной раковины. С этой целью устанавливают два холодильника и сухой стержень. Это позволяет вывести усадочную раковину наружу. Объем открытой усадочной раковины измеряют заливкой в нее керосина из мерной бюретки. Общий объем усадочных полостей определяют косвенным измерением. Разница между общим объемом усадочных полостей и объемом концентрированной раковины характеризует усадочную пористость.

Объемы усадочных полостей (раковин и пористости), определенные для различных сталей при заливке с температур $t_{зал} = t_л + (50…70°C)$, при ведены ниже (данные П. Ф. Василевского):

Марка стали	$(V_{у.п}/V) \cdot 100\,\%$
20Л, 25Л, 30Л, 35Л	4,1
20ХМЛ, 30ХМЛ, 35ХМЛ, 30ХГСЛ, 35ХГСЛ	4,5
45Л, 55Л, 10Х13Л, 20Х13Л, 40Г2Л, 15Х1М1ФЛ	4,9
79ХЛ	5,4
Х25Н2Л	5,7
110Г13Л	6,7

Склонность различных сталей к формированию усадочных раковин ($К_{у.р.}$) и усадочных пор ($К_{у.п.}$) в сравнении со сталью 30Л, определенная в ЦНИИТМАШ, приведена в Приложении 25, где $К_{у.р.}$ — показатель склонности стали к образованию усадочных раковин, который равен отношению объема усадочной раковины в отливке из данной стали к объему усадочной раковины эталона (сталь 30Л);

$K_{у.п.}$ - показатель склонности стали к образованию усадочной пористости, равный отношению величин пористой зоны в отливке из данной стали и эталона (сталь 30Л). Эти величины можно использовать при разработке технологии производства стальных отливок.

6.2.2. Линейная усадка

При охлаждении линейные размеры отливки начинают изменяться с момента образования на ее поверхности достаточно прочной корки или непрерывного скелета кристаллов. Для сплавов, кристаллизующихся в интервале температур, линейная усадка начинается не строго при температуре ликвидус или температуре солидус, а при промежуточной температуре, которая называется температурой начала линейной усадки. Эта температура характеризуется тем, что количество твердых кристаллов таково, что они окружают единый каркас, и сталь начинает вести себя как твердое тело, несмотря на существование довольно большого количества (до 30 %) жидкости. Температуру начала линейной усадки определить каким-либо расчетом невозможно. Она зависит от условий охлаждения, разветвленности дендритов и многих других факторов.

У многих сталей начальный этап развития линейной усадки характеризуется предусадочным расширением, т. е. увеличением размеров отливки, которое связано с фазовыми превращениями, выделением газов и другими явлениями. Предусадочное расширение может оказать существенное влияние на общую величину линейной усадки. Ниже приведены значения $\varepsilon_{пр}$ для некоторых марок сталей:

Марка стали	$-\varepsilon_{пр}$, %	Марка стали	$-\varepsilon_{пр}$, %
20Л	0,12	12ДХН1М1ФЛ	0,07
35Л	0,13	20Х13Л	0,18
50Л	0,13	5Х18Н9Л	0,27
15ХГН2МДФЛ	0,09	10Х18Н9Л	0,27
20ХМЛ	0,04	110Г13Л	0,13
20ХМФЛ	0,03	10Х18Г4Н4Л	0,27
35ХГСЛ	0,13		

В характере кинетики линейной усадки углеродистых, низко- и среднелегированных сталей есть общая особенность, состоящая в расширении металла, происходящем в процессе вторичной кристаллизации. Этот этап усадки претерпевает значительные изменения в зависимости от состава стали.

Структура, формирующаяся в отливке в результате превращения аустенита, существенно влияет на величину полной линейной усадки отливок.

При легировании стали коэффициенты усадки обычно уменьшаются.

Структурный фактор приобретает особенно большое значение в отливках из легированных сталей перлитного, мартенситного и переходного классов. Под влиянием легирования происходят существенные изменения в кинетике линейной усадки сталей (рис. 6.15).

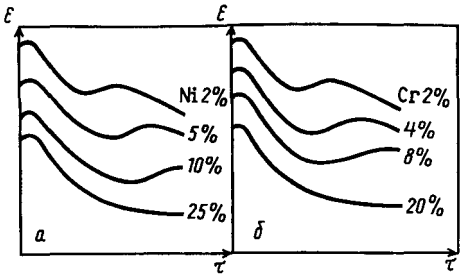


Рис. 6.15. Характер изменения кинетики развития линейной усадки ε в зависимости от содержания Cr и Ni в стали с 0,3 % C

При введении в сталь никеля и хрома (рис. 6.15, а, б), а также марганца температурный интервал развития усадки до превращения аустенита ($\varepsilon_{пд}$) расширяется, а усадка после превращения ($\varepsilon_{пп}$) соответственно снижается. Величина послеперлитной усадки, уменьшаясь, становится минимальной или даже равной нулю у стали с мартенситным превращением. Такие стали обычно имеют минимальные значения полной усадки.

Любое комплексное легирование конструкционных сталей всегда преследует основную цель воздействие на процесс превращения аустенита для получения заданной структуры.

Зависимость полной линейной усадки ($\varepsilon_{l.п.}$) от состава можно при i-Iять линейной и воспользоваться следующими соотношениями, полученными на основе систематических экспериментальных исследований:
для сталей марок от перлитного до мартенситного классов:

$$\varepsilon_{l.п} = 2{,}35 - (C - 0{,}04) \cdot 0{,}9 - \Sigma m_i N_i; \qquad (6.20)$$

для сталей с двухфазной структурой А + Ф, А + М:

$$\varepsilon_{l.п} = \varepsilon_м + \Sigma n_i N_i, \qquad (6.21)$$

где С - содержание углерода, %; N_i - содержание легирующих добавок, %; m_i, n_i - коэффициенты влияния элементов, входящих в состав стали; $\varepsilon_м$ - усадка мартенситной стали состава, пограничного между мартенситной и двухфазной (М + А) либо (М + Ф) областями.

Значения коэффициентов влияния m_i элементов, содержащихся в стали, приведены ниже:

Элемент	C	Si	Mn	Ni	Cr	Cu	Mo	V	Ti
m_i — понижение усадки на 1% элемента, %	0,9	0,15	0,05	0,05	0,02	0,14	0,13	0,5	0,12
Пределы содержания элемента, в которых применимо значение m_i, %	0—0,7	0—2	0—6	0—6	0,10	0—1,5	0—2	0—1	0—1

Развитие линейной усадки отливок происходит, как правило, в условиях их механического взаимодействия с литейной формой, т. е. в условиях механического торможения: трение о стенки формы, сопротивление выступающих частей формы, стержней, болванов и т. п. Таким образом, отливки практически всегда претерпевают затрудненную усадку. Поэтому действительное изменение линейных размеров характеризуется коэффициентом не линейной усадки сплава, а литейной (затрудненной) усадки, значения которого могут быть неодинаковыми в различных направлениях даже одной и той же отливки.

Сопротивление усадке отливок со стороны формы сопровождается развитием в них упруго-пластических деформаций. Доля пластических (или необратимых) деформаций растяжения при этом особенно большая в период охлаждения в области высоких температур. На этом этапе усадки важную роль играют силы взаимодействия на поверхности раз дела отливка—форма. Сопротивление усадке поверхностных сил существенно зависит от характера формовочной смеси и шероховатости поверхности формы. Поверхностные силы сопротивления усадке возрастают в результате, например, развития пригара. Это подтверждает изменение коэффициента усадки образцов, залитых сталью марки 20Л в сырую песчано-глинистую форму в условиях торможения усадки силами на поверхности раздела отливка— форма (рис. 6.16).

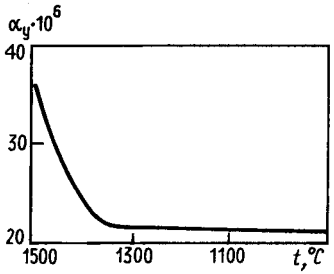


Рис. 6.16. Изменение коэффициента усадки α_y стали 20Л в условиях торможения усадки образца силами на поверхности раздела отливка — форма

Коэффициент усадки в интервале охлаждения до 1350—1300 °С уменьшается резко, в интервале ниже 1300 °С - монотонно и незначительно. Между тем в монографии С. И. Новиковой «Тепловое расширение твердых тел» показано что коэффициент термического сжатия железа во всем рассматриваемом интервале охлаждения уменьшается по линейному закону. Это различие связано именно с наличием взаимодействия образца с литейной формой. Интенсивное уменьшение коэффициента усадки на первом этапе (до 1300 °С) происходит из-за роста сопротивления усадке в связи с развитием пригара, который вызывает необратимые деформации в отливке, так как сталь обладает еще низкой прочностью. На втором этапе происходит стабилизация уровня сопротивления усадке на поверхности раздела отливка форма. Возможно, это вызвано возникновением деформации среза по слою смеси на некотором расстоянии от поверхности отливки, после чего сопротивление усадке становится практически неизменным и определяется трением слоя смеси, связанного с отливкой.

Силовое взаимодействие на поверхности раздела отливка—форма играет весьма существенную роль на начальной стадии затвердевания отливки до момента вступления в действие сил сопротивления со стороны выступающих или упорных стенок отливки. При этом всегда имеет место определенная неравномерность распределения сил взаимодействия на поверхности отливки.

Общая степень торможения усадки отливок все же определяется усилиями, которые возникают в стенках отливок под влиянием различных упорных поверхностей.

Систематическое изучение зависимости действительной усадки ($\varepsilon_д$) отливок от тормозящих усилий позволило с достаточной точностью описать ее в виде

$$\varepsilon_д = \varepsilon_{св} - kP, \qquad (6.22)$$

где $\varepsilon_д$ — действительная полная усадка отливки, %; $\varepsilon_{св}$ — свободная усадка, %; k - коэффициент, характеризующий чувствительность стали данного состава к торможению усадки; Р - среднее значение тормозящей усадку нагрузки в период охлаждения отливки, МПа.

Значения коэффициента k и расчетные формулы для определения приведены в табл. 6.1.

Таблица 6.1. **Значения коэффициента *k* и формулы для расчета $\varepsilon_д$**

Марка стали	*k*	Расчетная формула
20Л	0,028	$\varepsilon_д = 2{,}18—0{,}028\,P$
30Л	0,024	$\varepsilon_д = 2{,}08—0{,}024\,P$
20ГНФЛ	0,020	$\varepsilon_д = 2{,}24—0{,}020\,P$
13ХНДФТЛ	0,014	$\varepsilon_д = 1{,}87—0{,}014\,P$

Коэффициент k определен экспериментально, как тангенс угла наклона кривой в зависимости $\varepsilon_д = f(P)$ (рис. 6.17).

Для практической деятельности можно использовать значения полной литейной усадки некоторых сталей, приведенные ниже (данные ЦНИИТМАШ):

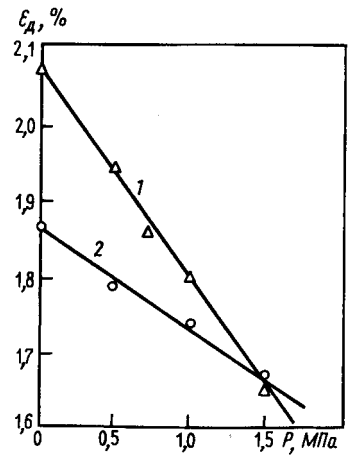


Рис. 6.17. Зависимость действительной полной усадки $\varepsilon_д$ от тормозящей усадку нагрузки *P*:
1 — сталь 30Л; *2* — сталь 13ХНДФТЛ

Марка стали	$\varepsilon_д$, %	Марка стали	$\varepsilon_д$, %
15Л, 20Л	2,20—2,25	20Х13НЛ, 20Х13Л	2,20—2,30
25Л — 80Л	2,20—2,25	40Х25Н19С2Л	2,50—2,60
30ХМЛ, 30ХГСЛ, 30ГСЛ	2,20—2,30	110Г13Л	2,60—2,70
15Х1М1ФЛ, 20ХМФЛ	2,10—2,20	10Х18Н9ТЛ, Х18Н3Г3Д2Л	2,70—2,80

Для определения линейной усадки измеряют размеры образцов в горизонтальном направлении. Изменение вертикальных размеров образца может происходить как в твердом, так и в жидком состоянии, тогда как горизонтальные размеры начинают меняться только при температуре начала линейной усадки. До этого момента сокращение горизонтальных размеров образца не происходит вследствие способности жидкости растекаться.

Линейную (свободную) усадку определяют на приборе конструкции И. Ф. Большакова и по методу А. А. Бочвара.

На металлическом каркасе 1 прибора (рис. 6.18) смонтирован диск 2 циферблата с индикаторной головкой 3. Прибор отградуирован так, что каждое деление шкалы соответствует изменению линейного размера образца длиной 200 мм на 0,00 1 %.

В каркас прибора устанавливают опоку 5 с формой образца 8 размером 30 х 25 х 250 мм. Над опокой помещают две подвижные каретки, одна из которых 6 штоком соединяется с иглой индикатора, а другая 10 закрепляется в прорези торцевой стенки каркаса. В каждой из кареток перпендикулярно оси пробного образца закрепляют шпильки 7. Нижние концы шпилек входят в полость формы на глубину 18—20 мм, а верхние выступают на 3—10 мм над каретками. Расстояние между центрами шпилек 200 мм устанавливают с точностью до 0,1 мм с помощью контрольной планки 9.

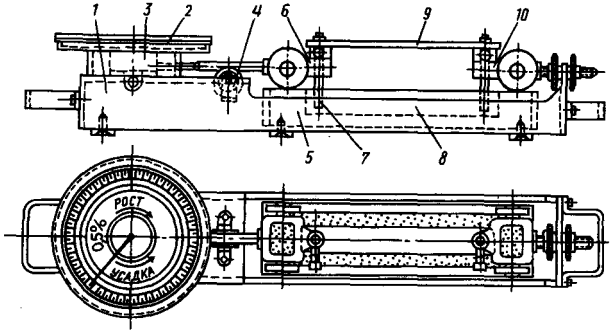


Рис. 6.18. Схема прибора для определения линейной усадки конструкции И. Ф. Большакова:
1 — каркас; *2* — диск с циферблатом; *3* — индикаторная головка; *4* — ролик; *5* — опока; *6* и *10* — каретки; *7* — шпилька; *8* — образец; *9* — контрольная планка

Перед снятием контрольной планки со шпилек прибор приводят в исходное положение. для этого штоком передней каретки, поддерживаемым роликом 4, нажимают на иглу индикатора так, чтобы стрелка его, сделав пять оборотов по окружности циферблата вправо, останавливалась точно на нуле шкалы. В таком положении задняя каретка 10 крепится к торцевой стенке каркаса, а передняя после снятия контрольной планки остается в свободном состоянии, фиксируя исходное положение.

После сборки прибора в полость формы заливают металл и следят за перемещением стрелки индикатора. Одновременно фиксируют температуру металла в центре образца (термопара с потенциометром ЭПП-09).

Прибор (рис. 6.19) для определения линейной усадки по методу А. А. Бочвара представляет собой полуметаллическую форму. Полость формы имеет вид двутавра; средняя часть ее оформляется смесью, а обе полочки — металлическими частями формы. Одна из полочек образца находится в неподвижной части 1 формы, укрепленной на штырях; другая полочка находится в подвижной головке 3 формы. Подвижная головка формы упирается в ножку индикатора 4, который и фиксирует ее перемещение при усадке образца 5.

Для определения линейной усадки между подвижной и неподвижной головками формы помещают вкладыш, фиксирующий расстояние между ними (50 мм). Между вкладышем и неподвижной частью формы 1 уплотняют формовочную смесь 2, помещают индикатор 4. После этого из формы извлекают вкладыш, устанавливают стрелку индикатора на 0 и заливают металл. После того как образовалась твердая корочка, вокруг отливки рыхлят смесь, уменьшая тем самым сопротивление усадке образца.

Сокращая линейные размеры, образец увлекает за собой подвижную головку. Это перемещение отмечается индикатором.

Относительная величина линейной усадки определяется из соотношения:

$$\varepsilon_л = \frac{\text{Показание индикатора}}{\text{Длина образца}} \cdot 100\%. \qquad (6.23)$$

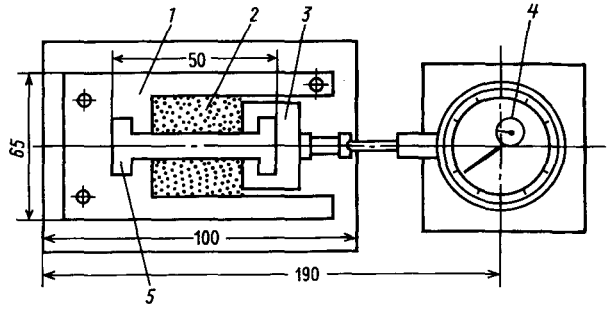


Рис. 6.19. Схема прибора для определения линейной усадки по методу А. А. Бочвара

За длину образца принимают расстояние между внутренними сторонами полочек.

Необходимо отметить, что для полного проявления линейной усадки образец следует охлаждать до комнатной температуры.

Литейную (затрудненную) усадку отливок определяют на образцах, модели которых показаны на рис. 6.20. По этим моделям в парных опоках изготавливают формы. В моделях имеются отверстия, расстояние между которыми 200 мм. После расталкивания моделей перед их извлечением через эти отверстия с помощью металлического керна на стенке формы выполняют конусные углубления. После заливки, охлаждения, выбивки и очистки отливок штангенциркулем измеряют расстояние между выступами на отливке. Величину усадки отливок определяют сравнением размеров между центрами конусных углублений в форме и соответствующих им выступов на отливке. В нашем случае, при расстоянии между центрами углублений в форме 200 мм, величина литейной усадки

$$\varepsilon_л = \frac{200 - l_{отл}}{l_{отл}} \cdot 100\,\%,$$

где $l_{отл}$ — расстояние между центрами выступов на отливке, мм.

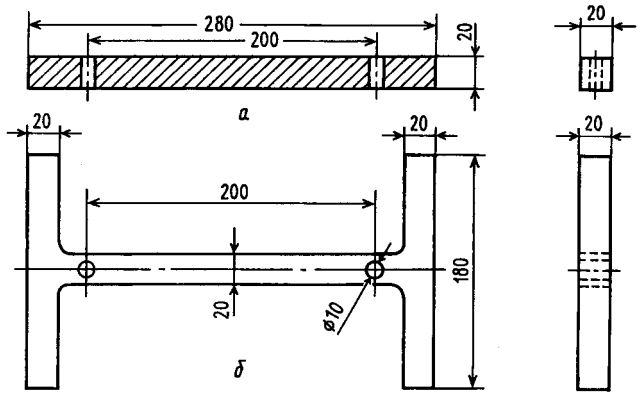


Рис. 6.20. Модели образцов для определения усадки:
а — свободной; *б* — затрудненной (литейной)

Экспериментальные значения линейной и литейной усадки сталей должны быть скорректированы с учетом конфигурации, размеров, массы отливок, вида формы, свойств формовочных материалов. Полученные в ЦНИИТМАШ данные (рис. 6.21) показывают, что в зависимости от толщины стенки отливки и ее длины усадка отливок изменяется от 2,0 до 0,8%.

Результаты этих исследований позволили сформулировать следующие рекомендации (П. Ф. Василевский):

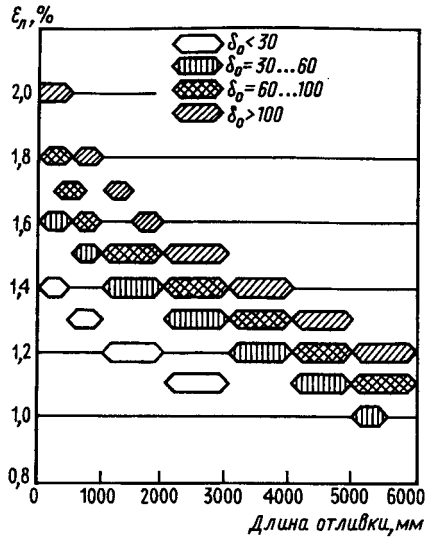


Рис. 6.21. Диаграмма литейной усадки отливок из углеродистой (0,20—0,50% С) и низколегированной сталей

— При изготовлении отливок длиной свыше 2 м допускается принимать $\varepsilon_л$ на 10—20% меньше, определенной по диаграмме рис. 6.21.

— При формовке по сырому $\varepsilon_л$ принимают на 20% больше для каждого измерения (размера).

— При изготовлении отливок в металлических формах $\varepsilon_л$ увеличивают на 25%.

— При изготовлении отливок из высоколегированных сталей $\varepsilon_л$ устанавливают в зависимости от состава стали и структурного класса, умножая $\varepsilon_л$ на поправочный коэффициент (табл. 6.2).

Таблица 6.2. **Значения поправочных коэффициентов для различных классов сталей**

Класс стали	Марка стали	Коэффициент
Ф, П + Ф	ОХ25Ю5Л	1,25
М + Ф	20Х13Л, 10Х13Л, 40Х9С2Л	1,10
А + М	50Х14Н7МЛ, 10Х18Н4Г4Л	1,20—1,30
А + Ф	10Х20Н12ТЛ	1,30
А	10Х18Н9ТЛ, 110Г13Л	1,30—1,40

Таким образом, при разработке технологического процесса изготовления стальных отливок рекомендуется следующая методика определения действительной линейной усадки (ЦНИИТМАШ).

— По чертежу детали определяют преобладающую толщину стенки отливки с учетом припусков на механическую обработку.

— По диаграмме (рис. 6.21) для каждого размера устанавливают $\varepsilon_л$

— Для сырой песчаной формы, металлической формы или легированной стали вводят поправочные коэффициенты.

— Определяют $\varepsilon_л$ и вносят в технологическую документацию.

6.3. ЛИТЕЙНЫЕ НАПРЯЖЕНИЯ В СТАЛЬНЫХ ОТЛИВКАХ

Напряжения в отливке возникают в результате неравномерной и неодновременной усадки различных ее частей. В зависимости от причин, вызывающих неравномерность усадки, внутренние (литейные) напряжения подразделяют на три вида.

1. Усадочные $\sigma_у$ обусловленные механическим торможением усадки отливки со стороны формы, выступающих частей и т. д.

2. Термические $\sigma_т$ (температурные), обусловленные различной температурой разных частей отливки в процессе охлаждения.

3. Фазовые $\sigma_ф$, возникающие в результате неодновременного протекания фазовых и структурных превращений в отливке; эти напряжения могут усилить или ослабить термические напряжения (превращение может протекать с уменьшением или увеличением объема).

Сумма всех видов напряжений и составляет литейные напряжения:

$$\sigma_л = \sigma_у + \sigma_т \pm \sigma_ф. \qquad (6.24)$$

Внутренние напряжения могут быть временными или остаточными. Временные напряжения существуют в отливке до тех пор, пока есть вызывающая их причина. Остаточные напряжения всегда внутренние, которые не зависят от внешних сил и уравновешиваются в объеме.

Для анализа механизма возникновения усадочных напряжений А. А. Рыжиков предложил следующую зависимость:

$$\sigma_у = \frac{\varepsilon}{\frac{1}{E_о} + \frac{F_о}{F_ф}\cdot\frac{1}{E_ф}} = \frac{\alpha\left(t_{н.л.у} - t\right)}{\frac{1}{E_о} + \frac{F_о}{F_ф}\cdot\frac{1}{E_ф}}, \qquad (6.25)$$

где $F_о$ - площадь сечения отливки; $E_о$ - модуль упругости материала отливки; $F_ф$ — площадь сечения части формы, препятствующей усадке; $E_ф$ - модуль упругости материала формы.

Эта формула выведена без учета изменения $E_о$ и $E_ф$ с температурой и при допущении, что в отливке происходят только упругие деформации. Она позволяет оценить влияние различных параметров на величину усадочных напряжений и сделать следующие выводы:

- величина усадочных напряжений прямо пропорциональна коэффициенту усадки α, интервалу температур $t_{н.л.у}$ - t и обратно пропорциональна сечению отливки;

- с повышением прочности формы или $E_ф$ уровень напряжений возрастает.

Таким образом, усадочные напряжения возрастают с увеличением усадки стали, площади тормозящих усадку поверхностей и ростом прочности формовочной смеси.

Из изложенного следует, что величина усадочных напряжений в отливках из легированных сталей при прочих равных условиях выше, чем в отливках из углеродистых сталей. Такого же эффекта можно ожидать и при использовании жидкостекольных смесей, прочность которых при нагреве значительно возрастает.

Механизм развития термических напряжений в различных частях отливки предложен А. Г. Спасским с учетом следующих допущений:

1) сплав может пластически деформироваться до определенной температуры под воздействием сколь угодно малых напряжений;

2) переход из пластического состояния в упругое происходит при определенной температуре;

3) коэффициент линейного сжатия не зависит от температуры.

С учетом принятых допущений изменение длины образца во времени (при нагреве или охлаждении) будет подчиняться тому же закону, по которому изменяется температура отливки.

Схемы изменения линейных размеров (с момента начала кристаллизации) и возникновения термических напряжений в частях отливки, охлаждающихся с различной скоростью, приведены на рис. 6.22. Кривые 1 и 2 (рис. 6.22, а) характеризуют изменение температуры двух рядом лежащих слоев отливки: кривая 1 изменение температуры в наружном (тонком) слое; кривая 2 во внутреннем (толстом) слое; — температурная граница перехода сплава из пластичного состояния в упругое.

По мере охлаждения отливки наружный слой 1, затвердевший в момент τ_1 охлаждается и изменяет свои размеры до момента τ_3 в соответствии с температурой по кривой АБ (рис. 6.22, б), являющейся точным повторением верхнего участка температурной кривой 1. К моменту τ_3 затвердевания внутреннего слоя 2 первый слой уже переходит в твердое состояние. Слой 2, затвердев на слое 1, принял его размеры. Если бы слой 2 охлаждался самостоятельно, то он при охлаждении от момента τ_3 до τ_4 должен был бы изменять свои размеры по кривой БМ, представляющей собой верхний участок кривой 2. Но так как слой 2 связан с более прочным слоем 1 и находится в это время в пластичном состоянии, то происходит пластическое растяжение слоя 2, в результате чего его размеры изменяются по кривой ВВ.

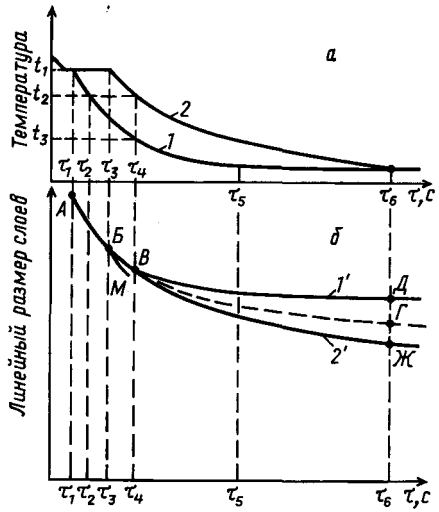


Рис. 6.22. Схема возникновения термических напряжений в отливках:
а — температура слоев; *б* — линейные размеры слоев; *1* — наружный (тонкий) слой; *2* — внутренний (толстый) слой

К моменту оба слоя имеют одинаковый размер (точка В), но различную температуру, остаточных напряжений в слоях нет. С момента τ_4 вся отливка переходит в упругое состояние. Если бы оба слоя существовали отдельно, то далее их размеры изменялись бы по кривым ВД (слой 1') и ВЖ (слой 2'), являющимся участками температурных кривых 1 и 2 от τ_4 до τ_6, смещенным вниз таким образом, что их точки, соответствующие моменту τ_4, слились в одну (точка В).

Так как оба слоя представляют собой одно целое, то их общий раз мер будет изменяться с понижением температуры по какой-то промежуточной кривой ВГ. После полного охлаждения (момент τ_6) наружный слой окажется сжатым на величину ДГ, а слой 2 (внутренний) — растянутым на величину ГЖ. Таким образом, остаточные напряжения (температурные) образуются в отливке с момента перехода ее более нагретой части в упругое состояние.

Величина разности температур в этот момент определяет величину упругой деформации сжатия наружной части и упругого растяжения внутренней. Эти деформации и определяют величину термических напряжений в отливках.

Чем больше различие в толщинах стенок отливки, чем ниже теплопроводность сталей, тем большие значения имеют термические напряжения.

Фазовые превращения в стали всегда связаны с изменениями объема. В отливках эти превращения происходят не одновременно в разных ее частях и часто с различной полнотой. Например, переход γ-железа (ГЦК решетка) в α-железо (ОЦК решетка) приводит к увеличению объема стали, которое зависит от полноты распада аустенита.

При превращении в мартенсит увеличение объема будет наибольшим, а если выделившиеся из аустенита цементит и α-железо образуют самостоятельные фазы, то оно будет наименьшим, о чем свидетельствуют данные табл. 6.3.

Таблица 6.3. **Плотность и удельный объем структурных составляющих стали**

Свойство	Феррит α-Fe	Цементит	Аустенит	Мартенсит	Перлит
Плотность, г/см^3	7,864	7,670	7,843	7,633	7,778
Удельный объем, см^3/г	0,1271	0,1304	0,1275	0,1310	0,1286

Фазовые превращения в стали происходят в разное время в различных частях отливки и могут заканчиваться при разной степени распада аустенита. Это служит источником фазовых напряжений ($\sigma_ф$), развивающихся в отливке. Возникшие на различных этапах затвердевания и охлаждения отливки напряжения суммируются и формируют остаточные напряжения в отливках.

Остаточные напряжения, существующие в отливках после выбивки из литейной формы, не имеют особенно большого значения для качества отливок, если они не привели еще к каким-либо деформационным дефектам до этого момента. Кроме того, они всегда снимаются с помощью термической обработки. К тому же уровень остаточных напряжений почти не отражает значений временных напряжений, меняющихся в процессе охлаждения отливок в литейной форме, но между тем на отдельных этапах охлаждения они могут приводить к существенному ухудшению качества отливок. В этой связи для качества отливок особенно большое значение имеет кинетика развития напряжений, и наиболее важную роль в этом играет фазовая составляющая.

Существует несколько методов изучения механизма формирования напряжений и определения их величины. Во всех методах отливают технологические пробы, имеющие два основных элемента — тонкие и толстые бруски, соединенные перемычками. Одна из таких проб показана на рис. 6.23.

Использование указанного метода обеспечивает наименьший разброс экспериментальных данных (6%). Анализ кривых охлаждения показал, что брусок II с температуры примерно 700 °С начинает охлаждаться медленнее бруска I.

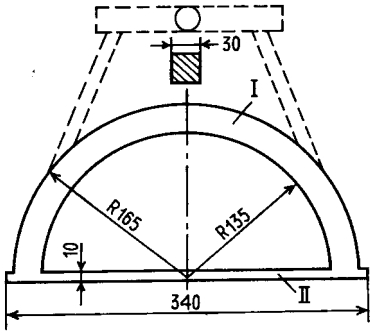
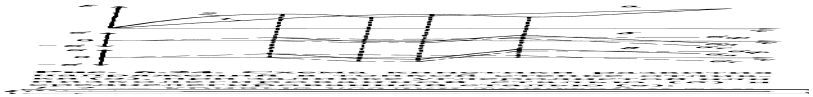


Рис. 6.23. Специальная экспериментальная отливка — проба для оценки остаточных литейных напряжений

В пробах из углеродистых и низколегированных сталей охлаждение тонкого бруска до 700 °С сопровождается развитием в нем растягивающих термических напряжений; в интервале превращения аустенита на них накладываются слабые сжимающие фазовые напряжения, усиливающиеся до момента начала превращения в толстом бруске. В результате суммирования уменьшаются растягивающие напряжения. В это же время толстый брусок начинает охлаждаться быстрее тонкого и последний будет испытывать уже сжатие под влиянием изменившихся термических условий. Одновременно на тонкий брусок накладывается и растягивающее действие в период превращения аустенита в толстом бруске, после чего вновь развиваются сжимающие термические напряжения.

Расширение при превращении аустенита в углеродистых и низко-легированных сталях небольшое, соответственно и фазовые напряжения, вызываемые им, будут относительно невелики, но они, как видно из предыдущего, усложняют кинетику развития результирующих напряжений. Вместе с тем у низко-легированных сталей эффект расширения все же несколько больше, чем у сталей углеродистых. Повышение степени легированности сталей сопровождается увеличением расширения при превращении делает этот период охлаждения отливок наиболее опасным в отношении возможного делает этот период охлаждения отливок наиболее опасным в отношении возможного возникновения холодных трещин и некоторых других деформационных дефектов. Эта опасность всегда будет усугубляться дополнительным наложением еще усадочных напряжений.

Для наглядности анализа термические и фазовые составляющие напряжений выразим в виде функциональной зависимости от определяющих уровень напряжений свойств стали:



где E — модуль упругости; λ — коэффициент теплопроводности стали.

В представленных феноменологических выражениях наиболее активно изменяющимися величинами в зависимости от состава конструкционных сталей являются линейные усадки $\varepsilon_{д.п.}$, $\varepsilon_{п.п}$ и $\varepsilon_{\gamma\text{-}\alpha.}$. Величину E для углеродистых, низко- и среднелегированных сталей в первом приближении можно принять постоянной, значение λ наиболее заметно меняется для этих классов сталей под влиянием изменений в содержании углерода. Так, увеличение содержания углерода в углеродистых сталях с 0,06 до 1,0 % сопровождается уменьшением их теплопроводности в 1,4 раза. Из выражений (6.26), определяющих изменения $\sigma_т$ и $\sigma_ф$, и данных о влиянии состава стали на линейную усадку следует, что в отливках из углеродистых сталей преобладают термические напряжения. В отливках из низколегированных сталей усиливается развитие фазовых напряжений, которые значительно возрастают при переходе к среднелегированным сталям, достигая наибольшего значения в отливках из сталей мартенситного класса.

В соответствии с результатами проведенного анализа и изменениями в соотношениях скоростей охлаждения и кинетики развития свободной усадки тонких и толстых частей отливок при охлаждении принципиальная схема кинетики развития напряжений в стальных отливках представлена на рис. 6.24. Следует отметить наличие в схеме двух максимумов растягивающих напряжений: в момент начала превращения аустенита в тонкой и в конце превращения в толстой стенках отливки. Второй максимум больше первого, и он может быть особенно высоким в отливках из среднелегированных сталей мартенситного класса, что делает этот период охлаждения отливок наиболее опасным в отношении возможного возникновения холодных трещин и некоторых других деформационных дефектов.

Эта опасность всегда будет усугубляться дополнительным наложением еще усадочных напряжений.

Данные, полученные с помощью отливок-проб, хорошо иллюстрируют сложность динамики изменений в соотношениях $\sigma_т$ и $\sigma_ф$ в процессе охлаждения в зависимости от состава стали (рис. 6.25 и 6.26). Кривые изменения напряжений в ходе превращения $\alpha \rightarrow \gamma$ построены по данным дилатометрических измерений на образцах, вырезанных из отливок-проб. Они косвенно характеризуют изменение величины $\sigma_ф$. Результирующие литейные напряжения $\sigma_л$ достаточно резко меняются по мере увеличения степени легированности стали. При определенном содержании марганца, никеля и хрома величина о снижается до нулевого значения, и напряжения в тонком бруске меняют знак с отрицательного на положительный. Аналогичная картина изменений, но в обратном порядке, должна иметь место и в отношении напряжений в толстом бруске.

В этот момент температура массивной полки будет выше температуры тонких ребер. При полном охлаждении отливки длина массивной части должна бы сократиться на большую величину, чем длины тонких ребер, поэтому массивная полка растянута, а тонкие — сжаты. В массивной части сформируются напряжения растяжения, а в тонких ребрах — напряжения сжатия. Если величина появившихся напряжений превысит предел текучести материала, то отливка покоробится (пунктирные линии на рис. 6.29).

Для предупреждения коробления отливок необходимо:

— обеспечить равномерное охлаждение всех частей отливки;

— использовать известные технологические приемы при конструировании отливки: устройство ребер жесткости, стяжек, обратных прогибов на модели (рис. 6.28) и т. д.

6.5. ТРЕЩИНЫ В ОТЛИВКАХ

После образования на поверхности отливки непрерывного слоя твердой фазы (отливка получает устойчивые внешние контуры) и в процессе ее дальнейшего охлаждения в ней формируются внутренние литейные напряжения. Если в какой-то момент времени величина литейных напряжений превысит предел прочности металла ($\sigma_л > \sigma_т$), то в отливке развиваются трещины, т. е. происходит локальное разрушение металла.

Трещины представляют собой один из типичных видов литейного брака стальных отливок. В зависимости от температуры и времени образования трещины разделяют на горячие (кристаллизационные) и холодные.

6.5.1. Горячие трещины

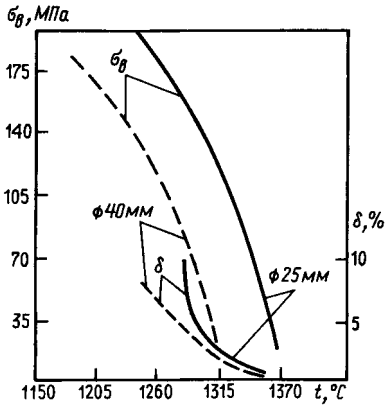


Рис. 6.30. Изменение предела прочности при растяжении $\sigma_в$ и относительного удлинения δ при охлаждении образцов различного сечения

Горячие трещины образуются в температурном интервале $t_{н.л.у} - t_c$ или несколько ниже t_c, когда прочность и пластические свойства очень низки. Основной причиной их образования являются усадочные напряжения.

Ю. А. Нехендзи определил изменение пределов прочности и относительного удлинения цилиндрических отливок диаметром 25 и 40 мм от темпера туры, измеренной в их центре, и показал, что прочность $\sigma_в$ и пластичность δ стали отливок диаметром 25 мм возрастают быстрее (рис. 6.30), чем у более массивной отливки.

Влияние температурно-временных параметров на изменение прочности и пластичности цилиндрической отливки диаметром 25 мм из стали, содержащей 0,20% C, 0,30% Si, 0,60% Mn, 0,05% S, 0,05% P, по казано в табл. 6.4.

Таблица 6.4. Предел прочности и относительное удлинение цилиндрических образцов диаметром 25 мм при их охлаждении

Номер образца	Время после заливки, с	Температура охлаждения отливки, °С		Предел прочности, МПа	Удлинение, %
		в наружной зоне	в центре		
1	20	1342	1432	3	0
2	28	1336	1424	5	0
3	34	1328	1412	5	0
4	39	1322	1398	95	0
5	44	1306	1356	105	0
6	50,4	1282	1330	130	3
7	57,5	1254	1298	165	29

При затруднении усадки возникшие в отливке усадочные напряжения, достигнув значения предела прочности, вызывают образование горячих трещин. Горячие трещины проходят по границе первичных зерен и возникают в так называемом температурном интервале хрупкости (ТИХ) сплава. У стали верхняя граница ТИХ располагается около температуры начала развития линейной усадки, а нижняя примерно на 50 °С ниже температуры солидус. Такое состояние металла объясняется весьма слабыми межзеренными связями из-за наличия на границах зерен жидких прослоек, представляющих собой скопления легкоплавких фаз, например, ликватов, включений оксисульфидов и сульфидов железа, фосфидов и других легкоплавких соединений. Например, повышенное содержание серы в стали состава: 0,17% C, 0,20% Si, 0,65% Mn, 0,14% S, 0,05% P значительно снижает $\sigma_в$ и δ, тем самым облегчая образование горячей трещины (табл. 6.5).

Прочность и пластичность поверхностного слоя отливки при постоянной скорости развития усадки возрастают в случае, когда отводимая формой теплота выделяется плотной затвердевшей коркой, а не металлом затвердевающей непрочной и непластичной двухфазной области. Поэтому стали с большим интервалом кристаллизации более склонны к образованию горячих трещин, чем стали с малым интервалом кристаллизации. Низкие значения теплофизических характеристик заливаемой стали (λ, c, ρ) способствуют увеличению температурного градиента по сечению отливки, а следовательно, утолщению и упрочнению наружной корочки металла.

Таблица 6.5. **Предел прочности и относительное удлинение цилиндрических образцов, отлитых из стали с повышенным содержанием серы**

Номер образца	Время после заливки, с	Температура наружной зоны отливки, °С	Предел прочности, МПа	Удлинение, %
1	20	1408	0,9	0
2	28	1394	1,9	0
3	34	1380	1,9	0
4	41,5	1346	4,0	0
5	50,5	1290	6,2	0
6	59	1240	10,0	0
7	60	1200	9,3	0

Склонность стали и отливок к образованию горячих трещин называют *горячеломкостью*, а способность стали сопротивляться образованию горячих трещин, т. е. выдерживать определенную степень затруднения усадки без разрушения, *трещиноустойчивостью*.

Склонность сплавов к образованию горячих трещин количественно может быть оценена величиной напряжений, вызывающих их появление. Ее определяют с помощью технологических проб.

Трещиноустойчивость чаще всего определяют методом Трубицына (рис. 6.31), позволяющим в отличие от других методов изучить кинетику возникновения напряжений, установить время и температуру, при которых образуются трещины.

Прибор состоит из формы, мостика постоянного тока и потенциометра ЭПП-09. Прочность сплава определяют в момент разрушения образца в условиях затрудненной усадки.

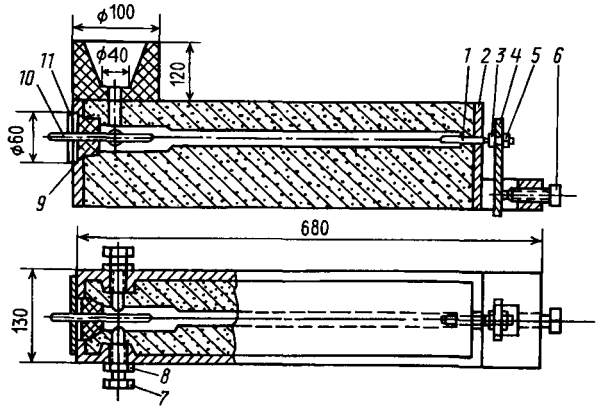


Рис. 6.31. Схема прибора Трубицына для определения трещиноустойчивости сплавов

Заливаемый образец диаметром 25 мм имеет утолщение на одном конце до 50 мм. Опока 2 имеет приливы 8 для двух болтов 7, фиксирующих утолщенную часть образца. На одной из торцевых сторон опоки предусмотрено отверстие 11 для удаления модели после формовки. Это отверстие затем заделывают стержнем или шамотной пробкой 9. Через эту же пробку (по ее центру) вводят термопару 10 для измерения температуры в области образования горячих трещин (соединение толстой и тонкой частей образца). С противоположной стороны в полость формы вводят шпильку-тягу 1, соединенную с пружиной 4 с помощью гаек 3 и 5. Тяга имеет конусную резьбу, обеспечивающую соединение ее с образцом при заливке формы сплавом. Шпильку-тягу изготавливают из мягкой стали. Пружину 4 укрепляют болтом 6 в специальном приливе опоки.

Усилия сопротивления усадке измеряют тензометрическими датчиками из константановой проволоки, наклеенными на пластинчатую пружину 4. Перед установкой в прибор пружину с наклеенными датчиками тарируют на прессе. По данным датчиков строят тарировочный график, устанавливающий зависимость между усилием, изгибающим пружину (килограмм-сила) и показаниями потенциометра (милливольтметр).

Вторая часть установки равновесный мост постоянного тока, работающий на самостоятельных элементах или с полупроводниковым преобразователем тока.

Для фиксации одновременного измерения температуры при охлаждении образца и усилий, затрудняющих усадку (преобразованных в милливольты), используется многоточечный потенциометр ЭПП-09. В момент образования трещины или надрывов на потенциометре «нагрузка — время» появляются перегибы.

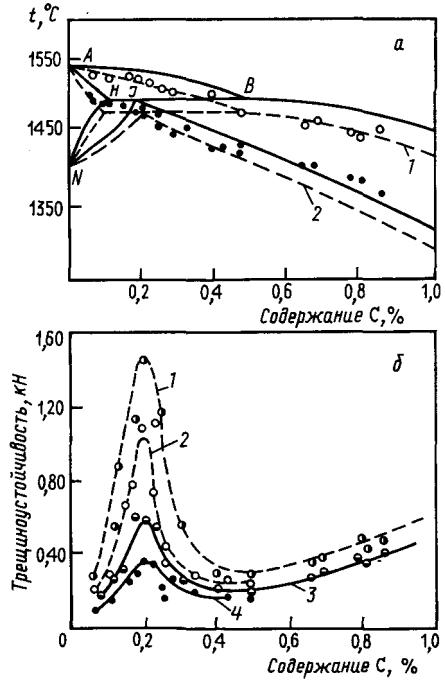


Рис. 6.32. Зависимость трещиноустойчивости углеродистой стали от содержания углерода:
а — температура образования трещины: *1* — температура начала линейной усадки; *2* — температура образования горячих трещин; *б* — трещиноустойчивость: *1* и *3* — 0,8 % Mn; *2* и *4* — 0,4 % Mn; штриховые линии — температура заливки 1550 °С; сплошные — температура заливки 1600 °С

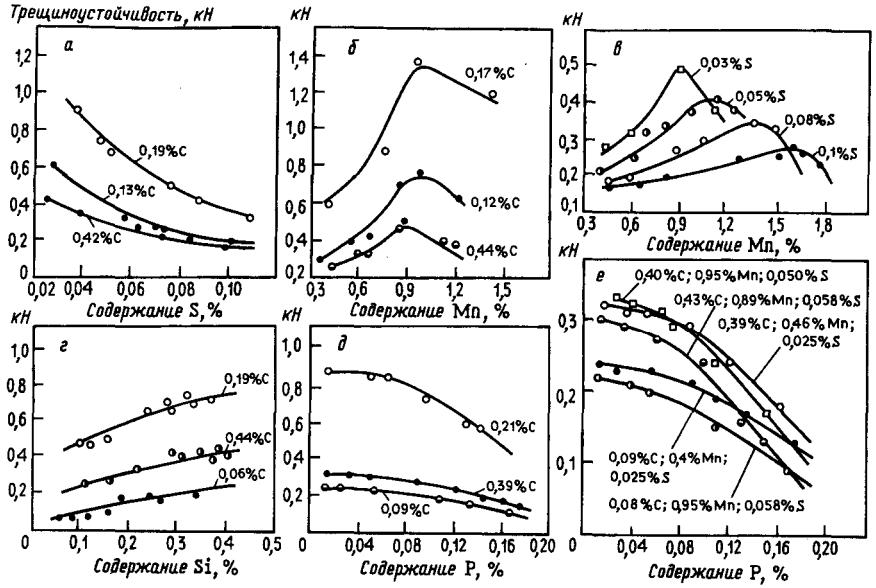


Рис. 6.33. Влияние содержания различных элементов в углеродистой стали на ее трещиноустойчивость при перегреве над ликвидусом на 50 °С

По данным потенциограммы и тарировочного графика пружины находят температуру, время образования трещины и нагрузку, вызванную ее появление.

Влияние содержания углерода и других элементов, входящих в со став стали, на трещиноустойчивость показано на рис 6.32 и 6.33.

С уменьшением эффективного интервала кристаллизации ($t_{н.л.у}$ — трещиноустойчивость сталей возрастает.

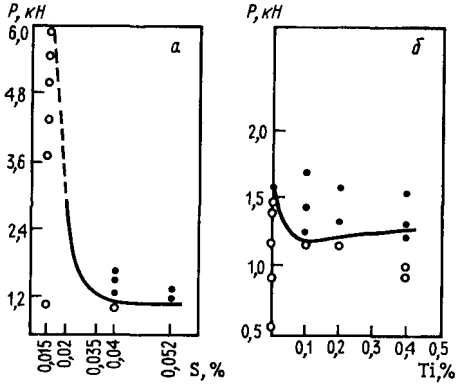
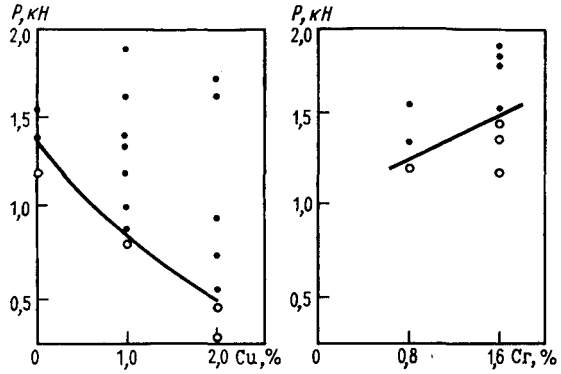


Рис. 6.34. Влияние серы (*а*) и титана (*б*) на трещиноустойчивость стали:
○ — трещины нет; • — трещина есть

Как отмечалось, увеличение концентрации серы в составе сталей значительно снижает $\sigma_в$ и δ (табл. 6.5) и трещиноустойчивость стали (рис. 6.34). Снижение концентрации серы ниже 0,03% резко повышает трещиноустойчивость конструкционной стали ХНМДТЛ.

Присутствие меди и, в меньшей степени, никеля в составе низколегированных сталей также приводит к снижению трещиноустойчивости (рис. 6.35).

Рис. 6.35. Влияние меди (*а*) и хрома (*б*) на трещиноустойчивость стали:
○ — трещины нет; • — трещина есть



Это объясняется главным образом образованием легкоплавкой, богатой медью фазы, располагающейся по границам зерен. По этой при чине в крупных отливках (массой 1,5—6,0 т) из медьсодержащих сталей трещины образуются около прибылей, т. е. в термических узлах, куда вытесняются ликваты, содержащие медь. Значения относительной трещиноустойчивости сталей приведены в Приложении 25.

6.5.2. Расчет стойкости стальных отливок против образования горячих трещин

Исследование трещиноустойчивости различных марок сталей подтверждает, что при равномерном охлаждении отливок не образуется горячих трещин даже в условиях почти полного торможения усадки. Производственный опыт также свидетельствует об образовании трещин, как правило, только в замедленно охлаждающихся областях отливок. Экспериментальное изучение влияния степени неравномерности охлаждения отливок на образование горячих трещин позволило получить зависимость трещиноустойчивости от теплового фактора (рис. 6.36). Неравномерность охлаждения при этом создавали путем предварительного локального разогрева стенок формы, а в качестве количественной оценки теплового фактора был принят относительный перепад времени затвердевания рассматриваемых сопряженных зон стенки отливки-образца (τ_2 — τ_1) τ_1, где τ_1 и τ_2 - время затвердевания «тонкой» и замедленно охлаждающейся, или «толстой» частей отливки-образца соответственно.

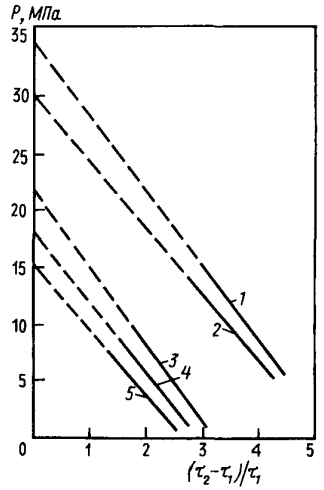


Рис. 6.36. Влияние теплового фактора (перепада времени затвердевания) на трещиноустойчивость сталей:
1 — сталь марки 10МН2ДФЛ; *2* — Ni—Mo—Cu—V-сталь, модифицированная иттрием; *3* — марка 30Л; *4* — Ni—Mo—Cu—V-сталь, немодифицированная; *5* — марка 10МДФЛ

С увеличением не равномерности охлаждения трещиноустойчивость Р понижается.

Данные по трещиноустойчивости различных марок сталей дают возможность обоснованно выбирать по этому показателю наиболее технологичные из них. Вместе с тем выбор такой стали еще не дает гарантии получения из нее отливок без горячих трещин. Вполне возможно, что из менее технологичной стали получается отливка без горячих трещин, а из более технологичной стали, наоборот, — с трещинами. В последнем случае решающую роль может сыграть резкая неравномерность охлаждения, приводящая к значительной местной концентрации деформаций в замедленно охлаждающейся части отливки.

При выборе стали для конкретной отливки остается справедливым подход, когда для отливки с ожидаемой резко выраженной неравномерностью охлаждения необходимо использовать сталь с наиболее высокой трещиноустойчивостью и принять соответствующие технологические меры для выравнивания охлаждения. Особенности конструкции отливки, как было показано, могут иметь решающее значение в появлении в ней горячих трещин.

Для оценки стойкости против образования горячих трещин реальных отливок трещиноустойчивость стали, определенная по экспериментальным отливкам-образцам, должна быть пересчитана для условий охлаждения данной отливки на основе зависимостей, представленных на рис. 6.36.

Графические зависимости, приведенные на этом рисунке, могут быть выражены в виде общего линейного уравнения

$$P = A - k\left(\frac{\tau_2 - \tau_1}{\tau_1}\right), \qquad (6.27)$$

где Р - трещиноустойчивость отливки, МПа; k - коэффициент, постоянный для данной марки стали, характеризующий интенсивность изменения Р в зависимости от изменения теплового фактора, МПа; А — постоянная величина, МПа: по физическому смыслу она является прочностью стали при растяжении в изотермических условиях, определенной при температуре, соответствующей моменту возникновения горячей трещины в условиях, когда $\tau_2 = \tau_1$ (при этом А = Р); τ_2 τ_1 время затвердевания соответственно замедленно охлаждающейся, или массивной части и сопряженной с ней остальной части отливки, ч.

При трещиноустойчивости реальной отливки необходимо учесть масштабный фактор, так как локализация деформации будет проявляться в тем большей степени, чем больше линейный размер стенки отливки, определяющий общую усадочную деформацию.

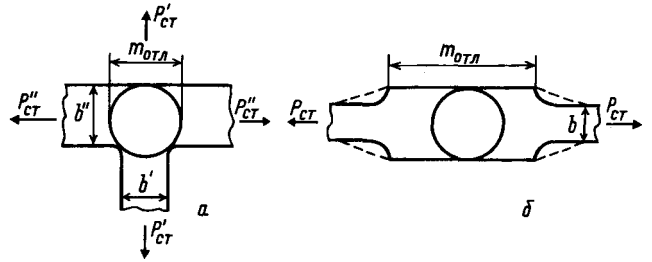


Рис. 6.37. Схемы определения протяженности зоны локализации упругопластических деформаций $m_{отл}$ для разных случаев сочленения стенок отливок (*а*, *б*) ($P'_{ст}$, $P''_{ст}$ — разные значения усилий)

С учетом масштабного фактора трещиноустойчивость стали для данной отливки определяется выражением

$$P = A - 0{,}9k\frac{l_{отл}/m_{отл}}{l_{обр}/m_{обр}}\left(\frac{\tau_2 - \tau_1}{\tau_1}\right), \qquad (6.28)$$

где 0,9 - поправочный коэффициент; $l_{отл}$, $l_{обр}$ — длина соответственно отливки и экспериментального образца, на котором определяется трещиноустойчивость стали; $m_{отл}$, $m_{обр}$ — протяженность зоны локализации упруго-пластических деформаций соответственно отливки (рис. 6.37) и образца.

Из выражения (6.28) следует, что в отливке не будут образовываться горячие трещины при выполнении условия:

$$P = A - 0{,}9k\frac{l_{отл}/m_{отл}}{l_{обр}/m_{обр}}\left(\frac{\tau_2 - \tau_1}{\tau_1}\right) - P_{ст} > 0, \qquad (6.29)$$

где $P_{ст}$ — удельные усилия, возникающие в стенке отливки в критическом интервале температур образования горячих трещин вследствие торможения усадки, МПа.

При определении значений величин А и k путем испытания специальных образцов неизменных размеров при постоянных условиях заливки отношение $l_{обр}/m_{обр} = 4. . .5$.

Величина $P_{ст}$ определяется по соотношению:

$$P_{ст} = \sigma_{усл} F_{упор}/F_{ст}, \qquad (6.30)$$

где $\sigma_{усл}$ — удельное сопротивление формы усадке отливки в период прохождения ею интервала температур образования горячих трещин, МПа;

$F_{упор}$ — площадь стенки отливки, препятствующей усадке, $см^2$. $F_{ст}$ — площадь поперечного сечения стенки отливки, претерпевающей усадку, $см^2$.

Сопротивление формы усадке при увеличении длины отливки возрастает по линейному закону и может быть подсчитано по следующему экспериментальному соотношению:

$$\sigma_{усл} = \sigma^0_{усл} + 0,0015\left(l_{отл} - l_{обр}\right). \quad (6.31)$$

При заливке мелких и средних по массе отливок с толщиной стенок до 70 мм жидкостекольные смеси имеют $\sigma_{усл}$ = 0,05 МПа, сырые и сухие песчано-глинистые смеси соответственно 0,065 и 0,08 МПа.

Численные значения величин A и k определяются при испытании специальных образцов. В табл. 6.6 приведены их значения для некоторых марок сталей.

Условие (6.29) может быть выражено с помощью соотношения при веденных толщин, если время τ_1 или τ_2 заменить соотношением $\tau = \frac{R^2}{k_з^2}$, где $k_з$ - коэффициент затвердевания.

Трещина не образуется при условии:

$$R_{2кр} < R_1\sqrt{1 + \frac{\left(A - P_{ст}\right)l_{обр}m_{отл}}{0,9k_з m_{обр} l_{отл}}}, \quad (6.32)$$

где $R_{2кр}$ - критическая приведенная толщина массивной части отливки при данной приведенной толщине тонкой части R_1, выше значения которой в отливке будут образовываться горячие трещины.

Выражения (6.29) и (6.32) позволяют анализировать технологические особенности конструкции отливок для устранения опасности образования горячих трещин. Так, для повышения технологичности необходимо уменьшить различие в толщинах стенок, определяющее величину (τ_2 — τ_1), увеличить протяженность зоны локализации деформации $m_{отл}$, путем конструктивных изменений уменьшить усилие $P_{ст}$ и т.д.

Таблица 6.6. **Значения коэффициентов *A* и *k* для расчета трещиноустойчивости отливок**

Марка стали	*A*	*k*	Марка стали	*A*	*k*
	МПа			МПа	
25Л, 35Л	21,65	6,90	10МН2ДФЛ	34,55	6,60
08ГДНФЛ	18,41	6,64	101Н2МФЛ	15,65	5,50
12ДН2ФЛ	21,05	6,52	110Г13Л	23,50	4,90
12ДХН1МФЛ	20,70	6,02	23ХГС2МФЛ	17,50	6,25
10МДФЛ	14,85	5,80			

Эффективность различных вариантов конструктивных изменений может быть проверена расчетом по соотношению (6.29) на ЭВМ. Путем пересмотра всех вариантов выбирают наиболее приемлемый.

6.5.3. Основные технологические меры по предотвращению горячих трещин в отливках

На стадии проектирования технологического процесса изготовления отливки обычно должны оцениваться особенности возникновения в ней горячих трещин. Наиболее подвержены горячим трещинам отливки со значительной разностенностью и сложные тонкостенные отливки с большим количеством стержней.. В первом случае необходимо принимать меры по выравниванию скоростей охлаждения стенок разной толщины. Так, в целях уменьшения различия в скоростях охлаждения тонких и более толстых стенок осуществляют подвод металла в тонкие стенки, что способствует замедлению их охлаждения. Но эта мера дает положительный эффект в отливках небольшой массы. С увеличением массы отливки усиливается локализация разогревающего действия струи металла, поступающего из питателя, и получается обратный эффект образуются горячие трещины в разогретых областях стенок отливки. Более продуктивное выравнивание охлаждения достигается искусственным захолаживанием массивных частей отливок. Для мелких отливок массой примерно до 100 кг вполне эффективны наружные монолитные холодильники с толщиной 0,5—0,6 от толщины захолаживаемой стенки.

Для отливок большой массы такие холодильники неэффективны. Они прогреваются до температуры стенки отливки раньше, чем она успеет затвердеть. В таких случаях необходимо использовать трубчатые холодильники с регулируемым теплоотводом какой-либо охлаждающей средой (например, воздухом), пропускаемой через их полость. Такие холодильники прокладываются в стенке формы на расстоянии от стенки отливки 20—60 мм. Слой формовочной смеси между холодильником и отливкой замедляет начальную стадию захолаживающего действия по сравнению с обычным наружным холодильником, где на этой стадии, наоборот, имеет место максимальный захолаживающий эффект. В процессе охлаждения отливки действие трубчатого холодильника может усиливаться и ослабляться за счет изменения количества охлаждающей среды, пропускаемой по трубе в единицу времени. Наиболее эффективно ускоряют охлаждение массивных стенок отливок внутренние холодильники, которые устанавливаются в количестве 2—3 % от массы захолаживаемой части отливки. В качестве таких холодильников обычно используют прутки прокатанной стали.

Для сложных тонкостенных отливок приобретает особенно большое значение исходная прочность стенок формы и стержней, которая должна быть возможно более низкой, так как при быстрозатвердевающих тонких стенках отливок прогрев стенок формы незначителен и поэтому не сопровождается заметным разупрочнением их. Уменьшение степени торможения усадки отливок в период прохождения ими интервала

хрупкости стали путем уменьшения прочности и увеличения податливости стенок формы и стержней является одним из универсальных средств устранения возможности возникновения горячих трещин в отливках любой конструкции. Сущность положительного воздействия таких средств состоит в уменьшении развивающейся в отливке упруго-пластической деформации растяжения.

Однако даже при этом в условиях значительной локализации и соответственно резкой концентрации деформаций горячие трещины все же могут возникать. В этой связи при всех обстоятельствах необходимо стремиться к уменьшению степени локализации, рассредоточению усадочных растягивающих деформаций в стенках отливок как с помощью выравнивания скоростей охлаждения, так и посредством соответствующих изменений в конструкции отливок. Иллюстрацией таких изменений может служить рис. 6.37, б, где измененный контур узла, показанный штриховыми линиями, обеспечивает увеличение протяженности зоны локализации упруго-пластической деформации $m_{отл}$, что ведет к уменьшению опасности образования горячих трещин.

Для снижения опасности появления горячих трещин необходимо заливку формы производить при возможно более низкой температуре металла, поскольку высокая температура заливки приводит к получению более крупнозернистого строения, при котором межкристаллитные прослойки легкоплавких фаз будут иметь большую толщину, что облегчает образование трещин. Кроме того, повышение температуры заливки вызывает усиление местного разогревающего действия питателей, приводящего к образованию около мест подвода металла, а иногда и в других местах, замедленно охлаждающихся зон с наибольшей вероятностью возникновения в них горячих трещин.

Такая роль питателей приводит к необходимости осуществлять подвод металла в форму по возможности рассредоточенно, т. е. через несколько питателей для снижения разогревающего действия каждого из них. Этим же объясняется положительное влияние на уменьшение горячих трещин подвода металла через щелевые питатели.

Обеспечение условий направленного затвердевания при надежной работе прибылей благоприятно сказывается на уменьшении опасности образования горячих трещин благодаря созданию возможностей «залечивания трещин». Вместе с тем сам факт установки прибыли приводит к увеличению термической емкости узла, на котором она размещена, усиливая таким образом неравномерность охлаждения, в результате чего часто возникают горячие трещины в непосредственной близости к прибыли.

Чаще всего такие ситуации возникают, когда размеры прибылей имеют чрезмерно большой запас: в целях увеличения надежности их работы увеличивают приведенную толщину либо высоту, а часто одновременно и то, и другое.

Целесообразно не прибегать к излишествам в размерах прибылей, а в определенных случаях вместо одной весьма массивной лучше устанавливать две менее массивные прибыли.

Существенно повысить трещиноустойчивость можно за счет модифицирования стали. Для этого применяют такие высокоактивные элементы, как бор, кальций, барий, магний, иттрий, церий, лантан, титан, цирконий, ванадий и др. Улучшение характеристик первичной структуры, уменьшение физической и химической неоднородности, перераспределение кристаллизующихся фаз и их количества при модифицировании способствуют повышению трещиноустойчивости. Характерным для зависимости трещиноустойчивости от количества вводимых модификаторов является вполне определенная величина добавки, при которой достигается высокая стойкость против горячеломкости (рис. 6.38). Кроме того, один и тот же модификатор по-разному влияет на трещиноустойчивость сталей различного структурного класса. Это обусловлено раз личным характером трещинообразования сталей. В сталях аустенитного класса трещины проходят по границам зерен, ферритного по границе и телу зерна, перлитного — по границам первичных аустенитных зерен, полуферритного по ферритной составляющей. Поэтому повышения трещиноустойчивости аустенитных и перлитных сталей можно добиться за счет очищения и укрепления границ зерен, ферритных кроме этого, и за счет улучшения свойств самого зерна, полуферритных за счет изменения характера расположения ферритной составляющей.

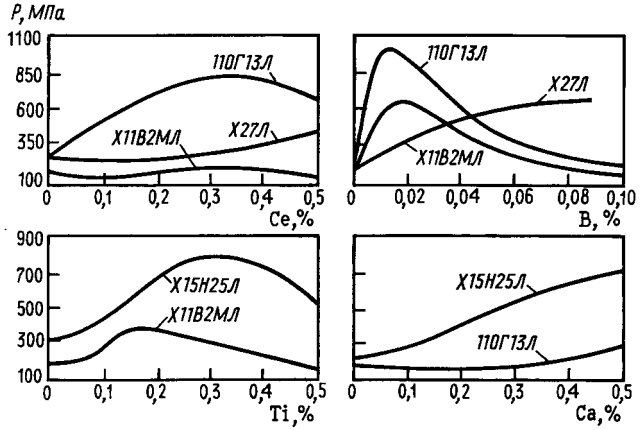


Рис. 6.38. Влияние модификаторов на трещиноустойчивость сталей аустенитного (110Г13Л, Х15Н25Л), ферритного (Х27Л) и полуферритного (Х11В2МЛ) классов

Положительное влияние оптимальных добавок модификаторов на трещиноустойчивость объясняется тем, что при модифицировании измельчается первичное зерно аустенита.

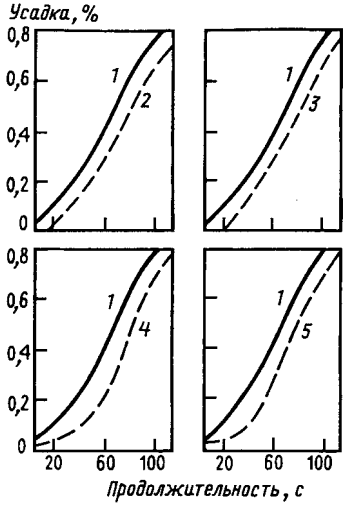


Рис. 6.39. Влияние модификаторов на кинетику процесса усадки стали 15Х1М1ФЛ:
1 — без добавки; *2* — 0,05 % Ti; *3* — 0,1 % Zr; *4* — 0,05 % Ba; *5* — 0,1 % Ce

Это приводит к увеличению межзеренной поверхности и уменьшению удельной по граничной концентрации примесей. Благоприятное изменение морфологии не металлических фаз также улучшает трещиноустойчивость. На рис. 6.39 показано влияние модификаторов на кинетику процесса усадки стали 15Х1М1ФЛ. Титан уменьшает скорость усадки в начальный период, а церий и барий в более поздний. При модифицировании стали цирконием появляется даже предусадочное расширение.

Анализируя влияние модификаторов на усадку сталей, в целом можно отметить, что они замедляют процесс усадки, особенно в начальный период затвердевания отливок, и тем самым смягчают нарастание напряжений, что повышает трещиноустойчивость отливок.

6.5.4. Холодные трещины в отливках и меры по их предотвращению

Как было показано выше, в результате разновременного охлаждения различных частей отливки возникают термические напряжения. Величина этих напряжений растет с понижением температуры, а пластичность стали падает. В результате, напряжения могут достичь значений, равных временному сопротивлению при растяжении ($\sigma_в$), и материал отливки разрушается, в отливке появляется трещина. Зарождение и распространение трещин облегчается наличием в структуре стали несплошности (газовые, усадочные дефекты) или неметаллических включений. Наиболее вероятный период образования холодных трещин — охлаждение отливок в интервале температур ниже 700°С. Поверхность таких трещин, как правило, гладкая, чистая, она проходит по телу кристаллов. В некоторых случаях, если трещина формировалась при повышенных температурах, ее поверхность может быть покрыта и тонкой оксидной пленкой.

Трещины в отливках представляют типичный литейный дефект. Даже если имеющиеся в отливке напряжения не привели к появлению трещин или короблению отливок, они могут оказать негативное влияние в дальнейшем. Например, при

эксплуатации литых деталей сохранившиеся в металле напряжения могут суммироваться с рабочими напряжениями, что приводит к разрушению детали или искажению ее размеров.

Вероятность возникновения холодных трещин зависит не только от уровня и кинетики развития литейных напряжений, но может значительно возрасти из-за некоторых особенностей состава стали. Так, известно охрупчивающее действие фосфора, образующего хрупкие фосфиды железа, однако это зависит еще и от содержания в стали углерода. С повышением содержания углерода и, как следствие, уменьшением в структуре металла свободного феррита увеличивается относительная концентрация в нем фосфора, облегчающая создание и выделение из раствора фосфидов, и возрастает опасность возникновения холодных трещин в отливках.

Нередко охрупчивание стали происходит вследствие повышения содержания в ней алюминия и азота, приводящего к выделению по границам первичных зерен мельчайших частиц нитрида алюминия A1N. Процесс выделения нитрида происходит в интервале температур 1000— 800 °С. Признаком возникновения такой аномалии является разрушение металла с образованием так называемого камневидного излома: разрушение происходит по границам зерен, а поверхность излома имеет обычно белый или блестяще-белый вид. При таком состоянии стали холодные трещины в отливках часто располагаются внутри сечения стенки отливки.

Для устранения хрупкости и опасности появления холодных трещин в таких случаях уменьшают долю присадки алюминия, которая обычно доводится до 0,08—0,1 %, и азота — до <0,01%. Однако производственный опыт показывает, что при таком содержании азота охрупчивание не наблюдается даже при окончательном раскислении стали алюминием добавкой его в количестве 0,15%.

Трещины могут образовываться и при обрезке прибылей пламенными резаками. В этом случае трещина имеет вид надрыва и распространяется от поверхности реза в тело отливки на некоторую глубину. Такие трещины есть следствие развития термических напряжений в процессе резки. Для того чтобы трещины не поражали тело отливки, линию реза выбирают на таком расстоянии от поверхности отливки, при котором трещины остались бы в пределах остающегося корешка или остатка от прибыли. Остаток прибыли в дальнейшем удаляют механической обработкой отливки.

Основные меры, позволяющие снизить степень вероятности образования холодных трещин, следующие.

— Строгий контроль химического состава стали, поддержание на минимальном уровне концентрации газов, серы, фосфора и других сильно ликвирующих элементов.

— Тщательный подбор химического состава стали, обеспечивающего необходимый уровень эксплуатационных характеристик металла в отливке и повышающего трещиноустойчивость стали.

— Устройство плавных переходов от массивных частей отливки к тонким.

— Снижение интенсивности теплоотвода, обеспечивающего выравнивание температуры по сечению и различных сечений отливки в процессе ее затвердевания и охлаждения. Замедленное охлаждение способствует также более полному прохождению фазовых превращений, что снижает величину фазовых напряжений.

— Проведение термической обработки (отжига) отливок. В процессе отжига происходит постепенный переход упругих деформаций, определяющих величину основных напряжений, в пластические, т. е. осуществляется релаксация напряжений. Рекомендуемые режимы отжига см. в разделе 1.9.

КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ

1. Перечислите литейные свойства стали.
2. Жидкотекучесть и заполняемость литейной формы.
3. Виды жидкотекучести.
4. Методы определения жидкотекучести.
5. Усадка стали. Виды усадки.
6. Дефекты, вызываемые усадкой.
7. Объемная усадка. Параметры, определяющие величину объемной усадки.
8. Определение величины объемной усадки.
9. Линейная и литейная усадки.
10. До- и послеперлитная усадка стали.
11. Методы определения величины линейной и литейной усадки.
12. Литейные напряжения в стальных отливках. Виды напряжений.
13. Усадочные напряжения и причины их возникновения.
14. Термические напряжения и причины их возникновения.
15. Фазовые напряжения.
16. Дефекты в отливках, вызываемые напряжениями.
17. Условия образования дефектов.
18. Коробление отливок.
19. Горячие трещины. Причины их образования.
20. Основные технологические меры по предотвращению образования коробления, холодных и горячих трещин.

Глава 7

ПРИБЫЛИ И ЛИТНИКОВЫЕ СИСТЕМЫ

7.1. ПРИБЫЛИ

7.1.1. Назначение прибылей

У сталей общая объемная усадка (в жидком состоянии и при затвердевании) в зависимости от химического состава достигает 4—7 %. При производстве отливок она проявляется в виде усадочных раковин и усадочных пор. Чем крупнее отливка и больше ее толщина, тем больших размеров формируется усадочная раковина, а также протяженнее становится зона усадочной пористости. В стальных отливках усадочные раковины не допускаются. А усадочная пористость частично может до пускаться, но это зависит от уровня требований, предъявляемых к отливкам: чем эти требования выше, тем ниже допустимая пористость.

Поэтому для получения качественных по усадочным дефектам отливок необходимо, как правило, компенсировать объемную усадку стали. Исключение составляют мелкие отливки с одинаковой небольшой толщиной стенок, у которых усадочные раковины вследствие малости размеров трансформируются в усадочные поры.

Процесс компенсации объемной усадки сплава при литье называют питанием отливки. Источником питания служит прибыль. Прибыль это элемент литниковой системы для питания отливок в период затвердевания с целью предупреждения образования усадочных раковин. При заливке формы металлом в прибыли происходит накопление жидкого металла, идущего на компенсацию объемной усадки затвердевающей отливки. После формирования отливки прибыль отделяют от нее, как и всю литниковую систему, и утилизируют.

Для эффективной работы прибыли необходимо обеспечивать направленность затвердевания металла в полости формы от торцевых частей или периферийных областей к внутренним, от тонких стенок к толстым, а от самой толстой части отливки к прибыли. При наличии протяженных стенок одинаковой толщины направленность затвердевания создают утолщением стенки в направлении к прибыли. Этому же способствует интенсивное охлаждение периферийных областей и замедленное около прибыльных областей.

Часть отливки, затвердевающую в последнюю очередь, называют тепловым, центром. Он требует питания от прибыли. При этом количество прибылей обычно равно

числу тепловых центров. Требуют питания и отливки, имеющие толстые протяженные стенки одинакового сечения, хотя они не имеют явных тепловых центров. В зависимости от размеров таких стенок и их расположения в форме для питания используют одну и более прибылей. При этом каждая прибыль действует автономно и имеет свою зону питания. В отливках с сочленениями стенок разной толщины части отливки с большей толщиной стенок могут выполнять функции прибыли. В этом случае для них общим тепловым центром становится часть отливки с максимальной толщиной стенок.

Для полноценного обеспечения питания отливки, снижения расхода металла, а также для удобства выполнения технологических операций при формовке и финишной обработке отливок прибыли должны отвечать следующим требованиям.

1. Металл в прибыли всегда должен затвердевать позже, чем в теп ловом центре зоны питания.

2. Количество жидкого металла в прибыли должно быть достаточно для полной компенсации объемной усадки металла отливки или ее питаемой части.

3. Уровень металла в прибыли всегда должен быть выше уровня металла в питаемом узле.

4. Геометрия прибыли, ее расположение в форме и сочленение с отливкой должны быть технологичными, т. е. обеспечивать удобство формовки, а также легкость отделения прибыльной части от отливки.

5. Прибыль должна быть экономичной, т. е. расход металла на питание отливки должен быть минимальным.

7.1.2. Классификация прибылей

По последовательности заполнения жидкого металла различают прибыли проливные (проточные) и сливные (рис. 7.1).

Проливные прибыли размещают перед отливкой (рис. 7.1, а). Жидкий металл в такие прибыли поступает непосредственно от литниковой системы, а в полость отливки он попадает уже из прибыли. Вследствие этого к моменту полного заполнения формы температура жидкой стали в прибыли выше, чем в отливке.

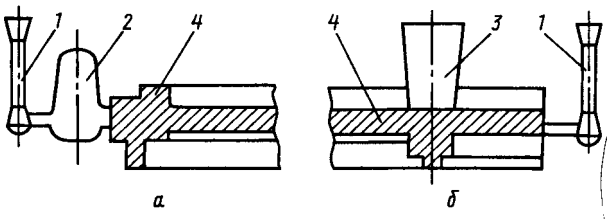


Рис. 7.1. Прибыли проливные (*а*) и сливные (*б*):
1 — литниковая система; *2* — прибыль проливная;
3 — прибыль сливная; *4* — отливка

Сливные прибыли в отличие от проливных размещают за отливкой (рис. 7.1, 6). В этом случае жидкий металл из литниковой системы сначала попадает в полость отливки, а из нее уже в прибыль. Соответственно в прибыли металл имеет более низкую температуру, чем в отливке.

По связи с атмосферой различают прибыли открытые и закрытые (рис. 7.2).

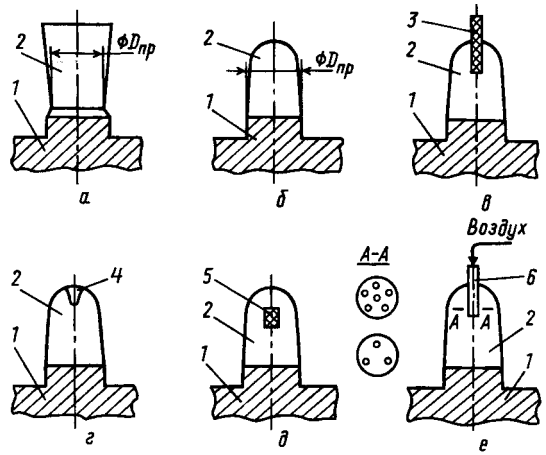


Рис. 7.2. Прибыли открытые (*а*), закрытые (*б*) и закрытые, работающие под атмосферным (*в*, *г*), газовым (*д*) и воздушным (*е*) давлением:
1 — отливка; *2* — прибыль; *3* — газопроницаемый стержень; *4* — конусный выступ (болван); *5* — газотворный патрон; *6* — керамическое сопло

Открытые прибыли не имеют с верхней стороны стенки формы, поэтому поверхность металла в них непосредственно контактирует с атмосферой (рис. 7.2, а).

Закрытые прибыли имеют верхнюю стенку, выполненную литейной формой (рис. 7.2, б). Поэтому такие прибыли не имеют непосредственного контакта с атмосферой.

С теплотехнической позиции открытые прибыли в стальном литые менее экономичны, так как у них через открытую верхнюю поверхность теплоизлучением теряется почти в три раза больше тепла, чем через равновеликую верхнюю поверхность закрытой прибыли. Но открытые при были всегда осуществляют питание отливок под действием атмосферного давления. Последнее эквивалентно действию статического напора жидкой стали высотой 1400—1500 мм. Поэтому открытые прибыли обеспечивают весьма эффективное питание отливок.

В закрытых прибылях действие атмосферного давления прекращается после формирования на поверхности прибыли прочной твердой корки затвердевшего металла. В последующем в полости таких прибылей создается разрежение. При этом движущая сила питания ослабевает и эффективность питания отливки снижается. Поэтому, учитывая тепло- технические преимущества закрытых прибылей, стремятся придать им преимущества открытых прибылей или даже усилить их. В зависимости от применяемого для этой цели технологического приема закрытые прибыли дополнительно подразделяют на прибыли, работающие под атмосферным, газовым и воздушным давлением.

Закрытые прибыли, работающие под атмосферным давлением, имеют тонкий газопроницаемый стержень, вставленный в полость прибыли через боковую или верхнюю стенку (рис. 7.2, н). Торец такого стержня быстро прогревается и металл на нем не затвердевает, а газопроницаемость стержня обеспечивает необходимое сообщение с атмосферой. По этому такая прибыль обладает преимуществами как открытой, так и закрытой прибыли. Роль газопроницаемого стержня может выполнять и конусный выступ (болван), размещенный на верхней поверхности прибыли (рис. 7.2, г). Этот вариант более технологичен и менее трудоемок при формовке.

Закрытые прибыли, работающие под газовым давлением, имеют вместо газопроницаемого стержня газотворный патрон (рис. 7.2, д). В патроне в качестве заряда содержится смесь мела и кокса (угля). Углекислый кальций мела под действием тепла жидкой стали разлагается с выделением диоксида углерода CO_2. Последний в свою очередь взаимодействует с углеродом кокса с образованием монооксида углерода CO. Выделяющиеся и образующиеся газы при температурах свыше 900 °С создают в полости прибыли сверхатмосферное давление. Это способствует увеличению движущей силы питания и повышению его эффективности.

Закрытые прибыли, работающие под воздушным давлением, имеют помещенную в полость прибыли керамическую вставку с отверстиями (рис. 7.2, е). Вставка через стальную трубку и гибкий шланг соединена с воздушным компрессором. После формирования прочной корки на поверхности прибыли включают компрессор и в полости прибыли создают воздушное давление, которое в 4—6 раз превышает атмосферное.

По расположению относительно питаемого узла различают прибыли прямого действия и отводные (рис. 7.2, а и 7.3).

Прибыли прямого действия непосредственно сочленены с тепловыми узлами отливок и их размещают над ними. Поэтому их еще называют верхними (рис. 7.2).

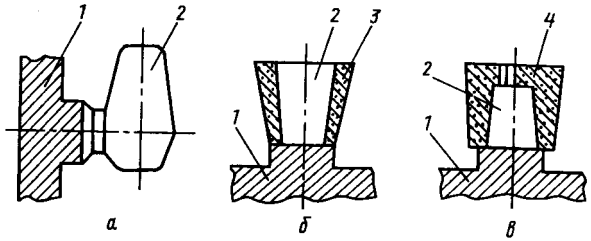


Рис. 7.3. Прибыли отводные (*а*), теплоизолированные (*б*) и обогреваемые (*в*):
1 — отливка; *2* — прибыль отводная; *3* — вкладыш из смеси с низкой теплоаккумулирующей способностью; *4* — вкладыш из экзотермической смеси

Прибыли отводные сочленены с тепловыми узлами отливок через горизонтальные или наклонные шейки и их размещают сбоку тепловых центров. Поэтому их еще называют боковыми (рис. 7.3, а).

Прибыли прямого действия более эффективны, чем отводные, так как в них при одинаковой высоте прибыли обеспечивается больший металлостатический напор.

По условиям охлаждения прибыли относительно отливки различают прибыли обычные, теплоизолированные и обогреваемые (рис. 7.3).

Обычные (равноохлаждаемые) прибыли выполняют такой же формы, как и отливки — из одинакового формовочного материала (рис. 7.2, а, б и 7.3, а). Поэтому внешние условия охлаждения в них металла идентичны.

Теплоизолированные прибыли формуют из менее теплопроводного материала, чем отливки (рис. 7.3, 6). для этого используют предварительно изготовленные оболочковые стержни-вкладыши 3 из специальной смеси с низкой теплоаккумулирующей способностью.

Обогреваемые прибыли имеют внешний источник тепла (рис. 7.3, в). Их обогревают теплотой экзотермической реакции, электрическим током или газом. В первом случае, как и в теплоизолированной прибыли, используют оболочковые стержни-вкладыши 4, но изготовленные из экзотермической смеси. Основными тепловыделяющими компонентами такой смеси являются алюминиевый порошок, окислитель (железная руда или окалина) и наполнитель (шамотный порошок). Под действием теплоты жидкой стали вкладыши нагреваются, а затем компоненты экзотермической смеси вступают во взаимную реакцию с выделением большого количества тепла. Поэтому охлаждение металла в прибыли или тормозится, или вовсе блокируется. Это позволяет в 2—4 раза уменьшить расход металла на прибыли.

Обычные прибыли при наличии открытой верхней поверхности так же могут функционировать как частично теплоизолированные или частично обогреваемые. Для этого поверхность расплава в открытой поверхности прибыли присыпают соответственно теплоизолирующим материалом или экзотермической смесью.

По геометрической форме прибыли классифицируют на цилиндрические, шаровые, призматические и комбинированные (рис. 7.4).

Шаровые прибыли с теплотехнической позиции наименее эффективны. Кроме того, они нетехнологичны при формовке, так как имеют цилиндрическую шейку меньшего диаметра по сравнению с шаром (рис. 7.4, а). Это создает дополнительные проблемы извлечения модели прибыли при горизонтальной поверхности разъема формы. Хотя этот недостаток в некоторых случаях (при использовании выжигаемых или выплавляемых моделей, при вертикальном разъеме формы) устраняется, но ввиду

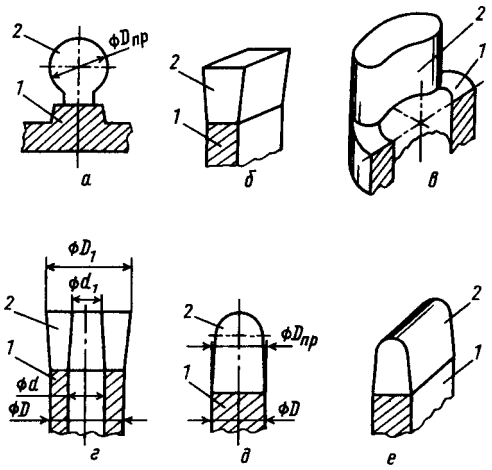


Рис. 7.4. Конфигурации прибылей:
а — шаровая; *б—г* — призматические; *д, е* — комбинированные; *1* — отливка; *2* — прибыль

изложенного выше диаметр шейки увеличивают до диаметра шара, трансформируя нижнюю часть шаровой прибыли в цилиндрическую.

Цилиндрические прибыли технологичны при формовке и вполне экономичны. Поэтому их используют наиболее часто. Для удобства формовки такие прибыли имеют прямой или обратный (рис. 7.4, б) уклон. При большом уклоне они трансформируются в конические прибыли.

Призматические прибыли применяют весьма часто. Сечения таких прибылей определяются конфигурацией места их установки, т. е. термического узла. Они могут быть прямоугольными, овальными, чечевицеобразными, кольцевыми и сложно фигурными (рис. 7.4, в, г).

Комбинированные прибыли сочетают в себе геометрические характеристики перечисленных выше прибылей. Наиболее типичными примерами являются *цилиндро-шаровые* прибыли, у которых нижняя часть имеет цилиндрическую форму, а верхняя представляет собой полушар (рис. 7.4, д), или *цилиндро-призматические* прибыли, у которых нижняя часть выполнена в виде горизонтальной призмы, а верхняя — в виде горизонтального полуцилиндра (рис. 7.4, е).

По способу отделения от отливки прибыли классифицируют на легкоотделяемые и отрезные (рис. 7.5).

Легкоотделяемые прибыли имеют тонкую шейку (рис. 7.5, а). Наличие тонкой шейки позволяет значительно сократить трудоемкость отделения прибыли от отливки. Небольшие прибыли отделяются при несильном ударе. Поэтому их еще называют отбивными. для формирования тонкой шейки используют специальные разделительные стержни - *диафрагмы*.

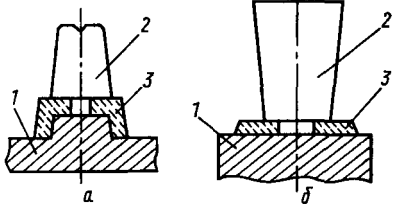


Рис. 7.5. Прибыли легкоотделяемые:
1 — отливка; *2* — прибыль; *3* — вставка из стержневой смеси

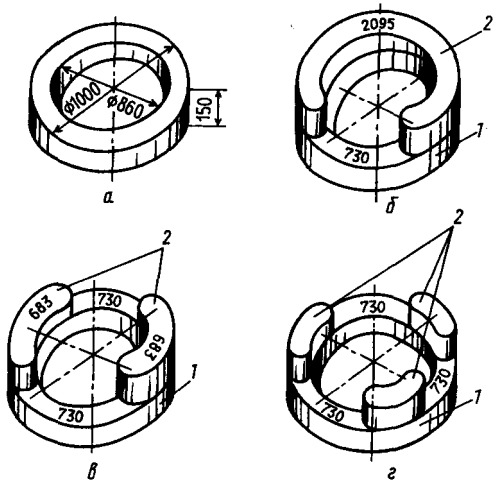


Рис. 7.6. Отливка шайба (*а*) и варианты размещения на ней одной (*б*), двух (*в*) и трех (*г*) прибылей:
1 — отливка; *2* — прибыль

Отрезные прибыли не имеют тонкой шейки. Для их отделения от отливок применяют разнообразные способы и инструменты. Большинство рассмотренных выше прибылей относятся к отрезным.

252

По числу питаемых узлов прибыли классифицируют на индивидуальные и групповые.

Индивидуальные прибыли питают одну отливку или часть отливки.

Групповые прибыли имеют несколько питаемых узлов. При одновременном питании нескольких (группы) узлов из одной прибыли объем ее намного меньше суммарного объема индивидуальных прибылей, обеспечивающих эквивалентное питание. Поэтому групповые прибыли более экономичны, чем индивидуальные (рис. 7.6).

7.1.3. Расчет прибылей

Выбор типа и конструкции прибылей

На отливках, как правило, устанавливают прибыли прямого действия. При этом предпочтительнее закрытые прибыли, работающие под атмосферным давлением. Прибыли прямого действия при прочих равных условиях питают отливку под наибольшим металлостатическим напором. Закрытые прибыли более технологичны при формовке и имеют меньшие потери тепла через верхнюю поверхность, чем открытые.
Такие прибыли всегда заполнены жидким металлом одинаково, независимо от условий заливки. А использование атмосферного давления в работе прибыли является наиболее дешевым и эффективным способом увеличения движущей силы питания.

Открытые прибыли необходимо применять при изготовлении крупных отливок, когда предусматривается доливка жидкого металла в прибыль после заполнения формы или засыпка поверхности расплава в прибыли экзотермическими смесями. Кроме того, такие прибыли используют при недостаточной высоте опоки.

Отводные прибыли следует применять в случае, если установка верхних прибылей прямого действия на питаемых частях отливок невозможна или усложняет их механическую обработку. Они предпочтительнее в качестве групповых, когда одна отводная прибыль обеспечивает питание нескольких отливок или тепловых центров.

253

Прибыли, работающие под газовым давлением, применяют при изготовлении мелких и средних отливок, подвергаемых гидравлическим испытаниям. Их также используют при необходимости питания отливок со стенками большой протяженности, поскольку обеспечивают увеличение дистанции действия прибыли в 1,5 раза.

Прибыли, работающие под воздушным давлением, применяют при изготовлении крупных ответственных отливок, к которым предъявляются повышенные требования по механическим свойствам и плотности. действие избыточного воздушного давления обеспечивает увеличение дистанции действия прибыли в 2 раза и позволяет получать отливки с минимальной пористостью.

Легкоотделяемые прибыли применяют при изготовлении отливок из высоколегированных сталей, плохо поддающихся огневой резке. Их так же применяют при вынужденной установке прибылей на необрабатываемых поверхностях отливок.

Обогреваемые и теплоизолированные прибыли рекомендуется применять при большом расходе металла на питание отливок и обусловленном этим низком выходе годного литья. Их применение экономически выгодно при производстве отливок из легированных сталей. За счет использования вкладышей из экзотермических смесей удается снизить расход металла на прибыли в 2—4 раза и увеличить технологический выход годного при стальном литье с 50—65 до 75—85 %. Прибыли диаметром до 400 мм рациональнее выполнять обогреваемыми, а больших размеров — теплоизолированными.

Самой выгодной формой прибыли (по Б. Б. Гуляеву) является цилиндрическая. Поэтому такие прибыли используют чаще всего, устанавливая на отливках типа шара, цилиндра (расположенного вертикально), плиты (расположенной горизонтально), колеса, диска. При этом открытые прибыли выполняют с сужением профиля к поверхности разъема, а закрытые имеют обратную конусность.

Широкое применение получили также призматические прибыли. Прибыли в виде плоской призмы устанавливают на отливки типа плиты (расположенной вертикально), бруса и арматуры (на фланцах). Прибыли в виде квадратной призмы размещают на отливках, имеющих конфигурацию куба. Прибыли в виде овальной призмы выполняют на отливках типа плиты (расположенной горизонтально) и бруса. Прибыли в виде чечевицеобразной или кольцевой призмы устанавливают соответственно на отливках типа колес или полых цилиндров (расположенных вертикально). Закрытые прибыли, как правило, выполняют не с плоской, а с закругленной верхней поверхностью. При этом цилиндрические и призматические прибыли трансформируются соответственно в цилиндро-шаровые и призмо-цилиндрические.

Выбор места установки и определение количества прибылей

Прибыли, по возможности, устанавливают на верхних торцевых поверхностях отливок. Но нежелательно их размещение на необрабатываемых поверхностях. В последнем случае прибыль сочленяют с отливкой через ее боковую стенку.

При наличии у отливки явных тепловых центров последние и служат местами установки прибылей. Причем количество устанавливаемых прибылей совпадает с количеством тепловых центров. Число их может быть сокращено за счет выполнения технологических напусков и применения холодильников.

Отливки типа плит, брусьев, колес и втулок не имеют явных тепловых центров. Количество прибылей в таких случаях определяют, исходя из минимально необходимого их количества с учетом дистанции действия прибыли, влияния на нее торцевого эффекта, технологического напуска и холодильника.

Для примера определим количество прибылей, необходимых для обеспечения качественного питания отливки «шайба» с наружным и внутренним диаметрами соответственно 1000 и 800 мм и высотой S_o = 150 мм (см. рис. 7.6). Если развернуть шайбу, то получим брус сечением 200 х 150 мм. Поэтому дистанцию действия прибыли находим как для бруса $D_{пр} = 30\sqrt{S_o} = 30\sqrt{150} = 365$мм. Периметр по оси шайбs составляет $P = \pi D_o = 3{,}14(1000 + 800)/2 = 2825$мм. Прибыль на отливке устанавливаем на верхней ее торцевой поверхности. Рекомендуемая форма прибыли для отливок типа бруса — призма. При этом в соответствии с геометрией отливки прибыль должна иметь чечевицеобразное сечение.

Каждая такая прибыль имеет с обеих торцевых поверхностей зону питания, протяженностью равную двум дистанциям действия, т. е. 2 * 365 = 730 мм. Если на отливку установить одну прибыль, то длина ее, чтобы обеспечить достаточные условия питания, должна составить $L_{пр}$= 2825 — 730 = 2095 мм. Длина прибыли получилась сопоставимой с периметром отливки. Хотя отливка при этом не будет иметь усадочных дефектов, прибыль является крайне неэкономичной. При установке двух прибылей протяженность зоны питания увеличивается вдвое и длина прибыли должна составить не менее $L_{пр}$ = (2825 —2 * 730)/2 = 683 мм. Такая прибыль также неэкономична, так как длина ее все еще намного превышает толщину отливки.

При установке четырех прибылей аналогичный расчет дает отрицательное значение длины прибыли ($L_{пр}$ = -24), что свидетельствует о не адекватности такого решения. Если же на отливке установить три прибыли, то минимальная длина каждой из них $L_{пр}$ = (2825 —3 * 730)/3 = 212 мм. Это сопоставимо с толщиной отливки. Поэтому решение об установке на отливке трех прибылей является наиболее оптимальным. В соответствии с этим вся отливка делится на три одинаковые зоны питания по количеству

прибылей. В общем случае зоны питания могут быть неодинаковыми, следовательно, и размеры прибылей будут разными. Минимально необходимый объем прибыли и конкретные размеры отдельной прибыли определяют уже с учетом ее зоны питания.

Определение объема и размеров прибылей

Для определения объема прибылей чаще всего используют метод Намюра—Шкленника, позволяющий рассчитать объем прибыли практически для любых условий питания отливок:

$$V_{пр} = m\xi R^3_{э.т.у}(1+\beta)^3 YZ + 3\beta V_{пит}, \qquad (7.1)$$

где m - коэффициент неидентичности температуры металла в отливке и прибыли к моменту завершения заполнения литейной формы; $R_{э.т.у}$ - эффективная приведенная толщина теплового узла отливки, м; Y - коэффициент неидентичности конфигурации прибыли и отливки; Z - коэффициент неидентичности условий охлаждения металла в прибыли и отливке; ξ - безразмерный коэффициент конфигурации прибыли.

Я. И. Шкленник подробно разработал методики определения параметров, входящих в формулу (7.1), в том числе для безразмерных коэффициентов m, ξ, Y, Z, а также параметров $R_{э.т.у}$ и $V_{пит.}$

• *Коэффициент m* зависит от типа прибыли (проливные и сливные) и от удаленности прибыли от места подвода металла к отливке. При идентичности (одинаковости) температуры металла в отливке и прибыли m = 1. В проливных прибылях к моменту окончания заполнения полости литейной формы расплав всегда более разогрет, чем металл отливки, поэтому m < 1. С учетом того, что такие прибыли имеют короткую шейку сочленения со стенкой отливки, значение коэффициента m постоянно и m = 0,9. Сливные прибыли, наоборот, заполняются более охлажденным расплавом, чем полости отливок, поэтому m> 1. При этом, чем удаленнее прибыль от питателя, тем сильнее это различие. Степень удаленности оценивают по отношению расстояния между прибылью и ближайшим питателем $L_{пр-пит}$ к толщине отливки δ:

$L_{пр-пит}/\delta_0$	< 2	2—5	5—10	10—20	20—30	30—40
m	1,0	1,03	1,05	1,10	1,15	1,20

• ***Коэффициент конфигурации прибыли*** (безразмерный параметр) рассчитывают по объему $V_{пр}$ и эффективной поверхности ее охлаждения $F_{пр.эф}$:

$$\xi = (F_{пр.эф})^3/(V_{пр})^2 . \qquad (7.2)$$

При этом все размеры прибыли выражают через диаметр или ширину ее основания $D_{пр}$, используя рекомендуемые для стального литья отношения высоты прибыли к диаметру ее основания $H_{пр}/D_{пр}$:

для закрытых прибылей $H_{пр}/D_{пр}$ = 1,20... 1,25;

для открытых прибылей = 1,8.. .2,0.

При количественной оценке эффективной поверхности охлаждения прибыли из расчета исключают площадь ее стыка с отливкой. При этом ее эффективная площадь $F_{эф}$ связана с геометрической площадью $F_г$ соотношением:

$$F_{пр.эф} = F_г K_и,$$

где $K_н$ — коэффициент интенсивности тепловых потерь излучением, величина которого для стали равна 3.

С учетом изложенного для закрытой цилиндрической прибыли при $H_{пр} = 1{,}25D_{пр}$ имеем:

$$\xi = [\pi D_{пр} \cdot 1{,}25D_{пр} + (\pi D^2_{пр}/4)]^3/[(\pi D^2_{пр}/4) \cdot 1{,}25D_{пр}]^2 = 108.$$

Для открытой цилиндрической прибыли при $K_н = 3$ и $H_{пр} = 2D$ имеем:

$$\xi = [\pi D_{пр} \cdot 2{,}0D_{пр} + K_и(\pi D^2_{пр}/4)]^3/[(\pi D^2_{пр}/4) \cdot 2{,}0D_{пр}]^2 = 260.$$

• *Эффективная приведенная толщина теплового узла отливки*

$$R_{э.т.у} = V_{т.у}/F_{э.т.у}, \qquad (7.3)$$

где $V_{т.у.}$ — объем металла в тепловом узле, м^3; $F_{э.т.у.}$- эффективная поверхность охлаждения теплового узла без учета площади стыка массивной части с остальными частями отливки и площади стыка отливки с прибылью, м

• *Коэффициент неидентичности конфигураций отливки и прибыли* Y представляет собой безразмерный коэффициент, учитывающий различные варианты сочетания конфигураций отливки и прибыли и позволяющий численно оценить разновременность их затвердевания при равно-великих приведенных размерах. Так, если продолжительность затвердевания отливки в виде шара принять за единицу, то отливки различной конфигурации при таком же приведенном размере будут иметь следующую относительную продолжительность затвердевания $\tau_{отн}$:

Конфигурация отливки	$\tau_{отн}$	Конфигурация отливки	$\tau_{отн}$
Плита бесконечная	1,54	Цилиндр	1,00
Брус прямоугольный	1,42	Шар	1,00
Брус квадратный	1,27	Прибыль цилиндрическая закрытая	0,95

Коэффициент Y представляет собой отношение значений относительной продолжительности затвердевания для конфигурации термического узла и прибыли:

$Y = \tau_{отн.т.у}/\tau_{отн.пр.}$

Так, если отливка типа плиты питается цилиндрической прибылью, то Y = 1,54/0,95 = 1,62. Для случая питания цилиндрической отливки такой же прибылью Y= 1,00/0,95 = 1,05.

Коэффициент неидентичности условий охлаждения металла в прибыли и отливке Z учитывает различие в интенсивности отвода теплоты с поверхностей раздела прибыль—форма и отливка—форма и численно равен:

$$Z = q_{пр}/q_{о},$$

где $q_{пр}$ и $q_{о}$ - удельные тепловые потоки через границы раздела прибыль—форма и отливка—форма соответственно, дж/(м^2 *с).

При литье в песчаные формы отношение тепловых потоков можно заменить отношением коэффициентов теплоаккумулирующей способности формовочных смесей, из которых выполнены стенки формы для прибыли и отливки:

$$Z = b_{ф.пр}/b_{ф.о}. \qquad (7.4)$$

При изготовлении всей формы из единой смеси $b_{ф.пр}=b_{ф.о}$ и Z=1

В случае оформления полости прибыли теплоизолирующими вкладьаами $b_{ф.пр} < b_{ф.о}$ и Z< 1. Так, вкладыши из теплоизолирующих смесей с асбестовой крошкой или древесной стружкой обеспечивают снижение $b_ф$ до 940 Вт*с$^{1/2}$/(м^2 К). При этом, если форма изготовлена из песчано-глинистой смеси с коэффициентом $b_ф$ = 1600 Вт*с$^{1/2}$/(м^2 К), то Z= 940/1600 = 0,60. Если же форма изготовлена из хромомагнезитовой смеси с $b_ф$=3700 Вт*с$^{1/2}$/(м^2 К), то Z = 940/3700 = 0,25.

При использовании для тех же целей экзотермических вкладышей из-за их разогрева после начала воспламенения экзотермической смеси теплоты от металла в прибыли отводится все меньше и меньше, т. е.

$q_{пр} \to 0$ и $Z \to 0$.. В предельном варианте $V_{пр} = 3\beta V_{пит}$. Это означает, что практически весь расплав из прибыли (почти 2/3 его объема) уйдет на компенсацию усадки исходного металла в полости отливки и прибыли. Но в этом случае существенно уменьшается металлостатический напор и питание отливки становится недостаточным. Кроме того, с увеличением диаметра прибыли роль экзотермического вкладыша ослабевает и при диаметре прибыли свыше 400 мм экзотермические прибыли по эффективности приближаются к теплоизолированным. С учетом изложенного для гарантии качественного питания отливок принимают Z= 0,20...0,50. При этом нижнее и верхнее значения Z необходимо применять при расчетах соответственно небольших и крупных прибылей.

При литье в кокиль отношение тепловых потоков можно заменить отношением коэффициентов теплопередачи:

$$Z \approx \alpha_{пр}/\alpha_{о}, \qquad (7.5)$$

где $\alpha_{пр}$ и $\alpha_{о}$ — коэффициенты теплопередачи через стенки кокиля, контактирующие соответственно с прибылью и отливкой, Вт/(м^2 К).

С учетом того, что рабочую поверхность кокиля покрывают тонкой краской, а поверхность прибыльной части более толстой и менее теплопроводной краской, имеем:

$$Z = (X_{кр,о}/\lambda_{кр,о} + X_{к,о}/\lambda_{к,о})/(X_{кр,пр}/\lambda_{кр,пр} + X_{к,пр}/\lambda_{к,пр}), \qquad (7.6)$$

где $X_{кр.о}$ и $X_{к.о}$ — толщина краски на рабочей поверхности и толщина стенки основной части кокиля соответственно, м; $X_{кр.пр}$ и $X_{к.пр}$ - толщина краски и толщина стенки в прибыльной части кокиля соответственно, м; $\lambda_{кр.о}$ и $\lambda_{кр.пр}$ - теплопроводности красок для рабочей и прибыльной поверхностей кокиля соответственно, Вт/(м*с); $\lambda_{к.о}$ и $\lambda_{к.пр}$ — теплопроводности материалов кокиля для его основной и прибыльной частей соответственно, Вт/(м с).

Толстые слои краски плохо удерживаются на поверхности кокиля, поэтому возможности уменьшения Z за счет увеличения толщины краски ограничены. Вследствие этого в кокильном литье полость прибыли часто выполняют при помощи песчаных стержней. При этом принимают Z = 1/3, поскольку в песчаных формах стальные отливки затвердевают примерно в три раза медленнее, чем в металлических.

- Объем металла, питаемого прибылью $V_{пит}$ равен объему всей зоны питания от данной прибыли. Масса этого объема металла равна массе питаемой части отливки, которая в свою очередь имеет объем $V_{п.ч.о}$. По этому значение определяемое по чертежу отливки, связано с величиной $V_{пит}$ следующим соотношением:

$$V_{пит} = M_{п.ч.о}/\rho_{ж} = V_{п.ч.о}\rho_{т}/\rho_{ж} \approx V_{п.ч.о}(1 + 3\varepsilon_{л}), \qquad (7.7)$$

где $M_{п.ч.о}$- масса питаемой части отливки, кг; $\rho_т$ и $\rho_ж$ - плотность металла в твердом и жидком состояниях, кг/м^3; $\varepsilon_л$ - коэффициент линейной усадки отливки.

Рассчитав объем прибыли $V_{пр}$ с учетом принятых соотношений между диаметром $D_{пр}$ и высотой $H_{пр}$ прибыли, определяют их размеры.

Для закрытых цилиндрических прибылей при $H_{пр}$ = 1,25$D_{пр}$ диаметр прибыли связан с его объемом соотношением:

$$V_{пр} = (\pi D^2_{пр}/4)H_{пр} = (3,14D^2_{пр}/4) \cdot 1,25D_{пр} = 0,98D^3_{пр}.$$

Отсюда находим:

$$D_{пр} = 1,01(V_{пр})^{1/3};$$
$$H_{пр} = 1,25 \cdot 1,01(V_{пр})^{1/3}.$$

Для открытых цилиндрических прибылей при $H_{пр}$ = 2,0$D_{пр}$ соответственно имеем:

$$V_{пр} = (\pi D^2_{пр}/4)H_{пр} = (3,14D^2_{пр}/4) \cdot 2,0D_{пр} = 1,57D^3_{пр};$$
$$D_{пр} = 0,86(V_{пр})^{1/3};$$
$$H_{пр} = 2,0 \cdot 0,86(V_{пр})^{1/3}.$$

Для боковых закрытых цилиндрических прибылей принимают большее значение отношения высоты к диаметру: $H_{пр} = 1{,}5D_{пр}$ (обусловлено это тем, что боковые прибыли охлаждаются и с донной части). В данном случае имеем:

$$V_{пр} = (\pi D^2_{пр}/4)H_{пр} = (3{,}14D^2_{пр}/4) \cdot 1{,}5D_{пр} = 1{,}18D^3_{пр};$$
$$D_{пр} = 0{,}95(V_{пр})^{1/3};$$
$$H_{пр} = 1{,}5 \cdot 0{,}95(V_{пр})^{1/3}.$$

При этом в соответствии с условиями (7.3) приведенный размер шейки боковой прибыли $R_ш$ и ее диаметр $D_ш$, рассчитывают по соотношениям:

$$R_ш = 1{,}05\,R_{э.т.у};$$
$$D_ш = 4{,}2\,R_{э.т.у},$$

а длину шейки находят по эмпирической формуле: $L_ш = 0{,}2D_{пр}$.

При стыковке боковой прибыли с питаемой частью отливки необходимо разместить ее по высоте так, чтобы дно боковой прибыли было ниже дна шейки на величину $h_{пр} = (0{,}10...0{,}12)D_{пр}$.

Для призматических прибылей ширина прибыли $D_{пр}$ равна толщине отливки в месте их стыка $\delta_{о.ст.}$ Последняя может быть равна номинальной толщине отливки (по чертежу) или больше нее на величину технологического напуска. Объем призматической прибыли равен произведению ее ширины $D_{пр}$, высоты $H_{пр}$ и длины $L_{пр}$ т. е. $V_{пр} = D_{пр}H_{пр}L_{пр}$ Отсюда с учетом принятых соотношений между высотой и толщиной прибыли находим:

для закрытой прибыли

$$D_{пр} = \delta_{о,\,ст};\ H_{пр} = 1{,}25\delta_{о,\,ст};\ L_{пр} = V_{пит}/(1{,}25\delta^2_{о,\,ст});$$

для открытых прибылей

$$D_{пр} = \delta_{о,\,ст};\ H_{пр} = 2{,}0\delta_{о,\,ст};\ L_{пр} = V_{пит}/(2{,}0\delta^2_{о,\,ст}).$$

7.2. ЛИТНИКОВЫЕ СИСТЕМЫ

7.2.1. Назначение литниковой системы и ее элементов

Литниковая система - это система каналов и элементов литейной формы для подвода расплавленного металла в полость формы, обеспечения ее заполнения и питания отливки при затвердевании. В стальном литье применяют литниковую систему, состоящую в простейшем варианте из следующих элементов (рис. 7.7): литниковой воронки 1, стояка 2, зумпфа 3, литникового хода 4, питателя 5 и прибыли 7. В более сложных вариантах она может включать также обратный стояк 8, щелевой питатель 9 и выпор 10.

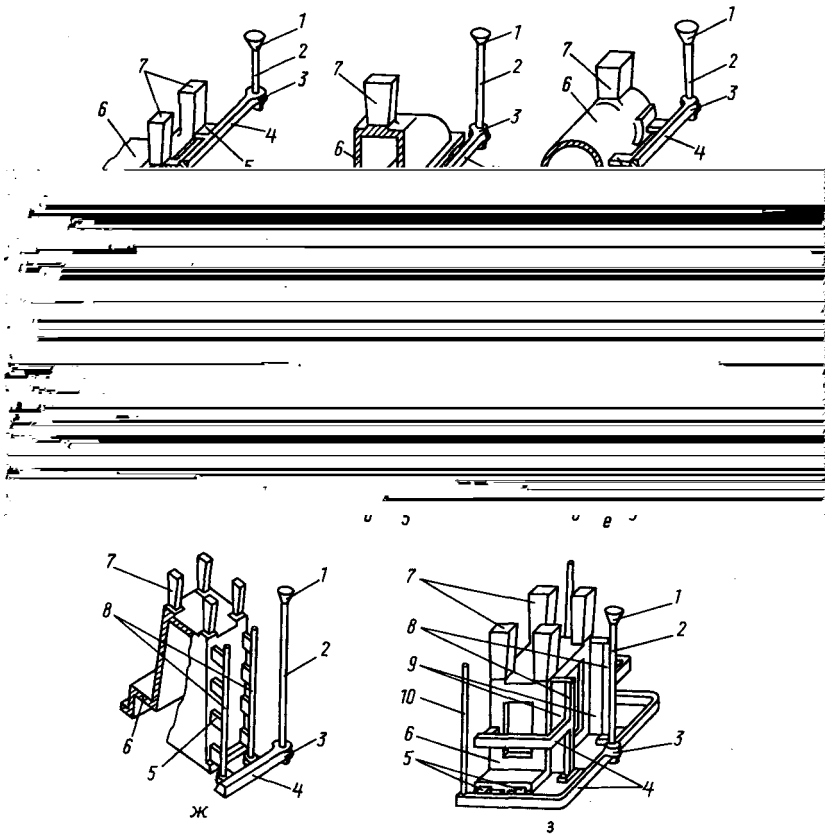


Рис. 7.7. Типы (*а — з*) и элементы (*1 — 10*) литниковых систем:
а — верхнебоковая; *б* — нижнебоковая; *в* — среднебоковая; *г* — сифонная; *д* — ярусная; *е* — вертикально-щелевая; *ж* — ярусная с обратным стояком; *з* — комбинированная; *1* — литниковая воронка; *2* — стояк; *3* — зумпф; *4* — литниковый ход; *5* — питатель; *6* — отливка; *7* — прибыль; *8* — обратный стояк; *9* — щелевой питатель; *10* — выпор

Литниковая воронка предназначена для приемки расплавленного металла из литейного ковша и направления его в стояк. Она имеет форму усеченного конуса с большим «основанием» наверху.

Стояк представляет собой вертикальный или наклонный канал для подачи расплавленного металла из литниковой воронки к другим элементам литниковой системы или непосредственно в полость формы.

Литниковый ход — это горизонтальный распределительный канал, предназначенный для подачи расплавленного металла из стояка к питателям. При разливке расплава по формам из поворотных ковшей литниковый ход кроме распределительной функции должен выполнять также роль шлакоуловителя.

Зумпф - это углубление под стояком, предназначенное для ослабления размывающего воздействия на форму падающей струи жидкого металла в начале заполнения стояка.

Питатель представляет собой канал для подвода расплавленного металла от литникового хода до полости литейной формы.

Выпор — это канал для вывода газов из формы и контроля заполнения ее расплавленным металлом. Его выполняют над верхней точкой полости отливки при отсутствии над ней прибыли, а также над закрытыми прибылями.

Прибыль как элемент литниковой системы рассмотрен в разделе 7.1.

Литниковая система дополнительно может содержать фильтр для очистки расплава от шлаковых и песчаных частиц, а также неметаллических включений. Фильтр представляет собой вставку из огнеупорного материала в виде сетки, слоя гранул, стержня с тонкими каналами или керамики со сквозными макропорами. Он обеспечивает грубую или тонкую очистку расплава в зависимости от размера фильтрующих каналов. Кроме того, фильтры оказывают дополнительное гидравлическое сопротивление и позволяют уменьшать скорость течения расплавленного металла по каналам литниковой системы.

7.2.2. Требования к литниковым системам

К литниковой системе предъявляют ряд требований, обусловленных необходимостью получения качественных отливок при наименьших затратах энергетических, материальных и трудовых ресурсов.

Литниковая система должна:

1) обеспечивать быстрое, но спокойное заполнение формы. Быстрое заполнение необходимо для обеспечения полноты заполнения формы. Медленное заполнение может быть причиной формирования в отливках таких дефектов, как недолив, неслитина и спай (из-за начала затвердевания расплава до полного заполнения формы), а также ужимины (в результате длительного воздействия теплового излучения жидкой стали на верхние стенки формы). Неспокойное заполнение формы также нежелательно, так как является причиной повышенной дефектности отливок по пленам и газовым раковинам (из-за захвата воздуха потоком жидкой стали) и засорам (из-за размыва стенок формы и стержня струей жидкого металла);

2) быть экономичной по расходу металла. В стальном литье на литниковую систему расходуется до 40—60 % заливаемого в литейную форму жидкого металла. Поэтому снижение расхода металла на литниковую систему является важным фактором уменьшения затрат на изготовление отливок;

3) быть технологичной, т. е. простой по конструкции, удобной для формовки, компактной (занимать мало места в форме) и легко отделяться от отливки;

4) обеспечивать очистку жидкого металла от шлаковых и песчаных частиц, а также неметаллических включений. При необходимости предотвращения попадания в отливку песчаных и шлаковых частиц литниковый ход выполняют как шлакоуловитель. А при необходимости обеспечения более высокой степени очистки жидкой стали применяют фильтры, которые устанавливают на стыке стояка с литниковым ходом или на стыках литникового хода с питателями;

5) способствовать последовательному затвердеванию различных частей отливки по направлению к прибыли. Для этого подвод металла к отливке осуществляют к массивной ее части и подальше от места размещения холодильников;

6) способствовать рассредоточению термических напряжений и не затруднять линейную усадку отливки. В противном случае концентрация внутренних напряжений может привести к образованию в отливках трещин;

7) обеспечивать удаление газов из стержней. Для этого она, прежде всего, не должна перекрывать вентиляционный канал в знаковой части стержня. В противном случае отливки будут поражены дефектами в виде газовых раковин.

Совокупность требований, обязательных для выполнения, определяется конструкцией отливок, а также уровнем и перечнем предъявляемых к ним требований. Отливки, к которым не предъявляют высоких требований, получают с выполнением минимального их количества. Соответственно отливки, к которым предъявляют повышенные требования, получают с выполнением максимального их количества. Так, выполнение трех первых требований актуально при изготовлении любых стальных отливок. Если к отливке предъявляются повышенные требования по загрязненности неметаллическими включениями, то к первым трем обязательно добавляется четвертое требование. Пятое требование необходимо выполнять во всех случаях изготовления отливок, когда в них возможно образование усадочных раковин и не допускаются усадочная пористость и рыхлота. Если отливка склонна к образованию трещин, то актуальным становится выполнение шестого требования.

7.2.3. Классификация литниковых систем

По гидродинамическому признаку различают литниковые системы сужающиеся, расширяющиеся и равного сечения.

В сужающихся литниковых системах суммарные площади сечения элементов последовательно уменьшаются от стояка к литниковому ходу и питателю, т. е. $\sum F_{ст} > \sum F_{лх} > \sum F_{пит}$.В таких литниковых системах все каналы полностью заполнены расплавом. Это создает благоприятные возможности для всплывания шлаковых и песчаных частиц в горизонтальных каналах литниковой системы. Однако при сужении

каналов скорость потока расплава возрастает и это создает трудности обеспечения спокойного заполнения формы. Применение раструбных (расширяющихся к выходному сечению) питателей позволяет устранить этот не достаток, сохраняя достоинства сужающихся литниковых систем. Та кие литниковые системы в стальном литые применяют при изготовлении мелкого и частично среднего литья, когда заливку форм осуществляют из поворотных ковшей.

В расширяющихся литниковых системах суммарные площади сечения их элементов последовательно увеличиваются от стояка к литниковому ходу и питателю, т. е. $\sum F_{ст} < \sum F_{лх} < \sum F_{пит}$ В таких литниковых системах скорость потока расплава в каналах постепенно снижается, и жидкий металл поступает в полость формы спокойно, без разбрызгивания. При разливке стали из стопорных ковшей, когда струя расплава попадает в форму с большой скоростью, требование спокойного заполнения становится определяющим. Поэтому расширяющиеся литниковые системы применяют прежде всего при изготовлении крупного и большей части среднего стального литья. Однако в этом случае возникает опасность неполного заполнения каналов литниковой системы, особенно литникового хода и питателей.

В литниковых системах равного сечения суммарные площади всех элементов одинаковы, т. е. $\sum F_{ст} : \sum F_{лх} : \sum F_{пит} = 1:1:1$. Их применяют в условиях стопорной разливки при производстве крупных стальных отливок, когда каналы литниковой системы выполняют с использованием составных нормализованных керамических изделий в виде воронок, трубок, тройников, звездочек и щелевых питателей. Применение керамических изделий предотвращает эрозионное разрушение формы. Однако из-за их высокой стоимости, а также повышения трудоемкости изготовления форм литниковые системы равного сечения применяют в особых случаях, если другие варианты выполнения литниковых систем не обеспечивают получение отливки требуемого качества.

По пространственно-конструктивному признаку литниковые системы классифицируют на верхнюю, боковую (верхне-, средне- и нижне- боковую), ярусную (сифонную, щелевую и комбинированную).

Верхняя литниковая система обеспечивает подачу расплавленного металла в полость литейной формы сверху. Достоинством ее является создание наиболее благоприятных условий для обеспечения направленного затвердевания отливки, поскольку верхняя часть отливки, а затем прибыль заполняются в последнюю очередь более горячим расплавом. Такая литниковая система наиболее экономична. Однако свободно падающая на поверхность формы и стержня струя жидкой стали неизбежно разбрызгивается и сильно окисляется. Кроме того, она размывает форму. Поэтому верхняя литниковая система в стальном литые самостоятельно, как правило, не применяется, но может использоваться в сочетании с другими типами как составная часть комбинированной литни ковой системы.

Верхнебоковая литниковая система (рис. 7.7, а) выполняет подачу расплавленного металла в полость литейной формы на уровне верхней части отливки. Она имеет такие же достоинства, что и верхняя литниковая система, но расплав попадает в полость формы не свободной, а каскадной струей, с меньшей кинетической энергией. Причем по мере уменьшения высоты отливки эти недостатки становятся все менее значимыми. Поэтому верхнебоковые литниковые системы применяют при изготовлении отливок высотой не более 100 мм.

Нижнебоковая литниковая система (рис. 7.7,6) обеспечивает подачу расплавленного металла в полость литейной формы на уровне нижней части отливки, что создает благоприятные условия для спокойного заполнения формы. При таком подводе верхняя подприбыльная часть отливки заполняется более холодным металлом по сравнению с нижней.

Последняя и охлаждается менее интенсивно, так как нижние слои формы успевают заметно прогреться к моменту окончания заливки. Вследствие этого нарушается ход направленного снизу вверх (к прибыли) последовательного затвердевания отливки. Поэтому нижнебоковые литниковые системы могут применяться лишь при изготовлении отливок небольшой высоты

Среднебоковая литниковая система (рис. 7.7, в) осуществляет подачу расплавленного металла в полость литейной формы на уровне средней по высоте части отливки. При этом полость формы, расположенная ниже уровня питателей, заполняется металлом как при верхнебоковой, а выше уровня питателей, — как при нижнебоковой литниковой системе. По этому такая литниковая система сочетает достоинства и недостатки обоих типов литниковой системы, хотя и не в полной мере.

Сифонная литниковая система (рис. 7.7, г) выполняет подачу расплавленного металла в полость литейной формы снизу, с донной ее части, что обеспечивает наиболее спокойное ее заполнение. Применение сифонной литниковой системы в стальном литье обусловлено прежде всего необходимостью предотвращения разбрызгивания струи расплава и ограничения его взаимодействия с воздухом из-за повышенной склонности жидкой стали к поверхностному окислению и пленообразованию.

Ярусная литниковая система (рис. 7.7, д) обеспечивает подачу расплавленного металла в полость литейной формы на нескольких уровнях. Фактически она представляет собой сочетание нижне-, средне- и верхнебоковой литниковых систем. При этом вначале она работает как нижнебоковая, а затем как среднебоковая и, наконец, как верхнебоковая литниковая система. Поэтому практически вся полость формы заполняется расплавом под затопленный уровень. При этом в верхнюю ее часть подводится наиболее горячий расплав. Вследствие этого ярусная литниковая система имеет преимущества всех боковых литниковых систем.

Ее недостатками являются сложность конструкции и обусловленное этим увеличение расхода металла на литниковую систему, а также повышение трудоемкости формовки из-за необходимости выполнения разъема формы для каждого яруса. Применение ярусных литниковых систем вполне оправдано при изготовлении крупных и уникальных отливок, поскольку другие типы литниковых систем не могут обеспечить эквивалентное сочетание качества отливок и экономичности их производства.

Литниковая система с обратным стояком (рис. 7.7, ж) наряду с обычным (прямым) имеет дополнительный (обратный) стояк, связанный первым сифонным подводом металла. При этом каналы литникового хода и питателей примыкают к обратному стояку. Такая литниковая система обеспечивает почти полную релаксацию кинетической энергии потока расплава, поэтому создается возможность спокойного заполнения формы, несмотря на высокие начальные скорости истечения струи из ковша. Литниковая система с обратным стояком обычно имеет ярусное распределение жидкого металла в форме. При изготовлении мелких стальных отливок на каждом ярусе размещают одну или группу отливок. При изготовлении крупных стальных отливок ярусные литниковые каналы обеспечивают спокойное заполнение одной отливки, но с благоприятным распределением температуры по высоте отливки, способствуя ее направленному затвердеванию.

Вертикально-щелевая литниковая система (рис. 7.7, е) имеет питатель в виде вертикальной щели по всей высоте отливки и представляет собой более общий случай ярусной литниковой системы со слившимися в единый канал питателями всех ярусов. Такая литниковая система обеспечивает подачу расплавленного металла в полость литейной формы равномерно по всей ее высоте. Одновременно это создает благоприятные условия для направленного затвердевания отливки. Вертикально-щелевая литниковая система хорошо сочетается как с прямым, так и с обратным стояком. Недостатками ее являются трудоемкость отделения от нее отливки при обрубке, повышенный расход металла и сложность выполнения в литейной форме щелевых питателей при горизонтальном разъеме формы. Однако явные достоинства этой литниковой системы обусловливают ее применение при изготовлении высоких тонкостенных ($H_o/S_o > 50$) отливок.

Комбинированная литниковая система (рис. 7.7, з) представляет собой комбинацию из нескольких типов рассмотренных выше литниковых систем. Она сложнее по конструкции, чем составляющие ее литниковые системы, но обеспечивает подачу расплавленного металла в полость литейной формы на любом уровне и с разным его массовым расходом при заполнении различных частей отливки. Такая литниковая система сочетает в себе все достоинства составляющих ее типов литниковых систем, минимизируя при этом их индивидуальные недостатки.

Недостатками ее являются сложность выполнения в форме, трудоемкость отделения от отливки при обрубке, а также повышенный расход металла. Такую литниковую систему применяют при изготовлении в песчаных или комбинированных формах крупногабаритных стальных отливок сложной конфигурации.

7.2.4. Конструирование и выбор литниковой системы

При конструировании литниковой системы необходимо придерживаться ряда правил, направленных на обеспечение требований к литниковым системам, сформулированных в разделе 7.2.2.

1. Протяженность каналов литниковой системы должна быть короткой и жидкий металл необходимо подводить к полости формы кратчайшим путем. Для этого следует разместить отливки на плоскости разъема формы максимально плотно, но с соблюдением требуемых дистанций между отливками, отливками и элементами литниковой системы, между отливками и краем опоки (табл. 7.1). Затем необходимо выбрать рациональную траекторию литникового хода. В частности, при изготовлении отливок, имеющих конфигурацию тел вращения и наружный диаметр не более 700 мм, наиболее рациональным является подвод металла в центральную часть отливки. При наружном диаметре в пределах 700—1000 мм металл к отливке необходимо подводить с внешней стороны отливки через подковообразный литниковый ход.

Таблица 7.1. **Выбор расстояний между элементами в литниковой системе**

Масса отливки, кг	Минимальная толщина стенок песчаной формы, мм, между					
	верхом модели и верхом опоки	низом модели и низом опоки	моделью и стенками опоки	стояком и стенками опоки	моделями	моделью и литниковым ходом
До 5	40	40	30	30	30	30
5—10	50	50	40	40	40	30
10—25	60	60	40	50	50	30
25—50	70	70	50	50	60	40
50—100	90	90	50	60	70	50
100—250	100	100	60	70	100	60
250—500	120	120	70	80	—	70
500—1000	150	150	90	90	—	120
1000—2000	200	200	100	100	—	150
2000—3000	250	250	125	125	—	200
3000—4000	275	275	150	150	—	223
4000—5000	300	300	175	175	—	250
5000—10000	350	350	200	200	—	250
> 10000	400	400	250	250	—	250

При большем наружном диаметре отливок целесообразно применять комбинированный подвод металла — в центральную часть и с внешней стороны. Размещение литникового хода вдоль внешнего контура применяют так же при изготовлении отливок коробчатого типа. При изготовлении в одной форме нескольких отливок желательно разместить их симметрично относительно литникового хода, а стояк — в центре ветвей литникового хода.

2. Поток металла, подводимый в полость формы, должен быть направлен вдоль стенки отливки или касательно (тангенциально) к ней, но никак не перпендикулярно к поверхности стержня или стенки формы. Для этого необходимо подводить металл в торцевые части плоских стенок отливки или касательно к средней оси сечения отливок тел вращения.

3. Подвод металла должен обеспечивать одностороннее движение металла в форме. При этом для отливок тел вращения одностороннее движение должно трансформироваться во вращательное. Встречное движение потоков допускается, если их головные части затем сливаются в прибыль, выпор или другую вспомогательную емкость.

4. Нежелательно размещать элементы литниковой системы вблизи знаков стержней (из-за ухудшения условий газоотвода из формы) и холодильников (из-за снижения эффективности их работы), а также жеребеек (из-за опасности их проплавления и обусловленного этим смещения стержня).

5. Подвод металла осуществляют в наиболее массивную часть отливки, если толщина ее стенок различается незначительно, и, наоборот, металл подводят к тонким стенкам, если их толщины существенно различаются. Первая часть правила обусловлена необходимостью обеспечения направленного затвердевания отливки, поскольку при незначительной разнице в толщине ее стенок это является наиболее актуальной задачей. Вторая часть правила обусловлена необходимостью уменьшения градиента температур в различных частях отливки из-за опасности возникновения трещин. При сильно различающихся толщинах актуальной становится уже проблема снижения термических напряжений, поскольку условие направленного затвердевания выполняется заведомо. При значительной разнице толщин рекомендуется наряду с подводом металла в тонкие части ускоренно охлаждать массивные, обеспечивая направленное к прибыли последовательное затвердевание отливки.

Выбор литниковой системы определяется конструкцией самой отливки. Чрезвычайно важно совместить этот процесс с процессом выбора разъема формы и предусмотреть, чтобы массивные части отливки, требующие питания из прибыли, располагались вверху, а протяженные плоские стенки наклонно или вертикально.

В стальном литье наиболее часто применяют нижнебоковую (для невысоких отливок) или ярусную (для отливок средней и большой высоты) литниковую систему. При малой толщине стенки отливки предпочтительнее применять вертикально-щелевую литниковую систему. Если отливка снизу не имеет горизонтальной стенки, то вместо нижнебоковой применяют сифонную литниковую систему. Причем питатель может охватывать весь нижний контур отливки, трансформируясь в щелевой питатель. Комбинированную литниковую систему выбирают, если разные части отливки требуют различных условий заполнения.

Если возможно технологически, то целесообразно применять литниковые системы, содержащие элементы нижнего или сифонного подвода металла, которые обеспечивают заполнение полости формы под затопленный уровень. В этом случае даже при применении расширяющихся литниковых систем литниковый ход и питатели оказываются всегда заполненными, как при использовании сужающихся литниковых систем. Поэтому, при условии заполнения полости формы жидким металлом под затопленный уровень, во всех случаях следует применять расширяющиеся литниковые системы и соотношение площадей сечений элементов выдерживать в следующих пределах:

$$\sum F_{ст} : \sum F_{лх} : \sum F_{пит} = (1 : 1{,}3 : 1{,}5)...(1 : 1{,}5 : 2) . \quad (7.8)$$

При изготовлении крупных стальных отливок ответственного назначения каналы литниковой системы выполняют из огнеупорных трубок. При этом площади элементов литниковой системы принимают одинаковыми или кратными:

$$\sum F_{ст} : \sum F_{лх} : \sum F_{пит} = (1 : 1 : 1)...(2 : 2 : 2) . \quad (7.9)$$

Если по технологическим условиям не удается сконструировать литниковую систему с подводом жидкого металла в нижние горизонты отливки, а заливка осуществляется из поворотного ковша, то литниковую систему выполняют сужающейся. Такие ситуации могут возникать при изготовлении мелкого и, частично, среднего литья. В этих случаях обычно рекомендуют следующее соотношение площадей сечений элементов литниковой системы:

$$\sum F_{ст} : \sum F_{лх} : \sum F_{пит} = (1{,}1 : 1{,}05 : 1)...(1{,}4 : 1{,}2 :) . \quad (7.10)$$

Для снижения скорости потока жидкого металла на входе в полость формы, особенно при использовании сужающихся литниковых систем, питатели выполняют в виде раструбов с увеличением площади выходного сечения в 1,2—1,3 раза.

7.2.5. Расчет литниковых систем

Расчет литниковой системы при заливке форм из поворотного ковша

- *Суммарная площадь узкого места.* При заполнении форм удельный расход жидкого металла лимитируется наиболее узким местом литниковой системы, которым может быть как нижнее сечение стояка, так и входное сечение питателя. Из уравнения расхода жидкости при напорном течении следует, что суммарная площадь узкого места равна:

$$\Sigma F_{узк} = G_р/(\rho_ж \mu \tau_{зап} \sqrt{2gH_р}), \quad (7.11)$$

где Gp - расчетная масса жидкого металла, кг; $\rho_ж$ — плотность жидкого металла, кг/м^3; μ— коэффициент расхода литниковой системы; $\tau_{зап}$ — оптимальная продолжительность заполнения формы, с; g — ускорение свободного падения, м/с; $H_р$ — расчетный напор металла, м.

В сужающихся литниковых системах наиболее узким местом является сечение питателей. За питателями находятся полости всех отливок, а также боковых прибылей (точнее, всех прибылей или их частей, находящихся ниже верхнего горизонта отливки). Поэтому расчетная масса жидкого металла:

$$G_р = \Sigma G_о + \Sigma G_{б,пр}, \quad (7.12)$$

где $G_о$ - масса отдельных отливок, кг; $G_{б.пр}$ — масса боковых прибылей, кг.

В расширяющихся литниковых системах узким местом является нижнее сечение стояка. Через это сечение к моменту заполнения полости отливки в форме заполняются все прочие полости, расположенные ниже верхнего горизонта отливки, т. е. литникового хода, питателей и боковых прибылей. Поэтому расчетная масса расплава:

$$G_р = \Sigma G_о + \Sigma G_{л.х} + \Sigma G_{пит} + \Sigma G_{б,пр}, \quad (7.13)$$

где $G_{л.х}$ — масса литникового хода, кг; $G_{пит}$ — масса питателей, кг.

- Коэффициент расхода литниковой системы μ определяется совокупностью местных и линейных коэффициентов гидравлических сопротивлений:

$$\mu = \frac{1}{\sqrt{1+\sum\xi_{ст}\left(\frac{F_{узк}}{F_{ст}}\right)^2+\sum\xi_{л.х}\left(\frac{F_{узк}}{F_{л.х}}\right)^2+\sum\xi_{пит}\left(\frac{F_{узк}}{F_{пит}}\right)^2}}, \quad (7.14)$$

где $\Sigma\xi_{ст}$, $\Sigma\xi_{л.х}$ и $\Sigma\xi_{пит}$ - суммы коэффициентов местных и линейных гидравлических сопротивлений стояка, литникового хода и питателей со ответственно; $\sum F_{узк}, \sum F_{ст}, \sum F_{пит}$ - площади сечений узкого места, стояка, литникового хода и питателей соответственно, м^2.

В расширяющихся литниковых системах $\sum F_{уж} = \sum F_{ст}$, а в сужающихся - $\sum F_{уж} = \sum F_{пит}$. В литниковых системах с одинаковым суммарным сечением элементов . $\sum F_{уж} = \sum F_{ст} = \sum F_{л.х} = \sum F_{пит}$ Напрямую рассчитать коэффициент расхода не удается из-за неизвестности линейных размеров элементов литниковой системы, от которых зависят коэффициенты линейных сопротивлений. Можно эту задачу решить методом последовательного приближения. Сначала задаются некоторым начальным значением коэффициента расхода $\mu = \mu_1$. По нему рассчитывают площади и размеры элементов литниковой системы, далее по найденным размерам элементов литниковой системы определяют коэффициенты линейных гидравлических сопротивлений и коэффициент расхода μ_{lp}. Затем сравнивают расчетное и начальное значения коэффициентов расхода. При этом, если начальное значение сходится с расчетным, то процедуру расчета прекращают и принимают $\mu = \mu_1$. В противном случае принимают новое значение коэффициента расхода $\mu = \mu_2 = (\mu_1 + \mu_{lp})/2$ и повторяют процедуру расчета до схождения принятого и расчетного коэффициентов расхода. При правильном первоначальном выборе значения коэффициента расхода μ_1 процедура расчета методом последовательного приближения завершается на первом цикле и фактически необходимость в его осуществлении отпадает. Поэтому в большинстве случаев ограничиваются мотивированным (с учетом максимального числа факторов) выбором значения коэффициента расхода μ. В зависимости от сложности конструкции литниковой системы значения коэффициента μ колеблются от 0,25 до 0,70 (табл. 7.2)

Таблица 7.2. **Значения коэффициента расхода μ литниковых систем**

Сложность литниковой системы	Тип литниковой системы				
	Верхне-боковая	Средне-боковая	Нижне-боковая	Сифон-ная	Вертикально-щелевая
Несложная (2 поворота)	0,70	0,60	0,55	0,60	—
Среднесложная (3 поворота)	0,60	0,50	0,45	0,50	0,55
Сложная (4 поворота и более)	≤0,40	≤0,35	≤0,30	≤0,25	≤0,30

Приведенные в табл. 7.2 значения μ относятся к литниковым системам с открытыми прибылями. Для литниковых систем с закрытыми прибылями в соответствии с типом и сложностью табличные значения μ необходимо уменьшить на 0,10.

- Оптимальную продолжительность заполнения формы рассчитывают по формуле Г.М. Дубицкого:

$$\tau_{опт} = S \cdot 3\sqrt{G_0 \delta_0}, \qquad (7.15)$$

где S — эмпирический безразмерный коэффициент, зависящий от толщины стенки, массы и сложности отливки (табл. 7.3); δ— толщина стенки отливки, мм.

Таблица 7.3. **Значения коэффициента расхода *S* при литье углеродистых сталей**

Масса отливки, кг	*S* при толщине стенки отливки, мм				
	До 15	15—30	30—50	50—100	Свыше 100
До 500	1,00—1,35	0,90—1,20	0,80—1,10	0,75—1,05	—
501—1000	1,05—1,40	1,00—1,30	0,90—1.20	0,8—1,15	0,75—1,10
1001—5000	1,15—1,60	1,05—1,45	0,95—1,3-	0,85—1,25	0,80—1,20
5001—15000	1,25—1,75	1,10—1,60	1,00—1,45	0,90—1,35	0,85—1,25

Меньшие значения S при прочих равных условиях принимают для изготовления в сырых формах ответственных отливок при горизонтальном положении их в форме, наличии горизонтальных, механически обрабатываемых верхних поверхностей, а также тонкостенного литья и отливок типа зубчатых колес. Средние значения S принимают при преимущественно вертикальном или нижнем размещении в тех же формах ответственных и механически обрабатываемых поверхностей. При изготовлении отливок в сухих формах значения S увеличивают на один уровень и вместо меньших значений принимают средние значения, а вместо средних наибольшие.

При литье легированных сталей табличные значения S уменьшают на величину коэффициента χ:

Марка стали	χ	Марка стали	χ
Сталь 110Г13Л	0,8	Сталь 30Х24Н12СЛ	0,50
Сталь 20Х13Л	0,6	Стали с 1,8—2,5 % (Cr + Mo + W)	0,8—0,9
Сталь 10Х18Н9Л	0,55	Стали с 2—5 % Al	0,4—0,6

Рассчитанную по формуле (7.15) продолжительность заполнения формы надо уточнить путем проверки на допустимую линейную скорость подъема уровня расплава. Такая необходимость обусловлена тем, что жидкая сталь с открытой поверхности активно взаимодействует с атмосферой литейной формы, что ведет к окислению и образованию оксидных плен, а также интенсивному остыванию за счет тепловых потерь излучением; возможно затвердевание в период заполнения формы и возникновение дефектов в виде неслитин, спаев и плен. Поэтому линейная скорость подъема уровня расплава $v_{л.р.}$ должна быть не меньше допустимой скорости $v_{л.кр.}$ Значение $v_{л.р.}$ находят по простому соотношению:

$$v_{л,р} = C/\tau_{опт}, \qquad (7.16)$$

где С - высота отливки, м.

Если $v_{л.р} \geq v_{л.кр}$, то в дальнейших расчетах литниковой системы используют первоначально рассчитанное по формуле (7.15) значение продолжительности заполнения формы. Если же $v_{л.р} < v_{л.кр}$, то в дальнейших расчетах используют уточненное значение оптимальной продолжительности заполнения формы:

$$\tau_{опт} = C/v_{л.кр}. \qquad (7.17)$$

Легированные стали следует заливать с большей линейной скоростью, чем нелегированные. А стали с большим содержанием пленообразующих элементов (хрома, алюминия, титана) необходимо заливать еще быстрее (табл. 7.4).

Таблица 7.4. **Скорость заливки для некоторых типов сталей**

Сталь	$v_{л.кр}$, м/с, при толщине отливки, мм				
	до 4	4—10	10—40	40—70	>70
Углеродистые и низколегированные	100—20	20—16	16—12	12—10	10—8
Стали высоколегированные типа:					
40Х24Н12СЛ	—	40—32	32—24	24—20	20—16
10Х18Н9Л	—	36—29	29—22	22—18	18—14
20Х13Л	—	28—22	22—17	17—14	14—11
110Г13Л	—	25—20	20—15	15—13	13—10

• Расчетный напор при заливке форм (рис. 7.8) из поворотного ковша рассчитывают по формуле:

$$H_р = H_1 + H_0 - P^2/(2C), \qquad (7.18)$$

где H_1 — высота уровня расплава в ковше над верхним горизонтом формы, м; H_0 - расстояние от верхнего горизонта формы до уровня питателя, м; Р — высота верхней части отливки, находящейся над горизонтом питателей, м.

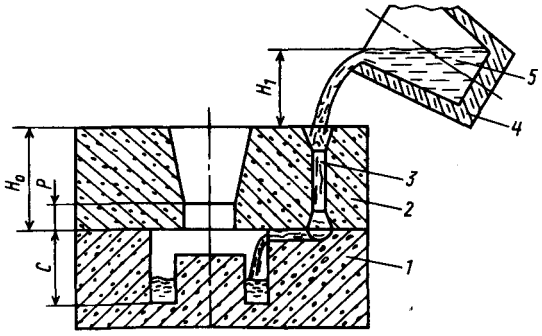


Рис. 7.8. Схема определения расчетного напора жидкой стали при заливке формы из поворотного ковша:
1 — нижняя полуформа; *2* — верхняя полуформа; *3* — литниковая система; *4* — ковш; *5* — жидкий металл

При заливке форм через нижнебоковую литниковую систему $P = C$ и $H_р = H_1 + H_0 - P/2$, а при верхнебоковой литниковой системе $P = O$ и $H_р = H_1 + H_о$.

Подставив в формулу (7.11) значения всех параметров, рассчитывают значение далее по соотношениям (7.8), (7.9) определяют суммарные площади сечений элементов литниковой системы и затем определяют число стояков, ветвей литниковых ходов и питателей, вычисляют площади сечения каждого отдельного элемента литниковой системы и их размеры по методике, изложенной выше.

Расчет литниковой системы при заливке из стопорного ковша

При заливке из стопорного ковша, в отличие от заливки из поворотного ковша, напор жидкой стали в нем изменяется в процессе заполнения формы. В этом случае имеет место переменный напор и в ковше, и в литейной форме. Причем ковш как гидравлическое устройство действует автономно, тогда как литниковая система литейной формы должна действовать согласованно с ковшом.

В начале разливки статический напор жидкого металла, равный $H_{к.нач}$, всегда больше, чем в конце $H_{к.кон}$ (табл. 7.4). Соответственно расход его из ковша максимален в начале разливки $q_{к\,max}$ и минимален в конце ее $q_{к\,min}$.

Таблица 7.4. **Ориентировочные значения статических напоров в стопорных ковшах**

Вместимость ковша, т	Величина напора, мм	
	в начале заполнения формы $H_{к,нач}$	в конце заполнения формы $H_{к,кон}$
0,5	520	200
1	750	280
4	1100	330
6	1250	360
10	1350	380
16	1550	410
20	1700	430

В начале разливки литейная форма также заполняется расплавом под наибольшим статическим напором (рис. 7.9, а):

$$H_{л.с,нач} = H_0 + H_2 + H_{к,нач}, \qquad (7.19)$$

где H_2 и $H_{к.нач}$ — расстояние от верхнего горизонта формы до выходного среза стопорного отверстия и начальная высота расплава в ковше соответственно, м.

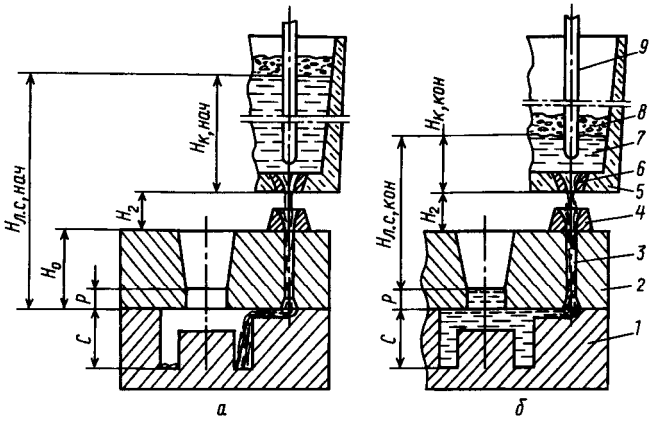


Рис. 7.9. Схема определения расчетного напора жидкой стали при заливке форм из стопорного ковша в начале (*а*) и конце (*б*) заполнения полости отливки в форме: *1* — нижняя полуформа; *2* — верхняя полуформа; *3* — литниковая система; *4* — воронка надставная; *5* — ковш; *6* — стопорный стакан; *7* — жидкий металл; *8* — шлак; *9* — стопор

В конце разливки статический напор металла становится наименьшим (рис. 7.9, б):

$$H_{л.с,кон} = (H_0 - P) + H_2 + H_{к,кон}, \qquad (7.20)$$

где $H_{к.кон}$ — конечная высота расплава в ковше, м. Соответственно расход расплава в литниковой системе также максимален в начале $q_{л.с} = q_{л.с.max}$ и минимален в конце разливки $q_{л.с} = q_{л.с.min}$. Из условия согласованной работы ковша и литниковой системы формы следует:

$$q_{к,max} = q_{л.с,min}, \qquad (7.21)$$

где

$$q_{к,max} = \mu_к F_{к,ст} \sqrt{2gH_{к,нач}}; \qquad (7.22)$$

$$q_{л.с.min} = \mu_{л,с} F_{л.с,min} \sqrt{2gH_{л.с,кон}}; \qquad (7.23)$$

$\mu_к$ и $\mu_{л.с}$ — коэффициенты расхода для стопорного стакана ковша и литниковой системы соответственно; $F_{к.ст}$ и $F_{л.с.min}$ - площади сечений отверстия стопорного стакана и узкого места литниковой системы соответственно, м^2.

Из выражений (7.21)—(7.23) следует:

$$F_{к,ст} = F_{л.с,min}(\mu_{л.с}/\mu_к)\sqrt{H_{л.с,кон}/H_{к,нач}}. \qquad (7.24)$$

Площадь сечения узкого места литниковой системы находят по формуле(7.11):

$$F_{л.с,min} = \Sigma F_{узк} = M_р/(\mu_{л.с}\tau_{опт}\rho_ж\sqrt{2gH_{л.с,кон}}). \quad (7.25)$$

По значению рассчитывают диаметр отверстия стопорного стакана:

$$D_{к.расч} = \sqrt{4F_{к.ст}/\pi}. \quad (7.26)$$

Затем полученное значение сравнивают с диаметром отверстия стопорных стаканов из стандартного ряда мм:

30 35 40 45 50 55 60 65 70

и принимают диаметр отверстия равным ближайшему диаметру из этого ряда: $D_к = D_{к.станд}$. Далее рассчитывают уточненную площадь отверстия стопорного стакана:

$$F_{к,ут} = \pi(D_{к,станд})^2/4. \quad (7.27)$$

В связи с фактическим изменением размера отверстия стопорного стакана ковша необходимо соответственно скорректировать площадь узкого места литниковой системы:

$$F_{узк} = \Sigma F_{л.с} = F_{к,ут}(\mu_к/\mu_{л.с})\sqrt{H_{к.нач}/H_{л.с.кон}}. \quad (7.28)$$

По площади узкого места с учетом принятых соотношений (7.8 (7.9) пределяют суммарные площади сечений всех элементов литниковой системы

ем стояка $d_{в.н.}=d_{ст.в}$. В стальном литье используют воронки средней конусности, с отношением с 14>9.nTT0 1 1

Сечение питателей в стальном литье по возможности стремятся выполнить квадратным в связи с необходимостью минимизации тепловых потерь при течении по нему расплава. Однако практически из-за большого формовочного уклона на боковых стенках (для лучшего уплотнения смеси против эрозионного разрушения) это сечение трансформируется в трапецию:

$$b_{пит} = 0{,}8\,a_{пит};\ h_{пит} = (a_{пит} + b_{пит})/2. \qquad (7.36)$$

При этом высота питателя должна быть меньше толщины отливки в месте подвода жидкого металла: $h_{пит} \le 0{,}8\delta_o$. Если по расчету высота питателя получается больше указанного предела, то квадратное сечение у места стыка с отливкой трансформируют в сплющенную трапецию, принимая

$$h_{пит} = 0{,}8\delta_o. \qquad (7.37)$$

Тогда ширину такого питателя определяют по площади его сечения:

$$F_{пит}/h_{пит} = (a_{пит} + b_{пит})/2 = (a_{пит} + 0{,}8\,a_{пит})/2 = 0{,}9\,a_{пит},$$

откуда

$$a_{пит} = F_{пит}/(h_{пит} \cdot 0{,}9). \qquad (7.38)$$

Для крупных отливок питатели, как и прочие элементы литниковой системы, выполняют с использованием готовых огнеупорных изделий, в том числе с сечением в виде овальной щели шириной 20—30 мм.

Длину питателей определяют расстоянием от отливки до литникового хода, которое необходимо соблюдать для устранения теплового воздействия металла в литниковой системе на условия формирования отливок (см. табл. 7.1). Я. и. Шкленник предлагает определять длину питателя в зависимости от высоты литникового хода:

$$L_{пит} = (0{,}5\ldots0{,}8)\,h_{л.х}. \qquad (7.39)$$

Выпор устанавливают на верхней точке отливки в форме при отсутствии на ней прибыли, а также над закрытыми прибылями. Его выполняют с круглым или прямоугольным сечением в зависимости от геометрии места стыка на отливке. Диаметр или толщина выпора в основании должны составлять:

$$d_{вып.н} = (0{,}25\ldots0{,}50)\,\delta_o. \qquad (7.40)$$

Диаметр или толщина выпора в верхнем сечении равны:

$$d_{вып.в} = d_{вып.н} + 0{,}05\,h_{вып}, \qquad (7.41)$$

где $h_{вып}$ - высота выпора, численно равная высоте слоя формовочной смеси над местом стыка отливки с вышором.

КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ

1. Прибыли, их назначение.
2. Виды прибылей, их классификация.
3. Выбор места установки прибылей.
4. Выбор типа и конструкции прибылей.
5. Основные принципы расчета прибылей.
6. Литниковые системы, их назначение.
7. Типы литниковых систем.
8. Элементы литниковой системы, их назначение.
9. Требования, предъявляемые к литниковым системам.
10. Классификация литниковых систем.
11. Конструирование и выбор типа литниковых систем.
12. Основные принципы расчета литниковых систем.
13. Особенности расчета литниковых систем при заливке из поворотного ковша.
14. Особенности расчета литниковых систем при заливке из стопорного ковша.
15. Выбор размеров стопорных стаканчиков.
16. Определение размеров элементов литниковой системы.

Глава 8

ДЕФЕКТЫ И КОНТРОЛЬ КАЧЕСТВА СТАЛЬНЫХ ОТЛИВОК

Причины образования дефектов в стальных отливках, так же как методы их предотвращения, всегда были в центре внимания специалистов-литейщиков. Большое разнообразие дефектов осложняет выявление механизма их образования, поэтому существуют различные объяснения возникновения дефектов.

Качество отливок формируется на всех этапах их изготовления, начиная с проектирования и технологической разработки. Умение выбрать оптимальный сплав, разработать технологичную отливку определяет в большой степени возможность получения качественной литой заготовки. Особенно ответственным является этап проектирования технологического процесса. Правильное расположение отливки в форме, оптимальная конструкция литниково-питающей системы, благоприятные условия для создания направленного затвердевания и многие другие факторы обеспечивают получение плотного металла отливки.

Не меньшее значение для получения качественных отливок имеют правильно выбранные параметры Технологического процесса: температура и время плавки стали, шлаковый режим, раскисление, температура и скорость заливки стали в формы, составы и свойства формовочных и стержневых смесей, режимы охлаждения и термической обработки и т. д.

Повышение требований к качеству отливок по составу, структуре и свойствам должно быть неразрывно связано с аналогичным изменением требований к исходным материалам. Особенно это касается материалов металлозавалки металлического лома, ферросплавов, раскислителей, модификаторов, чугуна, шлакообразующих и т. д. Традиционный контроль шихтовых материалов по содержанию углерода, кремния, марганца, фосфора, серы недостаточен. Не только эти элементы определяют качество отливок. Очень часто необходимо контролировать содержание кислорода, азота, водорода, селена, теллура, сурьмы, свинца и других микропримесей, которые оказывают существенное влияние на структурообразование и дефекты стальных отливок.

Тщательному контролю качества должны подвергаться и исходные формовочные материалы.

Термины и определения основных понятий дефектов отливок устанавливает ГОСТ 19200-80 «Отливки из чугуна и стали. Термины и определения дефектов».

В настоящей главе рассмотрены основные дефекты стальных отливок, которые не описаны в предыдущих главах.

8.1. НЕСООТВЕТСТВИЕ ПО ГЕОМЕТРИИ

Недолив. Может быть двух типов: истинный недолив полости формы сплавом или частичное вытекание сплава из формы после ее заполнения. В обоих случаях часто форма остается незаполненной. Дефекты первого типа расположены обычно в наиболее удаленных от питателя частях отливки и характерны для тонкостенных отливок сложной кон фигурации. Они образуются при заливке стали с недостаточной жидкотекучестью (рис. 8.1, а).

Для дефектов второго типа характерна незаполненная часть отливки в виде полости, которая ограничена тонкими стенками с острыми краями. Полости располагаются в массивных частях отливки, затвердевающих последними. Вытекание металла может произойти через некоторое время после заливки формы, особенно если сталь была сильно перегрета.

Недолив легко определяется визуально после очистки отливок от формовочной смеси. При этом нетрудно увидеть место вытекания металла.

Недоливы получаются при слишком медленной заливке формы с прерыванием струи металла. Струя разбрызгивается также в случае небрежного выполнения носика у заливочного ковша. Возможны недоливы и от нетехнологичности отливки, особенно в тех случаях, когда в ней имеются тонкие стенки, к которым затруднен доступ металла.

Дефекты, подобные недоливу, получаются при избыточном припыливании сырой формы противопригарными материалами, например тальком. Припыл намывается металлом в определенные места и вызывает подобие недолива.

Сталь может вытекать из формы во время или спустя некоторое время после заливки по следующим причинам:

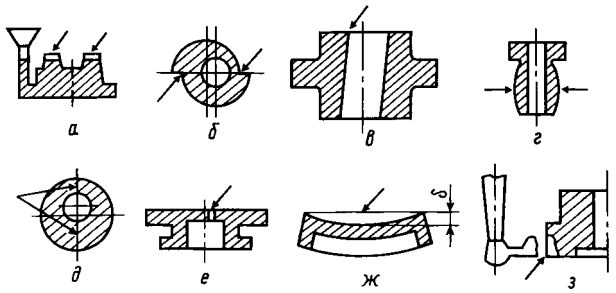


Рис. 8.1. Дефекты отливок — несоответствие по геометрии (стрелки показывают расположение дефектов)

— неправильное скрепление опок;

— использование деформированных опок или модельных плит; недостаточная прочность формовочной смеси;

— недостаточная толщина формовочной смеси между полостью формы и стенкой опоки;

—низкое качество уплотнительной пасты, глиняных шнуров и других уплотнителей;

— большое сечение вентиляционных каналов и др.

Перекос. Дефект в виде смещения одной части отливки относительно осей или поверхности другой части по разъему формы вследствие неточной установки опок и фиксации при формовке и сборке (рис. 8.1, б,в).

Перекос может быть на внешней части отливки и во внутренней полости. Отливку бракуют, если перекос больше припуска на механическую обработку или превышает допустимые отклонения, оговоренные в технической документации.

Дефект хорошо виден после очистки отливки. Наиболее частыми причинами его являются неисправность модельно-опочной оснастки, небрежность изготовления и сборки литейной формы. Большое значение имеет состояние фиксирующих втулок и штырей в опоках. В связи с изнашиванием необходимо периодически проверять размеры втулок и штырей и не допускать их изменения свыше предельных отклонений от принятых допусков.

Большой перекос получается в результате неправильного изготовления модельно-стержневой оснастки или допущения ошибок при проектировании оснастки (неодинаковые базы, разные формовочные уклоны, недостаточные фиксаторы на знаках, неточность определения размеров и др.), а также вследствие неправильного хранения оснастки.

Подутость. Дефект в виде местного утолщения отливки вследствие распирания неравномерно или недостаточно уплотненной песчаной формы заливаемым металлом (рис. 8.1, г).

Подутость возникает при большом металлостатическом давлении. Отливка считается бракованной, если этот дефект превышает допустимые отклонения толщины стенки. Подутость обнаруживается визуально после очистки отливки. В отдельных случаях для определения годности отливку следует измерить.

Наиболее частыми причинами подутости являются низкая прочность формовочной смеси, недостаточное ее уплотнение и большое давление жидкой стали.

Подутость — типичный дефект отливок, получаемых в сырых формах с недостаточной степенью уплотнения.

Недостаточное уплотнение смеси и неплотная посадка жакетов при безопочной формовке — основные причины подутости. Подутость практически отсутствует при уплотнении форм с большими усилиями прессования. Часто брак отливок вследствие подутости получается при заливке форм из самотвердеющих смесей, которые не полностью отвердели. Перед заливкой форм металлом следует проверить их твердость, особенно в углубленных местах. Подсушивание форм уменьшает подутость.

Разностенность. Дефект в виде увеличения или уменьшения толщины стенок отливки вследствие смещения, деформации или всплытия стержня (рис. 8.1, д). Наиболее частыми причинами образования этого дефекта являются:

— неправильное соединение половинок стержня;

— неправильное расположение или неудачная конструкция знаков стержня;

— смещение стержня вследствие удара или всплытия; износ стержневой оснастки;

— использование моделей, требующих ремонта.

Неслитина. Дефект в виде произвольной формы отверстия или сквозной щели в стенке отливки, образовавшихся вследствие неслияния по токов металла с пониженной жидкотекучестью или неправильного выбора места подвода металла к полости формы (рис. 8.1, с). дефект легко обнаруживается после очистки отливки. Устранению неслитин способствуют повышение жидкотекучести стали, оптимальные время заливки формы и температура стали, увеличение напора металла. Причиной не слитин может быть также и литниковая система, ее неправильный расчет. Конструкция и размеры ее должны быть таковы, чтобы обеспечить быструю заливку формы.

Коробление. Дефект в виде искажения конфигурации отливки под влиянием напряжений, возникающих при охлаждении, а также в результате неправильной конструкции модели (рис. 8.1, ж). Коробление отливок учитывают при расчете припусков на механическую обработку. По этому искривление отливок в пределах нормированных допусков не приводит к их браку.

Дефект обнаруживается визуально после очистки отливки или при проверке размеров шаблоном и разметке.

Наиболее общими и значительными по последствиям причинами коробления отливок в литейной форме являются неравномерные температурные деформации, а также деформации, обусловленные фазовыми и механическими напряжениями. Они возникают вследствие неравномерного охлаждения отдельных частей отливки из-за разнотолщинности стенок, торможения усадки отливки формой, неправильно сконструированной и расположенной литниково-питающей системы, протекания фазовых превращений в стали, преждевременной выбивки и др.

Самой рациональной мерой по устранению коробления является разработка

конструкции отливки на стадии проектирования с минимальной разностенностью или разностенной, но симметричной. Однако та кой подход не всегда возможен. Поэтому при изготовлении отливок, склонных к короблению, вводят специальные технологичные перемычки, ребра, удаляемые после снятия напряжений, например после отжига отливок.

Зарез. Дефект в виде искажения контура отливки при отбивке литников, обрубке и зачистке.

Вылом. дефект в виде нарушения конфигурации и размера отливки при выбивке, обрубке, отбивке литников и прибылей, очистке и транспортировке.

Зарез и вылом (рис. 8.1, з) легко обнаруживаются при визуальном осмотре отливок и напрямую связаны с нарушением технологии финишных операций, когда, например, при обрезке питателей вместе с ними удаляется и часть тела отливки.

Отливки бракуются по этим дефектам в случае превышения припусков на механическую обработку.

8.2. ДЕФЕКТЫ ПОВЕРХНОСТИ

Прагар. Дефект в виде трудно отделяемого специфического слоя на поверхности отливки, образовавшегося вследствие физического и химического взаимодействия формовочного материала с металлом и его оксидами (рис. 8.2, а). Это один из самых часто встречающихся дефектов стальных отливок, увеличивающий трудоемкость и себестоимость изготовления отливок и ухудшающий санитарно-гигиенические условия труда.

Пригар представляет собой зерна формовочной смеси, сцементированные жидкостью, которая проникла в пространства между этими зернами и затем затвердела. В зависимости от природы этой жидкости пригар на отливках подразделяют на три вида: механический, химический, термический.

Механический пригар — это зерна формовочной смеси, сцементированные проникшим между ними металлом (металлокерамическая корка).

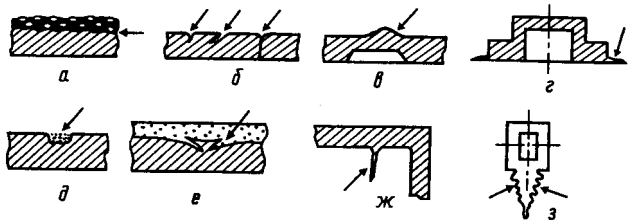


Рис. 8.2. Дефекты поверхности отливок
(стрелки показывают расположение дефектов)

Химический пригар — это корка формовочного материала, образовавшаяся в процессе физико-химического взаимодействия между металлом и формовочной смесью. Температура, при которой заканчивается формирование химического пригара, может быть значительно ниже температуры затвердевания стали. Поэтому химический пригар толще механического.

Химическое соединение, скрепляющее пригар, менее прочно связано с отливкой, чем металлокерамическая корка, поэтому химический пригар легче отделяется, чем механический.

Термический пригар это корка формовочного материала, сцементированная жидкостью, образующейся в результате расплавления компонентов формовочной смеси или самой формовочной смеси под действием высокой температуры жидкой стали.

Разделение пригара на механический и химический до известной степени условно. На границе металл-форма первоначально протекают химические реакции, продукты которых способствуют проникновению металла в поры формы.

Пригар является серьезным дефектом для стальных отливок лишь в том случае, когда поверхностная корка прочно связана с отливкой и для ее удаления необходимо приложить определенное усилие, например обработку пневматическими, абразивными и другими инструментами.

По трудоемкости удаления различают четыре степени пригара (табл. 8.1).

• Нулевая степень. Слой пригара легко образуется и легко удаляется с поверхности отливки при ее выбивке или при легком постукивании отливки молотком.

• Первая степень. Слой пригара тонок и его можно удалить металлической щеткой или дробеструйной обработкой.

• Вторая степень. Толщина слоя пригара доходит до 4 мм и его трудно удалить с поверхности отливки. Пригар удаляют абразивным инструментом.

• Третья степень. Толщина слоя пригара превышает 4 мм и его удаляют специальным инструментом.

На образование механического пригара влияют следующие факторы:

• поверхностное натяжение, вязкость стали и смачивание металлом материала литейной формы: чем меньше поверхностное натяжение на границе металл — форма и вязкость стали и лучше смачивание материала формы, тем легче образуется механический пригар;

• динамическое и статическое давление металла: чем они выше, тем легче сталь проникает в поры формы с образованием металлокерамической корки;

• величина пор между зернами песка: чем больше размер пор, тем значительнее пригар;

Таблица 8.1. **Характеристика и классификация пригара по степени удаления**

Степень пригара	Способ удаления пригара	Характеристика пригара			
		механического		термического	химического
		Пригарный слой прочно соединен с металлом, проникшим в форму		Пригарный слой соединен с расплавленными частицами формовочной смеси или с легко расплавляемыми силикатами, образовавшимися в форме	Пригарный слой соединен со шлаковыми соединениями, образующимися между металлом и формой
0	Легкоустранимый выбивкой отливки или постукиванием ее молотком	—		Пригарный слой не связан с отливкой. Легко удаляется в виде кусков спекшейся формовочной смеси, его зернистая структура сохраняется	Хрупкий пригарный слой не соединен с отливкой, легко снимается с ее поверхности (стекловидный пригар)
1	Устранимый металлической щеткой	—		Внешняя часть пригарного слоя рыхлая. Поверхность отливки умеренно связана с пригарным слоем. Имеется четко выраженная граница между металлом и пригаром	Пригарный слой — от рыхлого до монолитного. Имеется четко выраженная граница между пригаром и металлом. Во всех случаях умеренная связь с отливкой
2	Трудноустранимый небольшой толщины абразивным инструментом	Пригарный слой состоит из металла и зерен формовочного материала, прочно связанного с отливкой. Толщина пригарного слоя до 4 мм		—	Пригарный слой прочный и монолитный. Нет четко выраженной границы между пригаром и металлом. Прочная связь пригара с отливкой. Толщина слоя до 4 мм
3	Трудноустранимый большой толщины абразивным и пневматическим инструментом	Пригарный слой состоит из формовочного материала, прочно связанного с отливкой. Толщина пригарного слоя более 4 мм		—	Пригарный слой монолитный и прочный. Нет четко выраженной границы между металлом и пригаром. Прочная связь пригара с отливкой. Толщина пригарного слоя более 4 мм

[1] Предложена И. Б. Куманиным.

• длительность затвердевания отливки в форме: чем дольше жидкая сталь соприкасается с формой, тем значительнее пригар;

• давление газов, находящихся в порах формы: при заливке металла в форму в ней повышается давление газов в результате расширения воздуха, проникающего в поры формы, испарения влаги, деструкции связующего материала или специально вводимых добавок; это давление противодействует проникновению жидкой стали в поры; особенно велико давление газов, образующихся вследствие разложения специально вводимых в формовочную смесь добавок.

При химическом пригаре зерна смеси спекаются между собой силикатами переменного состава, которые образуются при взаимодействии стали с материалом формы. Прочность силикатов значительно меньше прочности металла. Они незначительно сцепляются с поверхностью отливки. Поэтому на очистку химического пригара требуется меньше затрат по сравнению с механическим.

Образование химического пригара на стальных отливках можно разбить на следующие этапы.

1. При контакте жидкой стали с поверхностью формы оксиды элементов стали взаимодействуют с оксидами материала формы или стержня и образуют легкоплавкие силикаты, которые проникают в поры формы.

2. Жидкие силикаты адсорбируются на частицах глины и мелких кварцевых зернах, ошлаковывают их, в результате чего в образовавшиеся новые поры продолжает проникать жидкая сталь.

3. Ошлаковываются более крупные зерна, увеличиваются размеры пор, и сталь глубже проникает в форму.

Особенно склонны к образованию химического пригара отливки из сталей с повышенным содержанием марганца. Легкоплавкие марганцевые силикаты ($mMnO * nSiO_2$) хорошо смачивают зерна песка и легко проникают в поры формы. Поэтому отливки из высокомарганцевых аустенитных сталей типа 110Г13Л имеют большой пригар. Отливки из высоколегированных хромо-никелевых сталей получаются с незначительным пригаром, так как оксиды хрома практически не вступают в химическое взаимодействие с материалом формы.

Химический пригар разделяют на легко- и трудноудаляемый. Получить массивную стальную отливку без пригара весьма трудно. Поэтому при стальном литье стараются получить легкоудаляемый пригар.

Твердость химического пригара и сила его сцепления с поверхностью отливки зависят от структуры пригара. Предпочтение отдается аморфно-стекловидному пригару, который образуется при больших скоростях охлаждения. Чем толще слой оксидов железа между коркой пригара и отливкой, тем легче его удалить.

Для получения легкоотделяемого пригара необходимо:

— применять добавки окислительного действия;

— применять краски окислительного действия;

— извлекать отливки из формы сразу после их затвердевания;

— применять огнеупорные противопригарные покрытия: краски, пасты, припылы.

Стальные отливки получаются без пригара, если форма окрашена цирконовой противопригарной краской.

Меры борьбы с пригаром на отливках приведены в табл. 8.2.

Таблица 8.2. **Причины образования механического пригара и меры по его предотвращению**

Группа	Основные причины	Меры по предотвращению пригара
1	Хорошее смачивание жидкой сталью стенок форм и стержней	Уменьшить окисление стали при плавке и заливке в форму. Ограничить содержание вредных примесей в стали (сера, фосфор и др.). Использовать формовочные и стержневые материалы, несмачиваемые или плохо смачиваемые сталью. Использовать формовочные и стержневые смеси с высокой теплоаккумулирующей способностью.
2	Большое давление жидкой стали на стенки формы	Уменьшить силу удара струи жидкого металла. Уменьшить высоту прибылей до допустимой. Заливать высокие отливки в горизонтальном или наклонном положении. Смягчить удар поднимающегося жидкого металла в верхнюю стенку формы.
3	Высокая пористость формы и стержня	Уменьшить зернистость песка. Применять рассредоточенный песок. Ввести в смесь пылевидные материалы, снижающие пористость (без ущерба для газопроницаемости). Повысить степень уплотнения формы. Предохранять поверхность формы от повреждений. Повысить поверхностную прочность формы. Покрывать форму и стержни противопригарными покрытиями (краски, пасты, припылы).
4	Продолжительное время нахождения стали в форме в жидком состоянии	Ускорить затвердевание отливки. Использовать формовочные смеси с высокой теплоаккумулирующей способностью. Улучшить технологичность отливки, в частности, пересмотреть конструкцию тепловых узлов. Снизить температуру заливки стали.

Очень широко для предотвращения пригара стальных отливок применяют противопригарные покрытия для форм на основе цирконового концентрата, электрокорунда, дистенсиллиманита, хромита, талька: краску, пасты, припылы.

Спай. Дефект в виде углубления с закругленными краями на поверхности отливки, образованного не полностью слившимися потоками металла с недостаточной температурой или прерванными при заливке (рис. 8.2, б).

Спаи возникают главным образом на тонких стенках отливки или на удаленных от питателя частях отливки, куда сталь поступает охлажденной и окисленной.

Дефекты обнаруживаются визуально после очистки отливки и ее механической обработки.

Спай образуется при малой жидкотекучести стали. Причиной его может быть неудовлетворительная конструкция литниковой системы. Конструкция и размеры литниковой системы должны быть такими, чтобы обеспечить быструю заливку формы, особенно при литье тонкостенных отливок.

Чрезмерное разделение металла на отдельные потоки при заливке форм может привести к поверхностному окислению, в результате чего эти потоки при встрече могут не слиться. Если заливку стали вести прерывистой струей, то спай может образоваться и на толстых стенках отливки. Причиной спая может быть наличие металлических холодильников или жеребеек с окисленной поверхностью.

Окисленная сталь увеличивает брак по спаю. Трудно получить металл с неокисленной поверхностью, если в нем содержатся оксиды $A1_2O_3$, Cr_2O_3, TiO_2,. Отливки из таких сталей (16Х18Н12С4ТЮЛ, 08Х17Н34В5Т3Ю2РЛ, 18Х25Н19СЛ и др.) следует заливать с большой скоростью, при которой происходит механическое разрушение оксидных пленок.

Дефекты от спая увеличиваются при использовании смесей с высокой теплоаккумулирующей способностью (хромитовые, оливиновые и др.). Спаи часто наблюдаются при изготовлении стальных отливок в кокилях. Поэтому кокили перед заливкой необходимо нагревать до температуры не ниже 200 °С.

Отливку бракуют, если глубина спая больше припуска на механическую обработку.

Нарост. Дефект в виде выступа произвольной формы, образовавшегося из загрязненного формовочными материалами металла вследствие местного разрушения литейной формы (рис. 8.2, б).

Наросты имеют произвольную форму, соответствующую участку поврежденной формы или стержня. Обычно нарост сопровождается образованием песчаных включений в отливке.

Дефект виден визуально после очистки отливки. Часто наросты возникают из-за неточной и изношенной модельной оснастки, небрежной формовки и сборки, малой прочности формовочной смеси, низкой эрозионной устойчивости противопригарных красок, ударов по верхней полуформе и др.

Причиной наростов может быть литниковая система, если она спроектирована таким образом, что струя стали размывает форму или

стержень. Особенно склонны к таким дефектам отливки, изготовленные в сырых формах из малопрочных смесей. С увеличением плотности набивки формы с равномерной твердостью наросты уменьшаются.

Модели должны иметь гладкие стенки, достаточные формовочные уклоны и технологические зазоры в знаковых частях.

Отливку бракуют из-за наростов, если их нельзя устранить механической обработкой.

Залив. Дефект в виде металлического прилива или выступа, возникающего вследствие проникновения жидкого металла в зазоры по разъемам формы, стержней или по стержневым знакам (рис. 8.2, г).

Заливы затрудняют очистку отливок, а в некоторых случаях приводят к браку. Например, отбивка заливов может привести к трещинам в отливке.

Заливы обнаруживаются визуально после выбивки и очистки отливок.

В табл. 8.3 приведены причины появления заливов и способы их предотвращения.

Таблица 8.3. **Причины образования заливов и меры по их предотвращению**

Группа	Основные причины	Способы предотвращения
1	Неисправность модельной оснастки	Уточнить размеры знаков модели и стержня. Исправить модельную оснастку. Соединить разборные модели с минимальными зазорами, вплотную. Смонтировать модель на ровной плите.
2	Неисправность опок	Очистить лад опоки от металла, смеси и др. Устранить деформацию опок. Исправить сломанные крестовины.
3	Неисправность формовочных машин	Исправить встряхивающий стол и протяжной механизм. Исправить механизм закрепления опоки на столе формовочной машины.
4	Небрежность в изготовлении форм и в подготовке их к заливке	Очистить от смеси опоки и модельные плиты. Обеспечить плотное соединение разъемных моделей и стержневых ящиков. Предохранять формы и стержни от деформаций, возможных при транспортировке. Не допускать использования деформированных плит при изготовлении стержня. Правильно собирать и закреплять формы. Использовать уплотнительные шнуры.

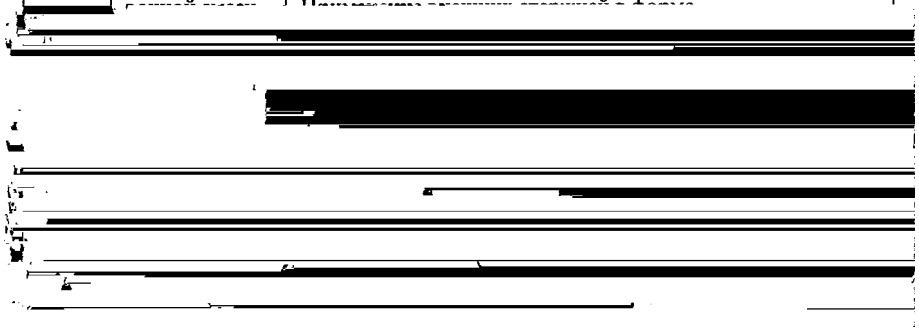
Засор. Дефект в виде внедрившегося в поверхностные слои отливки формовочного материала, захваченного потоками жидкой стали (рис. 8.2, д).

Засоры образуют в отливках открытые или закрытые раковины, полностью или частично заполненные материалом, из которого изготовлены форма или стержень. Часто это включения, состоящие из смеси песка со шлаком. Главная причина образования засоров — размыв литейной формы.

В табл. 8.4 приведены причины появления засоров и способы их предотвращения.

Таблица 8.4. **Причины образования засоров и меры по их предотвращению**

Группа	Основные причины	Способы предотвращения
1	Малая поверхностная прочность формы	Увеличение поверхностной прочности формовочной смеси. Окрашивание формы противопригарной краской. Применение сухих форм или использование химически твердеющих смесей. Равномерное уплотнение формы. Качественное приготовление смесей. Применение противопригарных красок с высокой эрозионной способностью при высоких температурах.
2	Размыв литниковой системы	Исправление конструкции литниковой системы. Расположение питателей на достаточно большом расстоянии один от другого. Изготовление элементов литниковой системы из высокоогнеупорных прочных материалов (шамот и др.).
3	Механические повреждения литниковой системы и поверхности формы	Увеличение формовочных уклонов и радиусов закруглений на моделях. Повышение точности моделей и стержневых ящиков. Устранение острых ребер на моделях. Наладка формовочных машин. Сборка форм и стержней без ударов.
4	Попадание в форму формо-	Зачистка и подгонка стержней должны производиться не над формами.



Ужимина. Дефект в виде углубления с пологими краями, образо вавшегося вследствие отслоения формовочной смеси при заливке, заполненного формовочным материалом и прикрытого слоем металла (рис. 8.2, е).

Основными причинами образования ужимин являются неравномерное уплотнение формы, ее повышенные влажность и газотворность, недостаточная газопроницаемость формы. Кроме того, ужимины могут возникать по вине

Разделение пористости на газовую и усадочную для стальных отливок весьма условно. Как правило, пористость имеет газоусадочное происхождение.

Вскип. Дефект в виде скопления раковин и наростов, образовавшихся вследствие парообразования в местах переувлажнения литейной формы или проникновения газов из стержней в полость литейной формы (рис. 8.3, е). Для устранения этого дефекта необходимо применять смеси с оптимальной влажностью и иметь хорошую вентиляцию формы.

Утяжина. Дефект в виде углубления с закругленными краями на поверхности отливки, образовавшегося вследствие усадки стали при ее затвердевании (рис. 8.3, ж). Для устранения этого дефекта необходимо обеспечить доступ жидкого металла в места возможного образования утяжины.

Песчаная ракована. Дефект в виде полости, частично или полностью заполненной формовочным материалом (рис. 8.3, з). Причинами образования песчаных раковин являются: местное разрушение или засорение формы при сборке; слабая набивка форм или стержией; неправильная литниковая система, вызывающая размыв формы или стержня; не технологичность конструкции отливки.

8.5. КОНТРОЛЬ КАЧЕСТВА СТАЛЬНЫХ ОТЛИВОК

Качество продукции — это совокупность свойств продукции, обусловливающая ее способность удовлетворять определенные потребности в соответствии с ее назначением.

Качество отливок оценивается, как правило, несколькими показателями, которые устанавливают, исходя из назначения и условий эксплуатации отливок.

Номенклатура показателей качества отливок определяется стандартами и техническими условиями. Для оценки качества отливок общего назначения по ГОСТ 4.439-86 рекомендуется использовать пять групп показателей качества.

1. Классификационные показатели: марка стали, масса отливки, класс точности, группа сложности.

2. Показатели назначения: временное сопротивление $\sigma_в$, предел текучести $\sigma_т$ относительное удлинение δ, сужение ψ, вязкость KCU, твердость HB, HRC, микроструктура.

3. Показатели технологичности и экономного использования металла: припуски на механическую обработку, допуски на необрабатываемые размеры отливки.

4. Показатели качества поверхности: шероховатость.

5.Экономические показатели: экономический эффект, себестоимость, рентабельность.

В эту номенклатуру дополнительно могут быть включены и некоторые другие показатели, обычно относящиеся к специальным эксплуатационным характеристикам: механические свойства при пониженных и повышенных температурах, герметичность, коррозионная стойкость, хладостойкость стали, плотность и др. В частности, при изготовлении хладостойких отливок из соответствующих сталей обязательным контролируемым показателем является ударная вязкость при температуре испытания — 60°С.

Номенклатура показателей качества в значительной степени определяется назначением и связанными с этим требованиями, предъявляемыми к отливкам. Например, согласно ГОСТ 977-88, все стальные отливки из конструкционной легированной и нелегированной сталей делятся по назначению на три группы: общего, ответственного и особоответственного. В соответствии с этим в группу контролируемых входят различные показатели качества. Если для отливок первой группы в перечень контролируемых показателей качества входят лишь внешний вид и химический состав отливок, то для отливок второй группы к ним добавляются предел текучести ($\sigma_т$) или временное сопротивление ($\sigma_в$) и относительное удлинение ($\delta_н$), а для отливок третьей группы еще контролируется и ударная вязкость (KCU). Обычно марку стали, дополнительные контролируемые показатели и требования указывают на черте же отливки.

Качество стальных отливок определяется многими технологическими, экономическими и организационными факторами, отражающими общий технический уровень производства. При изготовлении отливок применяют сложные технологические процессы, связанные с использованием большой номенклатуры материалов. В таких условиях производство высококачественного литья может быть достигнуто только на основе строгого соблюдения соответствующих стандартов на всех этапах технологического цикла. При этом на качество отливок влияют следующие основные факторы:

— качество исходных шихтовьих, формовочньих и вспомогательных материалов;

— уровень механизации и автоматизации технологических процессов;

правильное выполнение всех этапов технологического процесса изготовления отливок (подготовка и набор шихты, плавка, изготовление форм и стержней и т. д.);

— организация производства и хозяйственный механизм управления литейньим цехом.

Для выполнения этих требований необходимо осуществление целого ряда организационно-технических и технологических мероприятий, направленных на повышение культуры и технического уровня производства и, следовательно, на достижение требуемого качества отливок.

Для оценки качества отливок применяют различные виды технического контроля.

Технический контроль это процедура проверки соответствия показателей качества отливок требованиям, установленным нормативно- технической документацией. При этом, как правило, выполняются следующие операции:

получение первичной информации о фактическом состоянии отливки, т.е. визуальная или инструментальная оценка различных показателей качества;

— сопоставление первичной информации с нормативными требованиями, зафиксированными в соответствующей документации;

— анализ вторичной информации (информации об отклонении фактических показателей качества от нормативных) и принятие решения о годности или отбраковке отливки.

Для получения информации о показателях качества применяют как разрушающие, так и неразрушающие методы контроля.

Разрушающий контроль может проводиться как на специальных образцах, отливаемых одновременно с отливкой, так и на образцах, вырезанньгх из различных частей отливки. В последнем случае дальнейшее использование отливки по назначению становится невозможным. По этому методы разрушающего контроля применительно к готовой отливке применяются, как правило, при доводке технологического процесса или при контрольно-приемочных испытаниях. Однако для особо ответственных отливок из специальных сталей (жаропрочных, кислотостойких и др.) может применяться сплошной контроль разрушающими методами на специальных образцах. Например, плавочный контроль, когда для каждой плавки стали определяются концентрация всех элементов и примесей, а также регламентируемьие механические свойства. Если обнаруживается несоответствие состава или свойств плавки хотя бы по одному контролируемому показателю, то все отливки, изготовленные из стали данной алавки, бракуются. Плавочньтй контроль может применяться с различной периодичностью: контролируют все плавки, одну в смену, каждую третью, десятую и т. п.

Неразрушающий контроль оставляет отливку целой, пригодной к эксплуатации, поэтому методы такого контроля наиболее важны в современных условиях производства.

Физической основой всех методов неразрушающего контроля является взаимодействие физических полей или излучений с контролируемым объектом. Наиболее широко для контроля стальных отливок применяют такие методы, как магнитный, акустический, оптический, электрический, радиационный. При этом можно проводить дефектоскопию

отливок (внутренние и поверхностные дефекты), определять микроструктуру и химический состав, физические и механические свойства, толщину стенок отливоі и т. п.

В табл. 8.5 и 8.6 приведены технические характеристики, области применения и сравнительная оценка неразрушающих методов контроля, по выявлению дефектов различного типа.

Таблица 8.5. **Техническая характеристика методов неразрушающего контроля отливок**

Метод	Инженерно-конструктивное решение	Объект контроля	Область применения
1	2	3	4
Визуально-оптический (ГОСТ 24521-80)	Оптические приборы, дающие полное изображение проверяемой зоны близко расположенных поверхностей (лупы, бинокли), внутренних областей (гибкие и жесткие эндоскопы), далеко расположенных поверхностей (телескопические лупы)	Любые отливки на различных стадиях изготовления	Обнаружение поверхностных дефектов в открытых и труднодоступных местах, нарушений сплошности поверхностей и геометрических размеров отливок
Магнитный (ГОСТ 24450-80)	Магнитно-порошковые дефектоскопы	Отливки различных размеров и форм из ферромагнитных металлов и сплавов	Определение поверхностных и подповерхностных несплошностей, раковин и крупных неметаллических включений
	Магнитно-люминесцентные дефектоскопы	Отливки из ферромагнитных металлов и сплавов любых размеров и формы	То же
	Феррозондовые дефектоскопы	То же	Определение поверхностных несплошностей, коррозионных образований и пористости
Электрический (ГОСТ 25315-82)	Схемы с использованием потенциометров и потенциостатов	Мелкие и средние отливки из различных сплавов	Термографический анализ состава сплавов и определение глубины обнаруженной несплошности

Продолжение табл. 8.5

1	2	3	4
Вихретоковый (ГОСТ 24289-80)	Устройства или приборы, основанные на использовании проходных и накладных датчиков	Средние отливки серийного и массового производства из различных сплавов	Сортировка отливок по структуре сплава, контроль качества термической обработки, обнаружение несплошностей, анализ состояния поверхностного слоя
Радиационный (ГОСТ 24034-80)	Рентгеновские установки промышленного типа, гамма-дефектоскопы, бетатроны	Любые отливки из различных сплавов, крупные отливки ответственного назначения	Выявление внутренних дефектов ликвации. Определение внутренних дефектов на больших глубинах
Акустический (ГОСТ 25314-82)	Ультразвуковые дефектоскопы, структуроскопы, толщиномеры	Отливки из ферромагнитных и цветных сплавов на различных стадиях изготовления и финишной обработки	Выявление наружных и внутренних несплошностей, ликваций, включений
Капиллярный (ГОСТ 18442-80)	Визуальный анализ	Различные отливки из немагнитных материалов	Выявление поверхностных несплошностей

Таблица 8.6. **Оценка выявляемости дефектов отливок различными методами неразрушающего контроля**

Выявляемые дефекты	Метод контроля							
	радиационный	магнитный	вихретоковый	акустический	электрический	оптический	тепловой	капиллярный
Поверхностные	0/0	4/3	5/0	4/4	4/4	4/4	3/3	5/5
Внутренние	5/5	5/4	0/0	0/0	0/0	0/0	0/0	4/4
Структура и физико-механические свойства	5*/5*	4/4	5/0	5/5	4/3	4/4	4/4	0/0
Несоответствие по геометрии	3/3	4/4	0/0	3/3	0/0	5/5	3/3	0/0

Примечания.

1. В числителе указана оценка для отливок из ферромагнитных материалов, в знаменателе — из неферромагнитных материалов.
2. Отличная оценка выявляемости 5, хорошая 4, удовлетворительная 3.
3. Нерекомендуемый вид контроля 0.

* Рентгеноструктурный анализ.

При выборе эффективного метода неразрушающего контроля для обнаружения того или иного дефекта необходимо предварительно определить ряд исходных данных: марку стали, характер изучаемых дефектов (трещина, раковина, ликвация, пористость и т. п.), ориентировочное место их расположения в отливке, минимально допустимые размеры дефектов и т. д.

КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ

1. Что такое дефект отливок?
2. Классификация дефектов.
3. Дефекты отливок из-за несоответствия геометрии.
4. Причины образования недолива, незалива.
5. Что такое коробление отливки? Причины образования.
6. Дефекты поверхмости отлинки.
7. Что такое пригар? Виды пригара.
8. Что такое шероховатость поверхности?
9. Причины появления разностенности отливок.
10. Горячие трещины. Причины образования и методы устранения.
11. Холодные трещины. Причины образования и методы устранения.
12. Ситовидная пормстость. Механизм образования.
13. Газовые раковмны, их отличие от усадочных.
14. Усадочная раковина и пористость. Условия образования.
15. Ликвация. Причины образования.

РЕКОМЕНДУЕМЫЙ БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Нехендзи Ю.А.* Стальное литье. — М.: Металлургиздат, 1948. — 766 с.

2. *Бабаскин Ю.З.* Структура и свойства литой стали. — Киев.: Наукова думка, 1980. — 240 с.

3. *Баландин Г.Ф.* Основы теории формирования отливки. Ч. II. Формирование макроскопического строения отливки. — М.: Машиностроение, 1979. — 335 с.

4. *Баландин Г.Ф.* Теория формирования отливки. — М.: МГТУ им. Н.Э. Баумана, 1998. —360 с.

5. *Бидуля П.Н.* Технология стальных отливок. — М.: Металлургиздат, 1961. — 352 с.

6. *Василевский П.Ф.* Технология стального литья. — М.: Машиностроение, 1974. — 408 с.

7. *Батышев А.И., Кантеник С.К.* Стальное литье: Учебное пособие. — М.: Изд-во ВЗПИ, 1982. — 68 с.

8. *Воздвиженский В.М., Спасский В.А., Грачев В.В.* Литейные сплавы и технология их плавки в машиностроении. — М.: Машиностроение, 1984. — 432 с.

9. Выплавка, легирование, модифицирование литейных сталей / *В.М. Колокольцев, К.Н. Вдовин, В.В. Бахметьев, В.А. Куц.* — Магнитогорск: ПМП Мини Тип, 1996. — 88 с.

10. *Грузных И.В., Оболенцев Ф.Д.* Надежность и технологичность в производстве стальных отливок. — СПб.: Политехника, 1992. — 272 с.

11. *Гуляев Б.Б.* Литейные процессы. — М.: Машгиз, 1960. — 416 с.

12. *Гуляев Б.Б.* Теория литейных процессов. — Л.: Машиностроение, 1976. — 216 с.

13. *Гуляев Б.Б.* Затвердевание и неоднородность стали. — Л.: Машиностроение, 1950. — 228 с.

14. *Ершов Г.С., Бычков Ю.Б.* Физико-химические основы рационального легирования сталей и сплавов. — М.: Металлургия, 1982. — 360 с.

15. *Ершов Г.С., Бычков Ю.Б.* Свойства металлургических расплавов и их взаимодействие в сталеплавильных процессах. — М.: Металлургия, 1983. — 216 с.

16. Жидкая сталь / *Б.А. Баум, Г.А. Хасин, Г.В. Тягунов* и др. — М.: Металлургия, 1984. — 208 с.

17. *Журавлев В.Н., Николаева О.И.* Машиностроительные стали: Справочник. — М.: Машиностроение, 1981. — 391 с.

18. *Химушин Ф.Ф.* Жаропрочные стали и сплавы. — М.: Металлургия, 1969.

19. *Ицкович Г.М.* Раскисление стали и модифицирование неметаллических включений. — М.: Металлургия, 1981. — 296 с.

20. *Колокольцев В.М.* Легирование и модифицирование литых сталей. — Магнитогорск: Изд-во МГМИ им. Г.И. Носова, 1993. — 80 с.

21. *Крещановский Н.С., Сидоренко М.Ф.* Модифицирование стали. — М.: Металлургия, 1970. — 296 с.

22. *Манакин А.М., Денисов В.А., Яковлев Н.Н.* Крупные стальные отливки. — М.: Машиностроение, 1969. — 215 с.

23. *Леви Л.И., Кантеник С.К.* Литейные сплавы. — М.: Высшая школа, 1967. — 435 с.

24. Литейное производство / *Б.В. Бауман, Б.Н. Благов, Н.Т. Исаханян* и др. Под ред. И.Б. Куманина. — М.: Машиностроение, 1971. — 320 с.

25. Литейное производство / *А.М. Михайлов, Б.В. Бауман, Б.Н. Благов* и др. — М.: Машиностроение, 1987. — 256 с.

26. Марочник сталей и сплавов / *В.Г. Сорокин, А.В. Волосникова, С.А. Вяткин* и др. — М.: Машиностроение, 1989. — 640 с.

27. Металлургия стали / *В.И. Явойский, Ю.В. Кряковский, В.П. Григорьев* и др. — М.: Металлургия, 1983. — 584 с.

28. *Гольдштейн М.И., Грачев С.В., Векслер Ю.Г.* Специальные стали. — М.: Металлургия, 1985. — 408 с.; *Гольдштейн М.И., Грачев С.В., Векслер Ю.Г.* Специальные стали: Учебник для вузов. 2-е изд. — М.: •МИСИС•, 1999. — 407 с.

29. *Неймарк В.Е.* Модифицированный стальной слиток. — М.: Металлургия, 1977. — 200 с.

30. *Пикунов М.В.* Плавка металлов. Кристаллизация сплавов. Затвердевание отливок. — М.: •МИСИС•, 1997. — 376 с.

31. *Солнцев Ю.П., Андреев А.К., Гречин Р.И.* Литейные хладостойкие стали. — М.: Металлургия, 1991. — 176 с.

32. *Шульте Ю.А.* Хладностойкие стали. — М.: Металлургия, 1970. — 224 с.

33. *Шульте Ю.А.* Производство отливок из стали. — Киев; Донецк: Вища школа. Головное изд-во, 1983. — 184 с.

34. Технология литейного производства: Учебник / *Б.С. Чурсин, Э. Б. Гофман, Ф. Г. Майзель* и др. — Екатеринбург, 2000. — 771 с.

35. Контроль качества отливок / *В.М. Воздвиженский, А.А. Жуков, В.К. Бастраков* и др. — М.: Машиностроение, 1990. — 237 с.

36. Марочник сталей и сплавов / Под ред. А.С. Зубченко. — М.: Машиностроение, 2001. — 671 с.

37. Диаграммы состояния двойных металлических систем. В 3-х т., 4-х книгах: Справочник / Под ред. Н.П. Лякишева. — М.: Машиностроение, 1996—2000.

38. Диаграммы состояния двойных и многокомпонентных систем на основе железа: Справочник / Под ред. О.А. Банных, М.С. Дрица. — М.: Металлургия, 1986. — 439 с.

39. *Нарита К.* Кристаллическая структура неметаллических включений в стали: Пер. с яп. — М.: Металлургия, 1969. — 190 с.

40. Стальное литье: Справочник / Под ред. С.П. Дубинина. — М.: Машиностроение, 1961. — 887 с.

41. Металлургическая теплотехника. Т. 1, 2 / Под ред. В.А. Кривандина. — М.: Металлургия, 1986. — 1010 с.

42. *Белащенко Д.К.* Структура жидких и аморфных металлов. — М.: Металлургия, 1985. — 190 с.

43. *Вайнгард У.* Введение в физику кристаллизации металлов: Пер. с англ. — М.: Мир, 1967. — 159 с.

44. *Филиппенков А.А.* Ванадийсодержащие стали для отливок. — Екатеринбург, 2001. — 345 с.

45. Эффективные технологии легирования стали ванадием / *А.А. Филиппенков, Ю.А. Дерябин, Л.А. Смирнов* и др. — Екатеринбург, 2001. —206 с.

46. *Шкленник Я.И.* Технологические основы литейного производства: Учебное пособие. — М.: •МИСИС•. Ч. I. 1977. — 135 с.; Ч. II. 1978. — 116 с.

47. *Курдюмов А.В.*, *Козлов Л.Я.*, *Бауман Б.В.* и др. Лабораторные работы по технологии литейного производства. — М.: Машиностроение, 1990. — 271 с.

48. *Галдин Н.М.*, *Чистяков В.В.*, *Сатульский А.А.* и др. Литниковые системы и прибыли для фасонных отливок. — М.: Машиностроение, 1992. — 252 с.

49. Металловедение и термическая обработка стали: Справочник. Т. I. Кн. 1, 2 / Под ред. М.Л. Берштейна. — М.: Металлургия, 1991. — 763 с.

50. Справочник литейщика / Под ред. Н.Н. Рубцова. — М.: Машгиз, 1962. — 611 с.

51. Методические указания к лабораторным работам по дисциплине «Стальное литье». — Запорожье: ЗМИ им. Чубаря, 1981.

52. *Десницкий В.В.* Автоматизированное проектирование технологии отливок. — Л.: ЛГУ, 1987. — 164 с.

53. *Ковалев Ю.Г.* Расчет прибылей и литниковых систем: Учебное пособие. — Пермь: Пермский ун-т, 1978. — 78 с.

ПРИЛОЖЕНИЕ

Марка стали	Массовая доля элемента, %												
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	V	Cu	Ti	B	Al
				не более									
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14
Стали конструкционные													
нелегированные													
15Л	0,12–0,20	0,45–0,90	0,20–0,52	*	*	–	–	–	–	–	–	–	–
20Л	0,17–0,25	0,45–0,90	0,20–0,52	*	*	–	–	–	–	–	–	–	–
25Л	0,22–0,30	0,45–0,90	0,20–0,52	*	*	–	–	–	–	–	–	–	–
30Л	0,27–0,35	0,45–0,90	0,20–0,52	*	*	–	–	–	–	–	–	–	–
35Л	0,32–0,40	0,45–0,90	0,20–0,52	*	*	–	–	–	–	–	–	–	–
40Л	0,37–0,45	0,45–0,90	0,20–0,52	*	*	–	–	–	–	–	–	–	–
45Л	0,42–0,50	0,45–0,90	0,20–0,52	*	*	–	–	–	–	–	–	–	–
50Л	0,47–0,55	0,45–0,90	0,20–0,52	*	*	–	–	–	–	–	–	–	–
55Л	0,52–0,60	0,45–0,90	0,20–0,52	*	*	–	–	–	–	–	–	–	–
легированные													
20ГСЛ	0,16–0,22	1,00–1,30	0,60–0,80	0,030	0,030	–	–	–	–	–	–	–	–
30ГСЛ	0,25–0,35	1,10–1,40	0,60–0,80	0,040	0,040	–	–	–	–	–	–	–	–
20Г1ФЛ	0,16–0,25	0,90–1,40	0,20–0,50	0,050	0,050	–	–	–	–	–	–	–	–
20ФЛ	0,14–0,25	0,70–1,20	0,20–0,52	0,050	0,050	–	–	–	0,06–0,12	–	не более 0,05	–	–
30ХГСФЛ	0,25–0,35	1,00–1,50	0,40–0,60	0,050	0,050	0,30–0,50	–	–	0,06–0,12	–	–	–	–
45ФЛ	0,42–0,50	0,40–0,90	0,20–0,52	*	*	–	–	–	0,06–0,12	–	–	–	–
32Х06Л	0,25–0,35	0,40–0,90	0,20–0,40	0,050	0,050	0,50–0,80	–	–	0,05–0,10	–	не более 0,03	–	–
40ХЛ	0,35–0,45	0,40–0,90	0,20–0,40	0,040	0,040	0,80–1,10	–	–	–	–	–	–	–
20ХМЛ	0,15–0,25	0,40–0,90	0,20–0,42	0,040	0,040	0,40–0,70	–	–	–	–	–	–	–
20ХМФЛ	0,18–0,25	0,60–0,90	0,20–0,40	0,025	0,025	0,90–1,20	–	0,40–0,60	–	–	–	–	–
20ГНМФЛ	0,14–0,22	0,70–1,20	0,20–0,40	0,030	0,030	не более 0,30	–	0,50–0,70	0,20–0,30	–	–	–	–
35ХМЛ	0,30–0,40	0,40–0,90	0,20–0,40	0,040	0,040	0,80–1,10	0,70–1,00	0,15–0,25	0,06–0,12	–	–	–	–
30ХНМЛ	0,25–0,35	0,40–0,90	0,20–0,40	0,040	0,040	1,30–1,60	–	0,20–0,30	–	–	–	–	–
35ХГСЛ	0,30–0,40	1,00–1,30	0,60–0,80	0,040	0,040	0,60–0,90	1,30–1,60	0,20–0,30	–	–	–	–	–
35НГМЛ	0,32–0,42	0,80–1,20	0,20–0,40	0,040	0,040	–	–	–	–	–	–	–	–
20ДХЛ	0,15–0,25	0,50–0,80	0,20–0,40	0,040	0,040	0,80–1,10	0,80–1,20	0,15–0,25	–	–	–	–	–
							–	–	–	1,40–1,60	–	–	–

1	2	3	4	5	6	7
08ГДНФЛ	не более 0,10	0,60–1,00	0,15–0,40	0,035	0,035	–
13ХНДФТЛ	не более 0,16	0,40–0,90	0,20–0,40	0,030	0,030	0,15–0,40
12ДН2ФЛ	0,08–0,16	0,40–0,90	0,20–0,40	0,035	0,035	–
12ДХН1МФЛ	0,10–0,18	0,30–0,55	0,20–0,40	0,030	0,030	1,20–1,70
23ХГС2МФЛ	0,18–0,24	0,50–0,80	1,80–2,00	0,025	0,025	0,60–0,90
12Х7Г3СЛ	0,10–0,15	3,00–3,50	0,80–1,20	0,020	0,020	7,00–7,50
25Х2ГНМФЛ	0,22–0,30	0,70–1,10	0,30–0,70	0,025	0,025	1,40–2,00
27Х5ГСМЛ	0,24–0,28	0,90–1,20	0,90–1,20	0,020	0,020	5,00–5,50
30Х3С3ГМЛ	0,29–0,33	0,70–1,20	2,80–3,20	0,020	0,020	2,80–3,20
03Н12Х5М3ТЛ	0,01–0,04	не более 0,20	не более 0,20	0,015	0,015	4,50–5,00
03Н12Х5М3ТЮЛ	0,01–0,04	не более 0,20	не более 0,20	0,015	0,015	4,50–5,00

* Концентрации S и P в зависимости от группы отливок и способа выплавки углеродистой стали указаны ниже:

Группа отливок	S, %		P, %	
	не более			
	основной	кислый	основной	кислый
1	0,040	0,060	0,040	0,050
2	0,035	0,060	0,035	0,040
3	0,030	0,060	0,030	0,040

8	9	10	11	12	13	14
1,15–1,55	–	по расчету 0,10	0,80–1,20	–	–	–
1,20–1,60	–	0,06–0,12	0,65–0,90	0,04–0,10	–	–
1,80–2,20	–	0,08–0,15	1,20–1,50	–	–	–
1,40–1,80	0,20–0,30	0,08–0,15	0,40–0,65	–	–	–
–	0,25–0,30	0,10–0,15	–	–	–	–
–	–	–	–	–	–	–
0,30–0,90	0,20–0,50	0,04–0,20	–	–	–	–
–	0,55–0,60	–	–	–	–	–
–	0,50–0,60	–	–	–	–	–
12,00–12,50	2,50–3,00	–	–	0,07–0,90	–	–
12,00–12,50	2,50–3,00	–	–	0,07–0,90	–	0,25–0,45

Приложение 2

Механические свойства конструкционных сталей в сечениях до 100 мм после нормализации и нормализации с отпуском

Марка стали	Категория прочности	$\sigma_{0,2}$	$\sigma_в$	δ	ψ	KCU, кДж/м²	$\sigma_{0,2}/\sigma_в$
		МПа		%			
		не менее					
Углеродистые стали							
15Л	К 20	196	392	24	35	491	0,50
20Л	К 20	216	412	22	35	491	0,52
25Л	К 20	235	441	19	30	392	0,53
30Л	К 25	255	471	17	30	343	0,54
35Л	К 25	275	491	15	25	343	0,56
40Л	К 30	294	520	14	25	294	0,57
45Л	К 30	314	540	12	20	294	0,58
50Л	К 30	334	569	11	20	245	0,59
55Л	К 30	340	589	10	18	245	0,59
Легированные стали							
20ГЛ	К 25	275	540	18	25	491	0,50
35ГЛ	К 30	294	540	12	20	294	0,56
20ГСЛ	К 30	294	540	18	30	294	0,56
30ГСЛ	К 35	343	580	14	25	294	0,56
20Г1ФЛ	К 30	314	510	17	25	491	0,60
20ФЛ	К 30	294	491	18	35	491	0,60
30ХГСФЛ	К 40	392	589	15	25	343	0,66
45ФЛ	К 40	392	589	12	20	294	0,66
20ХМЛ	К 25	245	441	18	30	294	0,56
20ХМФЛ	К 25	275	491	16	35	294	0,56
20ГНМФЛ	К 50	491	589	15	33	491	0,83
20ХГСФЛ	К 30	314	491	18	30	491 (+20 °С), 343 (–40 °С)	0,64
30ХНМЛ	К 55	540	687	12	20	294	0,80
30ХГСФЛ	К 30	392	589	15	25	343	0,66
35ХГСЛ	К 35	343	589	14	25	294	0,58
20ДХЛ	К 40	392	491	12	30	294	0,80
35ХМЛ	К 40	392	589	12	20	294	0,66
35ХМФЛ	К 40	403	604	12	20	301	0,68
08ГДНФЛ	К 35	343	441	18	30	491	0,78
13ХНДФТЛ	К 40	392	491	18	30	491	0,80
12ДН2ФЛ	К 55	540	638	12	20	294	0,85
25ГСЛ	К 20	239	459	18	30	289	0,52
35ХНЛ	К 45	441	669	19	29	540	0,66
20ГНМФЛ	К 50	536	689	15	33	590	0,78
12ДХН1МФЛ	К 65	638	785	12	20	294	0,81

Приложение 3

Механические свойства конструкционных сталей в сечениях до 100 мм после закалки и отпуска

Марка стали	Категория прочности	$\sigma_{0,2}$	$\sigma_в$	δ	ψ	KCU, кДж/м²
		МПа		%		
		не менее				
25Л	КТ 30	294	491	22	33	343
30Л	КТ 30	294	491	17	30	343
35Л	КТ 35	343	540	16	20	294
40Л	КТ 35	343	540	14	20	294
45Л	КТ 40	392	589	10	20	245
50Л	КТ 40	392	736	14	20	294
20ГЛ	КТ 30	334	530	14	25	383
35ГЛ	КТ 35	343	589	14	30	491
30ГСЛ	КТ 40	392	638	14	30	491
30ХГСФЛ	КТ 60	589	785	14	25	441
45ФЛ	КТ 50	491	687	12	20	294
32ХО6Л	КТ 45	441	638	10	20	491
40ХЛ	КТ 50	491	638	12	25	392
20ГНМФЛ	КТ 60	589	687	14	30	589
35ХМЛ	КТ 55	540	687	12	25	392
30ХНМЛ	КТ 65	638	785	10	20	392
35ХГСЛ	КТ 60	589	785	10	20	392
35НГМЛ	КТ 60	589	736	12	25	392
20ДХЛ	КТ 55	540	638	12	30	392
12ДН2ФЛ	КТ 65	638	785	12	25	392
12ДХН1МФЛ	КТ 75	735	981	10	20	294
23ХГС2МФЛ	КТ 110	1079	1275	6	24	392
12Х7Г3СЛ	КТ 110	1079	1324	9	40	589
25Х2ГНМФЛ[1]	КТ 50	491	638	12	30	589
25Х2ГНМФЛ[2]	КТ 110	1079	1275	5	25	392
27Х5ГСМЛ	КТ 120	1177	1472	5	20	392
30Х3С3ГМЛ	КТ 150	1472	1766	4	15	196
03Н12Х5М3ТЛ	КТ 130	1275	1324	8	45	491
03Н12Х5М3ТЮЛ	КТ 145	1422	1472	8	35	294

Примечание. Верхние индексы 1 и 2 указывают на то, что для этих сталей механические свойства получены после сложной термической обработки:

1) предварительная обработка: нормализация при 900—930 °С, отпуск при 650—720 °С, окончательная обработка: закалка при 880—900 °С, отпуск при 630—700 °С;

2) предварительная обработка: нормализация при 900—950 °С, отпуск при 650—700 °С, окончательная обработка: закалка при 880—920 °С, отпуск при 260—300 °С.

Химический состав легированных сталей со специальными свойствами в соответствии с ГОСТ 977-88

Класс стали	Марка стали	Массовая доля элемента, %													
		углерод	кремний	марганец	хром	никель	молибден	ванадий	вольфрам	титан	ниобий	бор	азот	алюминий	медь	церий	сера	фосфор
																	не более	
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17	18	19
Мартенситный	20Х13Л	0,16–0,25	0,20–0,80	0,30–0,80	12,00–14,00	–	–	–	–	–	–	–		–	–	–	0,025	0,030
	08Х14НДЛ	не более 0,08	не более 0,40	0,50–0,80	13,00–14,50	1,20–1,60	–	–	–	–	–	–	–	–	0,80–1,20	–	0,025	0,025
	09Х16Н4БЛ	0,05–0,13	0,20–0,60	0,30–0,60	15,00–17,00	3,50–4,50	–	–	–	–	0,05–0,20	–	–	–	–	–	0,025	0,030
	09Х17Н3СЛ	0,05–0,12	0,80–1,50	0,30–0,80	15,00–18,00	2,80–3,80	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	0,030	0,035
	20Х5МЛ	0,15–0,25	0,35–0,70	0,40–0,60	4,00–6,50	–	0,40–0,65	–	–	–	–	–	–	–	–	–	0,040	0,040
	20Х8ВЛ	0,15–0,25	0,30–0,60	0,30–0,50	7,50–9,00	–	–	–	1,25–1,75	–	–	–	–	–	–	–	0,035	0,040
	40Х9С2Л	0,35–0,50	2,00–3,00	0,30–0,70	8,00–10,00	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	0,030	0,035
	20Х12ВНМФЛ	0,17–0,23	0,20–0,60	0,50–0,90	10,50–12,50	0,50–0,90	0,50–0,70	0,15–0,30	0,70–1,10	–	–	–	–	–	–	–	0,025	0,030
	10Х12НДЛ	не более 0,10	0,17–0,40	0,20–0,60	12,00–13,00	1,00–1,50	–	–	–	–	–	–	–	–	0,80–1,10	–	0,025	0,025
Мартенситно-ферритный	15Х13Л	не более 0,15	0,20–0,80	0,30–0,80	12,00–14,00	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	0,025	0,030
Ферритный	15Х25ТЛ	0,10–0,20	0,50–1,20	0,50–1,80	23,00–27,00	–	–	–	–	0,40–0,80	–	–	–	–	–	–	0,030	0,035
Аустенитно-мартенситный	08Х15Н4ДМЛ	не более 0,08	не более 0,04	1,00–1,50	14,00–16,00	3,50–3,90	0,30–0,45	–	–	–	–	–	–	–	1,00–1,40	–	0,025	0,025
	08Х14Н7МЛ	не более 0,08	0,20–0,75	0,30–0,90	13,00–15,00	6,00–8,50	0,50–1,00	–	–	–	–	–	–	–	–	–	0,030	0,030
	14Х18Н4Г4Л	не более 0,14	0,20–1,00	4,00–5,00	16,00–20,00	4,00–5,00	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	0,030	0,035

1	2	3	4	5	6	7
Аустенитно-ферритный	12Х25Н5ТМФЛ	не более 0,12	0,20–1,00	0,30–0,80	23,50–26,00	5,00–6,50
	16Х18Н12С4ТЮЛ	0,13–0,19	3,80–4,50	0,50–1,00	17,00–19,00	11,00–13,00
	35Х23Н7СЛ	не более 0,35	0,50–1,20	0,50–0,85	21,00–25,00	6,00–8,00
	40Х24Н12СЛ	не более 0,40	0,50–1,50	0,30–0,80	22,00–26,00	11,00–13,00
	20Х20Н14С2Л	не более 0,20	2,00–3,00	не более 1,50	19,00–22,00	12,00–15,00
	10Х18Н3Г3Д2Л	не более 0,10	не более 0,60	2,30–3,00	13,00–19,00	3,00–3,50
Аустенитный	10Х18Н9Л	не более 0,14	0,20–1,00	1,00–2,00	17,00–20,00	8,00–11,00
	12Х18Н9ТЛ	не более 0,12	0,20–1,00	1,00–2,00	17,00–20,00	8,00–11,00
	10Х18Н11БЛ	не более 0,10	0,20–1,00	1,00–2,00	17,00–20,00	8,00–12,00
	07Х17Н16ТЛ	0,04–0,10	0,20–0,60	1,00–2,00	16,00–18,00	15,00–17,00
	12Х18Н12М3ТЛ	не более 0,12	0,20–1,00	1,00–2,00	16,00–19,00	11,00–13,00
	55Х18Г14С2ТЛ	0,45–0,65	1,50–2,50	12,00–16,00	16,00–19,00	–
	15Х23Н18Л	0,10–0,20	0,20–1,00	1,00–2,00	22,00–25,00	17,00–20,00
	20Х25Н19С2Л	не более 0,20	2,00–3,00	0,50–1,50	23,00–27,00	18,00–20,00
	18Х25Н19СЛ	не более 0,18	0,80–2,00	0,70–1,50	22,00–26,00	17,00–21,00
	45Х17Г13Н3ЮЛ	0,40–0,50	0,80–1,50	12,00–15,00	16,00–18,00	2,50–3,50

8	9	10	11	12	13	14	15	16	17	18	19
0,06–0,12	–	–	0,08–0,20	–	–	0,08–0,20	–	–	–	0,030	0,030
–	–	–	0,40–0,70	–	–	–	0,13–0,35	–	–	0,030	0,030
–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	0,035	0,035
–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	0,030	0,035
–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	0,025	0,035
–	–	–	–	–	–	–	–	1,80–2,20	–	0,030	0,030
–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	0,030	0,035
–	–	–	от (5×С) до 0,70	–	–	–	–	–	–	0,030	0,035
–	–	–	–	0,45–0,90	–	–	–	–	–	0,030	0,035
–	–	–	0,005–0,150	–	–	–	–	–	–	0,020	0,035
3,00–4,00	–	–	от (5×С) до 0,70	–	–	–	–	–	–	0,030	0,035
–	–	–	0,10–0,30	–	–	–	–	–	–	0,030	0,040
–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	0,030	0,030
–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	0,030	0,035
–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	0,030	0,035
–	–	–	–	–	–	–	0,60–1,00	–	–	0,030	0,035

Продолжение приложения 4

1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17	18	19
Аустенитный	35Х18Н24С2Л	0,30–0,40	2,00–3,00	не более 1,50	17,00–20,00	23,00–25,00	–	–	–	–	–	–		–	–	–	0,030	0,035
	31Х19Н9МВБТЛ	0,26–0,35	не более 0,80	0,80–1,50	18,00–20,00	8,00–10,00	1,00–1,50	–	1,00–1,50	0,20–0,50	0,20–0,50	–	–	–	–	–	0,020	0,035
	12Х18Н12БЛ	не более 0,12	не более 0,55	0,50–1,00	17,00–19,00	11,00 13,00	–	–	–	–	0,70–1,10	–	–	–	–	–	0,025	0,020
	08Х17Н34В5Т3Ю2РЛ	не более 0,08	0,20–0,50	0,30–0,60	15,00–18,00	32,00–35,00	–	–	4,50 5,50	2,60 3,20	–	не более 0,05	–	1,70–2,10	–	не более 0,01	0,010	0,010
	15Х18Н22В6М2РЛ	0,10–0,20	0,20–0,60	0,30–0,60	16,00–18,00	20,00–24,00	2,00–3,00	–	5,00–7,00	–	–	не более 0,01	–	–	–	–	0,030	0,035
	20Х21Н46В8РЛ	0,10–0,25	0,20–0,80	0,30–0,80	19,00–22,00	43,00–48,00	–	–	7,00–9,00	–	–	не более 0,06	–	–	–	–	0,035	0,040
	110Г13Л	0,90–1,50	0,30–1,00	11,50–15,00	не более 1,00	не более 1,00	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	0,050	0,120
	110Г13Х2БРЛ	0,90–1,50	0,30–1,00	11,50–14,50	1,00–2,00	не более 0,50	–	–	–	–	0,08–0,12	0,001–0,006	–	–	–	–	0,050	0,120
	110Г13ФТЛ	0,90–1,30	0,40–0,90	11,50–14,50	–	–	–	0,10–0,30	–	0,01–0,05	–	–	–	–	–	–	0,050	0,120
	130Г14ХМФАЛ	1,20–1,40	не более 0,60	12,50–15,00	1,00–1,50	не более 1,00	0,20–0,30	0,08–0,12	–	–	–	–	0,025–0,050	–	–	–	0,050	0,070
	120Г10ФЛ	0,90–1,40	0,20–0,90	8,50–12,00	не более 1,00	не более 1,00	–	0,03–0,12	–	не более 0,15	не более 0,01	–	не более 0,03	–	не более 0,70	–	0,050	0,120
Мартенситный	85Х4М5Ф2В6Л (Р6М5Л)	0,82–0,90	не более 0,50	не более 0,50	3,80–4,40	не более 0,40	4,80–5,30	1,70–2,10	5,50–6,50	–	–	–	–	–	–	–	0,025	0,030
	90Х4М4Ф2В6Л (Р6М4Ф2Л)	0,85–0,95	0,20–0,40	0,40–0,70	3,00–4,00	–	3,00–4,00	2,00–2,60	5,00–7,00	–	–	–	–	–	–	–	0,040	0,040

Механические свойства легированных сталей со специальными свойствами в сечениях до 100 мм после термообработки (ГОСТ-977-88)

Класс стали	Марка стали	$\sigma_{0,2}$	$\sigma_в$	δ	ψ	KCU, кДж/м²
		МПа		%		
		не менее				
1	2	3	4	5	6	7
Мартенситный	20Х5МЛ	392	589	16	30	392
	20Х8ВЛ	392	589	16	30	392
	20Х13Л	441	589	16	40	392
	08Х14НДЛ	510	648	15	40	590
	09Х16Н4БЛ[1]	785	932	10	–	392
	09Х16Н4БЛ[2]	883	1128	8	–	245
	09Х17Н3СЛ[3]	736	981	8	15	196
	09Х17Н3СЛ[4]	736	932	8	20	245
	09Х17Н3СЛ[5]	638	834	6	10	–
	40Х9С2Л	Не нормируются				
	10Х12НДЛ	441	638	14	30	294
	20Х12ВНМФЛ	491	589	15	30	294
Мартенситно-ферритный	15Х13Л	392	540	16	45	491
Ферритный	15Х25ТЛ	275	441	–	–	–
Аустенитно-мартенситный	08Х15Н4ДМЛ	589	736	17	45	981
	08Х14Н7МЛ	687	981	10	25	294
	14Х18Н4Г4Л	245	441	25	35	981
Аустенитно-ферритный	12Х25Н5ТМФЛ	392	540	12	40	294
	35Х23Н7СЛ	245	540	12	–	–
	40Х24Н12СЛ	245	491	20	28	–
	20Х20Н14С2Л	245	491	20	25	–
	16Х18Н12С4ТЮЛ	245	491	15	30	275
	10Х18Н3Г3Д2Л	491	687	12	25	294

1	2	3	4	5	6	7
Аустенитный	10Х18Н9Л	177	441	25	35	981
	12Х18Н9ТЛ	196	441	25	32	590
	10Х18Н11БЛ	196	441	25	35	590
	07Х17Н16ТЛ	196	441	40	55	392
	12Х18Н12М3ТЛ	216	441	25	30	590
	55Х18Г14С2ТЛ	–	638	6	–	147
	15Х23Н18Л	294	540	25	30	981
	20Х25Н19С2Л	245	491	25	28	–
	18Х25Н19СЛ	245	491	25	28	–
	45Х17Г13Н3ЮЛ	–	491	10	18	981
	15Х18Н22В6М2РЛ	196	491	5	–	–
	08Х17Н34В5Т3Ю2РЛ	687	785	3	3	–
	20Х21Н46В8РЛ	–	441	6	8	294
	35Х18Н24С2Л	294	549	20	25	–
	31Х19Н9МВБТЛ	294	540	12	–	294
	12Х18Н12БЛ	196	392	13	18	196
	110Г13Х2БРЛ	491	–	22	30	1962
	130Г14ХМФАЛ	441	883	50	40	2453

Примечание. Верхние индексы 1—5 указывают на то, что для этих сталей механические свойства получены после различных видов термообработки:

1) нормализация при 1040—1060 °С, охлаждение на воздухе; отпуск при 600—620 °С, охлаждение на воздухе; закалка при 950—1050 °С, охлаждение в масле или на воздухе; отпуск при 600—620 °С, охлаждение на воздухе;

2) нормализация при 1040—1060 °С, воздух; отпуск при 600—620 °С, воздух; закалка при 950—1050 °С, масло; отпуск при 290—310 °С, воздух;

3) отжиг при 660—670 °С; закалка при1040—1060 °С, масло; отпуск при 300—350 °С, воздух;

4) закалка при 1040—1060 °С, масло; отпуск при 540—560 °С, воздух;

5) отпуск при 670—690 °С, воздух.

Химический состав легированных сталей со специальными свойствами в соответствии с отраслевыми ТУ

Класс стали	Марка стали	Массовая доля элемента, %											
		C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	V	Cu	Ti	P	S	другие
											не более		
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14
Мартенситный	10Х13Н3М1Л	0,04–0,10	0,10–0,40	0,20–0,80	12,0–13,5	1,50–3,50	0,30–1,50	–	–	–	0,025	0,025	Al≤0,08 Ca≤0,02 Ce≤0,08
	Х5МЛ	0,15–0,30	0,37–0,70	0,40–0,60	4,0–6,0	–	0,40–0,50	–	–	–	до 0,045	до 0,04	–
	40Х9С2Л	0,35–0,50	2,00–3,00	0,30–0,70	8,0–10,0	≤0,50	–	–	<0,30	–	0,035	0,03	–
Мартенситно-ферритный	ОХ12НДЛ	≤0,10	≤0,04	0,30–0,60	12,0–13,5	1,00–1,50	–	–	1,00–1,30	–	до 0,025	до 0,025	–
	20Х13НЛ	0,17–0,23	0,15	0,50–0,80	12,0–13,0	0,70–1,00	–	–	–	–	до 0,03	до 0,03	–
	10Х11МФБЛ	0,13–0,20	≤0,55	0,60–1,00	10,0–12,0	0,50–0,90	0,80–1,05	0,20–0,30	–	–	0,025	0,025	Nb 0,10–0,25
	10Х12ВНМФЛ	0,16–0,22	0,02–0,55	0,50–1,00	10.5–12.5	0.70–1.00	0.60–0.80	0.15–0.30	–	–	0.030	0.025	W 0,7–1,1
Ферритный	08Х13Л	≤0,08	≤0,60	≤0,60	12,0–14,0	≤0,60	–	–	–	–	0,035	0,030	–
	75Х28Л	0,05–1,00	0,50–1,30	0,50–0,80	26,0–30,0	0,50	–	–	<0,30	–	0,10	0,08	–
Аустенитно-мартенситный	06Х12Н3ДЛ	≤0,06	≤0,30	≤0,60	12,0–13,5	2,80–3,20	–	–	0,80–1,10	–	0,03	0,03	–
	06Х14Н5ДМФЛ	≤0,06	≤0,40	≤0,80	13,5–14,7	5,00–5,50	0,35–0,50	≤0,08	0,80–1,30	≤0,02	0,03	0,03	Ce≤0,08 Al≤0,08 Ca≤0,02
Аустенитно-ферритный	05Х26Н6М2Д2АФБЛ	0,01–0,05	0,10–1,00	0,40–1,50	25,0–27,0	5,50–7,50	1,50–2,50	0,08–0,15	1,5–2,50	–	0,025	0,025	Nb до 0,15 N 0,10–0,20 Ca≤0,02 Ce≤0,08
	22–11–3W	0,10–0,25	0,6–1,5	0,60–1,20	20,0–23,0	10,50–12,50	<0,25	0,20	–	–	0,045	0,040	W 2,40–3,00
	0Х18Н3Г3Д2Л	≤0,10	≤0,60	2,30–3,00	17,5–19,0	3,00–3,50	–	–	1,80–2,20	–	0,030	0,030	–
	Х21Н5ТЛ	0,04–0,10	<0,80	<0,08	20,0–22,0	4,50–5,80	–	–	–	<0,80	0,035	0,030	–
Аустенитный	10Х18Н9ГЛ	≤0,12	0,20–1,00	1,00–2,00	17,0–20,0	8,00–11,00	–	–	<0,30	<0,80	0,035	0,030	–
	3Х16Н22В6БЛ	0,24–0,30	≤0,60	1,80–1,20	15,0–17,0	21,00–23,00	–	–	–	–	0,020	0,020	Nb 0,20–1,20 W 5,50–6,50
	3Х19Н9МВБТЛ	0,28–0,35	≤0,80	0,80–1,50	18,0–20,0	8,00–10,00	1,00–1,50	–	–	0,20–0,50	0,035	0,020	Nb 0,20–0,50 W 1,00–1,50

Продолжение приложения 6

1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14
Аустенитный	Х25Н13АТЛ	0,13–0,20	≤0,70	1,0–1,5	23,5–26,0	12,00–14,00	–	–	–	0,10–0,20	0,025	0,025	N 0,08–0,18
	ЛА–1	=0,16	≤0,55	≤0,70	14,0–16,0	14,00–16,00	1,80–2,20	–	–	0,05–0,35	0,025	0,020	W 0,8–1,2 Co 2,8–3,2
	ЛА–3	0,12–0,18	≤0,55	≤1,0	13,0–15,0	13,00–15,00	1,80–2,20	0,40–0,60	–	0,10–0,30	0,025	0,020	W 1,3–1,8 Nb 0,3–0,5
	ЛА–4	≤0,12	≤0,55	0,6–1,0	14,0–16,0	14,00–16,00	1,80–2,20	–	–	до 0,70	0,030	0,020	W 0,8–1,2
	ЛА–5	0,12–0,20	≤0,35	0,4–0,7	14,0–16,0	15,00–17,00	1,80–2,20	–	–	0,15–0,35	0,030	0,030	W 0,8–1,2 Nb до 1,2
	ЛА–6	0,11–0,15	≤0,55	0,5–1,0	13,0–15,0	13,00–15,00	1,70–2,10	–	–	–	0,025	0,020	W 1,25–1,65 Nb до 1,2
	Х25Н20С2Л	≤0,18	0,8–2,0	0,7–1,5	22,0–26,0	19,00–21,00	–	–	–	–	0,035	0,030	
	Э4696МЛ	0,08–0,12	≤0,7	≤0,6	10,5–12,0	22,00–24,00	1,30–1,60	–	–	2,50–3,20	–	–	Al 0,6–1,0 B≤0,015
	Э4696Л	≤0,10	≤1,0	≤1,0	10,0–12,5	18,00–21,00	–	–	–	2,60–3,20	–	–	Al до 0,8 B до 0,015
	ВЖЛ–10	≤0,13	≤0,6	≤0,6	10,0–12,0	22,00–25,00	2,00–3,00	–	–	–	–	–	W 3,0–4,0 B 0,01–0,02 Ce 0,02–0,03
	ЭИ481–Л	0,34–0,40	0,3–0,8	7,5–9,5	11,5–13,5	7,00–9,00	1,10–1,40	1,25–1,55	–	–	–	–	
	10Х15Н9В3БЛ	0,08–0,12	0,4–0,6	1,0–1,5	15,0–16,5	8,50–10,00	–	–	–	–	0,025	0,025	W 3,0–4,0 Nb до 1,2
	10Х16Н13В6БЛ	0,08–0,12	0,4–0,6	1,0–1,5	17,0–18,5	12,00–14,00	–	0,20–0,40	–	–	0,025	0,025	W 5,5–6,5 Nb до 1,2

Приложение 7

Механические свойства легированных сталей со специальными свойствами после термообработки в соответствии с отраслевыми ТУ

Класс стали	Марка стали	$\sigma_т$	$\sigma_в$	δ	ψ	KCU, кДж/м²	Примечание
		МПа		%			
		не менее					
1	2	3	4	5	6	7	8
Мартенситный	10Х13Н5М1Л	586–600	730–745	17,5–20,0	63,0–65,0	–	–
	Х5МЛ	450	600	16	30	392	–
	40Х9С2Л	Свойства не определяются. Жаростойка до 800 °С. Жаропрочна до 700 °С. Используют без термообработки					Для клапанов выпуска в дизельных двигателях, теплообменниках, колосниках
Мартенситно-ферритный	0Х12НДЛ	450	650	14,0	30,0	292	НВ 207–255
	20Х13НЛ	350	550	14,0	30	292	НВ 170–235
	10Х11МФБЛ	480–650	620	13	35	292	–
	10Х12ВНМФЛ	500	600	15	30	292	–
Ферритный	08Х13Л	200	400	20	40	490	–
	75Х28Л	350	500	–	–	–	–
Аустенитно-мартенситный	06Х12Н3ДЛ	550	700	14	30	500	–
	06Х14Н5ДМФЛ	600	750	14	30	400	–

1	2	3	4	5	6	7	8
Аустенитно-ферритный	05Х26Н6М2Д2АФБЛ	520–560	810–840	29–30	48–50	–	–
	22–11–3W	–	480	10	10	–	–
	0Х18Н3Г3Д2Л	250–380	480	14	30	490	После нормализации НВ ≤ 207
	0Х18Н3Г3Д2Л	500	700	12	25	292	После нормализации с отпуском НВ 240–280
	Х21Н5ТЛ	300	600	18	22	292	После закалки
	Х21Н5ТЛ	400	700	15	20	245	После закалки и старения
Аустенитный	10Х18Н9ТЛ	200	450	25	32	981	–
	3Х16Н22В6БЛ	Свойства не определяются. Жаропрочна до 700–750 °С					–
	3Х19Н9МВБТЛ	350	700	25	30	292–392	НВ 207–241
	Х25Н13АТЛ	240	450	20	–	343	–
	ЛА–1	200	400	15	–	343	–
	ЛА–6	200	400	18	35	343	–
	Х25Н2ОС2Л	–	590	30	35	981	–
	ЭИ696МЛ	550	850	5	10	192	–
	ЭИ696Л	550	850	7	12	192	–
	ВЖЛ–10	600–670	850–950	10–14	12–18	192–490	–
	ЭИ481Л	550	850	8	8	343–450	–
	10Х15Н9В3БЛ	200	400	5	–	343	–
	10Х16Н13В6БЛ	200	400	5	–	343	–

Приложение 8

Химический состав легированных хладостойких сталей (ГОСТ 21357–87)

Марка стали	Массовая доля элемента, %									
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	V	Cu	Ti	B
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
08Г2ДНФЛ	0,05–0,10	1,30–1,70	0,15–0,40	не более 0,30	1,15–1,55	–	0,02–0,08	0,80–1,10	–	–
12ХГФЛ	0,10–0,16	0,90–1,40	0,30–0,50	0,20–0,60	не более 0,30	–	0,05–0,10	не более 0,30	–	–
14Х2ГМРЛ	0,10–0,17	0,90–1,20	0,20–0,42	1,40–1,70	не более 0,30	0,45–0,55	–	не более 0,30	–	по расчету 0,004
20ГЛ	0,17–0,25	1,10–1,40	0,30–0,50	не более 0,30	не более 0,30	–	–	не более 0,30	–	–
20ФТЛ	0,17–0,25	0,80–1,20	0,30–0,50	не более 0,30	не более 0,30	–	0,01–0,06	не более 0,30	0,010–0,025	–
20ХГСФЛ	0,14–0,22	0,90–1,30	0,50–0,70	0,30–0,60	не более 0,40	–	0,07–0,13	не более 0,30	–	–
25Х2НМЛ	0,22–0,30	0,50–0,80	0,20–0,40	1,60–1,90	0,60–0,90	0,20–0,30	–	не более 0,30	–	–
27ХН2МФЛ	0,23–0,30	0,60–0,90	0,20–0,42	0,80–1,20	1,65–2,00	0,30–0,50	0,08–0,15	не более 0,30	–	–
27ХГСНМДТЛ	0,22–0,31	0,90–1,50	0,70–1,30	0,70–1,30	0,70–1,20	0,10–0,30	–	0,30–0,50	0,03–0,07	–
30ГЛ	0,25–0,35	1,20–1,60	0,20–0,50	не более 0,30	не более 0,30	–	–	не более 0,30	–	–
30Х2СТЛ	0,25–0,35	1,50–1,80	0,40–0,80	G,60–1,00	не более 0,30	–	–	не более 0,30	0,01–0,04	–
30ХЛ	0,25–0,35	0,50–0,90	0,20–0,50	0,50–0,80	не более 0,30	–	–	не более 0,30	–	–
35ХМФЛ	0,30–0,40	0,40–0,60	0,20–0,40	0,80–1,10	не более 0,30	0,08–0,15	0,06–0,12	не более 0,30	–	–
35ХМЛ	0,30–0,–10	0,40–0,90	0,20–0,40	0,90–1,10	не более 0,30	0,20–0,30	–	не более 0,30	–	–
110Г13Л	0,90–1,20	11,5–14,5	0,40–0,90	не более 0,30	не более 0,30	–	–	не более 0,30	–	–
110Г13ХБРЛ	0,90–1,30	11,5–14,5	0,30–0,90	0,80–1,50	не более 0,30	–	–	не более 0,30	–	0,002–0,005

Примечания.

1. В сталях марок 08Г2ДНФЛ, 27ХГСНМДТЛ, 30Х2СТЛ массовая доля РЗМ (иттрий, церий и др.) должна быть в пределах 0,02–0,05%.

2. Допускаются отклонения по массовой доле углерода ±0,02%; в стали, легированной дополнительными элементами, допускаются отклонения по массовой доле: марганца, кремния, хрома, никеля, меди ±0,10% каждого элемента; молибдена +0,05%; титана –0,005%; ванадия +0,02%; ниобия –0,02% при условии обеспечения необходимых механических свойств.

3. Для повышения износостойкости отливок из стали марки 110Г13Л допускается микролегирование ее титаном до 0,05%, ванадием до 0,30%, молибденом до 0,20%.

4. В стали 110Г13ХБРЛ кроме указанных элементов содержится 0,06 – 0,10 % Nb.

Приложение 9

Механические свойства хладостойких сталей после рекомендуемой термообработки (ГОСТ 21357–87)

Марка стали	Рекомендуемый режим термической обработки	$\sigma_т$	$\sigma_в$	δ	ψ	KCV^{-60}	KCU^{-60}	НВ
		МПа		%		кДж/м²		
1	2	3	4	5	6	7	8	9
08Г2ДНФЛ	Нормализация при 930–970 °С.	400	500	20	45	2,5	4,0	–
	Нормализация при 920–950 °С, отпуск при 590–630 °С	400	500	20	45	2,5	4,0	–
12ХГФЛ	Нормализация при 930–950 °С	340	470	20	35	2,0	3,0	–
НХ2ГМРЛ	Закалка от 920–930 °С в воде, отпуск при 630–650 °С	600	700	14	25	3,0	5,0	–
20ГЛ	Нормализация при 920–940 °С	300	500	20	35	2,0	3,0	–
	Закалка от 920–940 °С в воде, отпуск при 600–620 °С	400	550	15	30	2,0	3,0	–
20ФТЛ	Нормализация при 940–960 °С	320	520	20	35	2,0	3,0	–
	Закалка от 930–950 °С в воде, отпуск при 600–650 °С	450	570	15	30	2,0	3,0	–
20ХГСФЛ	Нормализация при 900–920 °С, отпуск при 630–650 °С	320	500	18	30	2,0	3,0	–
	Закалка от 900–920 °С в воде, отпуск при 650–670 °С	450	600	14	25	2,0	3,0	
25Х2НМЛ	Закалка от 860–880 °С в воде, отпуск при 580–600 °С	700	800	12	25	2,5	3,0	–
27ХН2МФЛ	Закалка от 880–920 °С в воде, отпуск при 570–590 °С	800	1000	10	22	2,0	3,0	265
27ХГСНМДТЛ	Нормализация при 910–930 °С, отпуск при 590–610 °С	650	800	12	20	3,0	5,0	–
	Закалка от 910–930 °С в воде, отпуск при 640–660 °С	700	850	12	25	3,5	5,0	–
	Закалка от 910–930 °С в воде, отпуск при 200–220 °С	1150	1400	8	12	2,5	4,0	390
30ГЛ	Закалка от 920–950 °С в воде, отпуск при 600–650 °С	490	660	10	20	2,0	3,0	–
30ХГ2СТЛ	Нормализация при 890–910 °С, отпуск при 640–660 °С	600	700	12	40	2,0	3,5	–
	Закалка от 870–890 °С в воде, отпуск при 640–660 °С	650	750	15	40	2,5	3,5	–
	Закалка от 870–890 °С в воде, отпуск при 200–220 °С	1300	1600	4	15	2,0	3,0	400

1	2	3	4	5	6	7	8	9
30ХЛ	Закалка от 920–950 °С в воде, отпуск при 600–650 °С	550	660	10	20	2,0	3,0	–
35ХМФЛ	Нормализация при 900–920 °С, отпуск при 640–670 °С	420	630	12	20	1,8	2,5	–
	Закалка от 890–910 °С в воде, отпуск при 650–670 °С	550	700	12	25	2,0	3,0	
35ХМЛ	Закалка от 890–910 °С в масле, отпуск при 620–640 °С	600	700	10	18	2,0	3,0	–
110Г13Л*	Закалка от 1050–1100 °С в воде	400	800	25	35	7,0	–	190
110Г13ХБРЛ*	Закалка с 1050—1100 °С в воде	480	750	20	30	5,0	–	190

* Структура стали марок 110Г13Л и 110Г13ХБРЛ после термической обработки должна быть чисто аустенитной. Применяют как износостойкие.

Приложение 10

Физические свойства конструкционных сталей и легированных сталей со специальными свойствами

Марка стали	Плотность ρ_n, кг/м³	Модуль нормальной упругости E, ГПа	Коэффициент теплопроводности λ, Вт/(м · °С)	Удельное электросопротивление ρ, нОм · м	Модуль упругости при сдвиге кручением G, ГПа	Коэффициент линейного расширения α, 10^{-6}/°С	Удельная теплоемкость C, Дж/(кг · °С)
	20 °С					20–100 °С	
1	2	3	4	5	6	7	8
	Конструкционные стали						
15Л	7820	–	–	–	–	11,9	470
20Л	7850	201	–	170	78	12,2	487
25Л	7830	–	51	–	–	11,5	470
30Л	7810	–	–	–	–	12,6	470
35Л	7850	212	53	172	82	11,1	470
40Л	7810	–	–	–	–	12,4	470
45Л	7800	–	–	–	–	11,6	470
50Л	7820	219	48	191	85	12,0	479
55Л	7820	–	–	–	–	11,0	479
35ХГСЛ	7800	215	36	311	84	11,8	496
40ХЛ	7830	219	48	233	85	12,2	491
20ХМЛ	7800	–	–	–	–	10,9	–
15Х1М1ФЛ	7800	–	–	–	–	12,43	–
20ХМФЛ	7800	–	–	–	–	10,0	–
27ХГСНЛ	7780	–	41,0	–	–	11,0–12,0	–
27ХГСН3ВЛ	7870	–	30,5	–	–	12,3	–
40Г2Л	7800	–	39,7	–	–	11,0–12,0	–
16ХГТЛ	7800	–	39,7	–	–		–
35ХМЛ	7840	215	47	242	83	12,2	479
32Х06Л	7850	216	50	235	84	12,4	491
08ГДНФЛ	7850	212	39	223	83	10,3	483
12ДН2ФЛ	7860	211	37	210	82	11,5	487
20ХГСНДМЛ	7830	207	25	433	82	11,0	491
	Легированные стали со специальными свойствами						
20Х13Л	7740	222	21	–	87	10,0	470
12Х18Н9ТЛ	–	194	15	750	76	16,8	512
40Х24Н12СЛ	7800	196	–	860	–	18,4	–
08Х18Г8Н2ТЛ	7700	212	–	710	–	12,3	462
15Х2М2ФБСЛ	7850	–	–	–	–	11,4–11,85	–
Х25Н13АТЛ	7900	–	–	–	–	–	–
0Х18Н3Г3ДЛ	–	–	–	–	–	14,26	–
110Г13Л	7870	–	11,3	660–670	–	180	519

Приложение 11

Коэффициенты линейного расширения сталей при различных температурах

Марка стали	α, 10^{-6} 1/°С, при температуре испытания, °С									
	20–100	20–200	20–300	20–400	20–500	20–600	20–700	20–800	20–900	20–1000
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
Конструкционные стали										
15Л	11,9	12,5	12,8	13,6	14,2	14,5	–	–	–	–
20Л	12,2	12,7	13,1	13,5	13,9	14,4	14,9	12,6	12,4	–
25Л	П,5	12,9	13,0	13,2	13,5	–	–	–	–	–
3ОЛ	12,6	13,9	–	15,0	15,6	–	–	–	–	–
35Л	П,1	12,0	12,9	13,5	13,9	14,5	14,8	11,9	12,5	–
40Л	12,4	12,6	–	14,5	–	14,6	–	–	–	–
45Л	11,6	–	–	–	–	–	–	–	–	–
50Л	12,0	12,4	12,8	13,3	13,7	14,1	14,5	12,4	13,3	–
55Л	И,0	11,8	–	13,4	–	14,5	–	–	–	–
35ХГСЛ	И,8	12,3	12,8	13,3	13,8	14,1	14,4	12,6	13,3	–
40ХЛ	12,2	12,7	13,1	13,4	13,8	14,2	14,6	11,8	12,6	–
20ХМЛ	10,9	12,4	12,8	13,1	13,6	13,9	–	–	–	–
35ХМЛ	12,2	12,6	13,4	14,3	14,5	14,6	14,7	12,2	12,7	–
32Х06Л	12,4	12,8	13,2	13,6	14,0	14,4	14,7	12,0	12,7	–
08ГДНФЛ	10,3	11,3	12,0	13,0	13,6	14,1	14,4	12,5	13,0	–
12ДН2ФЛ	11,5	12,3	12,9	13,1	113,7	14,2	14,1	10,8	12,6	–
20ХГСНДМЛ	11,0	11,8	12,5	12,9	13,3	13,5	13,6	11,0	12,1	–

Приложение 14

Теплосодержание углеродистой стали при различных температурах и теплота плавления

Температура, °С	Теплосодержание, кДж/кг, при содержании углерода, %		
	0,3	0,8	1,6
100	46,9	48,1	50,2
200	95,6	96,7	100,9
300	150,7	154,5	157,0
400	206,4	210,1	213,9
500	267,5	271,2	276,7
600	340,7	344,5	351,2
700	420,7	424,5	431,2
800	550,5	542,1	553,8
900	627,9	610,7	611,6
1000	698,6	679,0	670,0
1100	768,0	749,3	720,0
1200	841,4	820,9	782,8
1300	914,6	891,6	849,8
1400	983,7	962,8	912,5
Теплота плавления, кДж/кг	272,1	272,1	272,1

Приложение 15

Изменение удельного электросопротивления сталей в зависимости от температуры

Марка стали	ρ, нОм · м, при температуре испытания, °С												
	20	100	200	300	400	500	600	700	800	900			
Конструкционные стали													
20Л	170	220	294	385	490	604	761	932	1101	1139			
35Л	172	223	301	394	497	623	771	935	1115	1154			
30Л	191	240	321	407	507	631	779	941	1139	1170			
35ХМЛ	311	343	419	504	579	663	824	981	1133	1187			
40ХЛ	233	270	335	435	540	665	815	975	1115	1195			
35ХМЛ	242	273	337	438	549	674	830	983	1120	1201			
32Х06Л	235	269	333	425	527	658	797	952	1109	1158			
08ГДНФЛ	223	275	367	487	607	753	870	1065	1125	1150			
12ДН2ФЛ	210	268	339	426	545	641	787	939	1109	1158			
20ХГСНДМЛ	433	467	531	605	705	835	967	1127	1175	1205			
Легированные стали со специальными свойствами													
20Х13Л	645	695	775	859	931	985	1055	1115	1125	1160			
12Х18Н9ТЛ	750	813	879	943	1006	1031	1082	1123	1152	1184			
40Х24Н12СЛ	860	–	–	–	–	–	–	–	–	–			
110Г13Л	670	760	840	–		990–1100		–	1210	–			

Приложение 16

Модуль нормальной упругости

Марка стали	*E*, ГПа, при температуре испытания, °С									
	20	100	200	300	400	500	600	700	800	900
Конструкционные стали										
20Л	201	196	188	183	173	165	152	132	120	–
35Л	212	206	201	192	176	163	151	131	118	–
30Л	219	214	208	196	178	170	155	136	122	–
35ХГСЛ	215	211	203	196	184	174	164	143	125	–
40ХЛ	219	216	210	204	185	176	164	143	132	–
35ХМЛ	215	212	207	203	192	179	166	141	130	–
32Х06 Л	216	211	207	195	178	174	166	146	131	–
08ГДНФЛ	212	206	201	189	177	167	155	137	127	–
12ДН2ФЛ	211	206	196	189	181	174	155	135	127	–
20ХГСНДМЛ	207	201	193	184	176	169	153	133	128	–
15Х1М1ФЛ	212	210	203	199	193	181	171	154	–	–
Легированные стали со специальными свойствами										
20Х13Л	222	216	211	203	195	184	167	149	140	–
12Х18Н9ТЛ	194	189	176	165	149	138	133	125	112	–
40Х24Н12СЛ	196	–	–	–	–	167	157	145	–	–
15Х1М1ФЛ										

Приложение 17

Модуль упругости при сдвиге кручением

Марка стали	*G*, ГПа, при температуре испытания, °С									
	20	100	200	300	400	500	600	700	800	900
Конструкционные стали										
20Л	78	76	73	71	67	63	58	50	45	–
35Л	82	80	78	75	68	63	58	50	45	–
50Л	85	83	81	76	69	65	59	52	46	–
35ХГСЛ	84	82	79	76	71	66	62	54	47	–
40ХЛ	85	84	81	78	71	68	63	54	50	–
35ХМЛ	83	81	79	77	74	69	63	53	49	–
32Х06 Л	84	82	80	76	68	66	63	55	49	–
08ГДНФЛ	83	81	78	73	67	64	59	52	48	–
12ДН2ФЛ	82	80	76	74	70	67	59	51	48	–
20ХГСНДМЛ	82	78	76	71	67	64	58	50	48	–
Легированные стали со специальными свойствами										
20Х13Л	87	84	82	79	76	71	64	55	53	–
12Х18Н9ТЛ	76	73	68	63	59	52	50	47	42	–

Приложение 18

Виды термообработки отливок и их назначение

Вид термообработки	Характеристика режима термообработки	Назначение термообработки	Структурные изменения в отливках
1	2	3	4
Полный отжиг	Нагрев на 30–50 °С выше точки A_3, выдержка при этой температуре (около 60 мин на каждые 25 мм толщины) и последующее медленное охлаждение вместе с печью с заданной скоростью до 300–500 °С	Снижение твердости, улучшение обрабатываемости, повышение пластичности и вязкости. Снятие внутренних напряжений, уменьшение структурной неоднородности, подготовка к последующей термообработке отливок из углеродистых и легированных сталей	Изменение формы и размеров зерен, дисперсности структурных составляющих
Неполный отжиг	Нагрев до температуры в интервале превращения и кратковременная выдержка при этой температуре. Охлаждение, как и при полном отжиге	Соответственно с полным отжигом. Применяется преимущественно для отливок из сталей перед их механической обработкой	Такие же изменения вследствие частичной фазовой перекристаллизации, как и при полном отжиге
Низкотемпературный отжиг	Нагрев ниже точки A_3, выдержка при этой температуре и медленное охлаждение вместе с печью	Снижение твердости, улучшение обрабатываемости и снятие внутренних напряжений. Применяется, как метод сфероидизации зерен стали	Образование структуры зернистого перлита в результате коагуляции цементита
Диффузионный отжиг (гомогенизация)	Нагрев на 180–300 °С выше точки A_3, длительная выдержка при этой температуре и медленное охлаждение	Выравнивание химической неоднородности зерен твердого раствора, уменьшение ликвации и уменьшение возможности образования флокенов в крупных отливках из легированной стали	Рост зерна. Требуется последующий отжиг или нормализация
Изотермический отжиг	Нагрев до температуры выше интервала превращения, охлаждение (ускоренное) до температуры ниже интервала превращений, выдержка при этой температуре и охлаждение на воздухе	Такое же, как при полном отжиге. Применяется для ускоренного отжига отливок из легированной стали	Некоторое переохлаждение аустенита приводит к более однородному строению по сравнению с другими видами отжига
Обычная нормализация	Нагрев на 20–30 °С выше точки A_3 и охлаждение на воздухе	Для отливок из углеродистой и легированной сталей с низким содержанием углерода	Увеличение дисперсности фаз и структурных составляющих и получение более однородной мелкозернистой структуры
Закалка	Нагрев до одной из температур в интервале превращения или выше, выдержка при этой температуре и охлаждение (в воде, масле, расплавленных солях и др.)	Высокая твердость и заданные физико-механические свойства после закалки и последующего отпуска, улучшение специальных физических свойств (магнитных, антикоррозионных, износостойкость и др.)	Растворение структурно свободной фазы и фиксация насыщенного или перенасыщенного твердого раствора. Получение метастабильных структур или продукта распада – мартенсита
Высокий отпуск	Нагрев до температуры выше 500 °С (но не выше нижнего предела интервала превращений) и медленное охлаждение	Максимальная вязкость при сохранении сравнительно высокого предела прочности при растяжении и предела текучести	Более стабильные структуры вследствие распада твердого раствора, коагуляция карбидов и уменьшение величины внутренних напряжений
Средний отпуск	Нагрев до температуры 300–500 °С	Повышенная вязкость при более высоких пределах прочности	Стабилизация микроструктуры, приводящая к получению троостита и троостосорбита
Низкий отпуск	Нагрев до температуры 300 °С	Снижение внутренних напряжений и сохранение высокой твердости при пониженной вязкости. Применяется при термообработке валков и удалении из отливок водорода	Высокая стабилизация микроструктуры, характеризуется начальными стадиями распада мартенсита и аустенита

Продолжение приложения 18

1	2	3	4
Водородный отпуск	Нагрев до 150–200 °С и выдержка в течение 8–24 ч	Достаточно полное удаление атомарного водорода из тонкостенных отливок из легированной и высокопрочной стали	Атомарный водород, взаимодействуя с карбидами, оксидами и сульфидами, образует молекулярные газы. Они нагреваются и вызывают местное повышенное давление, создающее внутренние напряжения
Сложная термообработка	Режим термообработки, в зависимости от массы и толщины стенки отливки	Для отливок из высоколегированных сталей	Фазовая перекристаллизация изменяет форму и размеры зерен, увеличивает дисперсность структурных составляющих
Обработка холодом	Погружение отливки в ванну с температурой, близкой к температуре конца мартенситных превращений	Стабильность размеров отливки и повышение твердости	Превращение аустенита в мартенсит

Приложение 19

Характеристика основных видов химико-термической обработки стальных отливок

Вид обработки	Температура, °С	Состав применяемых смесей (карбюризатор, жидкости)	Продолжительность процесса в зависимости от требуемой глубины слоя	Назначение обработки
1	2	3	4	5
Цементация твердым карбюризатором	880–980 °С (обычно 930 °С)	1. Древесный уголь (березовый) в смеси с 20–25 % $BaCO_3$ и 3,5–5 % $CaCO_3$. 2. Каменноугольный полукокс в смеси с 10–15% $BaCO_3$ и 3% $CaCO_3$. Зернистость 3,5–10 мм; влажность 5–6 %	При 930 °С и средней загрузке в ящик 70–100 кг деталей 5–24 ч, включая время нагрева, для получения слоя 0,4–2,5 мм	Насыщение поверхностного слоя углеродом; придание при дальнейшей термообработке высокой твердости поверхностному слою; повышение износостойкости. Цементации подвергают детали, прошедшие механическую обработку, иногда включая шлифование; припуск для шлифованных деталей 0,05–0,15 мм, для нешлифованных 0,3 мм и более
Газовая цементация	930–950 °С	1. Естественный газ CH_4, чистый или в смеси с газом–разбавителем. 2. Газы, получаемые из керосина, бензола, пиробензола, различных масел и т.д. в специальных установках. Газ состоит из CH_4, CO, непредельных углеводородов C_nH_{2n}; H_2; N_2 и др.	1. В шахтных печах 3–12 ч для получения слоя 0,5–1,8 мм. 2. В муфельных печах непрерывного действия 4–12 ч для получения слоя 0,45–1,5 мм	Назначение такое же, как цементации твердым карбюризатором. Применение газовой цементации позволяет: сократить продолжительность технологического процесса, полностью механизировать и автоматизировать его; упростить последующую термообработку и сократить площадь цеха
Жидкая цементация	830–850 °С	75–85 % Na_2CO_3, 15–20 % NaCl и 6–10 % SiC. Карбид кремния добавляют после расплавления смеси солей Na_2CO_3 и NaCl. Освежение ванны производится 2–3 % SiC от общей массы солей	1–3 ч для получения слоя 0,2–0,45 мм	То же, рекомендуется для мелких деталей

Продолжение приложения 19

	2	3	4	5
-	480–560 °С	Аммиак NH_3. Степень диссоциации аммиака ($2NH_3 \rightarrow 2N + 3H_2$): 10–25 % при 480–520 °С и 30–40 % при 550–560 °С	3–90 ч при 500–520 °С для получения слоя 0,1–0,8 мм. Повышение температуры азотирования сокращает продолжительность процесса, но уменьшает твердость	Насыщение поверхностного слоя азотом для придания высокой твердости, износостойкости и повышения предела усталости. Азотированию подвергаются детали, прошедшие полную механическую обработку, изготовленные из легированной стали, содержащие алюминий, хром, вольфрам, молибден и др.
-	1–я ступень 500–520 °С, 2–я ступень 560–600 °С	Аммиак NH_3. Степень диссоциации аммиака: на 1–й ступени 20–30 % и на 2–й ступени 35–45 %	Продолжительность обеих ступеней рекомендуется брать одинаковой 6–24 ч	Назначение такое же, как изотермического азотирования. Продолжительность значительно сокращается при сохранении высокой твердости. Повышенная деформация деталей
-	600–700 °С	Аммиак NH_3. Степень диссоциации аммиака 40–60 %	0,5–10 ч в зависимости от габаритных размеров	Повышение антикоррозионных свойств. Применяется для деталей из углеродистой и низколегированной стали, работающих в различных средах (атмосферный воздух, пресная вода и пар). Твердость повышается незначительно
- е -	550–560 °С	Жидкое цианирование в расплавленных солях 20–45 % Na_2CO_3, 10–20 % NaCl и 30–50 % NaCN. Газовое цианирование: цементирующий газ в смеси с 20–35 % NH_3. Цианирование в твердых смесях 40–60 % древесного угля, 20–25 % $K_4Fe(CN)_6$ (желтая кровяная соль) и 15–20 % $BaCO_3$	5,0–30 мин. Газовое цианирование 0,5–3 ч Цианирование в твердых смесях 2,5–6 ч, включая время нагрева	Для повышения твердости, износостойкости и режущих свойств инструмента из быстрорежущей стали (твердость слоя на быстрорежущей стали 690–700НВ, глубина слоя 0,01–0,05 мм). Цианирование производится после окончательной термообработки

Среднетемпературное цианирование	820–860 °С	Жидкое цианирование в расплавленных солях: 15–20 % Na_2CO_3, 50–60 % NaCl, 25–30 % NaCN. Газовое цианирование: 75 % цементирующего газа и 25 % NH_3
Высокотемпературное цианирование	900–960 °С	Жидкое цианирование в расплавленных солях: 80–84 % $BaCl_2$, 10 % NaCl (не более) и 6–10 % NaCN. Освежение ванны производят добавкой NaCl и $BaCl_2$ в отношении 1:3. Зеркало ванны покрывается тонким слоем беззольного чешуйчатого или серебристого графита. Газовое цианирование: 75 % цементирующего газа и 25 % NH_3
Алитирование	950–1000 °С 750–800 °С	Алитирование в твердых порошках: ферроалюминий (алюминий) и 0,5–2 % NH_4Cl. Иногда в смесь добавляют 40–60 % глинозема, шамота, кварцевого песка и т.д. Жидкое алитирование в расплавленном Al, содержащем 6–8 % Fe. Газовое алитирование: пары $AlCl_3$ в смеси с другими газами
Хромирование	950–1150 °С	Хромирование в твердых порошках: 40–60 % феррохрома, к которому добавляется магнезит или шамот, или каолин и 2–5 % NH_4Cl или HCl. Газовое хромирование в парах $CrCl_2$ и $CrCl_3$. Жидкое хромирование: $BaCl_2$ и $MgCl_2$ 15–30 % или феррохром

Продолжение приложения 19

1	2	3	4	5
Силицирование	950–1150 °С	Силицирование в твердых порошках: ферросилиций, карбид кремния или смеси с добавкой 2–5 % NaH_4Cl. Газовое силицирование аналогично силицированию в твердых порошках, но через смесь пропускают хлор для образования $SiCl_4$	2–24 ч при 1150 °С для получения слоя 0,02–0,8 мм. 2–5 ч при 980 °С для получения слоя 0,3–0,9 мм	Насыщение поверхности кремнием для повышения антикоррозийных свойств, окалиностойкости и износостойкости
Борирование	900–1100 °С	Борирование при электролизе расплавленной буры $Na_2B_4O_7$. Плотность тока 0,1–0,2 А/см^2. Жидкое борирование в ваннах следующих составов: 1) 78 % $BaCl_2$ и 22% NaCl, к которым добавляется 10 % (масс.) карбида бора или 20 % ферробора; 2) 60 % буры и 40 % карбида бора	1–3 ч для получения слоя 0,15–0,25 мм	Насыщение поверхности бором для повышения твердости, износостойкости и коррозионной стойкости
Серонасыщение (сульфидирование)	560–580 °С	Растворенные соли: 1) нейтральная часть ванны: 45 % KCl и 55 % NaCNS и 6 % $Na_2S_2O_3$; 2) 80 % $K_4Fe(CN)_6$, 20 % NaOH и 10 % $Na_2S_2O_3$	0,5–3 ч для получения слоя 0,05–0,3 мм	Насыщение поверхности стальных деталей серой и азотом для снижения сил трения при работе без смазки, предотвращения задиров, заедания и повышения износостойкости

Примечание.

При алитировании, хромировании, силицировании и других процессах диффузионной металлизации в твердых порошках детали укладывают в ящики аналогично тому, как это производится при цементации твердым карбюризатором.

Приложение 20

Режимы термической обработки конструкционных нелегированных и легированных сталей по ГОСТ 977-88

Марка стали	Режим термической обработки, °С			
	Нормализация	Нормализация и отпуск	Закалка и отпуск	
			Закалка	Отпуск
15Л	9 10–930 или 910–930	670–690	–	–
20Л	880–900 или 880–900	–	–	–
25Л	880–900	630–650	870–890	610–630
30Л	880–900	610–630	860–880	619–630
35Л	860–880	600–630	860–880	600–630
40Л	860–880	600–630	860–880	600–630
45Л	860–880	600–630	860–880	600–630
50Л	860–880	600–630	860–880	600–630
20ГЛ	880–900	600–650	870–890	620–650
35ГЛ	880–900	600–650	850–860	600–650
20ГСЛ	870–890	570–600	0	–
30ГСЛ	870–890	570–600	920–930	570–650
20ПФЛ	930–970	600–650	–	–
20ФЛ	920–960	600–650	–	–
30ХГСФЛ	900–930	600–650	900–920	630–670
45ФЛ	880–920	600–660	880–920	600–650
32ХС6Л	–	–	890–910	620–660
40ХЛ	–	–	850–870	600–650
20ХМЛ	880–890	600–650	–	–
20ХМФЛ	970–1000 или 969–980	710–740	–	–
20ГНМФЛ	910–930	600–650	910–930	640–660
35ХМЛ	860–880	600–650	860–870	600–650
30ХНМЛ	860–880	600–650	860–870	600–650
35ХГСЛ	870–890	570–600	870–880	630–670
35НГМЛ	–	–	860–880	600–650
20ЛХЛ	880–890	560–600	880–890	560–600
08ГДНФЛ	920–950	590–650	–	–
13ХНДФТЛ	950–970 или 900–920	530–560	–	–
12ДН2ФЛ	910–930	630–660	–	–
	Предварительная обработка		Окончательная обработка	
12ДХНЩФЛ	940–950	–	890–910	560–600
	940–960 или 890–910	520–630	880–910	520–630
	Предварительная обработка		Окончательная обработка	
23ХГС2МФЛ	1000–1040	720–740	1000–1020	180–220
	Предварительная обработка		Окончательная обработка	
12Х7Г3СЛ	940–960	650–720	880–900	200–250
	Предварительная обработка		Окончательная обработка	
25Х2ГНМФЛ[1]	900–950	650–700	880–920	630–700

или

1	2	3	4	5
25Х2ГНМФЛ[2]	Предварительная обработка		Окончательная обработка	
	900–950	660–680	920–950	260–300
27Х5ГСМЛ	Предварительная обработка		Окончательная обработка	
	970–990	700–720	980–1000	200–220
30Х3С3ГМЛ	Предварительная обработка		Окончательная обработка	
	970–990	700–720	980–1000	200–220

Примечания.

1. Для стали марки 23ХГС2МФЛ приведенные режимы предварительной термической обработки можно заменить закалкой с отпуском, отжигом или отпуском.

2. Для стали марок 03Н12Х5М3ТЛ и 03Н12Х5М3ТЮЛ рекомендуется применять термическую обработку по режиму: гомогенизация при 1180—1200 °С, закалка с 1000 °С; старение при 500 °С.

[1,2] Режимы термической обработки, обеспечивающие получение уровня механических свойств, указанного в Приложении 7.

Приложение 21

Режимы термической обработки легированных сталей со специальными свойствами (по ГОСТ 977-88)

Класс стали	Марка стали	Рекомендуемый режим термической обработки
1	2	3
Мартенситный	20Х5МЛ	Отжиг при 940–960 °С, нормализация при 940–960 °С, охлаждение на воздухе; отпуск при 680–720 °С, охлаждение на воздухе
	20Х8ВЛ	То же
	20Х13Л	Отжиг при 940–960 °С; закалка с 1040–1060 °С, охлаждение в масле или на воздухе; отпуск при 740–760 °С, охлаждение из воздухе
	08Х14НДЛ	Закалка с 1000–1200 °С, охлаждение на воздухе; отпуск при 660–700 °С, охлаждение на воздухе
	09Х16Н4БЛ	Нормализация при 1040–1060 °С, охлаждение на воздухе; отпуск при 600–620 °С, охлаждение на воздухе; закалка с 550–1050 °С, охлаждение в масле или на воздухе; отпуск при 600–620 °С, охлаждение на воздухе
	09Х16Н4БЛ	Нормализация при 1040–1060 °С, охлаждение на воздухе; отпуск при 600–620 °С, охлаждение на воздухе; закалка с 950–1050 °С, охлаждение в масле; отпуск при 290–310 °С, охлаждение на воздухе
	09Х17Н3СЛ	Отжиг при 660–670 °С; закалка с 1040–1060 °С, охлаждение в масле; отпуск при 300–350°С, охлаждение на воздухе
	09Х17Н3СЛ	Закалка с 1040–1060 °С, охлаждение в масле; отпуск при 540–560 °С, охлаждение на воздухе

1	2	3
Мартенситный	09Х17Н3СЛ	Отпуск при 670–690 °С, охлаждение на воздухе
	40Х9С2Л	Без термической обработки
	10Х12НДЛ	Нормализация при 940–960 °С, охлаждение на воздухе или закалка с 950–1050 °С, охлаждение со скоростью 30 °С/ч, отпуск при 650–680 °С
	20Х12ВНМФЛ	Отжиг, отпуск при 710–730 °С, 10–15 ч, охлаждение с печью до 200 °С; двойная нормализация; 1100 и 1050 °С, охлаждение со скоростью не менее 300 °С/ч, обдувка воздухом; отпуск при 710–730 °С, 10–15 ч, охлаждение с печью до 200 °С. Мелкие отливки (толщина стенки до 5 мм) могут подвергаться одной нормализации при 1070–1090 °С
Мартенситно-ферритный	15Х13Л	Отжиг при 940–960 °С; закалка с 1040–1060 °С, охлаждение в воде, масле или на воздухе; отпуск при 740–760 °С, охлаждение на воздухе
Ферритный	15Х25ТЛ	Без термической обработки
Аустенитно-мартенситный	08Х15Н4ДМЛ	Закалка с 1030–1050 °С, охлаждение на воздухе, отпуск при 600–620 °С, охлаждение на воздухе
	08Х14Н7МЛ	Закалка с 1090–1110 °С, нагрев в защитной среде, охлаждение на воздухе, обработка холодом при –50...70 °С, отпуск при 250–350 °С, охлаждение на воздухе
	14Х18Н4Г4Л	Закалка с 1020–1070 °С, охлаждение в воде
Аустенитно-ферритный	12Х25Н5ТМФЛ	Закалка с 1140–1160 °С, охлаждение с печью до 970–990 °С, далее в масле
	35Х23Н7СЛ	Без термической обработки
	40Х24Н12СЛ	Закалка с 1040–1060 °С, охлаждение в воде, масле или на воздухе
	20Х20Н14С2Л	Нормализация при 1100–1150 °С, охлаждение на воздухе
	16Х18Н12С4ТЮЛ	Закалка с 1150– 1200 °С, охлаждение на воздухе
	10Х18Н3Г3Д2Л	Нормализация при 1070–1100 °С, охлаждение на воздухе. Отпуск первый при 790–810 °С, охлаждение до 20 °С; отпуск второй при 590–610 °С
Аустенитный	10Х18Н9Л	Закалка с 1050–1100 °С, охлаждение в воде, масле или на воздухе
	07Х17Н16ТЛ	Закалка с 1050–1100 °С, охлаждение в воде
	12Х18Н9ТЛ	Закалка с 1050–1100 °С, охлаждение в воде, масле или на воздухе
	10Х18Н11БЛ	Закалка с 11 00– 1150 °С, охлаждение в воде
	12Х18Н12М3ТЛ	Закалка с 1100–1150 °С, охлаждение в воде
	55Х18Г14С2ТЛ	Без термической обработки
	15Х23Н18Л	Закалка с 1050–1100 °С, охлаждение в воде
	20Х25Н19С2Л	Закалка с 1090– 1110 °С, охлаждение в воде, масле или на воздухе

1	2	3
Аустенитный	18Х25Н19СЛ	Закалка с 1090–1110 °С, охлаждение в воде, масле или на воздухе
	45Х17Г13Н3ЮЛ	Без термической обработки
	15Х18Н22В6М2РЛ	Старение при 790–810 °С, 12–16 ч, охлаждение на воздухе
	08Х17Н34В5Т3Ю2РЛ	Закалка с 1140–1160 °С, охлаждение на воздухе; старение при 740–760 °С, 32 ч, охлаждение на воздухе
	20Х21Н46В8РЛ	Старение при 890–910 °С, 5 ч, охлаждение на воздухе
	35Х18Н24С2Л	Закалка с 1110–1160°С, охлаждение в воде
	31Х19Н9МВБТЛ	Закалка с 1150–1180 °С. охлаждение в воде; старение при 700–800°С
	12Х18Н12БЛ	Закалка с 1170–1190 °С, охлаждение на воздухе; двойное старение: 790–810 °С, 10 ч и 740–760 °С, 16 ч
	110Г13Х2БРЛ	Закалка с 1050–1100 °С. охлаждение в воде
	110Г13ФТЛ	Закалка с 1050–1100 °С. охлаждение в воде
	130Г14ХМФАЛ	Закалка с 1120–1150 °С. охлаждение в воде
	120Г10ФЛ	Закалка с 1050–1100 °С. охлаждение в воде
	110Г13Л	Закалка с 1050–1100 °С, охлаждение в воде

Приложение 22

Размеры крановых разливочных ковшей

Вместимость ковша, т	Основные размеры (по кожуху), мм			Примерная масса ковша с металлом, кг
	Диаметр		Высота	
	вверху	внизу		
Крупные (стопорные и чайниковые) ковши				
0,5	750	675	720	1 290
1,0	880	800	870	2 150
5,0	1300	1200	1360	8 500
10,0	1680	1510	1700	16 300
20,0	1950	1750	2000	30 000
30,0	2450	2200	2330	48 000
50,0	2700	2430	2850	85 000
70,0	2850	2550	3000	100 000
100,0	3380	2880	3225	150 000
Малые ковши				
90	300	270	300	115
120	340	300	340	150
150	360	310	360	185
180	380	330	380	230

Определение количества и размеров включений линейным методом при длине подсчета 15 см (четыре шлифа) × 500

Размер включений		Оксиды		Сульфиды		Общая протяженность включений, мкм
деления окулярной шкалы	мкм	число	протяженность, мкм	число	протяженность, мкм	
до 1	до 2	16	16·1 = 16	10	10·1 = 10	26
1,1–2,0	2,1–4	9	9·3 = 27	19	19·3 = 57	84
2,1–3,0	4,1–6,0	3	3·5 = 15	34	34·5 = 170	185
3,1–4,0	6,1–8,0	1	1·7 = 7	35	35·7 = 245	252
4,1–5,0	8,1–10,0	1	1·9 = 9	12	12·9 = 108	117
5,1–6,0	10,1–12,0	1	1·11 = 11	10	10·11 = 110	121
6,1–8,0	12,1–16,0	–	–	8	8·14 = 112	112
8,1–10,0	16,1–20,0	–	–	1	1·18 = 18	18
10,1–12,0	20,1–24,0	–	–	2	2·22 = 44	44
12,1–14,0	24,1–28,0	–	–	1	1·26 = 26	26
14,1–16,0	28,1–32,0	–	–	–	–	–
16,1–18,0	32,1–36,0	–	–	–	–	–
18,1–20,0	36,1–40,0	–	–	–	–	–
Всего включений		31	85	132	900	985

$I_{\text{оксиды}} = 0{,}56 \cdot 10^{-3}$; $I_{\text{сульфиды}} = 6 \cdot 10^{-3}$; $I_{\text{общ}} = 6{,}56 \cdot 10^{-3}$

Пример подсчета предельной ошибки при определении показателей неметаллических включений методом Л в зависимости от выбранной длины подсчета

Выбранная длина подсчета, см	Предельная ошибка $\sigma_{\overline{ox}} \cdot 10^{-3}$	Выбранная длина подсчета, см	Предельная ошибка $\sigma_{\overline{ox}} \cdot 10^{-3}$
1	1,3	15	0,33
3	0,75	18	0,308
6	0,53	21	0,283
9	0,43	24	0,266
12	0,38	l	$1{,}3/\sqrt{l}$

Предельную ошибку $\sigma_{\overline{ox}}$ загрязненности вычисляют по формуле

$$\sigma_{\overline{ox}} = \pm\sigma \cdot 1{,}65/\sqrt{l},$$

где σ — среднее квадратичное отклонение распределения на 25 см длины подсчета; 1,65 — постоянный множитель для вероятности 0,9; l — выбранная длина для подсчета, см.

Приложение 24

Характеристика неметаллических включений в литом металле

Наименование	Формула	Плотность ρ, г/см³	Температура плавления $t_{пл}$, °С	Цвет в отраженном свете
1	2	3	4	5
		Оксиды		
Глинозем	Al_2O_3	3,90	2050	Темно-серые
Вюстит	FeO	5,70	1369	Серые с коричневым оттенком
Манганозит	MnO	5,50	1785	Темно-серые
Кристобалит	SiO_2	2,32	1740	Темно-серые
Кварц	SiO_2	2,90	1710	От темно-серых до черных
Рутил	TiO_2	4,20	1825	Светло-серые
Оксид титана	TiO	–	1770	Золотисто-желтые
Оксид хрома	Cr_2O_3	5,20	2280–2330	Темно-серые с фиолетовым оттенком
Бадделит	ZrO_2	5,75	2700	Темно-серые
		Сульфиды		
Сульфид железа	FeS	4,75	1190	Светло-желтые
Сульфид марганца	MnS	4,00	1610	Серо-голубые
Сульфид церия	Ce_2S_3	5,10	2200	–
Сульфид железа и марганца (твердые растворы)	FeS – MnS	–	–	От серо-голубых до светло-желтых в зависимости от содержания MnS
Сульфид алюминия	Al_2S_3	2,02	~1600	–
		Нитриды и карбонитриды		
Нитрид титана	TiN	5,43	2950	От светло-желтых до розовых включений правильной формы (квадраты, прямоугольники)
Карбонитрид титана	Ti(CN)	–	–	От розовых до фиолетово-сиреневых правильной формы
Нитрид циркония	ZrN	5,30	2980	Лимонно-желтые правильной формы
Карбонитрид циркония	Zr(CN)	–	–	Бледно-фиолетовые правильной формы
Нитрид ванадия	VN	5,60	2050	Белые с бледно-розовым оттенком правильной формы
Нитрид алюминия	AlN	3,26	2230	Темно-серые в виде шестигранников, треугольников и прямоугольников

1	2	3	4	5
		Комплексные соединения (силикаты и др.)		
Силикат марганца	$MnO·SiO_2$	4,50	1400	Темно-серые в виде глобулей
Силикаты железа	$FeO·SiO_2$	3,50	1375	Темно-серые
	$2FeO·SiO_2$	–	1250	Темно-серые
Алюмосиликат марганца	$2MnO·2Al_2O_3·5SiO_2$	3,68	1140	Темно-серые
Алюмосиликат	$3Al_2O_3·2SiO_2$	–	1815	Темно-серые

Приложение 25

Относительные значения основных литейных свойств сталей[1]

Сталь	$t_{н.з}$, °С	Коэффициент жидкотекучести $K_{ж-т}$	Линейная усадка ε, %	Коэффициент трещиноустойчивости $K_{т.у}$	Коэффициент усадочных раковин $K_{у.р}$	Коэффициент усадочной пористости $K_{у.п}$
15Л	1512–1521	0,9	2,2–2,3	1,0	0,9	1,0
25Л	1490–1504	1,0	2,2–2,3	1,0	1,0	1,0
35Л	1480–1490	1,0	2,2–2,3	0,8	1,2	1,0
40Л	1480–1490	1,0	2,2–2,3	0,8	1,2	1,0
45Л	1480–1490	1,0	2,2–2,3	0,8	1,2	1,0
55Л	1466–1476	0,9	2,2–2,3	0,6	1,3	1,0
70Л	1466–1476	1,0	2,2–2,3	0,6	1,3	1,0
30ГСЛ	1490–1500	0,9	2,2–2,3	1,0	1,2	1,0
35ГЛ	1497–1508	0,9	2,2–2,4	0,9	1,1	1,0
40ГЛ	1497–1508	0,9	2,2–2,4	0,9	1,1	1,0
45ГЛ	1490–1501	0,8	2,2	0,9	1,1	1,0
40ХЛ	1497–1508	0,6	2,2–2,3	0,9	1,1	1,0
70ХЛ	1458–1469	0,9	2,2–2,3	0,6	1,0	1,0
20ГСЛ	1482–1493	0,9	2,2–2,3	1,0	1,2	1,0
25ГСЛ	1482–1493	0,9	2,2–2,3	1,0	1,2	1,0
80ГСЛ	1436–1466	1,1	2,1–2,2	1,1	1,3	1,5
30ХГСЛ	1486–1495	0,9	2,2–2,3	0,7	1,1	1,0