
**МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ И ТЕХНОЛОГИЯ
КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ**

Учебник
Под общей редакцией О.С. Валинского

Москва
2024

УДК 620.22+669+621.74(075)

ББК 30.3+34.3+34.61я73

М-34

Авторы:

*О.С. Валинский, А.А. Воробьев, С.В. Урушев, О.Ю. Бургонова, А.А. Крутько,
А.А. Соболев*

Рецензенты:

Материаловедение и технология конструкционных материа-
М-34 **лов:** учебник / [и др.]. – . – ____с. : ил..

ISBN

Рассмотрено строение и свойства металлов. Приведены необходимые сведения о конструкционных, инструментальных и специальных сталях и сплавах, а также о сплавах на основе титана, меди, алюминия. Дано описание неметаллических материалов. Приведена характеристика способов формообразования заготовок и деталей машин в литейном и сварочном производствах, а также при обработке резанием и давлением.

Учебное пособие предназначено для студентов машиностроительных направлений и специальностей всех форм обучения.

УДК

ББК

ISBN

©

ПРЕДИСЛОВИЕ

Основной задачей дисциплины «Материаловедение и технология конструкционных материалов» является подготовка студентов в области материаловедения, технологии производства и обработки конструкционных материалов, формообразования заготовок и деталей машин.

Разделы I–III посвящены материаловедению. Рассмотрено строение и свойства материалов (в основном металлов и их сплавов), причем в отличие от традиционного изложения не только механические, но и основные теплофизические свойства; структура, свойства, термическая и химико-термическая обработка железоуглеродистых сплавов; легированные стали и сплавы, сплавы со специальными свойствами (коррозионно-стойкие, жаростойкие и жаропрочные), инструментальные материалы, цветные металлы и сплавы на их основе и неметаллические материалы.

Раздел IV пособия посвящен металлургии и литейному производству. В начале раздела приводятся теоретические сведения, необходимые для анализа физической сути рассматриваемых процессов. Описание химических превращений и реакций позволило охарактеризовать суть процессов восстановления железа из руд при выплавке чугуна, снижения содержания углерода и примесей при выплавке стали, а также суть способов получения меди, алюминия и титана. Процессы затвердевания и кристаллизации металла при литье объяснены на основе анализа закономерностей отвода тепла в изложницу или литейную форму. Приводятся характеристики, схемы, достоинства и недостатки основных способов литья, применяемых на машиностроительных предприятиях.

Раздел V посвящен технологическим способам обработки заготовок резанием. На основе кинематического подхода даны характеристики способов лезвийной и абразивной обработки резанием, определения геометрических характеристик режущих инструментов и режима резания, деформации материала при резании. Рассмотрено влияние схемы резания на технологические составляющие силы резания применительно к основным способам лезвийной обработки. Описаны геометрические характеристики износа, а также дифференциальные и интегральные характеристики изнашивания режущего лезвия, выяснены связи между ними и влияние условий термомеханического нагружения режущего лезвия на его износ или пластические деформации.

В разделе VI рассмотрены основные технологические способы обработки металлов давлением, применяющиеся в металлургическом производстве (прокатное производство, волочение и прессование) и машиностроении (ковка и штамповка). Излагаются необходимые теоретические сведения о механических свойствах при нагреве заготовок.

Раздел VII посвящен сварочному производству. Приводятся сведения о технологических и физических основах сварки, об основных источниках тепловой энергии, об электрических свойствах сварочной дуги, об источниках сварочного тока. Рассмотрены основные способы термической, термомеханической и механической сварки.

РАЗДЕЛ I. СТРОЕНИЕ И СВОЙСТВА МАТЕРИАЛОВ

1. СТРОЕНИЕ, СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

1.1. АГРЕГАТНЫЕ СОСТОЯНИЯ

Все вещества в зависимости от температуры и давления могут находиться в трех агрегатных состояниях: твердом, жидком и газообразном.

Температура плавления – особенно важная константа свойств металла – колеблется для различных металлов в весьма широких пределах: от минус 38,9 °С для ртути, самого легкоплавкого металла, находящегося при комнатной температуре в жидком состоянии, до 3390 °С – для самого тугоплавкого металла – вольфрама.

При постоянном давлении температуры плавления вполне определены и для наиболее распространенных в технике металлов приведены в таблице 1.1.

Таблица 1.1

**Плотность, теплоемкость, температура плавления
и теплота плавления некоторых металлов**

Металл	Плотность ρ , кг/м ³	Теплоемкость C , кДж/(кг·град) при 20 °С	Температура плавления $\theta_{пл}$, °С	Теплота плавления L , кДж/кг
Алюминий	1,738	0,88	658,7	0,32–0,39
Вольфрам	19,35	0,24	3420	–
Железо	7,874	0,45	1539	0,293
Кобальт	8,90	0,45	1493	–
Магний	1,848	1,3	651	0,373
Медь	8,96	0,39	1083	0,214
Никель	8,91	0,46	1453	0,24–0,30
Олово	7,29	0,23	231,9	0,059
Свинец	11,35	0,13	327,3	0,0225
Сталь	7,7–7,9	0,46	1300–1400	0,205
Чугун	7,0	0,5	1100–1200	0,096–0,14

В газообразном состоянии частицы вещества не связаны между собой молекулярными силами притяжения и хаотически движутся, заполняя весь возможный объем. При обычных давлениях и температурах среднее расстояние между молекулами в газах примерно в десять раз больше, чем в твердых телах и жидкостях. Поэтому газы имеют значительно меньшие плотности, чем твер-

дые тела и жидкости. При обычных температурах газы – хорошие диэлектрики, так как их атомы и молекулы электрически нейтральны.

При нагреве газа до высоких температур происходит его ионизация: концентрация заряженных частиц увеличивается, причем объемные плотности положительных и отрицательных электрических зарядов заряженных частиц становятся практически одинаковыми. Термически ионизированный газ отличается от обычного газа рядом особенностей, позволяющих считать его четвертым (после твердого, жидкого и газообразного) состоянием вещества – *плазмой*. В технике широкое применение получила «холодная», или низкотемпературная, плазма ($\sim 10^3$ – 10^4 К).

Жидкости представляют собой вещества в конденсированном агрегатном состоянии, промежуточном между твердым и газообразным. Жидкости подобно твердым телам обладают малой сжимаемостью и большой плотностью, но в то же время подобно газам не обладают упругостью формы и легко текут. В жидкостях среднее расстояние между молекулами сравнимо с размерами самих молекул (~ 10 нм = 10^{-10} м) и силы межмолекулярного взаимодействия весьма значительны. Подобно частицам твердого тела молекулы жидкости совершают тепловые колебания около некоторых положений равновесия. Однако если в твердых телах эти положения равновесия неизменны (т. е. имеет место дальний порядок), то в жидкостях они время от времени изменяются: по истечении некоторого времени молекула жидкости перескакивает в новое положение равновесия, перемещаясь на расстояние, сравнимое с расстоянием между молекулами. Эти перемещения молекул жидкости обуславливают ее текучесть. Таким образом, несмотря на то, что в жидкостях не соблюдается дальний порядок, как у твердых тел, для них имеет место «ближний порядок»: в среднем для каждой молекулы жидкости число ближайших соседей и их взаимное расположение одинаковы.

В твердом состоянии физические тела характеризуются стабильностью формы. При изменении формы в твердых телах возникают упругие силы, препятствующие этому изменению.

В твердых телах атомы могут размещаться в пространстве двумя способами беспорядочно и упорядоченно.

В первом случае атомы не занимают определенного места друг относительно друга. Такие тела называются *аморфными*. Аморфные вещества обладают формальными признаками твердых тел, т. е. они способны сохранять постоянный объем и форму. Однако они не имеют определенной температуры плавления или кристаллизации – при повышении температуры аморфные тела по-

степенно размягчаются (вязкотекучее состояние) и выше температуры стеклования переходят в жидкое состояние. К аморфным веществам принадлежат стекла, естественные и искусственные смолы, клеи и др.

В случае упорядоченного расположения атомы занимают в пространстве вполне определенные места. Благодаря этому расположению атомов в пространстве, их центры можно соединить воображаемыми прямыми линиями. Совокупность таких пересекающихся линий представляет пространственную решетку, которую называют *кристаллической решеткой*.

В твердых телах элементарные частицы (атомы, молекулы или ионы) совершают малые тепловые колебания около некоторых фиксированных положений равновесия, т. е. имеет место «дальний порядок».

Энергетическое состояние системы, имеющей огромное число охваченных тепловым движением частиц (атомов, молекул), характеризуется особой термодинамической функцией G , называемой *свободной энергией*. В природе все самопроизвольно протекающие превращения (кристаллизация, плавление, коррозия) обусловлены тем, что новые состояния в новых условиях являются энергетически более устойчивыми и обладают меньшим запасом свободной энергии. Чем больше свободной энергии системы, тем система менее устойчива.

В самопроизвольно протекающих процессах свободная энергия убывает на величину ΔG :

$$\Delta G = \Delta H - T \Delta S,$$

где ΔH – изменение энтальпии (теплосодержания системы); T – абсолютная температура системы; ΔS – изменение энтропии системы при превращении.

Изменение энтальпии ΔH показывает изменение внутренней энергии системы от изменения энергии кристаллической решетки, энергии всех видов движения частиц, составляющих систему, энергии упругих искажений кристаллической решетки, т. е. изменение энергии системы при превращении (тепловой эффект превращения).

Величина ΔS характеризует упорядоченность в расположении атомов в системе. Чем более беспорядочно микросостояние системы, тем выше величина энтропии. Для различных агрегатных состояний вещества значение энтропии возрастает в последовательности: $S_{\text{крист}} \rightarrow S_{\text{жидк}} \rightarrow S_{\text{пар}}$.

1.2. ТИПЫ МЕЖАТОМНЫХ СВЯЗЕЙ В КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ТЕЛАХ

Причиной образования любой устойчивой совокупности атомов является электронное взаимодействие электронов между собой и с ядрами атомов, а также взаимодействия ядер между собой.

Твердые тела по характеру связи можно разделить на следующие типы: молекулярные кристаллы; ковалентные кристаллы; ионные кристаллы; металлические кристаллы.

Между этими типами кристаллов не существует резких границ. Однако можно сформулировать основные принципы образования связей того или иного типа.

Молекулярные кристаллы образуются при переохлаждении некоторых газов и органических веществ. По результатам рентгеноструктурного анализа эти кристаллы состоят из отдельных молекул, связь между которыми слабая и осуществляется силами Ван-дер-Ваальса (рис. 1.1. а). Соответственно у молекулярных кристаллов низкие температуры плавления и испарения. Силы Ван-дер-Ваальса, возникающие вследствие мгновенной поляризации молекул и атомов при сближении, не имеют направленного характера, поэтому молекулярные кристаллы дают структуры наиболее плотной упаковки. Примером молекулярных кристаллов могут служить кристаллы аргона, метана, галогенов, органических веществ и др.

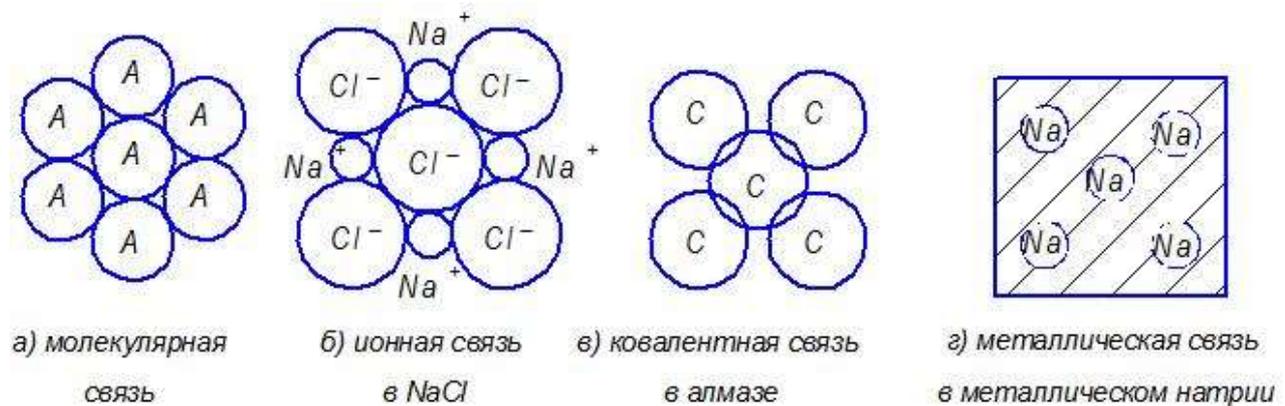


Рис. 1.1. Схемы, иллюстрирующие основные типы связи в кристаллах

Ионные кристаллы образуются вследствие электростатического взаимодействия составляющих их ионов с противоположным зарядом (рис. 1.1, б). Примером может служить связь атомов в щелочно-галогидных кристаллах NaCl, NaBr, LiF и др. В кристалле хлористого натрия натрий отдает свой единственный валентный электрон атому хлора. Возникающие положительные и отрицательные ионы образуют простую кубическую решетку типа NaCl. Каждый атом натрия в этой решетке окружен шестью атомами хлора. Почти полный перенос заряда от одного атома к другому делает ионную связь сильно выраженной и ковалентная компонента отсутствует. В то же время существуют кристаллические соединения, в которых связь носит ковалентно-ионный характер (сульфиды, нитриды, оксиды). Например, кристалл CuO имеет частично ион-

ную связь, но по своим электрическим свойствам близок к ковалентным полупроводникам.

Ковалентные кристаллы образуют элементы IV–VI групп, а именно углерод, кремний, германий, сурьма, некоторые соединения (рис. 1.1, в). Ковалентная (парноэлектронная) связь обеспечивается электронами, имеющими антипараллельные спины. Атомы элементов, образующие ковалентные связи, имеют большой потенциал ионизации и, вступая во взаимодействие с элементами других групп, достраивают свою валентную оболочку электронами соседних атомов. Каждая межатомная связь локализована и осуществляется парой «общих» электронов.

Ковалентная связь характеризуется жесткой направленностью, поэтому атомы в ковалентных кристаллах образуют кристаллические решетки с малым координационным числом. Они обладают высокой твердостью, малой пластичностью, высокими температурами плавления и испарения. Заполненность валентных зон создает в ковалентных кристаллах полупроводниковые свойства. К ковалентным кристаллам относится ряд соединений, используемых в технике в виде монокристаллов (карбид кремния, карбид бора, нитрид алюминия и др.).

Атомы некоторых элементов IV–VI групп периодической системы могут образовывать молекулярно-ковалентные кристаллы, кристаллизуясь слоями. В слое связь имеет ковалентный характер а между слоями действует слабое взаимодействие Ван-дер-Ваальса (графит, мышьяк, сурьма, висмут).

Металлический тип связи возникает вследствие обобществления валентных электронов в большой совокупности атомов металлов, имеющих малый потенциал ионизации. В этом металлическая связь сходна с ковалентной, поскольку в обоих случаях валентные электроны становятся общими. Однако в металлических кристаллах связывающие электроны не привязаны к паре взаимодействующих атомов (рис. 1.1, г). Так как объем электрона ничтожно мал по сравнению с пространством, занятым атомами металла, коллективизированные электроны могут быть сравнены с атомами или молекулами газа и к ним, до некоторой степени, можно применять законы газового состояния. Вследствие этой аналогии совокупность коллективизированных электронов конденсированного металла часто называют *электронным газом*. Свободное перемещение электронного газа под влиянием внешних воздействий (электрических, тепловых, механических) определяет высокую электропроводность и теплопроводность металлов, пластичность, отражательную способность и непрозрачность для электромагнитного излучения всех длин волн до ультрафиолетового диапазона. «Подвижность» электронного газа объясняется тем, что в валентной зоне металлов есть незанятые энергетические уровни, непосредственно примыкающие к уровню Ферми. Энергия возбуждения для перехода на эти уровни ни-

чтожно мала, что и позволяет электронам достаточно легко изменять энергетическое состояние.

1.3. МЕТАЛЛЫ И ИХ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЕ СТРОЕНИЕ

Металлы – элементы, которые являются хорошими проводниками тепла и электричества, обладают характерным сильным блеском, непрозрачны (в не слишком тонком слое) и образуют с кислородом соединения преимущественно основного типа.

Металлы в твердом состоянии обладают рядом характерных свойств:

- высокой тепло- и электропроводностью;
- положительным температурным коэффициентом электросопротивления (с повышением температуры электросопротивление чистых металлов возрастает; большое число металлов обладает сверхпроводимостью – у этих металлов при температуре, близкой к абсолютному нулю, электросопротивление падает скачкообразно практически до нуля);
- термоэлектронной эмиссией, т. е. способностью испускать электроны при нагреве;
- хорошей отражательной способностью (металлы непрозрачны и обладают металлическим блеском);
- повышенной способностью к пластической деформации.

Эти свойства металлов обусловлены их электронным строением. Металлическое состояние возникает в комплексе атомов, если при их сближении внешние электроны теряют связь с отдельными атомами, становятся общими, т. е. коллективизируются и свободно перемещаются по определенным энергетическим уровням между положительно заряженными и периодически расположенными в пространстве ионами. Устойчивость металла, представляющего собой ионно-электронную систему, определяется электрическим взаимодействием между положительно заряженными ионами и коллективизированными электронами. Такое взаимодействие получило название *металлической связи*.

Согласно современной физике в металлах у всех или у некоторой части атомов, отдельные коллективизированные электроны отрываются и свободно перемещаются между образовавшимися при этом положительно заряженными ионами и сохранившимися нейтральными атомами. Как только между двумя точками кристалла или поликристаллического металла извне создается разность потенциалов и возникает какое-то напряжение электрического поля, коллективизированные электроны металла устремляются в определенном направлении, или, другими словами, по металлу проходит электрический ток.

У тех элементов, у которых общее число коллективизированных электронов очень мало, наблюдаются пониженные значения электропроводности и пластичности. Такие элементы (германий, висмут, сурьма, теллур и др.) являются промежуточными между металлами и металлоидами. Связь атомов таких веществ отличается от связи в типичных металлах и приближается к ковалентной связи, при которой валентные электроны принадлежат одновременно нескольким атомам.

С повышением температуры колебательное движение атомов и ионов усиливается, вследствие чего они больше препятствуют свободному перемещению электронов. Поэтому в металлах с повышением температуры электропроводность падает. При самых низких температурах (вблизи абсолютного нуля), когда движение атомов и ионов практически прекращается, электропроводность у многих металлов растет скачкообразно (явление сверхпроводимости).

Так как в неметаллах с повышением температуры возможность отрыва электронов увеличивается и, так как при низких температурах в них почти нет несвязанных электронов, то повышение температуры, несмотря на усиление колебаний атомов, вызывает в неметаллах, в отличие от металлов, рост электропроводности.

Передача тепловой энергии осуществляется как движением электронов, так и колебательным движением атомов. В отношении теплопроводности между металлами и неметаллами нет такой резкой разницы, как в отношении электропроводности. Теплопроводность металлов, конечно, больше, чем у неметаллов, так как движение электронов существенно увеличивает теплопроводность; однако, в то время как по электропроводности металлы стоят на много порядков выше неметаллов, по теплопроводности отличие бывает гораздо слабее.

Двойственный характер теплопередачи в металлах сказывается и на характере зависимости теплопроводности металлов от температуры. С повышением температуры увеличивается та часть теплопроводности, которая вызвана движением атомов, и уменьшается та ее часть, которая вызвана электронами. Поэтому результат повышения температуры бывает разным в разных металлах: у одних металлов теплопроводность уменьшается с повышением температуры, у других – почти не меняется или даже несколько увеличивается. Последнее особенно резко наблюдается у сплавов, которые обычно обладают в меньшей степени свойством металличности, чем чистые металлы (при наличии разных атомов в сплавах электроны прочнее связаны с атомами и менее подвижны). Так, например, теплопроводность железа уменьшается при повышении температуры, теплопроводность сплава железа с 16% хрома почти не меняется, а теплопроводность сплава железа с 18% хрома и 8% никеля уже заметно растет при нагреве.

Высокая пластичность металлов также обусловлена наличием в них свободных электронов и положительно заряженных ионов. Между электронами и положительно заряженными ионами действуют силы притяжения подобно тому, как и в ионных кристаллах действуют силы притяжения между отрицательными и положительными ионами. Сила этой связи в металлах определяется соотношением между силами отталкивания и силами притяжения между ионами и электронами. Атомы (ионы) располагаются на таком расстоянии один от другого, чтобы энергия взаимодействия была минимальной. Этому положению соответствует равновесное расстояние d_0 (рис. 1.2).

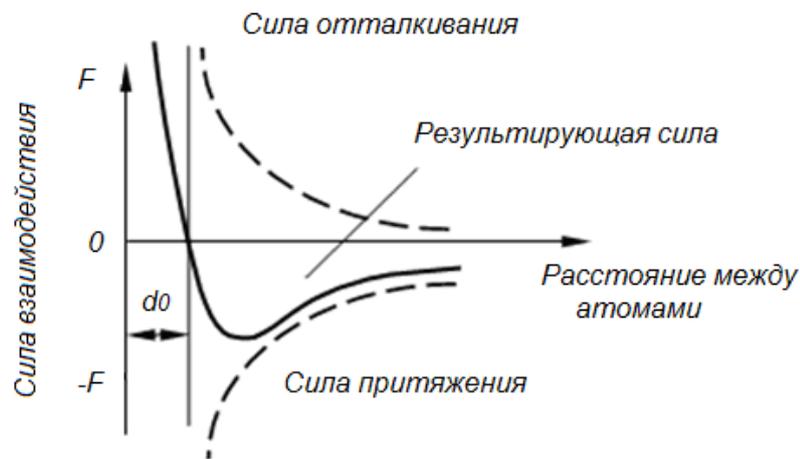


Рис. 1.2. Силы взаимодействия двух атомов

Однако в ионных соединениях (например, в солях) достаточно небольшого смещения (на долю междуатомного расстояния в кристалле) одной части кристалла по отношению к другой, как положительный ион, ранее находившийся в непосредственном соседстве с отрицательным ионом и потому притягивавшийся к нему, приближается к другому положительному иону и отталкивается от него. В результате, в ионных кристаллах солей начавшееся смещение или сдвиг очень быстро приводит к полному разрушению.

В металлическом же кристалле благодаря тому, что связь частиц обеспечивается наличием движущихся, не связанных с определенными атомами электронов и колеблющихся около каких-то центральных положений ионов, смещение не вызывает появления сил отталкивания. При смещении слоя ионов за положительно заряженными ионами перемещаются электроны и поддерживают связь всего коллектива частиц. Всякое усиление связи электронов с ионами, в частности от внедрения инородных атомов при получении сплавов, ведет к ослаблению «металличности» и к уменьшению пластичности, так же как и электропроводности.

Правильное регулярное расположение атомов в твердом теле, характеризующееся периодической повторяемостью в трех измерениях, образует кри-

сталлическую решетку, а тела, имеющие кристаллическую решетку, называют *твердыми кристаллическими телами*. Металлы являются телами кристаллическими.

Каждый металл отличается от других строением и свойством, но по некоторым признакам их можно объединить в группы. Металлы делятся на две большие группы – черные и цветные. В свою очередь черные металлы делятся:

на *железные* – железо, кобальт, никель, марганец, которые применяют как добавки к сплавам железа, а также в качестве основы для соответствующих сплавов, похожих по своим свойствам на высоколегированные стали;

тугоплавкие – титан, вольфрам, хром, молибден и др. с температурой плавления выше, чем железа (выше 1539 °С), применяемые как легирующие элементы, так и в качестве основы для соответствующих сплавов;

урановые – актиний и актиноиды, имеющие преимущественное применение в сплавах для атомной энергетики;

редкоземельные – лантан, церий, неодим и др., объединяемые под названием лантаноиды. Эти металлы обладают близкими химическими свойствами, но различными физическими (температура плавления и т. д.). и применяются как присадки к сплавам др. элементов;

щелочноземельные – литий, натрий, кальций и др., которые в свободном металлическом состоянии не применяются.

Цветные металлы подразделяются:

на *легкие* – бериллий, магний, алюминий, обладающие малой плотностью;

благородные – серебро, золото, металлы платиновой группы. Обладают высокой устойчивостью против коррозии;

легкоплавкие металлы – цинк, олово, свинец и др., применяемые как легирующие элементы, так и в качестве основы для соответствующих сплавов.

Наиболее простой кристаллической решеткой у металлов является кубическая, имеющая две разновидности: кубическую объемно центрированную (ОЦК) и кубическую гранецентрированную (ГЦК) (рис. 1.3, а–б). У обоих типов этих решеток основу ячеек составляют восемь атомов, образующих куб и находящихся в его вершинах. Остальные атомы находятся или в центре объема куба (1 атом на пересечении диагоналей в решетке ОЦК), или в центре каждой из его граней (6 атомов в решетке ГЦК). Кристаллические решетки ОЦК имеют альфа-железо (Fe_{α}), хром, ванадий, вольфрам и другие металлы. Решетку ГЦК имеют гамма-железо (Fe_{γ}), алюминий, медь, никель и другие металлы.

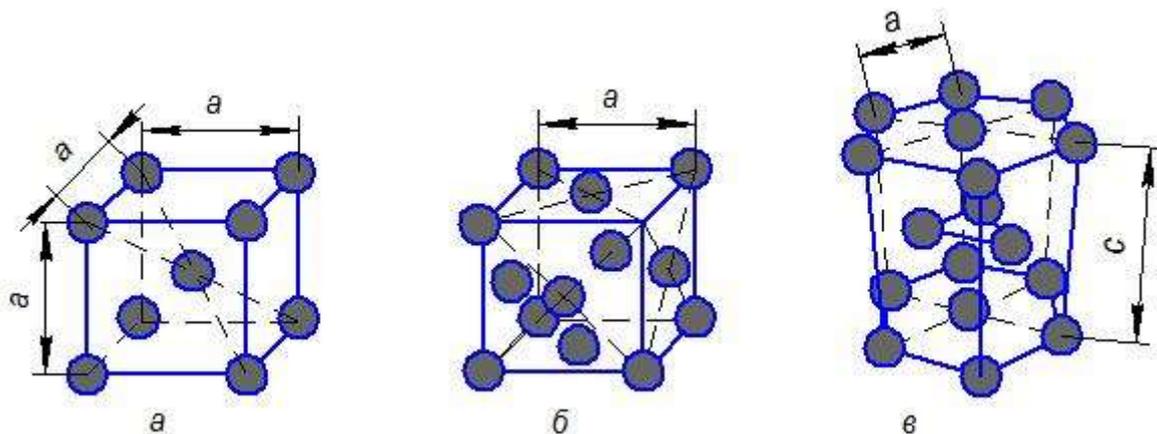


Рис. 1.3. Кристаллические решетки:

а – кубическая объемно центрированная (ОЦК); *б* – кубическая
 гранецентрированная (ГЦК); *в* – гексагональная плотноупакованная (ГПУ)

Другой разновидностью кристаллических решеток у металлов является гексагональная плотноупакованная решетка (ГПУ). Ячейка этой решетки представляет собой шестигранную призму с центрированными основаниями, между которыми на некотором расстоянии от центров трех граней расположены еще три атома. ГПУ решетку имеют магний, цинк, бериллий и другие металлы (рис. 1.3, в).

Плоскости, параллельные координатным плоскостям и находящиеся на расстоянии a , b , c , разбивают кристалл на множество параллелепипедов, равных и параллельно ориентированных. Наименьший параллелепипед называют *элементарной ячейкой*. Вершины параллелепипеда называют узлами пространственной решетки. Размер элементарной ячейки оценивают отрезками a , b , c , называемыми периодами решетки.

Период решетки – это расстояние между атомами по ребру элементарной ячейки. Параметры решетки измеряются в нанометрах ($1 \text{ нм} = 10^{-9} \text{ м} = 10 \text{ \AA}$).

Дополнительными характеристиками кристаллической решетки являются координационное число, коэффициент компактности, базис кристаллической решетки.

Координационное число K – число ближайших равноудаленных частиц (атомов) от любого атома в кристаллической решетке (для ОЦК – $K=8$, для ГЦК – $K=12$). Коэффициент компактности (плотность упаковки) – отношение объема всех частиц, приходящихся на одну элементарную ячейку, ко всему объему элементарной ячейки (для ОЦК – $0,68$, для ГЦК – $0,74$).

Базис кристаллической ячейки – число атомов, принадлежащих каждой элементарной ячейке. Для ОЦК, ГЦК и ГПУ базис соответственно равен: $B = 2, 4, 4$.

Упорядоченность расположения атомов в кристаллической решетке позволяет четко выделить кристаллографические направления и плоскости (рис. 1.4). *Кристаллографические направления* – лучи, выходящие из какой-нибудь точки отсчета, вдоль которых на определенном расстоянии друг от друга располагаются атомы.

Точками отсчета могут служить вершины куба, при этом кристаллографическими направлениями являются его ребра и диагонали грани.

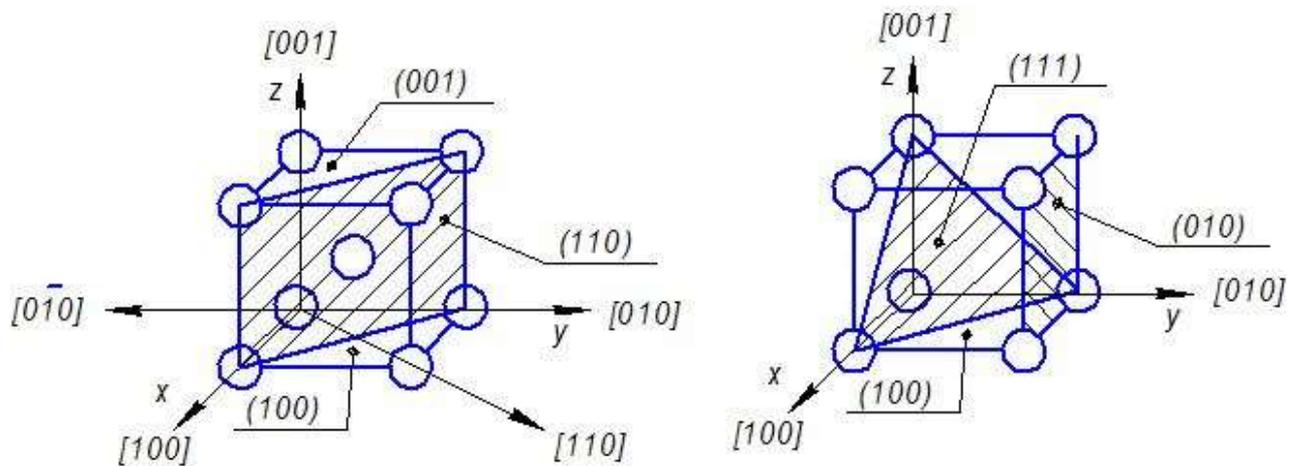


Рис. 1.4. Основные кристаллографические направления и плоскости

Кристаллографические плоскости – плоскости, на которых лежат атомы, например, грани куба или его диагональной плоскости. Кристаллографические направления и плоскости принято обозначать индексами Миллера. Использование понятий о кристаллографических направлениях и плоскостях и об их индексах позволяет описывать различные явления, происходящие в кристаллических телах, а также особенности свойств кристаллических тел вдоль различных направлений и плоскостей.

Физические и прочностные свойства металлов вдоль различных кристаллографических направлений зависят от числа атомов, расположенных на этих направлениях. В действительности в кристаллической решетке на различных направлениях находится разное число атомов. Например, в кубических решетках (рис. 1.4) вдоль диагонали куба ОЦК решетки $[111]$ или диагонали грани решетки ГЦК $[110]$, $[101]$, $[011]$ размещается больше атомов, чем по направлениям вдоль ребер кубов $[100]$, $[010]$, $[001]$.

Из этого следует, что в кристаллических веществах должна наблюдаться анизотропия, т. е. неодинаковость свойств вдоль различных кристаллографических направлений.

Анизотропия – это зависимость свойств кристалла от направления, возникающая в результате упорядоченного расположения атомов в пространстве. Анизотропия механических и других свойств наблюдается при испытании образцов, вырезанных вдоль различных кристаллографических направлений. Она является естественным следствием кристаллического строения, так как на различных кристаллографических плоскостях и вдоль различных направлений плотность атомов различна.

Например, в кубических решетках по направлениям вдоль ребер насчитывается меньше атомов, чем вдоль диагоналей куба в решетке ОЦК или диагоналей граней в решетке ГЦК. На плоскостях, проходящих через грани этих решеток, находится меньше атомов, чем на их диагональных плоскостях. Поскольку механические, физические и химические свойства вдоль различных направлений зависят от плотности находящихся на них атомов, то и перечисленные свойства вдоль различных направлений в кристаллических телах должны быть неодинаковыми.

Не всем свойствам кристаллических тел присуще явление анизотропии, например теплоемкость от направления не зависит.

Анизотропия проявляется только в пределах одного кристаллического зерна. Реальные металлы являются телами поликристаллическими, состоящими из огромного числа зерен, произвольно ориентированных друг к другу своими кристаллографическими направлениями и плоскостями. В связи с этим недостаток какого-либо свойства по одному из направлений приложения силы в одних зернах компенсируется избытком этого свойства по этому же направлению в других зернах. Поэтому реальные металлы являются *квазиизотропными* телами, т. е. телами с примерно одинаковыми свойствами по всем направлениям.

1.4. РЕАЛЬНОЕ СТРОЕНИЕ МЕТАЛЛОВ И ДЕФЕКТЫ КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ РЕШЕТОК

Строение реальных кристаллов отличается от строения идеальных. В реальных кристаллах всегда содержатся дефекты, которые по своим размерам подразделяются на точечные, линейные, поверхностные и объемные.

К точечным дефектам относятся вакансии, межузельные атомы основного вещества, чужеродные атомы внедрения (рис. 1.5). Все виды точечных дефектов искажают кристаллическую решетку и в определенной мере влияют на физические свойства металла (электропроводность, магнитные свойства и др.), а также на фазовые превращения в металлах и сплавах.

Вакансией называется пустой узел кристаллической решетки, т. е. место, где по той или иной причине отсутствуют атомы (рис. 1.5, а). Межузельный атом – атом, перемещенный из узла в позицию между узлами (рис. 1.5, б).

Атомы внедрения – это атомы, находящиеся в междоузлиях кристаллической решетки (рис. 1.5, в, б, г).

Вакансии и межузельные атомы появляются в кристаллах из-за тепловых колебаний атомов при любой температуре выше абсолютного нуля. Каждой температуре соответствует равновесная концентрация вакансий, а также межузельных атомов. Влияние этих дефектов на прочность металла может быть различным в зависимости от их количества в единице объема и характера.

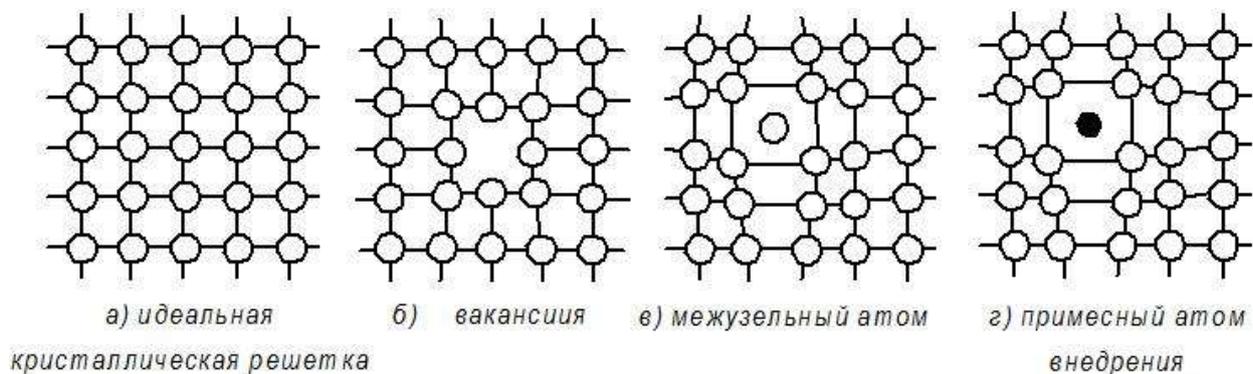


Рис. 1.5. Точечные дефекты в кристаллической решетке

Присутствие вакансий объясняет возможность *диффузии* – перемещения атомов на расстояния, превышающие средние межатомные расстояния для данного металла. Вакансии являются самой важной разновидностью точечных дефектов, они ускоряют все процессы, связанные с перемещениями атомов (диффузия, спекание порошков и т. д.). Увеличение количества вакансий ведет к уменьшению плотности материала.

Линейные несовершенства имеют малые размеры в двух измерениях и большую протяженность в третьем измерении. Важнейшие виды линейных несовершенств – *краевые и винтовые дислокации* (рис. 1.6). Образуются дислокации в результате локальных или местных смещений кристаллографических плоскостей, происходящих в кристаллической решетке зерен на различных технологических этапах их формирования. Линию атомов границы экстраплоскости AA' принято называть *дислокацией*. Дислокацию обозначают знаком \perp или Υ (экстраплоскости в верхней или нижней части зерна – положительная или отрицательная). Различие между положительной и отрицательной дислокациями чисто условное.

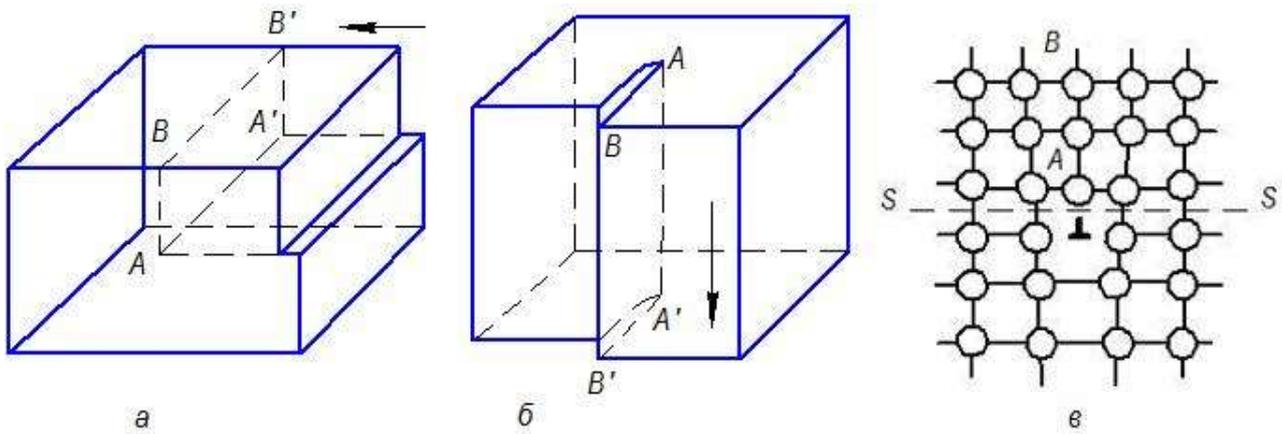


Рис. 1.6. Схема образования краевой (а) и винтовой (б) дислокации в идеальном кристалле и расположение атомов в плоскости, перпендикулярной линии краевой дислокации в кристаллической решетке (в)

Наиболее распространенной является краевая дислокация (рис. 1.6, а, в). Она представляет собой локализованное искажение кристаллической решетки, вызванное наличием атомной полуплоскости или экстраплоскости AB . Винтовая дислокация AA' (рис. 1.6, б) представляет собой некоторую условную ось внутри кристалла, вокруг которой закручены атомные плоскости. Поскольку существенные искажения кристаллической решетки наблюдаются только вблизи оси, такой дефект может быть отнесен к линейным.

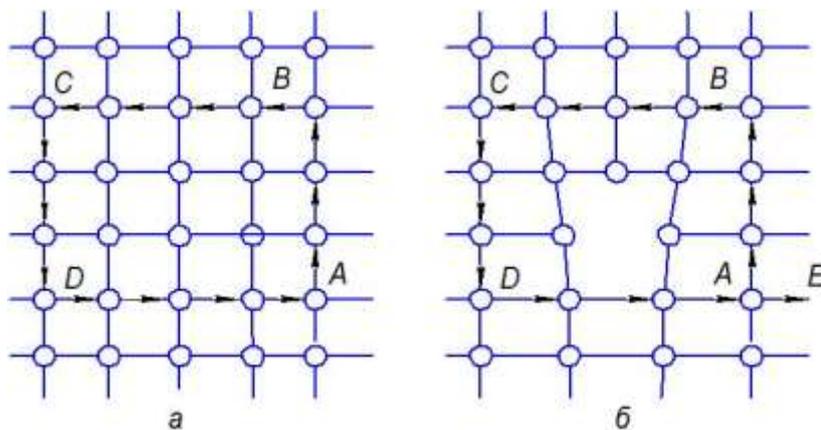


Рис. 1.7. Схема определения вектора Бюргера в идеальном (а) и в реальном кристалле (б)

Вокруг дислокаций решетка упруго искажена. Мерой искажения служит так называемый вектор Бюргера. Он получается, если обойти замкнутый контур в идеальном кристалле (рис. 1.7), переходя от узла к узлу, а затем этот же путь повторить в реальном кристалле, заключив дислокацию внутрь контура. Отрезок AE , по модулю равный параметру решетки, принято считать *вектором Бюргера*. Он перпендикулярен линии краевой дислокации и параллелен линии винтовой дислокации.

Дислокации возникают при кристаллизации, плотность их большая, поэтому они значительно влияют на свойства материалов, наряду с другими дефектами участвуют в фазовых превращениях. Они обладают высокой подвижностью, поэтому существенно уменьшают прочность металла, так как облегчают образование сдвигов в кристаллах под действием приложенных напряжений.

Для оценки этого влияния используется *плотность дислокаций* ρ , под которой принято понимать отношение суммарной длины дислокаций к объему содержащего их металла. Плотность дислокаций измеряется в сантиметрах в минус второй степени (см^{-2}) или метрах в минус второй степени (м^{-2}).

Дислокации служат местом концентрации примесных атомов. Примесные атомы образуют вокруг дислокации зону повышенной концентрации – так называемую *атмосферу Коттрела*, которая мешает движению дислокаций и упрочняет металл.

Поверхностные дефекты. Наиболее важными являются большеугловые и малоугловые границы, дефекты упаковки, границы двойников.

Поликристаллический сплав содержит огромное число мелких зерен. В соседних зернах решетки ориентированы различно (рис. 1.8) и граница между зернами представляет собой переходный слой шириной 1–5 нм. В нем нарушена правильность расположения атомов, имеются скопления дислокаций, повышена концентрация примесей. Границы между зернами называются *большеугловыми*, так как соответственные кристаллографические направления в соседних зернах образуют узлы в десятки градусов (рис. 1.8, *а*).

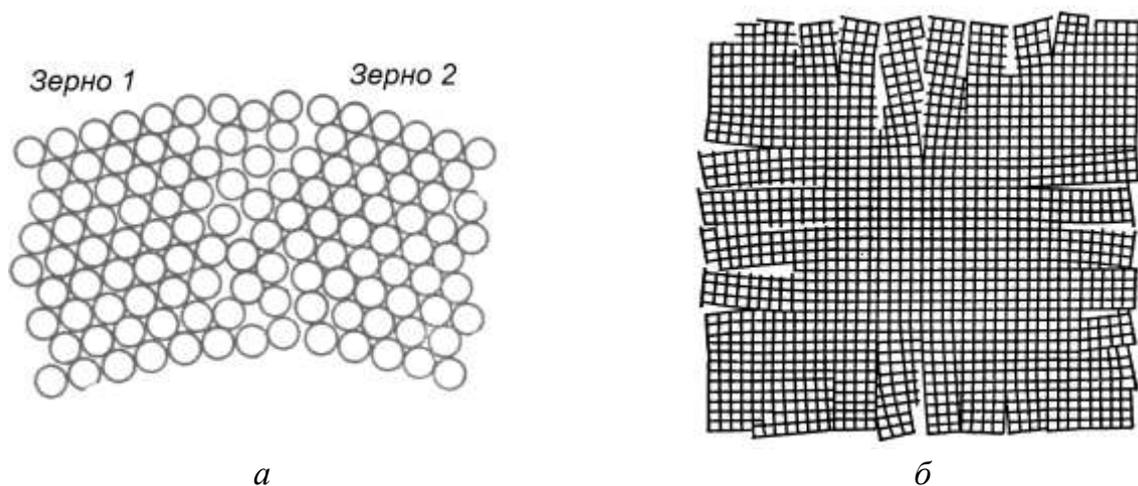


Рис. 1.8. Схемы строения большеугловых (а) и малоугловых (б) границ зерна

Каждое зерно, в свою очередь, состоит из субзерен. Субзерно представляет собой часть кристалла относительно правильного строения, а его границы – стенки дислокаций, которые разделяют зерно на отдельные субзерна (рис. 1.8, б).

Угол взаимной разориентации между соседними субзернами невелик (не более 5 %), поэтому такие границы называются *малоугловыми*.

Дефект упаковки представляет собой часть атомной плоскости, ограниченную дислокациями, в пределах которой нарушен нормальный порядок чередования атомных слоев.

Двойники. Двойникованием называют симметричную переориентацию областей кристаллической решетки. Решетка внутри двойниковой прослойки является зеркальным отображением решетки в остальной части кристалла (рис. 1.9).



Рис. 1.9. Схема двойникования (а) и двойникование в реальном кристалле (б)

Двойники могут возникать в процессе роста кристалла, при переходе из одной полиморфной модификации в другую и под влиянием механических воздействий.

Поверхностные дефекты влияют на механические и физические свойства материалов. Особенно большое значение имеют большеугловые границы зерен. Предел текучести σ_T связан с размером зерен зависимостью: $\sigma_T = \sigma_0 + kd^{-1/2}$, где σ_0 и k – постоянные для данного материала. То есть можно сделать вывод, что поверхностные дефекты способствуют повышению прочности металла. Чем мельче зерно, тем выше предел текучести, вязкость и меньше опасность хрупкого разрушения. Поэтому создано несколько технологических способов получения мелкозернистых сплавов.

Объемные дефекты (пустоты, поры, трещины и включения) имеют значительные размеры во всех трех направлениях. Наличие данных дефектов, уменьшая плотность металла, снижает его прочность.

Кроме того, трещины являются сильными концентраторами напряжений, в десятки и более раз повышающими напряжения, создаваемые в металле рабочими нагрузками. Последнее обстоятельство наиболее существенно влияет на прочность металла.

1.5. СТРОЕНИЕ СПЛАВОВ

Сплавы – важные вещества, получаемые сплавлением или спеканием двух или нескольких элементов Периодической системы, называемых компонентами. Сплавы также образуются при диффузии атомов металла или неметалла в поверхностный слой металлической детали. Сплав считается *металлическим*, если его основу (свыше 50 % по массе) составляют металлические компоненты. Металлические сплавы обладают более высокими прочностными и другими механическими свойствами по сравнению с чистыми металлами.

В зависимости от природы сплавляемые компоненты, взаимодействуя друг с другом, могут образовать различные по строению и свойствам продукты. Характер взаимодействия компонентов при сплавлении зависит от их положения в таблице Д. И. Менделеева, особенностей строения электронных оболочек их атомов, типов и параметров их кристаллических решеток, соотношения температур их плавления, атомных диаметров и других факторов.

Компоненты при сплавлении могут образовывать смеси зерен с пренебрежимо ничтожной взаимной растворимостью, неограниченно или частично растворяться друг в друге, а также образовывать химические соединения.

Смесь образуется при взаимодействии компонентов, не способных к взаимному растворению в твердом состоянии и не вступающих в химическую реакцию с образованием соединения (рис. 1.10). В этих условиях сплав состоит из чистых зерен обоих компонентов А и В, сохраняющих присущие им типы кристаллических решеток и прочностные свойства. Механические свойства таких сплавов зависят от количественного соотношения компонентов, от размеров и формы зерен и соединения их границ.

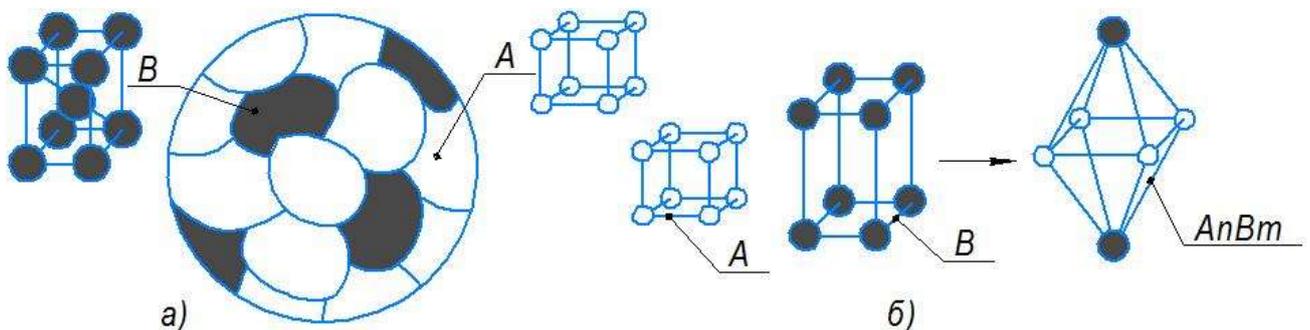


Рис. 1.10. Схема образования смеси (а) и химического соединения (б)

Химическое соединение представляет собой зерна со специфической кристаллической решеткой, отличной от решеток обоих компонентов (рис. 1.10, б). При образовании химического соединения соотношение чисел атомов элемен-

тов соответствует стехиометрической пропорции, что выражается формулой A_nB_m , – связь между атомами в них сильнее и жестче металлической. Поэтому они являются очень твердыми и хрупкими веществами. Химическое соединение характеризуется определенной температурой плавления и скачкообразным изменением свойств.

Если химическое соединение образуется только металлическими элементами, то в узлах решеток располагаются положительно заряженные ионы, удерживаемые электронным газом, и возникает металлическая связь.

При образовании химического соединения металла с неметаллом возникает ионная связь. В результате взаимодействия элементов в этом случае атом металла отдает электроны (валентные) и становится положительным ионом, а атом металлоида принимает электроны на свою внешнюю оболочку и становится отрицательным ионом. В решетке химического соединения такого типа элементы удерживаются электростатическим притяжением.

Если образующиеся в сплавах химические соединения оказываются стойкими веществами, недиссоциирующими при нагреве вплоть до температуры плавления, и имеют широкую область существования, то их принято рассматривать в качестве самостоятельных компонентов, способных образовывать твердые растворы с компонентами сплава.

Твердый раствор образуется при растворении компонентов друг в друге, является однофазным, состоит из одного вида кристаллов, имеет одну кристаллическую решетку и существует в интервале концентраций. Обозначаются твердые растворы буквами греческого алфавита: α , β , γ и т. д.

При образовании твердого раствора сохраняется решетка одного из компонентов. В этом случае компонент называется *растворителем*.

Атомы *растворенного* вещества искажают и изменяют средние размеры элементарной ячейки растворителя. Если атомы растворенного компонента B замещают в узлах решетки атомы компонента-растворителя A , то образующийся раствор называется *твердым раствором замещения* (рис. 1.11, а, б). Твердые растворы замещения могут быть *ограниченные* и *неограниченные*. *Неограниченные твердые растворы* образуются, если компоненты имеют одинаковую кристаллическую решетку и одинаковый атомный радиус. *Ограниченные твердые растворы* образуются, если компоненты имеют одинаковую кристаллическую решетку, а атомные радиусы разнятся.

При образовании *твердых растворов внедрения* атомы растворенного вещества C располагаются между атомами A в кристаллической решетке растворителя. Следовательно, диаметр атома C должен быть невелик, а внутри решетки металла A должно быть достаточное пространство для атома C (рис. 1.11, в). Искажения решетки при образовании твердых растворов внедрения больше,

чем при образовании твердых растворов замещения, поэтому у них более резко изменяются свойства.

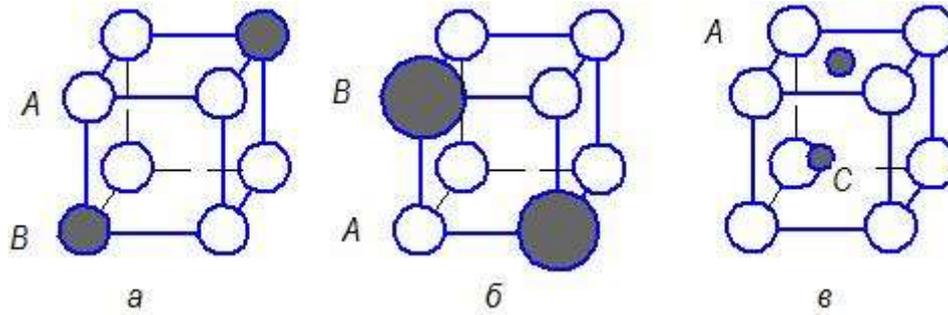


Рис. 1.11. Схема образования неограниченного (а), ограниченный (б) твердых растворов замещения; твердого раствора внедрения (в)

Образование твердых растворов сопровождается увеличением твердости и прочности, уменьшением температурного коэффициента электрического сопротивления, пластичности (исключение составляют твердые растворы на основе меди) по сравнению с чистыми металлами.

В сплавах, содержащих более двух элементов, возможно растворение в одном и том же растворителе и путем замещения, и путем внедрения. Например, при сплавлении железа с марганцем и углеродом получается твердый раствор, в котором марганец растворяется путем замещения, а углерод – путем внедрения.

2. КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ МЕТАЛЛОВ.

ДИАГРАММЫ РАВНОВЕСНОГО СОСТОЯНИЯ СПЛАВОВ

2.1. ОСНОВНЫЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ ПРОЦЕССА ПЕРВИЧНОЙ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ

Переход металла из жидкого состояния в твердое с образованием кристаллической структуры называется *первичной кристаллизацией*. *Плавление* – процесс, обратный кристаллизации.

Переход металла из жидкого состояния в твердое объясняется термодинамически, на основании второго закона термодинамики, поскольку все самопроизвольные процессы в природе протекают в направлении уменьшения свободной энергии G .

Для начала кристаллизации необходимо уменьшение свободной энергии системы. Охлаждение жидкости ниже теоретической температуры кристаллизации называется *переохлаждением* ΔT .

На рисунке 2.1 приведено изменение свободной энергии жидкого и твердого металла в зависимости от температуры. При температуре T_0 – теоретической температуре кристаллизации (плавления), свободные энергии жидкого и твердого состояний металла равны и система находится в термодинамическом равновесии.

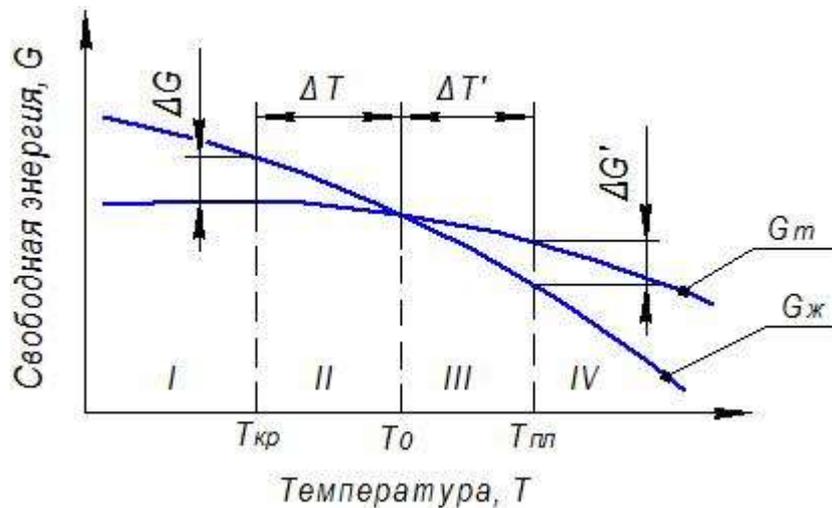


Рис. 2.1. Изменение свободной энергии жидкого и кристаллического состояний в зависимости от температуры

Для фазового перехода должна возникнуть разность свободных энергий $\Delta G'$ (плавление) или ΔG (кристаллизация). Тогда процесс кристаллизации будет происходить при фактической температуре кристаллизации $T_{кр} < T_0$, а процесс плавления при фактической температуре плавления $T_{пл} > T_0$, т. е. для процесса кристаллизации необходимо переохлаждение системы (ΔT), а для плавления — перегрев ($\Delta T'$).

Процесс перехода металла из жидкого состояния в кристаллическое можно изобразить кривыми в координатах «Время – Температура». На рисунке 2.2 изображены кривые охлаждения, характеризующие процесс кристаллизации чистых металлов с различной скоростью охлаждения v_1, v_2, v_3 . При очень медленном охлаждении (v_1) степень переохлаждения невелика и кристаллизация протекает при температуре $T_{кр1}$, близкой к теоретической T_0 .

Охлаждение металла в жидком состоянии сопровождается плавным понижением температуры. При достижении температуры кристаллизации на кривой «Температура – Время» появляется горизонтальная площадка, так как отвод тепла компенсируется выделяющейся при кристаллизации скрытой теплотой кристаллизации. Жидкий металл обладает большей внутренней энергией, чем твердый, поэтому при кристаллизации выделяется теплота. По окончании кристаллизации температура снова начинает снижаться и твердое кристаллическое вещество охлаждается.

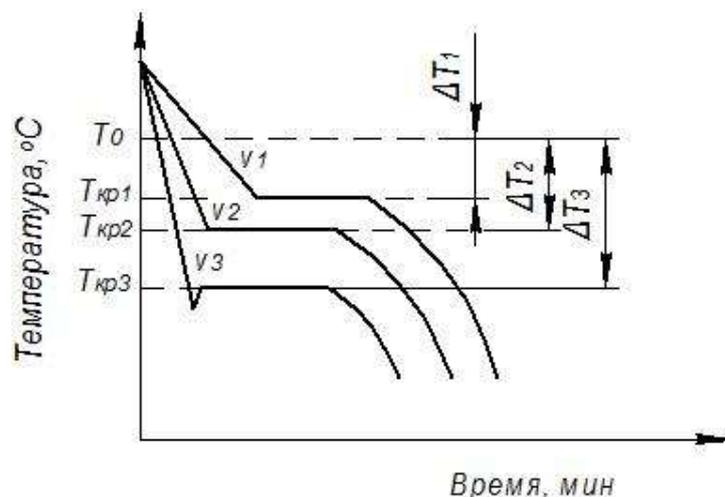


Рис. 2.2. Кривые охлаждения при кристаллизации

С увеличением скорости охлаждения (v_2 , v_3) степень переохлаждения возрастает ($T_{кр2}$, $T_{кр3}$), и процесс кристаллизации протекает при температурах, лежащих значительно ниже T_0 .

В жидком состоянии атомы вещества вследствие теплового движения перемещаются беспорядочно. В то же время в жидкости имеются группировки атомов небольшого объема, в пределах которых расположение атомов вещества во многом аналогично их расположению в решетке кристалла. Эти группировки неустойчивы, они рассасываются и вновь появляются в жидкости. При переохлаждении жидкости некоторые из них (наиболее крупные) становятся устойчивыми и способными к росту. Эти устойчивые группировки атомов называют *центрами кристаллизации (зародышами)*.

Процесс образования кристаллов путем зарождения центров кристаллизации и их роста можно рассмотреть с помощью схем (рис. 2.3).

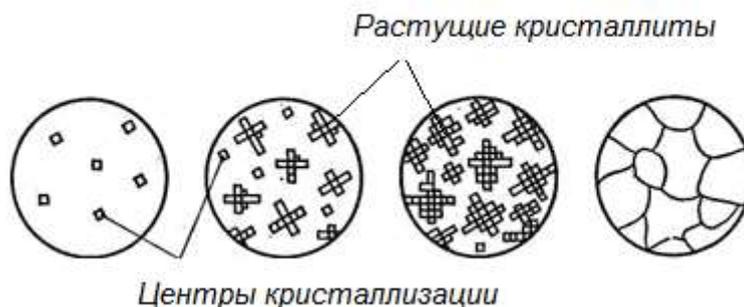


Рис. 2.3. Последовательные этапы кристаллизации

Рассмотрение подобных схем кристаллизации позволяет объяснить два важных момента:

1) по мере развития процесса кристаллизации в нем участвует все большее и большее число кристаллов, поэтому процесс вначале ускоряется до тех пор,

пока в какой-то момент взаимное столкновение растущих кристаллов не начинает заметно препятствовать их росту, затем процесс кристаллизации замедляется, тем более что и жидкости, в которой образуются новые кристаллы, становится все меньше;

2) в процессе кристаллизации кристалл, окруженный жидкостью, имеет правильную форму, но по мере столкновения и срастания кристаллов их правильная форма нарушается и оказывается в зависимости от условий соприкосновения растущих кристаллов. Кристаллы неправильной формы называются кристаллитами или зёрнами.

Скорость процесса и окончательный размер кристаллов при затвердевании определяются соотношением между числом центров кристаллизации (числом зародышей (ЧЗ)) и скоростью роста кристаллов (СК) (рис. 2.4).

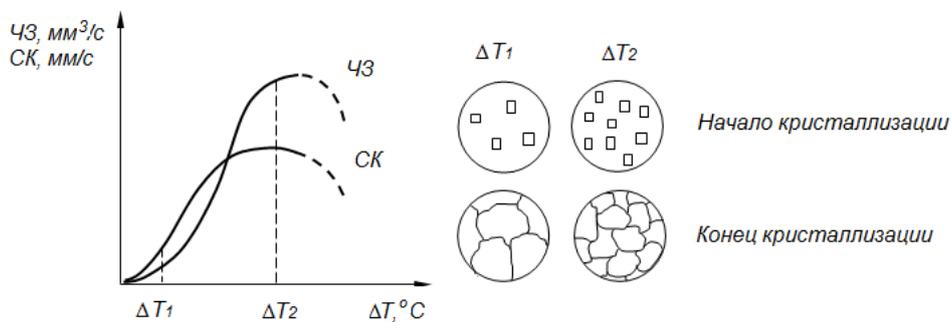


Рис. 2.4. Изменение скорости образования зародышей ЧЗ и скорости роста кристаллов СК в зависимости от степени переохлаждения ΔT

При небольших степенях переохлаждения, когда зародыш критического размера велик, а скорость образования зародышей мала, в результате затвердевания образуется крупнокристаллическая структура. Чем больше степень переохлаждения, тем больше центров кристаллизации и тем меньше размер зерна. Чем мельче зерно, тем выше механические свойства сплава.

Небольшие степени переохлаждения достигаются при заливке жидкого металла в форму с низкой теплопроводностью (земляная, шамотовая) или в подогретую металлическую форму. Увеличение переохлаждения происходит при заливке жидкого металла в холодные металлические формы, а также при уменьшении толщины стенок отливок. Поскольку при этом скорость образования зародышей увеличивается более интенсивно, чем скорость их роста, получается более мелкий кристалл.

В реальных условиях процессы кристаллизации и характер образующейся структуры в значительной мере зависят от имеющихся центров кристаллизации. Такими центрами являются частицы тугоплавких неметаллических включений, оксидов, интерметаллических соединений, образуемых примесями. При

кристаллизации атомы металла откладываются на активированные поверхности примеси как на готовом зародыше. Наличие готовых центров кристаллизации приводит к уменьшению размеров кристалла при затвердевании.

Процесс принудительного введения в жидкий расплав веществ (модификаторов), служащих готовыми центрами кристаллизации, называется *модифицированием*. В качестве модификаторов используют поверхностно-активные вещества (бор в стали, натрий, титан и цирконий в алюминии и его сплавах). Количество вводимых модификаторов – от тысячных до десятых долей процента.

Рост зерна чаще всего происходит по дендритной схеме. Дендритная кристаллизация характеризуется тем, что рост зародышей происходит с неравномерной скоростью. После образования зародышей их развитие идет главным образом в тех направлениях решетки, которые имеют наибольшую плотность упаковки атомов (минимальное межатомное расстояние). В этих направлениях образуются длинные ветви будущего кристалла – так называемые оси первого порядка (рис. 2.5).

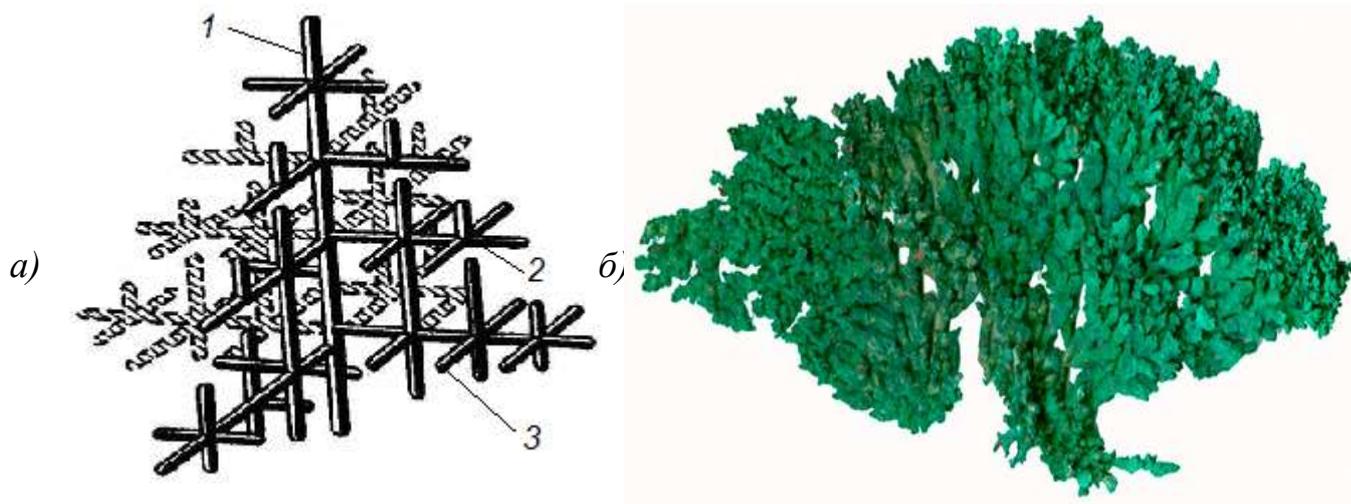


Рис. 2.5. Схема строения дендрита (а): 1–3 – оси первого, второго и третьего порядка; дендрит самородной меди (б)

Форма и размеры кристаллов, образующихся в процессе затвердевания металла, зависят от скорости охлаждения, характера и количества примесей и условий отвода теплоты. Кристаллы растут преимущественно в направлении, обратном отводу теплоты. Поэтому при направленном теплоотводе образуются вытянутые (столбчатые) кристаллы. Если теплота от растущего кристалла отводится во всех трех направлениях с приблизительно одинаковой скоростью, формируются равноосные кристаллы.

Процесс кристаллизации слитка начинается у стенок изложницы и последовательно продвигается к центру слитка. Обычно слиток состоит из двух зон, каждая из которых характеризуется особым расположением зерен. Первая зона – наружная – построена из столбчатых зерен, вытянутых перпендикулярно

охлаждающимся поверхностям слитка. Вторая зона – внутренняя – состоит из более или менее равноосных зерен различной величины и различно ориентированных в пространстве, что легко обнаруживается по различному отношению отдельных зерен к травителям. Обе зоны зерен хорошо видны на макрофотографии шлифа слитка, показанной на рисунке 2.6.

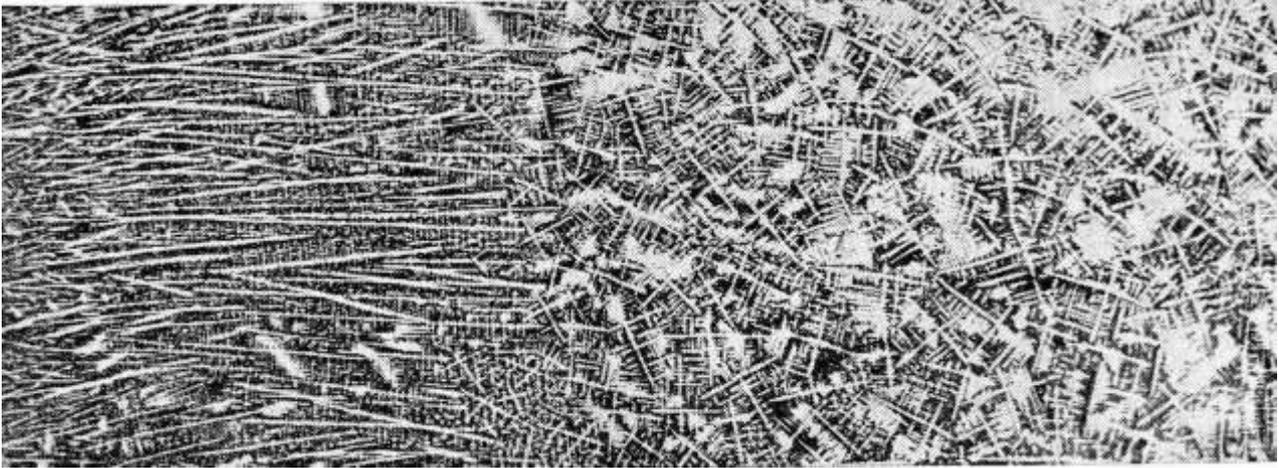


Рис. 2.6. Строение стального слитка: реальный слиток стали

У самой поверхности слитка иногда можно отличить еще третью зону — зону мельчайших кристалликов с различной ориентировкой, возникающих в начальный период кристаллизации на поверхности формы благодаря мелким неровностям последней. Часть этих кристалликов вырастает в большие столбчатые зерна, образующие первую зону, часть же кристалликов оказывается не способной к дальнейшему росту вследствие невыгодности их ориентировки. В связи с тем, что кристаллы растут с разной скоростью по разным направлениям, кристаллы, имеющие большую скорость роста в направлении отвода тепла, мешают росту других кристаллов с менее выгодной ориентировкой. Третья зона обычно бывает очень невелика, и потому роль ее незначительна.

Меняя условия литья и охлаждения, а также количество примесей в металле, можно влиять на макроструктуру слитка. И у столбчатой и у равноосной структуры есть свои преимущества и недостатки. Преимуществом столбчатой зоны является ее большая плотность, недостатком — наличие поверхностей слабины вдоль вытянутых кристаллов и на стыке двух столбчатых зон, растущих от двух противоположных стенок изложницы. Последнего можно избежать, ведя кристаллизацию все время с одной стороны, как это делается в производственных процессах кристаллизации в горизонтальных, водоохлаждаемых снизу изложницах и особенно в процессах непрерывного литья.

При горячей прокатке или ковке малопластичных металлов и сплавов слитки со столбчатой структурой разваливаются по поверхности слабины (рис. 2.7).

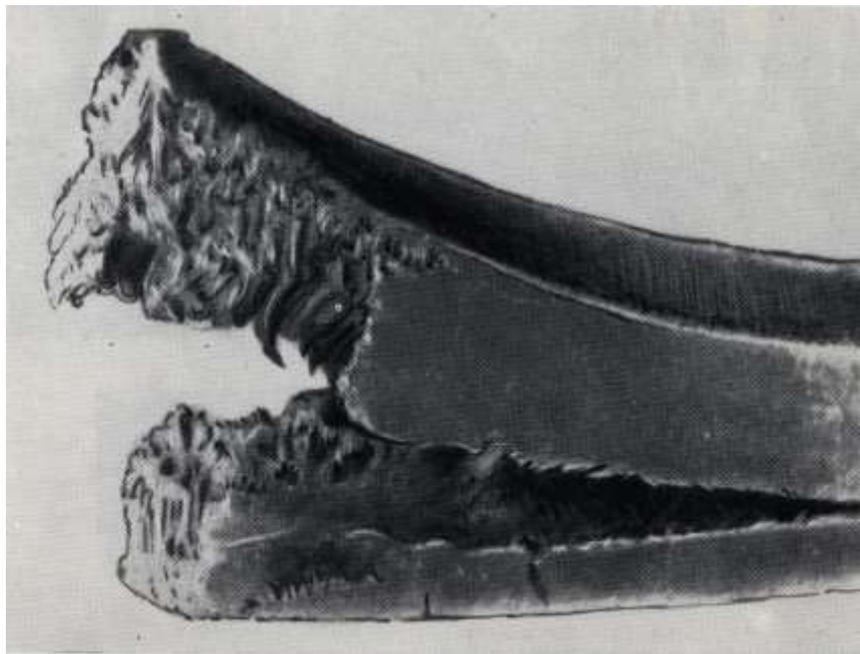


Рис. 2.7. Раскрытие слитка по месту слабины

Особенно опасно наличие поверхностей слабины в том случае, когда в металле имеются легкоплавкие примеси, располагающиеся по границам зерен, или пленки окислов и других неметаллических соединений. При столбчатой структуре опасными являются даже микроскопические трещинки на поверхности слитка, которые образуются вследствие напряжений, возникающих при остывании горячего металла. Пластичные металлы и сплавы, свободные от легкоплавких примесей и трещин на поверхности, прекрасно прокатываются и куются в горячем состоянии даже при чисто столбчатой структуре. Для таких металлов, как алюминий, медь, а также ряда сплавов на их основе, столбчатая структура желательная или пригодна для прокатки в горячем состоянии, если эти металлы свободны от вредных легкоплавких примесей и если на слитках нет поверхностных трещин.

Для таких металлов, как железо и никель, которые прокатываются при температурах значительно более низких, чем их температура плавления, вследствие этого менее пластичных во время прокатки, столбчатая структура является нежелательной.

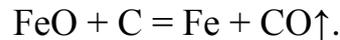
Равноосная структура характеризуется отсутствием резко выраженных поверхностей слабины, так как разветвленные дендриты так прочно зацепляются друг за друга и срастаются друг с другом, что нужны большие усилия, чтобы оторвать их один от другого. Поэтому в отношении механической прочности

равноосная структура была бы более надежной, чем столбчатая, если бы не сопровождалась повышенной пористостью. Пористость понижает механические свойства и вызывает значительный брак по пузырям при отжиге после прокатки.

Пористость образуется в результате процесса усадки в тех местах, где заканчивается кристаллизация (усадочные поры, усадочная раковина), газонасыщения сплавов в жидком состоянии и образования газообразных окислов (газовые поры, флокены).

В сплавах на основе тех металлов, окислы которых могут восстанавливаться каким-нибудь из компонентов сплава, может происходить бурное выделение пузырей газа. Выделяющийся газ частично может удалиться, но в значительной части задерживается между дендритами и между ветвями дендрита металла. В зависимости от скорости кристаллизации и скорости выделения газа и его давления пузыри могут расположиться в разных слоях слитка. Чаще всего основная масса пузырей располагается в один или несколько слоев по всей высоте слитка на некотором расстоянии от корки и вытягивается перпендикулярно охлаждающей поверхности формы.

Типичным примером такого газовыделения является так называемое «кипение» стали. В кипящей стали, не раскисленной до разливки каким-нибудь сильным восстановителем (таким как кремний, алюминий, титан и т. п.), выделение газа идет по реакции



Кипящая сталь практически свободна от усадочной раковины и потому может быть пущена на изделия без удаления прибыльной части, но зато дает при прокатке большое количество раскатанных плен (нарушений сплошности по поперечному сечению слитка, вызванные наличием слоя окисленного металла) и «волосовин» (нитевидных несплошностей, образовавшихся в металле при деформации имеющихся в нем неметаллических включений), так как поверхность многих пузырей, сообщающихся с окружающей атмосферой, может быть окислена. Строение слитка кипящей стали показано на рисунке 2.8, а. Зона плотного наружного слоя 1 из мелких кристаллов образуется в момент соприкосновения жидкой стали со стенками изложницы. В кипящей стали растут столбчатые дендриты, между которыми располагается обогащенный примесями (кислородом и углеродом) жидкий расплав.

На границе жидкой и твердой фаз зарождаются газовые пузыри CO. Часть газа удаляется вверх, а часть захватывается растущими дендритами и остается в виде вытянутых пузырей. Так формируется зона сотовых пузырей 2, распространяющаяся в нижней части слитка на 2/3 его высоты. Промежуточная плотная зона 3 содержит довольно плотный и чистый металл. Когда концентрация газовых примесей становится значительной, образуется зона вторичных пузы-

рей 4. Скорость роста кристаллитов уже не велика, поэтому газовые пузыри имеют округлую форму. К этому времени заполнение изложницы заканчивается и сверху образуется плотная твердая корка, затрудняющая выход из металла газовых пузырей. Газовые пузыри 2 и 4 зон завариваются при последующей пластической деформации.

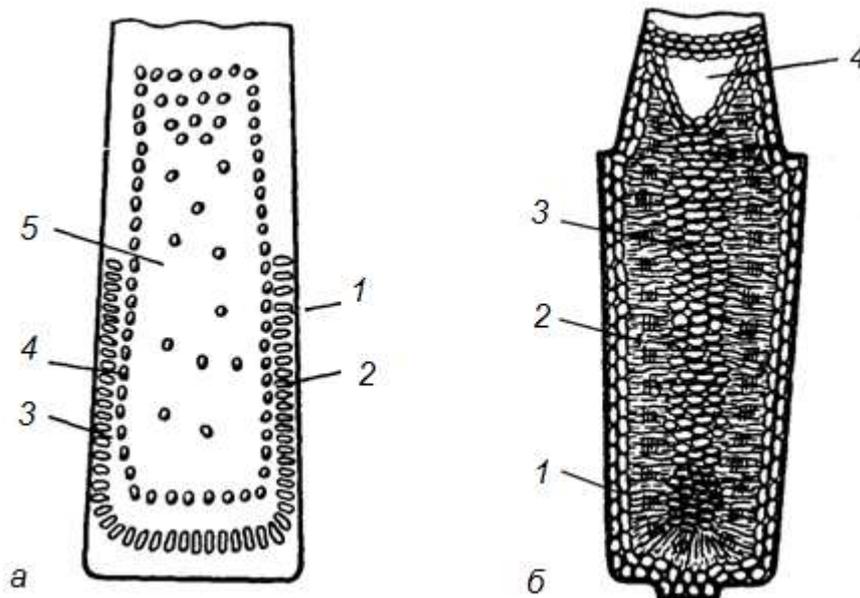


Рис. 2.8. Схема строения стального слитка кипящей стали (а): 1 – наружная мелкозернистая корка; 2 – зона столбчатых кристаллов с соевыми пузырями; 3 – промежуточная зона; 4 – зона вторичных пузырей; 5 – зона равноосных кристаллов с газовыми пузырями, и спокойной стали (б): 1 – наружная мелкозернистая корка; 2 – зона столбчатых кристаллов; 3 – зона равноосных кристаллов; 4 – усадочная раковина

Средняя часть слитка 5 состоит из равноосных кристаллов со значительным содержанием примесей и газовых пузырей, плохо заваривающихся при прокатке.

Из-за неравномерности состава металла и пониженных механических свойств «кипящая» сталь предназначается только на дешевые, массовые виды изделий. Для более ответственных назначений идет так называемая «спокойная», хорошо раскисленная сталь, в которой полностью развивается усадочная раковина. Типичная структура литого слитка, как говорилось выше, состоит из четырех основных зон (рис. 2.8, б) – наружной мелкозернистой корки, зоны столбчатых кристаллов, зоны равноосных кристаллов и усадочной раковины. .

Применяя различные технологические приемы, можно изменить количественные соотношения зон или полностью исключить из структуры слитка какую-либо зону.

2.2. ПРЕВРАЩЕНИЯ В ТВЕРДОМ СОСТОЯНИИ. ПОЛИМОРФИЗМ

Образование и рост новых кристаллов в твердом кристаллическом веществе называется *вторичной кристаллизацией*. Многие металлы в зависимости от температуры могут существовать в разных кристаллических формах или разных модификациях. Существование одного металла в нескольких кристаллических формах носит название *полиморфизма (аллотропии)*

В результате полиморфного превращения атомы кристаллического тела, имеющие решетку одного типа, перестраиваются таким образом, что образуется кристаллическая решетка другого типа. Полиморфную модификацию, устойчивую при более низкой температуре, для большинства металлов принято обозначать буквой α , а при более высокой – β , γ и т. д. Примеры полиморфных металлов приведены в таблице 2.1.

Таблица 2.1

Кристаллическая структура полиморфных металлов

Металл	Кристаллическая структура	Температура существования модификации, °С
Титан	ГП	До 882
	ОЦК	882–1668
Цирконий	ГП	До 862
	ОЦК	862–1852
Олово	Алмазная	До 13
	ТОЦ	13–232
Уран	Ромбическая	До 663
	ТОЦ	663–764
	ОЦК	764–1130
Кобальт	ГП	До 447
	ГЦК	477–1490

При переходе металла из одной полиморфной модификации в другую происходит фазовая перекристаллизация вследствие образования новых зерен в структуре металла. Можно считать, что процесс перекристаллизации при полиморфном превращении подчиняется тем же законам, что и процесс перекристаллизации. Полиморфное превращение прежде всего развивается в тех участках структуры, в которых уровень свободной энергии повышен. Такими участками являются границы зерен и приграничные области. Чем меньше размер зерна, тем больше межзеренная поверхность и тем больше возникает зародышевых центров. Температура, при которой осуществляется переход из одной модификации в другую, носит название *температуры полиморфного превращения*.

При высоких температурах полиморфные металлы всегда имеют более простые кристаллические решетки, чем при низких: только кубические объемно- и гранецентрированные.

Явление полиморфизма (аллотропии) веществ распространено не только в неорганической, но и в органической природе: рекордсмен здесь камфара, имеющая одиннадцать разных аллотропных модификаций.

Следует различать полиморфизм и аллотропию. Эти понятия совпадают лишь тогда, когда рассматриваются разные кристаллические модификации одного и того же элемента. Так, аллотропические модификации ромбической и моноклинной серы являются в то же время и полиморфными ее модификациями, но газообразные кислород O_2 и озон O_3 – это только аллотропические модификации элемента кислорода.

Переход металла из одной полиморфной модификации в другую в условиях равновесия протекает при постоянной температуре и сопровождается выделением тепла, если превращение идет при охлаждении, и поглощением тепла – при нагреве. На кривых охлаждения и нагрева переход из одного состояния в другой характеризуется остановкой (для чистых металлов) или изменением характера кривой (для сплавов).

Рассмотрим явление полиморфизма на примере железа (рис. 2.9). Железо имеет две температуры полиморфного превращения – $1392\text{ }^\circ\text{C}$ и $911\text{ }^\circ\text{C}$:

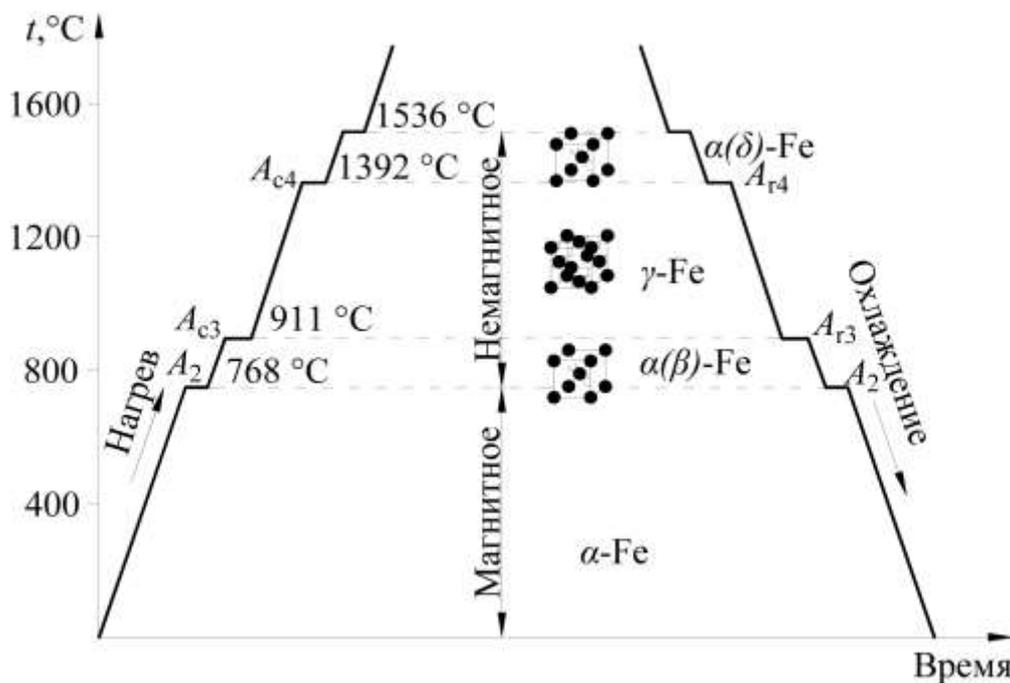
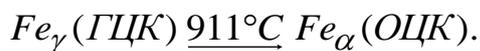
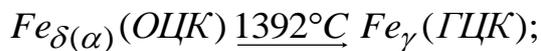


Рис. 2.9. Кривая охлаждения железа

При температуре 768 °С получается остановка на кривой охлаждения, связанная не с перестройкой решетки, а с изменением магнитных свойств. Железо отличается специфическими магнитными свойствами. Эти свойства называются *ферромагнитными*. При нагреве ферромагнитные свойства постепенно теряются. П. Кюри показал, что полная потеря ферромагнитных свойств получается при определенной температуре, названной впоследствии *точкой Кюри*. Выше 768 °С железо немагнитно (немагнитное железо Fe_α иногда называют Fe_β), ниже 768 °С железо ферромагнитно.

При магнитных превращениях происходит изменение не в кристаллической структуре металла, а во взаимодействии внешних и внутренних электронных оболочек атомов.

Полиморфное превращение сопровождается скачкообразным изменением свойств металлов или сплавов – удельного объема, теплоемкости, теплопроводности, электропроводности и т. д. Эти превращения происходят не только в чистых металлах, но и в сплавах. Это дает возможность создавать новые материалы с заданными физическими свойствами, стабилизируя различными добавками высокотемпературную или, наоборот, низкотемпературную их форму.

Магнитное превращение имеет ряд особенностей, отличающих его от полиморфного превращения. Магнитные свойства железа постепенно падают по мере приближения к точке превращения, и эта точка не отвечает скачкообразному изменению свойств:

- магнитное превращение не имеет температурного гистерезиса, увеличение скорости охлаждения не снижает температуры превращения;
- механические и некоторые физические свойства при превращении не изменяются, изменяются многие электрические, магнитные и тепловые свойства;
- магнитное превращение не сопровождается перекристаллизацией.

2.3. ФАЗОВЫЕ ДИАГРАММЫ ДВОЙНЫХ СИСТЕМ

Процесс кристаллизации металлических сплавов и связанные с ним многие закономерности строения сплавов описывают с помощью *диаграмм фазового равновесия*, которые в удобной графической форме показывают фазовый состав и структуру в зависимости от температуры и концентрации. Диаграммы построены для условий равновесия; равновесное состояние соответствует минимальному значению свободной энергии.

Для построения диаграммы состояния используют термический анализ, разработанный Н. С. Курнаковым. Экспериментально получают кривые охлаждения отдельных сплавов и по их перегибам или остановкам, связанным с

тепловыми эффектами превращений, определяют температуру соответствующих превращений. Эти температуры называют критическими точками.

Диаграмма состояний разделена линиями на области. Отдельные области могут состоять только из одной фазы, а некоторые – из двух, имеющих разные составы, строение и свойства.

Фазой называется однородная часть системы, образованная компонентами сплава, которая во всех своих точках имеет одинаковые составы, строение и свойства. Жидкая фаза представляет собой раствор расплавленных компонентов. Твердые фазы являются зернами, имеющими определенную форму, размер, состав, структуру и свойства. Это могут быть твердые растворы, химические соединения, зерна чистых компонентов, не образующих с другими компонентами ни твердых растворов, ни химических соединений. Форма проявления фаз называется *структурой сплава*.

Анализируя диаграмму состояния, можно составить представление о специфике свойств сплавов данной системы компонентов и характере их изменений в зависимости от состава, а также о возможности термической обработки сплавов и температуре нагрева для ее проведения.

Как известно, вид диаграммы состояния зависит от характера взаимодействия компонентов в жидком и твердом состояниях, возможности образования устойчивых и неустойчивых химических соединений, протекания тех или иных невариантных превращений.

Различные варианты простейших (или типовых) диаграмм состояний, как диаграмм равновесия систем безымянных компонентов *A* и *B*, приведены ниже.

1. *Диаграмма состояния для сплавов, образующих смеси из чистых компонентов.*

Общий вид диаграммы для случая, когда оба компонента сплава в жидком состоянии неограниченно растворимы, а в твердом – не растворяются, не образуют химических соединений и не имеют полиморфных превращений, представлен на рисунке 2.10.

Верхняя линия диаграммы *ACB* называется *ликвидус*. Выше этой линии все сплавы находятся в жидком состоянии. Линия ликвидус соответствует температуре начала первичной кристаллизации. На линии *AC* начинают выделяться кристаллы *A*; на линии *CB* – кристаллы *B*.

Линия, ниже которой все сплавы находятся в твердом состоянии (*DCE*) называется *солидус*. Солидус соответствует температуре конца первичной кристаллизации.

Горизонтальная линия *DCE* также соответствует температуре эвтектического превращения, при которой из жидкости в процессе кристаллизации одновременно начинают образовываться зерна из чистых элементов *A* и *B*.

Эвтектическая реакция сплава, в элемента В в количестве, соответствующему токи С, имеет вид:

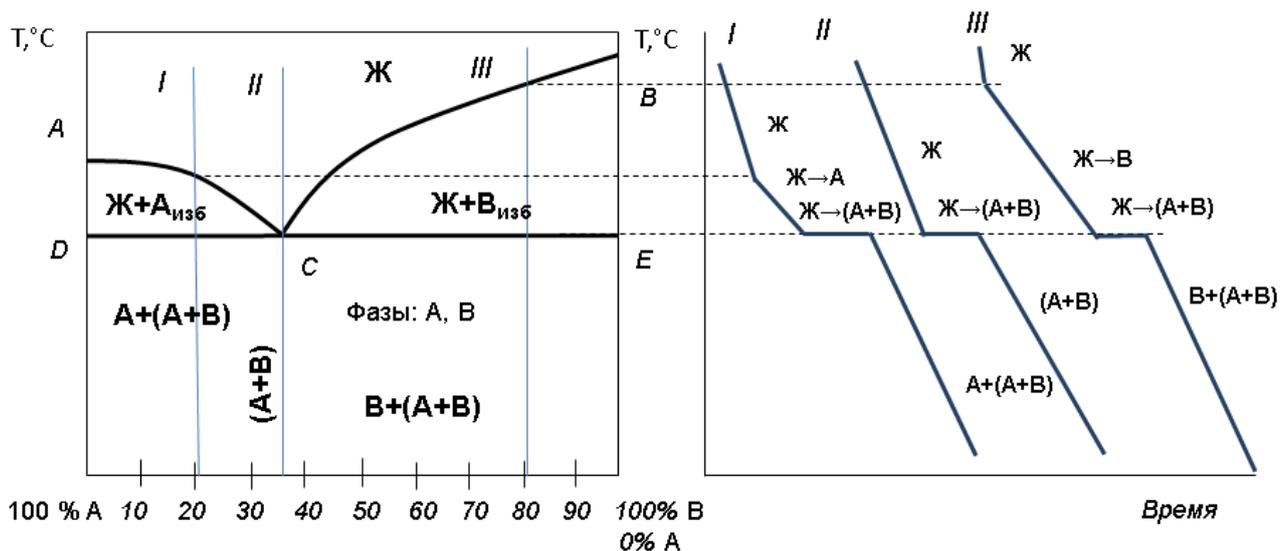
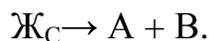


Рис. 2.10. Типовая диаграмма состояния сплавов, образующих смеси из чистых компонентов и кривые охлаждения для трех сплавов

Эвтектическая смесь двух видов кристаллов, одновременно кристаллизующихся из жидкости, называется *эвтектикой* (сплав II), а сплав – *эвтектическим*.

Сплавы, лежащие левее точки С, кристаллизующиеся в интервале температур, называются *доэвтектическими сплавами* (сплав I), а лежащие правее точки С – *заэвтектическими* (сплав III).

2. *Диаграмма состояния для сплавов с неограниченной растворимостью в твердом состоянии.*

На рисунке 2.11 приведена диаграмма состояния для сплавов с неограниченной растворимостью компонентов друг в друге в жидком и твердом состоянии, имеющих одинаковые типы решеток, небольшую разницу атомных радиусов (до 10–12 %) и сходное строение наружных электронных оболочек, т. е. близость химической природы металлов.

Линия *AMB* – линия ликвидус (температура начала первичной кристаллизации); линия *ANB* – линия солидус (температура конца первичной кристаллизации). Фаза α представляет собой неограниченный твёрдый раствор замещения компонентов *A* и *B*. Зерна этой фазы имеют единую кристаллическую решетку, но у сплавов разного состава число атомов компонентов *A* и *B* в элементарных ячейках решетки различно.

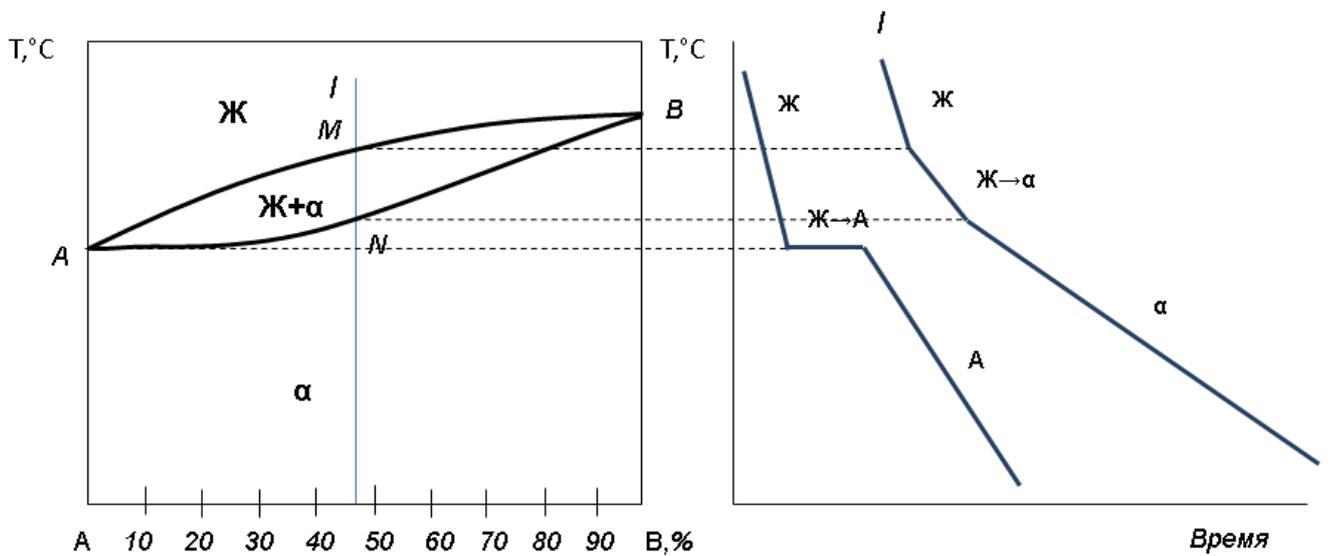


Рис. 2.11. Типовая диаграмма состояния сплавов с неограниченной растворимостью компонентов и кривые охлаждения чистого металла и сплава

3. Диаграмма состояния для сплавов с ограниченной растворимостью в твердом состоянии, с эвтектикой.

На рисунке 2.12 приведена диаграмма состояния для сплавов с ограниченной растворимостью компонентов друг в друге в твердом состоянии, с эвтектическим превращением. Ограниченные твердые растворы на основе компонентов *A* и *B* образуются, когда последние заметно отличаются строением и размером атомов, кристаллической структурой и физико-механическими свойствами. Ограниченные твердые растворы могут образовываться по типу замещения и внедрения.

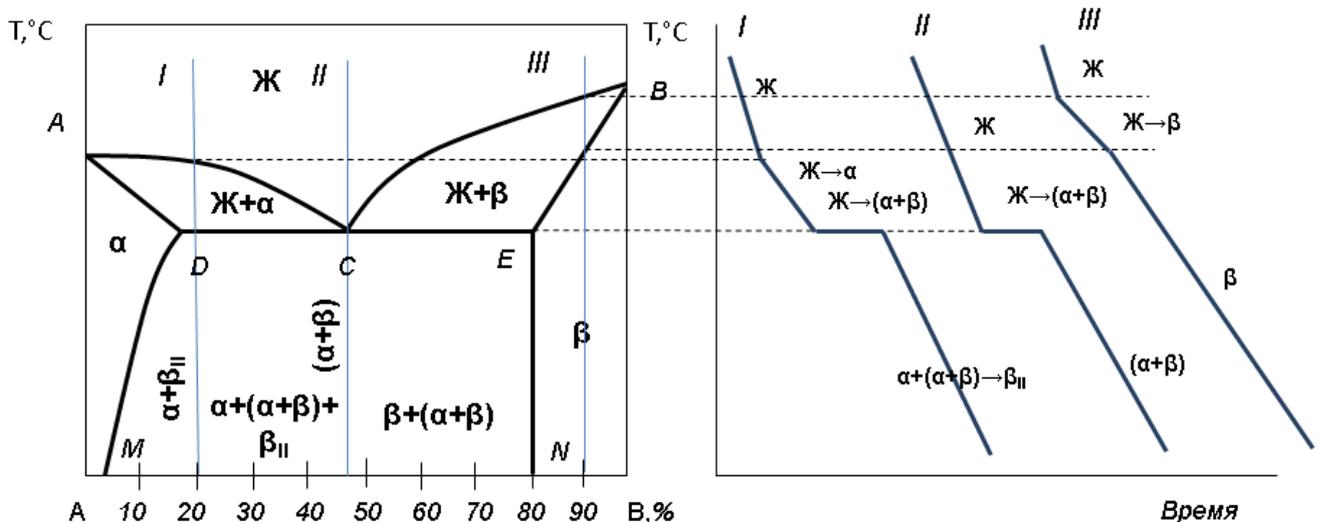


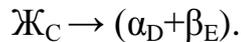
Рис. 2.12. Типовая диаграмма состояния сплавов с ограниченной растворимостью компонентов в твердом состоянии эвтектического типа и кривые охлаждения сплавов

Линия *ACB* – линия ликвидус; линия *ADCEB* – линия солидус.

Фаза α является твердым раствором компонента В в кристаллической решетке компонента А, а фаза β представляет собой твердый раствор компонента А в кристаллической решетке компонента В. Кривые DM и EN – линии ограниченной растворимости в твердом состоянии (*сольвус*), отражающие характер изменения растворимости компонентов друг в друге в зависимости от температуры. Растворимость атомов В в кристаллической решетке А уменьшается по линии DM , поэтому ниже этой линии (температуры начала вторичной кристаллизации) из α -твердого раствора выделяются вторичные кристаллы β -твердого раствора. Растворимость компонента А в компоненте В не зависит от температуры (линия EN).

Растворимость атомов А в кристаллической решетке В не меняется, поэтому вторичных кристаллов α -твердого раствора не образуется.

Линия DCE – температура эвтектического превращения:



Смесь получившихся в результате данной реакции ограниченных твердых растворов α_D и β_E называется *эвтектической (эвтектикой)*. Сплавы, расположенные между точкой максимальной растворимости M и эвтектической точкой C , называют *доэвтектическими*, а сплавы, расположенные между C и N , – *заэвтектическими*.

4. *Диаграмма состояния для сплавов с ограниченной растворимостью в твердом состоянии, с перитектикой.*

На рисунке 2.13 показана диаграмма состояния для сплавов с ограниченной растворимостью в твердом состоянии с перитектическим превращением. Диаграммы такого типа образуют металлы с небольшой разницей в строении атомов и их размеров, но заметно отличающиеся друг от друга температурами плавления.

Линия ACB – линия ликвидус; линия $ADEB$ – линия солидус; линия CDE – линия *перитектического* превращения, которое заключается в том, что жидкость реагирует с ранее выпавшими кристаллами $(Ж_C + \beta_E)$ и образует новый вид кристаллов α_D :



Структура двухфазного сплава представляет собой смесь, в которой фаза, выделившаяся ранее (β -фаза), окружена фазой, выделившейся позднее (α -фаза).

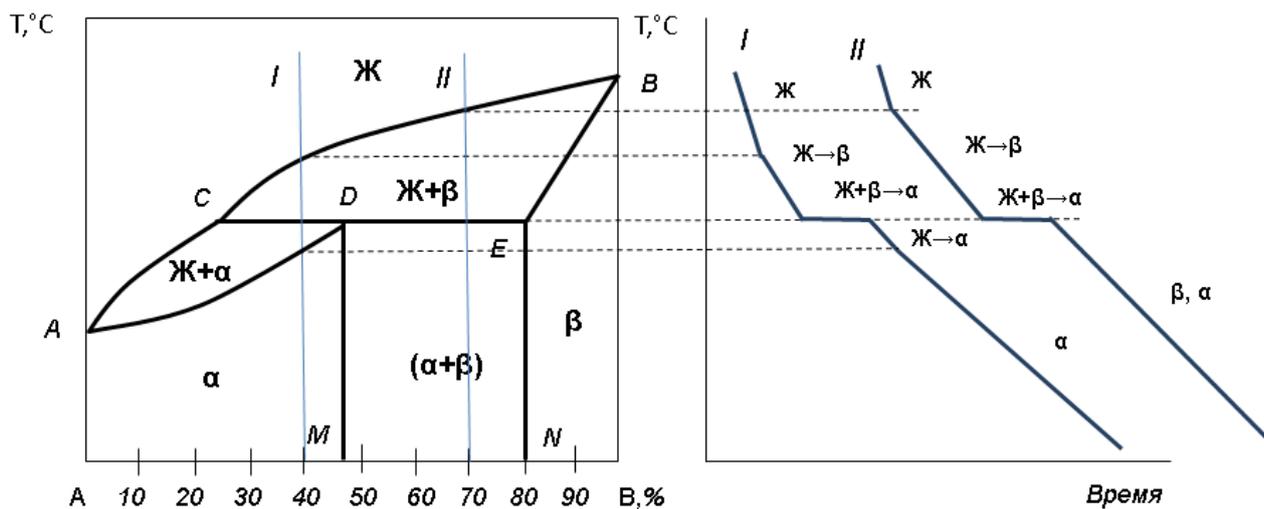


Рис. 2.13. Типовая диаграмма состояния сплавов с ограниченной растворимостью компонентов в твердом состоянии перитектического типа и кривые охлаждения сплавов

5. Диаграмма состояния для сплавов, образующих химические соединения

Такая диаграмма получается (рис. 2.14), когда сплавляемые компоненты образуют устойчивое химическое соединение A_nB_m , не диссоциирующее при нагреве вплоть до температуры плавления и образующее промежуточную фазу постоянного состава. Химическое соединение считается устойчивым, если оно плавится без разложения.

При концентрации, соответствующей химическому соединению A_nB_m , отмечается характерный перелом на кривой свойств. Это объясняется тем, что некоторые свойства химических соединений обычно резко отличаются от свойств образующих их компонентов. Обычно такие диаграммы состояния характерны для систем, образованных металлами и элементами, которые обладают и металлическими, и неметаллическими свойствами.

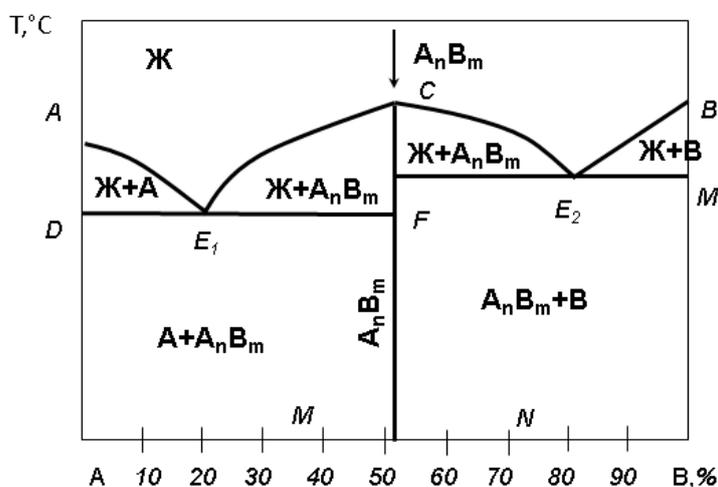


Рис. 2.14. Типовая диаграмма состояния сплавов с устойчивым химическим соединением

Линия ликвидус – AE_1CE_2B (температура начала первичной кристаллизации).

Линия солидус – DE_1FKE_2M (температура конца первичной кристаллизации).

В ряде диаграмм состояния сплавов, образующих химические соединения, могут возникать *промежуточные фазы переменного состава*, имеющие сравнительно широкие области существования. Эти фазы представляют собой твердые растворы замещения или внедрения в кристаллической решетке химического соединения. Для этих фаз обычно характерны свои кристаллические решетки, отличные от кристаллических решеток компонентов.

Помимо устойчивых химических соединений, которые плавятся (кристаллизуются) при постоянной температуре, в диаграммах могут образовываться и неустойчивые химические соединения, распад которых происходит еще до достижения температуры плавления.

б. Диаграмма состояния для сплавов с полиморфным превращением одного из компонентов.

Простейшая диаграмма состояния системы с рядом α -твёрдых растворов между высокотемпературной модификацией компонента А и компонентом В показана на рисунке 2.15, а. Для компонента А точки A_1 и A_2 обозначают температуры кристаллизации и полиморфного превращения соответственно.

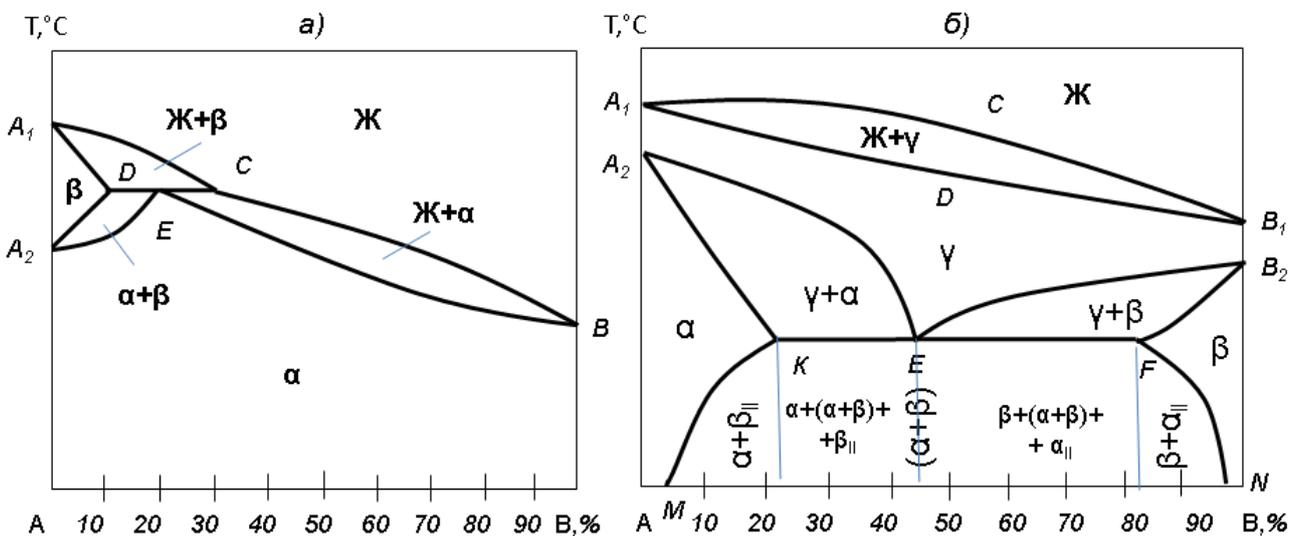


Рис. 2.15. Типовые диаграммы состояния сплавов с полиморфными превращениями компонентов: с перитектическим (а) и эвтектоидным превращениями (б)

Точка В – температура кристаллизации компонента В.

A_1CB – ликвидус, A_1DEB – солидус.

Линия DC – температура перитектического превращения, протекающего по реакции:



7. Диаграмма состояния сплавов с полиморфными превращениями компонентов и эвтектоидным превращением

Диаграмма состояния сплавов, у которых высокотемпературные модификации компонентов γ обладают полной взаимной растворимостью, а низкотемпературные α , β – ограничены, приведена на рисунке 2.15, б.

По аналогии с линией эвтектического превращения DCE и эвтектической точкой C на рисунке 2.12 линию KEF называют *линией эвтектоидного превращения*, а E – *эвтектоидной точкой*. Смесь кристаллов ограниченных растворов α (на основе низкотемпературной модификации полиморфного компонента A) и β (на основе низкотемпературной модификации полиморфного компонента B), которая образуется в твердом состоянии по реакции



получила название *эвтектоида*.

Сплавы, расположенные левее эвтектоидной точки E , называют *доэвтектоидными*, а сплавы, расположенные правее E , – *заэвтектоидными*.

Структуры, получаемые при эвтектоидном превращении, отличаются от эвтектических структур мелкозернистым и дисперсным строением.

Линии KM и FN (сольвус) – линии ограниченной (предельной) растворимости элементов к кристаллической решетке друг друга.

Растворимость атомов B в кристаллической решетке A уменьшается по линии KM , поэтому ниже этой линии (температуры начала вторичной кристаллизации β -твердого раствора) из α -твердого раствора выделяются вторичные кристаллы β -твердого раствора.

Растворимость атомов A в кристаллической решетке B уменьшается по линии FN , поэтому ниже этой линии (температуры начала вторичной кристаллизации α -твердого раствора) из β -твердого раствора выделяются вторичные кристаллы α -твердого раствора.

3. МЕХАНИЧЕСКИЕ, ФИЗИЧЕСКИЕ И ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МАТЕРИАЛОВ

3.1. СВОЙСТВА МАТЕРИАЛОВ

Способность металла сопротивляться воздействию внешних сил характеризуется *механическими свойствами*. Поэтому при выборе металла для изготовления деталей машин необходимо знать его механические свойства: прочность, упругость, пластичность, ударную вязкость и выносливость. Эти свой-

ства определяют по результатам механических испытаний, при которых металлы подвергаются воздействию внешних сил (нагрузок). Внешние силы могут быть статическими, динамическими или циклическими (знакопеременными).

В зависимости от вида нагружения (растяжения, сжатия, изгиба, кручения, среза) и условий воздействия (температуры, скорости, периодичности и времени приложения) материалы принято характеризовать различными мерами сопротивления их деформации и разрушению – характеристиками механических свойств.

Механические свойства могут быть разделены на три основные группы. *Первая группа* содержит комплекс характеристик, определяемых при однократном кратковременном нагружении. К ним относятся упругие свойства: модуль нормальной упругости E , модуль сдвига и коэффициент Пуассона μ .

Сопротивление малым упругопластическим деформациям определяется пределами упругости – $\sigma_{УПР}$, пропорциональности – $\sigma_{ПЦ}$ и текучести – $\sigma_{0,2}$.

Предел прочности – σ_B , сопротивление срезу – $\tau_{СР}$ и сдвигу – $\tau_{СДВ}$, твердость вдавливанием (по Бринеллю, Виккерсу, Роквеллу) и царапанием (по шкале Мооса), а также разрывная длина L_R являются характеристиками материала в области больших деформаций вплоть до разрушения.

Пластичность характеризуется относительным удлинением δ и относительным сужением ψ после разрыва, а способность к деформации ряда неметаллических материалов – удлинением при разрыве δ_R .

Кроме того, при ударном изгибе определяется ударная вязкость образца с надрезом KCU (KCV , KCT).

Вторая группа включает параметры, оценивающие сопротивление материалов переменным и длительным статическим нагрузкам. При повторном нагружении в области многоциклового усталости определяется предел выносливости на базе 10^7 – $2 \cdot 10^7$ циклов. Малоцикловая усталость определяется от многоциклового условно выбранной базой испытания ($N \geq 5 \cdot 10^4$ циклов) и отличается пониженной частотой нагружения ($f = 0,1$ – 5 Гц). Сопротивление малоциклового усталости оценивается по долговечности при заданном уровне повторных напряжений или пределом малоциклового усталости на выбранной базе испытаний. Сопротивление длительным статическим нагрузкам определяется, как правило, при температуре выше 20 °С.

Критериями сопротивления материалов длительному воздействию постоянных напряжений и температуры являются пределы ползучести $\sigma_{02/100}^{700}$ и длительной прочности $\sigma_{1 \cdot 10^{-5}}^{600}$. Предел длительной прочности определяется при заданной базе испытаний (обычно 100 и 1000 часов), предел ползучести – по заданному допуску на остаточную (обычно 0,2 %) или общую деформацию при установленной базе испытаний.

Третью группу составляют характеристики разрушения. В инженерной практике эти характеристики используются сравнительно недавно.

Характеристики разрушения определяются на образцах с заранее выращенными начальными трещинами и оцениваются следующими основными параметрами: вязкостью разрушения, критическим коэффициентом интенсивности напряжений при плоской деформации K_{IC} , условным критическим коэффициентом интенсивности напряжений при плосконапряженном состоянии K_C , удельной работой образца с трещиной KCT и скоростью роста трещины усталости $SPTU$ при заданном размахе интенсивности напряжений ΔK .

Практически все механические свойства (кроме упругих) в большей или меньшей степени структурно-чувствительны и анизотропны. Резкая анизотропия упругих и других механических характеристик присуща многим неметаллическим материалам, что определяется их ориентированным строением. Некоторая анизотропия свойственна и большинству металлических материалов. Уровень прочности, пластичности, выносливости и характеристик разрушения в продольном направлении относительно оси деформации зерен материала обычно выше, чем в поперечном. Однако для некоторых, например титановых, сплавов характерна «обратная» анизотропия. Наблюдается значительная разница в пределах текучести при растяжении и сжатии у большинства магниевых деформируемых сплавов ($\sigma_{0,2\text{ сж}} \ll \sigma_{0,2}$).

К основным *физико-химическим свойствам* материалов относятся: температура плавления, плотность, электро- и теплопроводность, коэффициенты линейного и объемного расширения и др. *Температура* характеризует интенсивность теплового движения элементарных частиц – степень нагретости тела. При нагреве твердого тела при температурах меньших, чем температура плавления, т. е. при поступлении определенного количества тепла ΔQ , повышаются теплоемкость (или энтальпия) ΔS и температура на некоторую величину ΔT .

Отношение количества тепла, сообщенного телу, к соответствующему изменению температуры при бесконечно малых изменениях температуры называют *теплоемкостью тела* C (Дж/К):

$$C = \lim_{\Delta T \rightarrow \infty} \frac{\Delta Q}{\Delta T} = \frac{dQ}{dT}.$$

Отношение теплоемкости тела C к массе M называют *удельной теплоемкостью* C_V (Дж/(кг·К)).

Отношение теплоемкости тела C к молярной массе вещества μ называют *молярной теплоемкостью* C_μ (Дж/(моль·К)).

Отношение теплоемкости тела к единице объема называют *удельной объемной теплоемкостью* C_V (Дж/(м³·К)), характеризующей изменение объемной концентрации тепла при нагреве (или охлаждении) на 1 градус.

Некоторые технологические способы (литье, некоторые виды сварки) связаны с изменением агрегатного состояния вещества. Для того чтобы расплавить металл, нагретый до температуры плавления, необходимо затратить определенное количество тепловой энергии. Для кристаллизации жидкого металла при температуре кристаллизации необходимо отвести такое же количество тепла.

Количество тепла, необходимое для расплавления единицы массы металла при температуре плавления, называют *удельной теплотой плавления* L (Дж/кг).

Еще одной из характеристик теплопроводности сплава или металла является *коэффициент теплопроводности*, который равен количеству теплоты, протекающему за единицу времени через единицу поверхности при перепаде температур в 1 градус на единицу длины λ (Вт/(м·К)).

Коэффициент теплопроводности зависит от температуры. Для сталей, как правило, с увеличением температуры он уменьшается, но могут быть и другие зависимости: сначала рост, затем уменьшение. Однако при тепловых расчетах и удельную теплоемкость, и коэффициент теплопроводности считают постоянными, не зависящими от температуры.

С изменением температуры твердых и жидких тел изменяются их размеры и объем. Величина этих изменений характеризуется *коэффициентом линейного расширения*: $\alpha = (1/t)(l_t - l_0)/l_0$ и *коэффициентом объемного расширения*: $\beta = (1/t)(v_t - v_0)/v_0$.

При нагревании тел происходит изменение их плотности, которая зависит от величины коэффициента объемного расширения.

Технологические свойства металлов и сплавов характеризуют их способность поддаваться различным видам горячей и холодной обработки. Технологические свойства часто определяют выбор материала для конструкции. Разрабатываемые материалы могут быть внедрены в производство только в том случае, если их технологические свойства удовлетворяют необходимым требованиям. Показатели технологических свойств определяют специальными испытаниями на ковкость, обрабатываемость, свариваемость, а также литейными пробами.

Литейные свойства характеризуют способность металла или сплава заполнять литейную форму, обеспечивать получение отливки заданных размеров и конфигурации без пор и трещин во всех ее частях. Литейные свойства зависят от многих факторов: от температурного интервала кристаллизации, вязкости и поверхностного натяжения расплава, температуры заливки и формы, свойств формы и т. д.

К основным литейным свойствам сплавов относят: жидкотекучесть, усадку сплавов, склонность к образованию трещин, газопоглощение, ликвацию.

Жидкотекучесть – способность расплавленного металла течь по каналам литейной формы, заполнять ее полости и четко воспроизводить контуры отливки.

Жидкотекучесть зависит от многих факторов: от температурного интервала кристаллизации, вязкости и поверхностного натяжения расплава, температуры заливки и формы, свойств формы и т. д. Чистые металлы, а также сплавы, затвердевающие при постоянной температуре, обладают лучшей жидкотекучестью, чем сплавы, затвердевающие в интервале температур (твердые растворы).

Повышению жидкотекучести способствует:

- уменьшение вязкости расплава;
- снижение поверхностного натяжения и теплопроводности материала формы;
- повышение температуры заливки расплавленного металла и формы.

Также влияет химический состав сплава. Так с увеличением содержания серы, кислорода, хрома жидкотекучесть снижается; увеличение содержания фосфора, кремния, алюминия, углерода, наоборот повышает.

Усадка – свойство металлов и сплавов уменьшать объем при охлаждении в расплавленном состоянии, в процессе затвердевания и в затвердевшем состоянии при охлаждении до температуры окружающей среды. Изменение объема зависит от химического состава сплава, температуры заливки, конфигурации отливки.

Различают объемную и линейную усадку.

В результате объемной усадки появляются усадочные раковины и усадочная пористость в массивных частях отливки. Для предупреждения их образования устанавливают прибыли – дополнительные резервуары с расплавленным металлом, а также наружные или внутренние холодильники.

Линейная усадка определяет размерную точность полученных отливок, поэтому она учитывается при разработке технологии литья и изготовления модельной оснастки.

Линейная усадка составляет: для серого чугуна – 0,8...1,3%; для углеродистых сталей – 2...2,4%; для алюминиевых сплавов – 0,9...1,45%; для медных сплавов – 1,4...2,3%.

Газопоглощение – способность литейных сплавов в расплавленном состоянии растворять водород, азот, кислород и другие газы.

Степень растворимости газов зависит от состояния сплава: с повышением температуры твердого сплава увеличивается незначительно; возрастает при плавлении; резко повышается при перегреве расплава. При затвердевании и последующем охлаждении растворимость газов уменьшается, в результате их выделения в отливке могут образоваться газовые раковины и поры.

Растворимость газов зависит от химического состава сплава, температуры заливки, вязкости сплава и свойств литейной формы.

Ликвация – неоднородность химического состава сплава в различных частях отливки.

Явление ликвации впервые было установлено А. С. Лавровым и Н. В. Калауцким в 1866 г. при изучении строения стальных слитков, из которых ковались орудийные стволы. Ликвация возникает в результате того, что сплавы, в отличие от чистых металлов, кристаллизуются, как правило, не при постоянной температуре, а в интервале температур.

В зависимости от природы сплава и условий кристаллизации различают несколько видов ликвации: микроликвация, дендритная, зональная и ликвация по плотности.

Микроликвация наблюдается у всех гетерогенных сплавов. Представим простейший сплав, структура которого состоит из кристаллов компонента А и компонента В. При микроспектральном анализе обнаруживают изменения химического состава на любом микроучастке исследуемого образца. Содержание компонентов А и В на произвольно выбранном микроучастке может изменяться от 100 до 0.

Практическое значение микроликвации проявляется в тех случаях, когда отдельные структурные составляющие необычно скапливаются на отдельных микроучастках, вызывая существенное изменение свойств сплава.

Дендритная ликвация – это явление химической неоднородности кристаллов твердого раствора, обусловленное неравномерной кристаллизацией из жидкого состояния при ускоренном охлаждении. Ликвация возникает в результате того, что сплавы, в отличие от чистых металлов, кристаллизуются, как правило, не при постоянной температуре, а в интервале температур. В начальный момент кристаллизации образуются оси дендритов, обогащенные более тугоплавким компонентом. Периферийные участки дендритов и межосные пространства обогащены легкоплавким компонентом и различными примесями.

Таким образом, дендриты неоднородны по химическому составу и механическим свойствам (прежде всего по прочности). Последствия дендритной ликвации во многих случаях можно устранить горячей механической и термической обработкой.

Зональная ликвация проявляется в крупных слитках. При обычной сифонной разливке стали в изложницы сердцевина и головка слитка оказываются насыщенными легкоплавкими примесями и имеют пониженные механические характеристики. Поэтому головку слитка, как правило, отрезают, а химический состав сердцевины выравнивается при многократном обжатии на прокатных станах.

Ликвация по плотности (гравитационная) – химическая неоднородность по высоте слитка, связанная с различием в плотности твердой и жидкой фаз, а также не смешивающихся при кристаллизации жидких фаз.

Ковкость – способность металла или сплава деформироваться с минимальным сопротивлением под действием внешней приложенной нагрузки и принимать заданную форму. Ковкость зависит от многих внешних факторов, в частности от температуры нагревания и схемы напряженного состояния.

Свариваемостью называют способность материала образовывать неразъемные соединения с комплексом свойств, обеспечивающих работоспособность конструкции. По степени свариваемости материалы подразделяют на хорошо и ограниченно свариваемые. Свариваемость зависит как от материала свариваемых заготовок, так и от выбранного технологического процесса сварки.

Обрабатываемостью называют свойство металла поддаваться обработке резанием. Критериями обрабатываемости являются параметры режимов резания и качество поверхностного слоя.

Работоспособность конструкции определяется эксплуатационными или служебными характеристиками материалов, применяемых для ее изготовления. В зависимости от условий эксплуатации и рабочей среды кроме высокой прочности к машиностроительным материалам могут предъявляться и другие требования: *жаропрочность*, т. е. сохранение высоких механических характеристик при высоких температурах; *коррозионная стойкость* при работе в различных агрессивных средах; *повышенная износостойкость*, необходимая, если детали в процессе работы подвергаются истиранию, и т. п. В некоторых случаях материалы должны обладать способностью образовывать неразъемные соединения с помощью сварки либо пайки с другими материалами, в частности с керамикой, графитом и др.

Следовательно, при выборе материала для создания технологичной конструкции необходимо комплексно учитывать его прочностные, технологические и эксплуатационные характеристики.

3.2. ДЕФОРМАЦИИ И НАПРЯЖЕНИЯ

Напряжение – мера внутренних сил, возникающих в материале под влиянием внешних воздействий (нагрузок, изменения температуры и пр.). Для изучения напряжений через произвольную точку тела мысленно проводится сечение (рис. 3.1) и отбрасывается одна из половин тела. Действие отброшенной половины на другую половину заменяют внутренними силами.

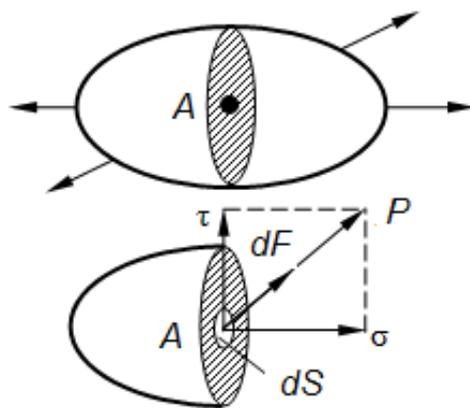


Рис. 3.1. Схема замены внешних сил на внутренние напряжения

В малом элементе сечения площадью dS в окрестности произвольной точки A действует произвольно направленная внутренняя сила dF . Отношение $p = dF/dS$ называется *вектором напряжения* в точке A по площадке dS . Составляющие вектора напряжения, действующие по нормали к площадке, обозначаются σ и называются *нормальными напряжениями*, а действующие вдоль площадки – *касательными напряжениями* τ в точке A по площадке dS , причём

$$\sigma^2 + \tau^2 = p^2.$$

Напряжения в материале могут возникнуть при физико-химических процессах, при неравномерном распределении температуры (при нагреве и охлаждении металла), а также вследствие фазовых превращений при термической обработке. При этом напряжения, возникающие в объеме всего тела, называют *макронапряжениями* (или напряжениями I рода), а напряжения, возникающие в объеме одного зерна, называют *микронапряжениями* (или напряжениями II рода). Напряжения, возникающие в объемах порядка нескольких параметров кристаллической решетки, называются *субмикроскопическими* (или напряжениями III рода).

Отношение максимальных касательных напряжений τ_{max} к максимальным нормальным напряжениям σ_{max} , действующим в детали, зависит от способа нагружения и называется *коэффициентом жесткости нагружения* α :

$$\alpha = \tau_{max} / \sigma_{max}.$$

Деформациями называют изменения формы или размеров тела (или части тела) под действием внешних сил, а также при нагревании или охлаждении и других воздействиях, вызывающих изменение относительного положения частиц тела.

3.3. ИСПЫТАНИЕ МАТЕРИАЛОВ НА РАСТЯЖЕНИЕ И УДАРНУЮ ВЯЗКОСТЬ

Испытания на растяжение относят к самым распространенным видам механических испытаний, при которых определяется прочность и пластичность материала. Результаты экспериментальных исследований механических свойств материала при одноосном растяжении обычно изображают в виде графиков зависимости напряжения от деформации (рис. 3.2). Чаще всего испытания проводят при «комнатной» температуре, т. е. при $t = 20\text{ }^\circ\text{C}$ (или $T = 293\text{ K}$), и при постоянной и достаточно малой скорости деформации. При этом силу P , растягивающую образец, относят к первоначальной площади поперечного сечения F_0 , а удлинение образца Δl – к первоначальной расчетной длине образца l_0 :

$$\sigma = \frac{P}{F_0}; \varepsilon = \frac{\Delta l}{l_0},$$

т. е. не учитывают изменение площади поперечного сечения образца и предполагают равномерное деформирование образца по его длине.

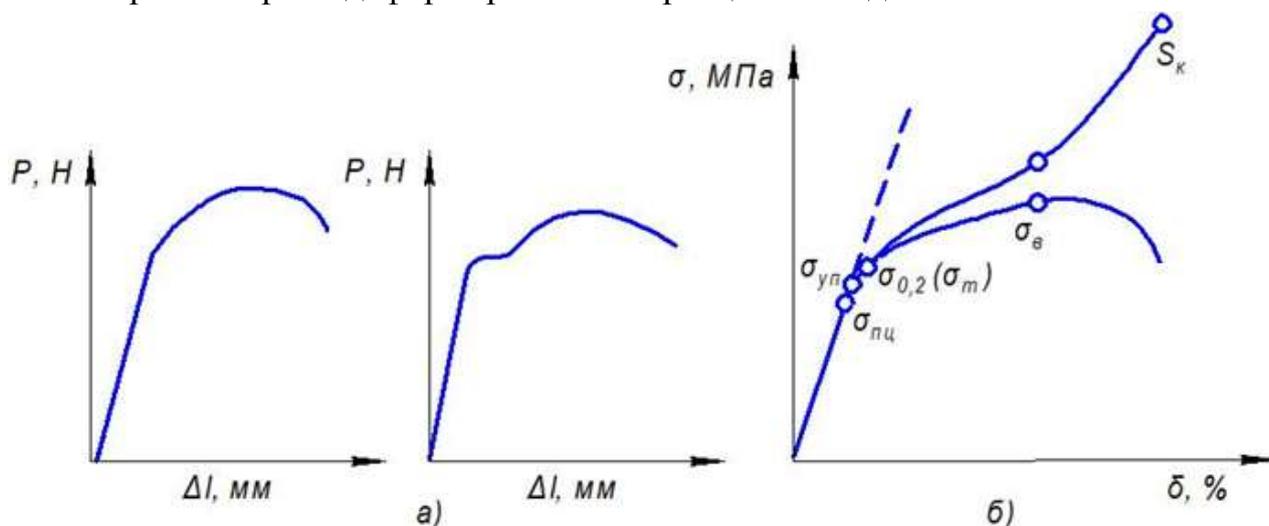


Рис. 3.2. Диаграммы растяжения: а – зависимость абсолютного удлинения от силы нагружения; б – зависимость относительного удлинения от напряжения

Условный предел прочности σ_B определяется как отношение максимальной силы P_{max} к первоначальной площади поперечного сечения образца F_0 :

$$\sigma_B = \frac{P_{max}}{F_0}.$$

На диаграмме растяжения наблюдаются области упругой деформации, исчезающей после снятия вызвавшей ее нагрузки, и пластической. Между напряжениями и деформациями в области упругости соблюдается закон Гука:

$$\sigma_z = E\varepsilon_z,$$

где E – *модуль упругости* при растяжении (модуль Юнга), ε_z – интенсивность деформаций.

Модуль упругости E является константой материала, характеризующей его жесткость. Величина E выражает сопротивляемость материала упругой деформации при растяжении. Следует отметить, что величина модуля упругости даже для одного и того же материала не является постоянной и колеблется в некоторых пределах. Однако в инженерных расчетах этой разницей можно пренебречь и принять для большинства материалов одно и то же значение E как при растяжении, так и при сжатии. Модуль упругости является коэффициентом пропорциональности между нормальным напряжением σ и относительной деформацией ε и выражается зависимостью

$$E = \sigma/\varepsilon = \operatorname{tg} \alpha,$$

где α – угол наклона прямолинейной части диаграммы растяжения $\sigma = f(\varepsilon)$ к оси абсцисс.

Аналогично при сдвиге величина G является коэффициентом пропорциональности между касательным напряжением τ и относительным сдвигом γ и называется *модулем упругости при сдвиге* или *модулем сдвига*. Величина G выражается зависимостью

$$G = \tau/\gamma.$$

В связи с тем что при растяжении или сжатии материал испытывает как продольные ε , так и поперечные ε_1 деформации, их отношение может быть выражено через коэффициент поперечной деформации, называемый также *коэффициентом Пуассона* μ :

$$\mu = \varepsilon_1/\varepsilon.$$

Коэффициент Пуассона так же, как и модули упругости, является характеристикой упругих свойств материала. Все три константы упругости материала связаны между собой следующей зависимостью:

$$G = E/2(1 + \mu).$$

Наибольшее напряжение, при снятии которого остаточные деформации не превышают некоторой заданной малой величины (обычно менее 0,2 %), называют *пределом упругости* $\sigma_{\text{УПР}}$.

Если за участком пропорциональности напряжения и деформации следует площадка текучести, соответствующая увеличению деформации при постоянном напряжении, то это напряжение называют *пределом текучести* σ_T . При отсутствии таковой площадки пределом текучести считают напряжение, соответ-

ствующее некоторому установленному небольшому уровню деформации (например, 0,2 %), – $\sigma_{0,2}$.

Область справедливости закона Гука устанавливается *пределом пропорциональности* $\sigma_{ПЦ}$. Поскольку пропорциональность напряжения деформации обычно выполняется во всей области упругости, при практических расчетах предел пропорциональности принимают равным пределу упругости (или меньше).

Пластичность характеризуется относительным удлинением и относительным сужением. *Относительное удлинение* δ – это относительное приращение $(l_K - l_0)$ расчетной длины образца после разрыва к его первоначальной расчетной длине l_0 , выраженное в процентах:

$$\delta = [(l_K - l_0) / l_0] \cdot 100 \text{ \%}.$$

Относительное сужение ψ – это отношение разности начальной и конечной площади $(S_0 - S_K)$ поперечного сечения образца после разрыва к начальной площади S_0 поперечного сечения, выраженное в процентах:

$$\psi = [(S_0 - S_K) / S_0] \cdot 100 \text{ \%}.$$

Испытания на растяжение не всегда оценивают склонность материала к хрупкому разрушению, поэтому применяют испытания для определения ударной вязкости, отличающиеся от обычных испытаний на растяжение тем, что образец испытывается на изгиб) нагружении.

Ударная вязкость – способность материала сопротивляться при ударном динамическом динамическим нагрузкам, определяется как отношение затраченной на излом работы A к площади его поперечного сечения F_0 в месте надреза до испытания: $KC = A / F_0$.

Ударную вязкость определяют при испытании стандартных образцов на маятниковых копрах (рис. 3.3). Для испытания (ГОСТ 9454–78) изготавливают стандартные образцы, имеющие форму квадратных брусков с надрезом. Форма надреза может быть U-образной, V-образной и в виде трещины. Свободнопадающий маятник копра ударяет по образцу со стороны, противоположной надрезу. При этом фиксируется работа, затраченная на излом образца.

В процессе эксплуатации деталей могут возникнуть внешние факторы, под воздействием которых материал становится хрупким:

1. увеличение скорости деформирования (возникновение ударных нагрузок);
2. понижение температуры;
3. возникновение двухосного и трехосного напряженных состояний;
4. образование концентраторов напряжений – надрезов, раковин, трещин и т. д.

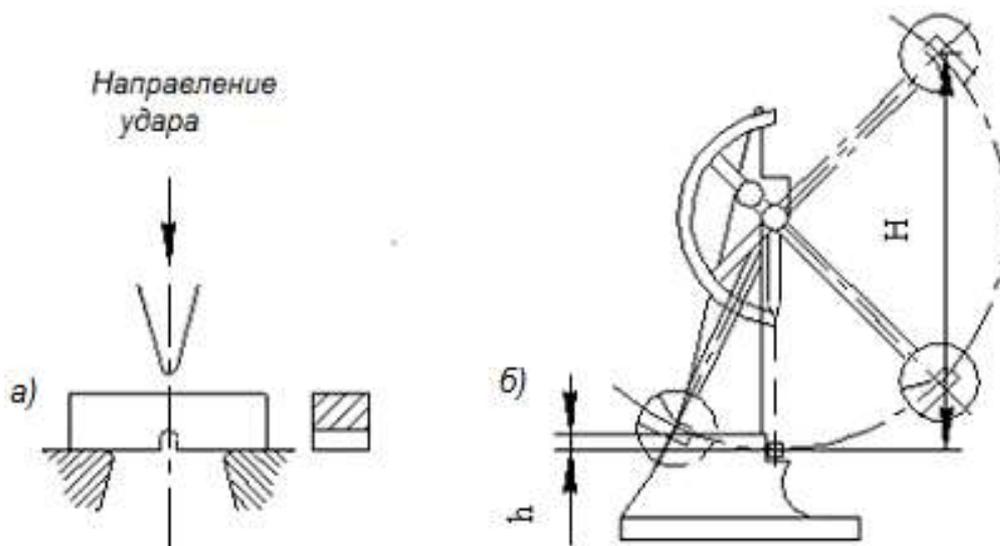


Рис. 3.3. Схема испытания на ударную вязкость: *а* – образец; *б* – маятниковый копер

Чем больше величина ударной вязкости, тем лучше материал сопротивляется динамической нагрузке. Образцы из хрупких материалов ломаются легко, с небольшой затратой работы на разрушение. Образцы из пластичных материалов наоборот – требуют на разрушение большей энергии. Материалы, требующие большой затраты энергии на излом называют *вязкими*. Все материалы, из которых изготавливают детали, воспринимающие динамические нагрузки, обязательно испытывают на удар.

Величина ударной вязкости очень сильно зависит от температуры. По мере понижения температуры ударная вязкость образцов из одного и того же материала уменьшается. У некоторых материалов существует температурный интервал, в котором удельная ударная вязкость резко меняет свое значение. Этот интервал называется *температурным интервалом хрупкости*. Чем больше смещен температурный интервал хрупкости в сторону низких температур, тем материал менее чувствителен к воздействию температуры при ударных нагрузках и тем более он надежен в работе.

Изменение формы образца также сказывается на величине ударной вязкости. Переход к более широким образцам и к образцам с более острым надрезом смещает температурный интервал в сторону более высоких температур. На образцах из металлов всегда создается надрез – концентратор напряжений.

Склонность стали к хрупкому разрушению, возрастает также при повышенном содержании фосфора, концентрирующегося по границам зерен, при крупнозернистой структуре, при наличии карбидов по границам зерен, полосчатости, т. е. под влиянием целого ряда внутренних, структурных факторов.

Определение ударной вязкости при динамических испытаниях на ударный изгиб является основным практическим методом оценки склонности стали к хрупкому разрушению, которое, в отличие от вязкого, происходит без заметной пластической деформации и развивается катастрофически быстро.

3.4. ОПРЕДЕЛЕНИЕ ТВЕРДОСТИ

Твердость – способность материала сопротивляться проникновению в него другого, более твердого материала. Твердость металла определяют способами Бринелля, Роквелла, Виккерса и др.

Способ Бринелля (ГОСТ 9012–59) основан на том, что в плоскую поверхность металла вдавливают под постоянной нагрузкой закаленный шарик (индентор) (рис. 3.4, а). Диаметр шарика и величину нагрузки устанавливают в зависимости от твердости и толщины испытуемого металла. Испытание выполняют на приборе ТШ (твердомер шариковый): столик прибора с установленным на нем образцом поднимают до соприкосновения с шариком. Груз опускается и вдавливает шарик в испытуемый образец. На поверхности образца образуется отпечаток. Чем больше диаметр отпечатка, тем металл мягче.

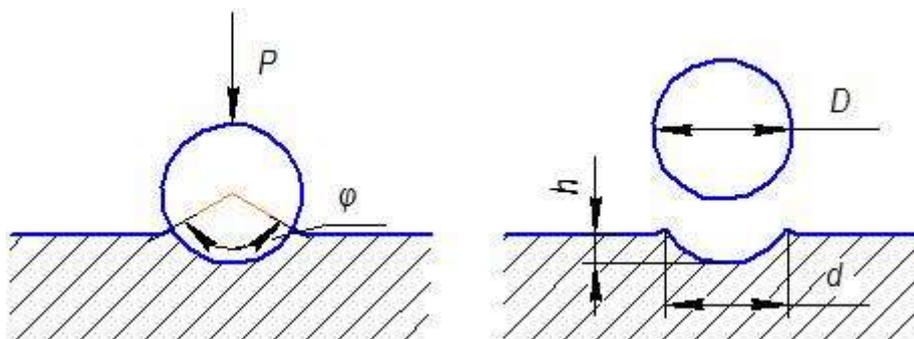


Рис. 3.4. Схемы определения твердости по Бринеллю

За меру твердости *НВ* принимают отношение нагрузки *F* к площади поверхности отпечатка шарика диаметром *D*:

$$НВ = \frac{2F}{\pi D(D - \sqrt{D^2 - d^2})}, \text{ МПа.}$$

Диаметр отпечатка измеряют оптической лупой, значение твердости определяют по таблице. Метод прост, достаточно точен и пригоден для измерения твердости материалов до *НВ* 6500 (средний уровень твердости).

Для испытания твердых материалов применяют *способ Роквелла* (ГОСТ 9013–59), который назван по имени американского металлурга XX века С. П. Роквелла, разработавшего этот метод.

По способу Роквелла (рис. 3.5, б) твердость металлов определяют вдавливанием в испытываемую поверхность алмазного индентора в виде конуса с углом при вершине 120° (шкалы А и С) или стального закаленного шарика диаметром $\frac{1}{16}$ дюйма, т. е. 1,588 мм (шкала В). Значение твердости отсчитывают по циферблату индикатора, установленного на приборе.

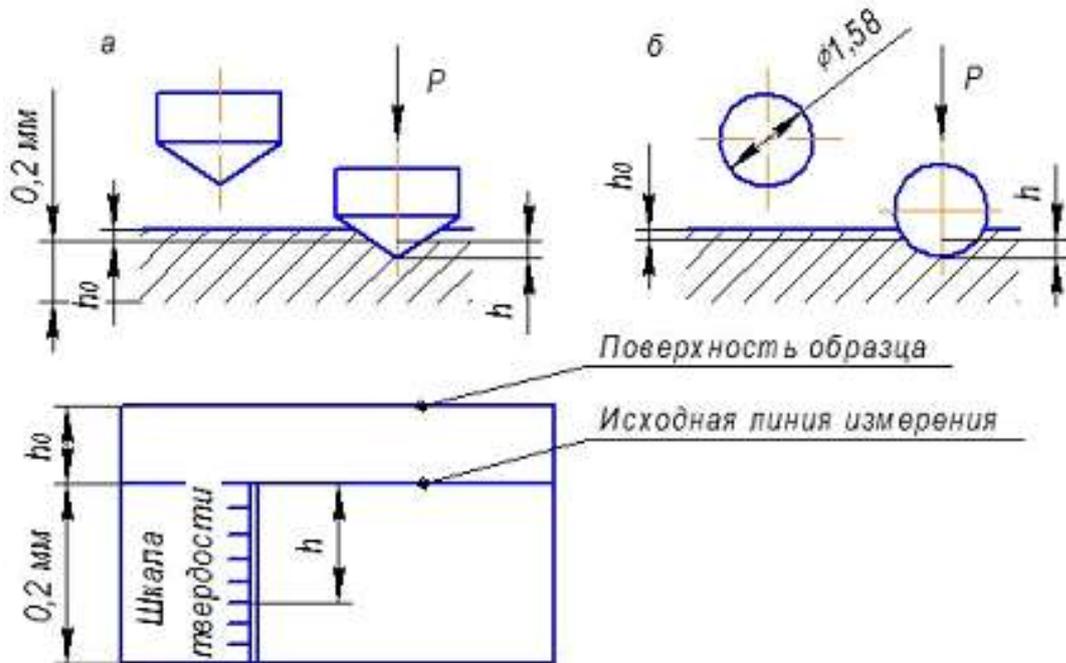


Рис. 3.5. Схема определения твердости по Роквеллу

Твердость по Роквеллу измеряют в условных единицах. За единицу твердости принята величина, соответствующая осевому перемещению наконечника на 0,002 мкм:

$$HRC = \frac{0,2 - (H - h)}{0,002}, \quad HRB = \frac{0,26 - (H - h)}{0,002}.$$

При определении твердости *способом Виккерса* (ГОСТ 2999–75) – от названия английского военно-промышленного концерна «ВИККЕРС» – в поверхность образца вдавливается алмазный индентор (наконечник), имеющий форму правильной четырехгранной пирамиды с двугранным углом при вершине 136° (рис. 3.6). При испытаниях применяют нагрузки от 50 до 1000 Н в зависимости от твердости образца. Твердость по Виккерсу измеряют в МПа.

Числовое значение твердости определяют следующим образом: замеряют с помощью микроскопа длину обеих диагоналей отпечатка после снятия нагрузки и по среднему значению длины диагонали находят в таблице соответствующее значение твердости:

$$HRV = \frac{2F \sin(136/2)}{d}.$$

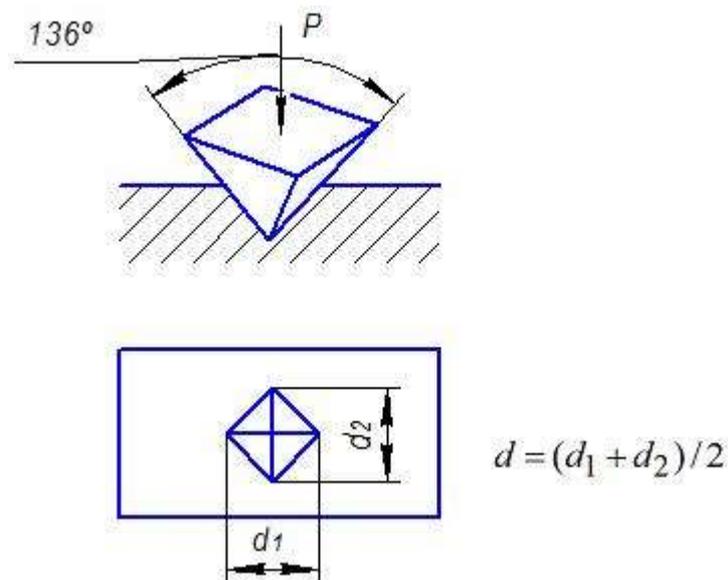


Рис. 3.6. Схема определения твердости по Роквеллу

Метод Виккерса, благодаря небольшой нагрузке на индентор, применяют в тех случаях, когда необходимо иметь сведения о твердости тонких поверхностных слоев, например, для оценки твердости цементованной и азотированной поверхности стальных изделий и др.

Для измерения твердости металлов в малых объемах (например, в зернах металла) применяют способ определения микротвердости, подобный способу Виккерса.

Способы определения *твёрдости по Шору* применяется либо для определения твёрдости очень твёрдых материалов (методом отскока), либо для измерения твердости различных полимеров (методом вдавливания). Оба метода и шкалы были предложены американским промышленником Альбертом Ф. Шором в начале 20 века.

В первом случае твердость определяется с помощью прибора, названного склероскопом Шора, и представляющего собой полую трубку с окном, на котором нанесены деления шкалы (рис. 3.7, а). В ней свободно и вертикально падает специальный боек, который после удара отскакивает на определённую высоту. Твердость по этому методу Шора оценивается в условных единицах. Высота отскока регистрируется визуально или механическим индикаторным устройством, либо электронным. Метод не дает точных показаний, так как высота отскокивания бойка зависит не только от твердости испытуемого металла, но и от множества других причин: от толщины металла, от степени шероховатости его поверхности, внутренней структуры и т. д. Однако, вследствие простоты и оперативности, часто применяется в заводской практике – для быстрого контроля результатов термической обработки стальных изделий (заковки и отпуска). Он

так же позволяет производить измерения прямо на готовых изделиях, крупногабаритных деталях и криволинейных поверхностях.

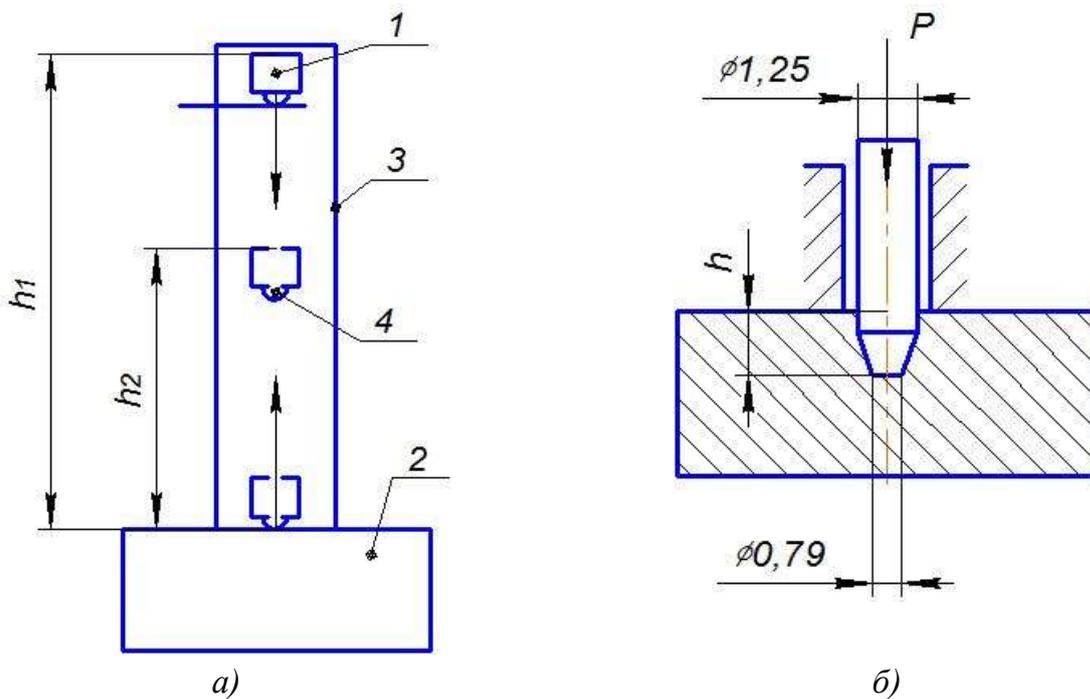


Рис. 3.7. Схемы определения твердости по Шору методом отскока (а), внедрения (б): 1, 4 – индентер, 2 – образец, 3 – трубка

Твердость по Шору обозначается HS_x , где x – латинская буква, обозначающая тип шкалы, использованной при измерении (например: $85HSD$).

Второй метод определения твердости по Шору с помощью дюрометра (рис. 3.7, б) основывается на измерении глубины вдавливания в материал индентора в виде закаленного стального стержня диаметром 1,10–1,40 мм. Твердость обратно пропорциональна глубине вдавливания и зависит от модуля упругости и вязкоэластичных свойств материала. Твёрдость по Шору вдавливанием обозначается по следующей форме:

твердость по Шору A/15:45,

где A – тип дюрометра, 15 – время в секундах от момента приведения опорной поверхности в тесный контакт с образцом до момента снятия показания, 45 – показания.

Метод измерения твердости по Мартенсу основан на совместном измерении силы, приложенной к наконечнику, и его перемещения в исследуемом материале (рис. 3.8). В качестве наконечника используется алмазная правильная трехгранная пирамида Берковича с углом между боковой гранью и высотой $650 \pm 0,30$. Также могут использоваться наконечник Виккерса, сферический наконечник. Обработка зависимости приложенной нагрузки от перемещения наконечника позволяет определить твердость материала.

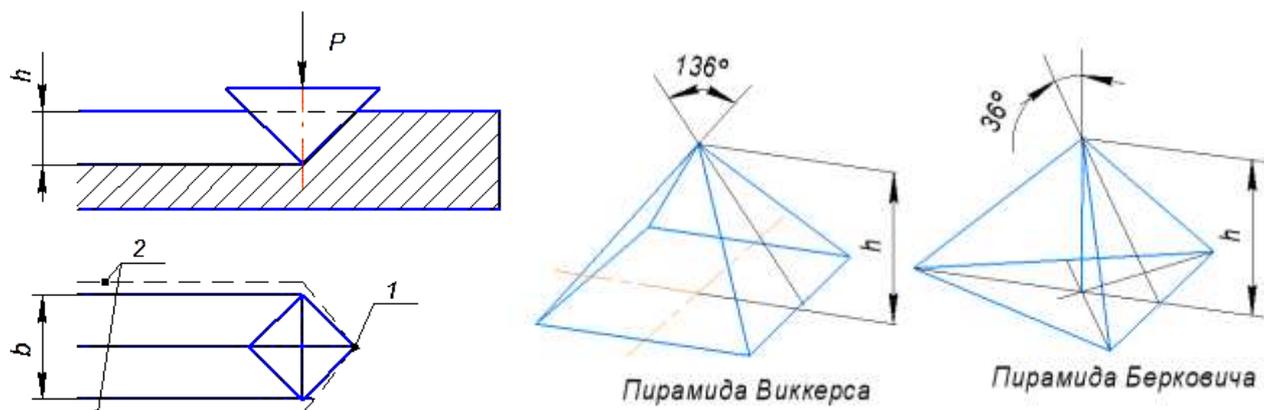


Рис. 3.8. Схема измерения по Мартенсу и формы наконечников для нанесения царапины

Величина твердости (МПа) может быть оценена по формуле:

$$HM = \frac{P}{Kh^2},$$

где P – усилие (Н), h – глубина канавки (мкм), K – коэффициент, равный для индентора Виккерса $K=26,43$; для индентора Берковича $K=26,44$.

Для соизмерения значений твердости, определенных различными способами, применяются переводные таблицы (пример: табл. 3.1).

Таблица 3.1

Перевод величин твердости

d_{10} , мм	По Бринеллю НВ, МПа	По Роквеллу			По Виккерсу НВ, МПа
		HRA	HRC	HRB	
2,50	6010	81,1	59,3	–	7500
3,00	4150	72,6	43,8	–	4410
3,50	3020	66,7	32,5	–	3070
4,00	2290	61,8	22,0	98,2	2290
4,50	1790	55,9	–	88,4	1770
5,00	1430	–	–	77,4	1430
5,50	1160	–	–	65,2	1160

Для оценки механических свойств материалов и приблизительного значения предела прочности можно использовать значение твердости, определенной по испытаниям способом Бринелля. На практике можно пользоваться эмпирически найденным соотношением между пределом прочности (σ_B) и твердостью:

$$\sigma_B(\text{МПа}) = 3,3 \text{ HRC} = 0,33 \text{ НВ}_{\text{max}} \text{ – для стали;}$$

$$\sigma_B = 0,45 \text{ НВ}_{\text{max}} \text{ – для медных сплавов;}$$

$$\sigma_B = 0,35 \text{ НВ}_{\text{max}} \text{ – для алюминиевых сплавов.}$$

где σ_B – временное сопротивление; НВ_{max} – максимальное значение твердости при нагрузке, с которой начинается плавное понижение твердости.

3.5. УПРУГАЯ И ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИИ, НАКЛЕП И РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИЯ

Любая деформация может осуществляться в твердых телах путем относительного смещения атомов. В твердых телах различают *упругую деформацию* (исчезающую после устранения воздействия, вызвавшего ее) и *пластическую* (оставшуюся после удаления нагрузки).

Упругая деформация для твердых тел обычно мала и пропорциональна приложенному напряжению, и величина смещения атомов из положения равновесия не превышает расстояния между соседними атомами. Смещение атомов из положения равновесия является реакцией на действие внешних сил на все твердое тело или его отдельную часть. В любых условиях нагружения действие внешних сил на тело уравнивается противодействием межатомных, стремящихся вернуть атомы в положение минимума потенциальной энергии.

Однако увеличение потенциальной энергии тела за счет смещения атомов из положения равновесия не происходит безгранично. При достижении определенного предела потенциальной энергии атомы получают возможность смещаться на расстояния большие, чем межатомные расстояния ненагруженного твердого тела. В этом случае после снятия внешних усилий атомы не возвращаются в свои исходные положения равновесия, а занимают новые положения устойчивого равновесия. Сумма смещений атомов в новые положения равновесия создает *пластическую деформацию* или остаточное изменение формы и размеров твердого тела в результате действия внешних сил.

Под нагрузкой атомы всегда смещены из положений равновесия, так как действие внешних сил уравнивается действием внутренних сил, вызванных смещением атомов из положений равновесия. Отсюда следует, что в условиях пластического деформирования *общая* (полная) *деформация* содержит как пластическую составляющую, так и упругую, исчезающую после снятия деформирующих сил.

Основным механизмом пластической деформации является движение дислокаций (*dislocatio* – смещение, перемещение). Осуществляется пластическая деформация скольжением и двойникованием (рис. 3.9).

При передвижении дислокации под воздействием приложенных напряжений порождают новые дислокации, вызывая большое число элементарных скольжений по плоскостям с наиболее плотной упаковкой, или взаимно уничтожаться. Скольжение возникает при больших степенях деформирования и начинается вдоль плоскостей, наиболее благоприятно ориентированных к

направлению сдвига. По мере увеличения степени деформирования, скольжение распространяется на менее благоприятно ориентированные плоскости.

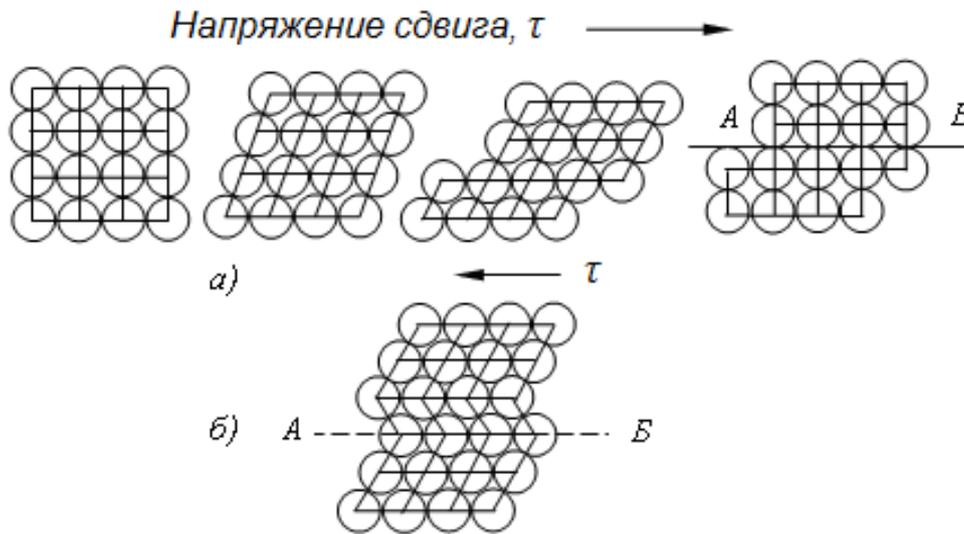


Рис. 3.9. Схема пластической деформации скольжением (а) и двойникованием (б)

Некоторые химически чистые металлы (Cu, Ni, Au, Ag и др.), особенно при динамической нагрузке и низких температурах деформируются путем двойникования. При двойниковании сдвиги происходят только в некотором ограниченном объеме кристалла и на определенную величину. В результате происходит согласованное перемещение группы атомов решетки, в положение, соответствующее зеркальному отображению исходной части кристалла.

В процессе деформирования изменяется форма зерен: округлые зерна заменяются вытянутыми в направлении деформации, и образуется так называемая *текстура* (*textura* – ткань, связь, строение) – анизотропная поликристаллическая или аморфная среда, состоящая из кристаллов или молекул с преимущественной ориентировкой. Текстуры могут быть осевыми – с предпочтительной ориентировкой элементов текстуры относительно одного особого направления, плоскими – с ориентировкой относительно особой плоскости и полными – при наличии особой плоскости и особого в ней направления (рис. 3.10). Текстура создает анизотропию свойств.

Как следует из диаграмм растяжения, при деформации сталей при комнатной температуре предел текучести увеличивается с ростом деформации, то есть материал в этих условиях упрочняется.

Упрочнение – изменение структуры и свойств металлического материала, вызванное пластической деформацией.

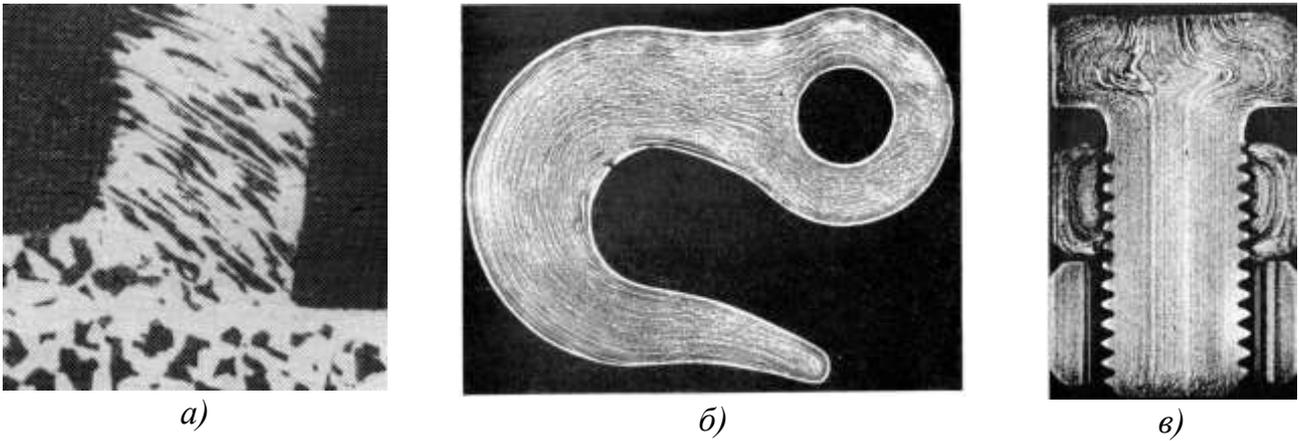


Рис. 3.10. Образование текстуры:

a – в стружке; *б* – в соединительном крюке железнодорожного вагона, полученного ковкой из куска катаного круга из среднеуглеродистой стали; *в* – в головке болта, полученной осадкой; в основной части, полученной вытяжкой, в гайках, из которых одна была выточена из пруткового проката, а другая откована

Наибольшую сопротивляемость пластическому деформированию, которая соответствует теоретической прочности, должен оказывать металл с очень малой плотностью дислокаций ρ . По мере увеличения плотности дислокаций ρ сопротивление пластическому деформированию уменьшается (рис. 3.11). Это происходит до достижения некоторого критического значения плотности дислокаций $\rho_{кр}$, когда начинается взаимодействие силовых полей, окружающих дислокации, что и вызывает увеличение сопротивления пластическому деформированию.

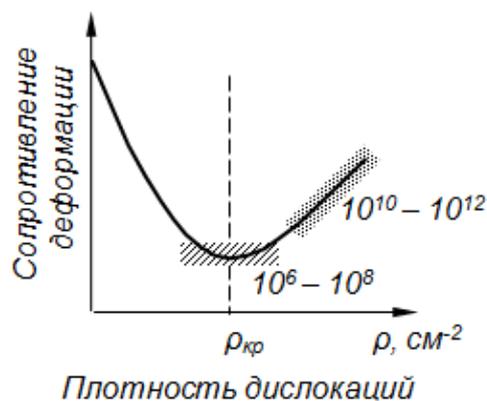


Рис. 3.11. Зависимость сопротивления деформированию от плотности дислокаций

Следовательно, увеличение сопротивления пластическому деформированию можно получить двумя путями: наклепом металла, т. е. прямым повышением плотности дислокаций, или доведением плотности дислокаций до очень малого значения.

Наклепом называется упрочнение металла при холодной пластической деформации. В результате наклепа прочность (σ_B , $\sigma_{0,2}$, твердость и др.) повышает-

ся, а пластичность и ударная вязкость (δ , ψ , KCU) уменьшаются. Упрочнение возникает вследствие увеличения числа дефектов кристаллической структуры, которые затрудняют движение дислокаций и, следовательно, повышают сопротивление деформации и уменьшают пластичность.

Наклеп является одним из важнейших способов изменения свойств, особенно для сплавов, не упрочняющихся термической обработкой, и для металлов, обладающих пластичностью. Методы упрочняющего воздействия можно разделить на поверхностные (обкатка роликами, дробеструйная обработка) и сквозные (прокатка листов, волочение проволоки). Обработка металлов резанием также приводит к наклепу и изменению структуры в тонком поверхностном слое, что необходимо учитывать при последующей эксплуатации изделий.

Таким образом, пластические деформации вызывают повышение плотности дислокаций, искажение кристаллической решетки и приводят к увеличению напряжения, при котором возможны дальнейшие деформации.

После холодной пластической деформации изменяются химические и физические свойства сплавов. Например, уменьшается коррозионная стойкость, магнитная проницаемость, увеличивается удельный объем, электросопротивление и коэрцитивная сила.

Второй способ – создание металлов и сплавов с бездефектной структурой – является более прогрессивным. В настоящее время получают кристаллы небольших размеров (длиной 2–10 мм и толщиной 0,5–2,0 мкм), так называемые «усы», практически без дислокаций, с прочностью, близкой к теоретической. Такие кристаллы нашли свое применение для армирования волокнистых композиционных материалов, в микроэлектронике и т. д.

Упрочненный металл обладает повышенным запасом внутренней энергии, т. е. находится в неравновесном состоянии. Для приведения металла в равновесное состояние его необходимо нагреть. При нагреве наклепанного металла в нем протекают следующие процессы:

- частичное восстановление структурного совершенства в результате уменьшения точечных дефектов за счет увеличения подвижности атомов (избыточные вакансии и межузельные атомы взаимодействуют между собой, а также поглощаются дислокациями при перераспределении последних при нагреве) и снижение внутренних напряжений (процесс *возврата*);

- уменьшение плотности дислокаций за счет аннигиляции противоположных по знаку дислокаций и образование субзерен (полигонов), свободных от линейных несовершенств, за счет выстраивания дислокационных стенок (процесс *полигонизации*);

- зарождение и рост новых равноосных зерен вместо ориентированной волокнутой структуры деформированного металла (процесс *рекристаллизации*) (рис. 3.12, *а*).

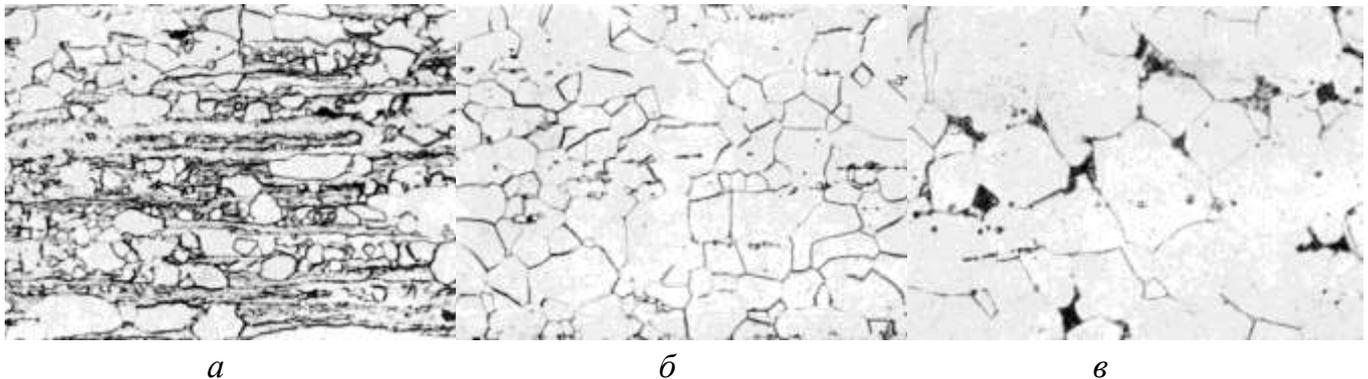


Рис. 3.12. Рекристаллизация холоднодеформированной стали:
а – зарождение новых мелких недеформированных зерен; *б* – конец первичной
 рекристаллизации; *в* – вторичная рекристаллизация

Процесс рекристаллизации начинается с образования зародышей новых зерен и заканчивается полным замещением деформированного зерна мелкими равноосными зернами (*первичная рекристаллизация*) (рис. 3.12, *б*), в результате чего полностью снимается наклеп, созданный при пластическом деформировании (снижаются прочность и твердость металла, и увеличивается его пластичность (рис. 3.13), металл приобретает равновесную структуру с минимальным количеством дефектов кристаллического строения. Плотность дислокаций после рекристаллизации снижается с 10^{10} – 10^{12} см^{-2} до 10^6 – 10^8 см^{-2} . При дальнейшем повышении температуры происходит увеличение размеров наиболее крупных зерен за счет присоединения мелких. С повышением температуры число крупных зерен постепенно растет, пока все мелкие зерна не окажутся присоединенными к крупным – процесс *вторичной (собирательной) рекристаллизации* (рис. 3.12, *в*).

Температуру начала рекристаллизации, при которой протекает рекристаллизация, происходит разупрочнение холоднодеформированного металла и восстановление его пластичности, называют *температурным порогом рекристаллизации* $T_{РЕК}$.

Эта температура не является постоянной физической величиной, как, например, температура плавления. Для данного металла (сплава) она зависит от длительности нагрева, степени предварительной деформации, величины зерна до деформации и т. д.

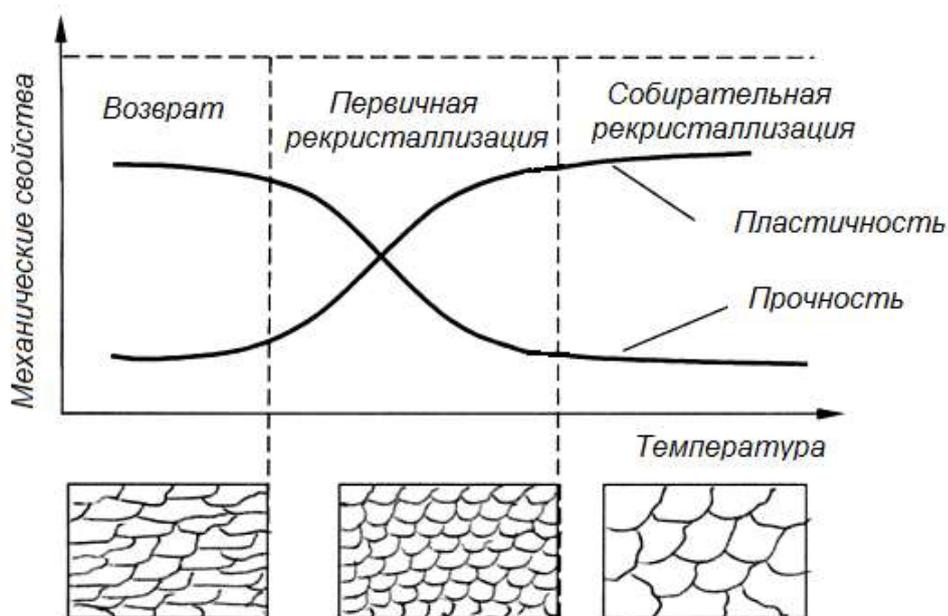


Рис. 3.13. Изменение прочности, пластичности и зернистого строения в процессе нагрева деформированного металла

Температурный порог рекристаллизации $T_{РЕК}$ для технически чистых металлов составляет примерно $0,4T_{ПЛ}$, для чистых металлов снижается до $0,3T_{ПЛ}$, а для сплавов возрастает до $0,5-0,6 T_{ПЛ}$.

Температурный порог рекристаллизации снижается с повышением степени деформации, увеличением длительности нагрева или уменьшением величины зерна до деформации.

Вопросы для самопроверки

1. Что называют кристаллической решеткой?
2. Что такое координационное число и каковы его величины для решеток ОЦК, ГЦК и ГПУ?
3. Какие виды точечных дефектов присутствуют в кристаллической решетке?
4. Что такое примесные атомы замещения (внедрения), твердые растворы замещения (внедрения)?
5. Что такое краевая дислокация и винтовая дислокация?
6. Что означает вектор Бюргерса дислокации?
7. Что такое плотность дислокаций и как она меняется в зависимости от состояния металла (сплава)?
8. Перечислите виды поверхностных дефектов.
9. Какие объемные дефекты могут присутствовать в металлах (сплавах)?

10. Перечислите основные фазы, образующиеся в сплавах в твердом состоянии.
11. Что называется кристаллизацией?
12. Нарисуйте температурные зависимости энергии Гиббса металла в жидком и твердом состояниях. Почему начало кристаллизации требует переохлаждения ниже точки пересечения этих кривых?
13. Перечислите формы кристаллов, растущих в расплаве. Чем обусловлена форма кристаллов?
14. Что такое зерно в слитке или отливке? Чем определяется форма и размер зерен?
15. Что такое полиморфное превращение?
16. Чем отличается структура сплава от фазового состава?
17. Нарисуйте типовые простейшие диаграммы равновесного состояния сплавов.
18. Постройте кривые охлаждения сплавов (рис. 3.14), следующих составов: 10% В, 90% А; 20% В, 80% А; 35% В, 65% А; 45% В, 55% А; 70% В, 30% А; 90% В, 10% А.

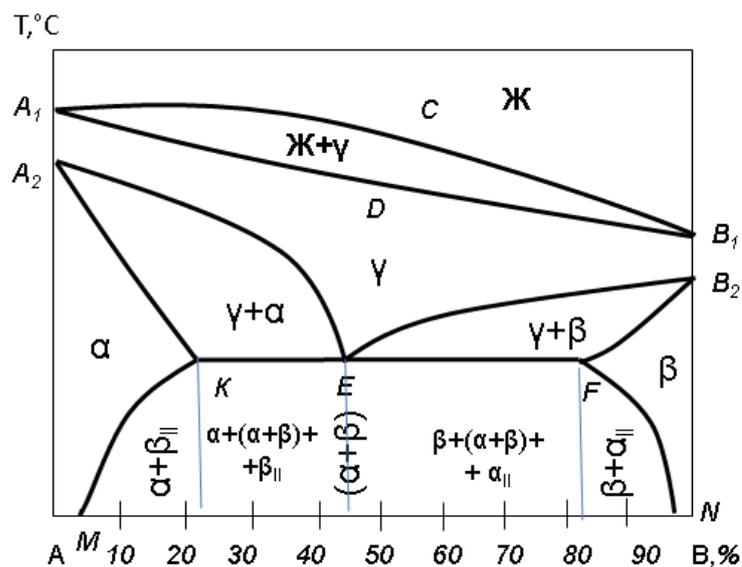


Рис. 3.14. Пример диаграммы

19. Что называется деформацией?
20. Перечислите основные механические свойства сплавов.
21. Какие механические свойства возможно определить при испытаниях на растяжение?
22. Что называется твердостью материала?
23. Перечислите основные методы определения твердости материалов.
24. Какой метод измерения твердости основан на вдавливании алмазного индентора в виде конуса с углом при вершине 120° ?

25. Какую механическую характеристику определяют при испытаниях на маятниковом копре?
26. Что называют рекристаллизацией?
27. Какие факторы влияют на температурный порог рекристаллизации?
28. Какая деформация называется холодной и горячей?

РАЗДЕЛ II. СТРУКТУРА, СВОЙСТВА И ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ЖЕЛЕЗОУГЛЕРОДИСТЫХ СПЛАВОВ

4. ДИАГРАММА «ЖЕЛЕЗО – УГЛЕРОД (ЦЕМЕНТИТ)»

4.1. КОМПОНЕНТЫ, ФАЗЫ И СТРУКТУРНЫЕ СОСТАВЛЯЮЩИЕ ЖЕЛЕЗОУГЛЕРОДИСТЫХ СПЛАВОВ

Диаграммы состояния систем конкретных компонентов (например, «Железо – углерод», «Медь – алюминий» и др.) редко являются простейшими (типовыми) диаграммами. Они, как правило, являются сложными (комбинированными) диаграммами, в строении которых нужно уметь выделить простейшие (типовые) части их.

Рассмотрим диаграмму состояния «Железо – углерод (цементит)» (« $Fe - Fe_3C$ ») (рис. 4.1), основными компонентами которой являются железо и углерод. Температура плавления железа $1539\text{ }^{\circ}\text{C}$. В твердом состоянии оно может находиться в двух модификациях: α (решетка ОЦК) и γ (решетка ГЦК). Модификация Fe_{α} существует при температурах до $911\text{ }^{\circ}\text{C}$ и от 1392 до $1539\text{ }^{\circ}\text{C}$. Важной особенностью Fe_{α} является его ферромагнетизм ниже температуры $768\text{ }^{\circ}\text{C}$ (точка Кюри). Модификация Fe_{γ} существует в интервале температур $911\text{--}1392\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Углерод имеет ряд полиморфных модификаций: графит, алмаз, карбин, фуллерен, фуллерит, графен и другие.

Графит – минерал из класса самородных элементов. Структура слоистая, состоят из шестиугольных слоев атомов углерода.

Графит хорошо проводит электрический ток. В отличие от алмаза обладает низкой твёрдостью (1–2 по шкале Мооса). Плотность $2,08\text{--}2,23\text{ г/см}^3$. Цвет серый, блеск металлический. Устойчив при нагревании в отсутствие воздуха (температура плавления графита под давлением свыше 100 атм. – около плюс $4000\text{ }^{\circ}\text{C}$).

Главные отличительные черты *алмаза* – высочайшая среди минералов твёрдость, наиболее высокая теплопроводность среди всех твердых тел. Плотность $3,5\text{--}3,53\text{ г/см}^3$. Алмаз является диэлектриком. У алмаза очень низкий коэффициент трения по металлу на воздухе – всего $0,1$, что связано с образованием на поверхности кристалла тонких пленок адсорбированного газа, играющих роль своеобразной смазки. Когда такие пленки не образуются, коэффициент трения возрастает и достигает $0,5\text{--}0,55$. Низкий коэффициент трения обуславливает исключительную износостойкость алмаза на стирание. Для алмаза также

характерны самый высокий (по сравнению с другими известными материалами) модуль упругости и самый низкий коэффициент сжатия.

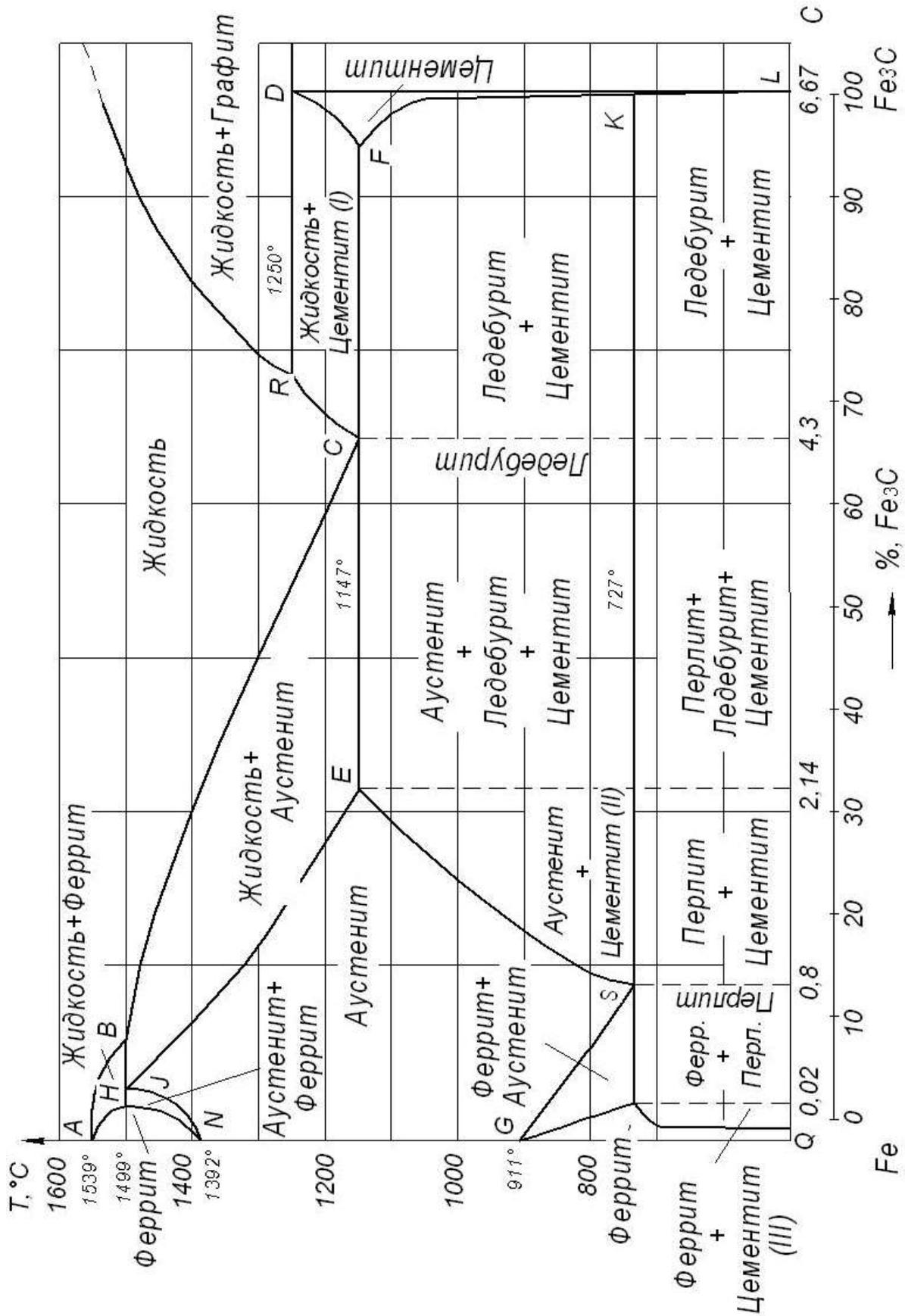


Рис. 4.1. Диаграмма состояния сплавов системы «Железо – углерод (цементит)»

Другая модификация углерода – *лонсдейлит* или алмаз гексагональный. Под действием огромных температур и давления происходит превращение графита в алмаз, но при этом гексагональная решётка графита сохраняется. В течение долгого времени лонсдейлит искусственно получали только из графита под воздействием колоссального сжатия. Позже было доказано, что «гексагональный алмаз» также может быть получен из традиционного кубического алмаза.

Элементарная ячейка алмаза содержит восемь атомов углерода, а лонсдейлита – четыре. Плотность – 3,51–5,52 г/см³. Твердость составляет 7–8 единиц по шкале Мооса. Обычные размеры лонсдейлита – это кристаллы, видимые под микроскопом. Практическое использование маловероятно на сегодняшний день из-за сложности его получения.

Карбин представляет собой мелкокристаллический порошок чёрного цвета (плотность 1,9–2 г/см³), обладает полупроводниковыми свойствами. Получен в искусственных условиях из длинных цепочек атомов углерода, уложенных параллельно друг другу. Карбин – линейный полимер углерода. Карбин обладает полупроводниковыми свойствами, причём под воздействием света его проводимость сильно увеличивается. На этом свойстве основано его практическое применение – в фотоэлементах.

Еще одной модификацией элементарного углерода является *фуллерен* – молекулярное соединение, представляющее собой выпуклые замкнутые многогранники, составленные из чётного числа трёхкоординированных атомов углерода (рис. 4.2).

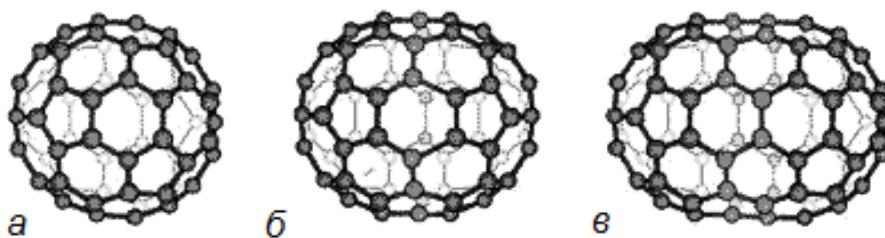


Рис. 4.2. Некоторые представители семейства фуллеренов:
а – C₆₀; б – C₇₀; в – C₈₀

Основным способом получения фуллеренов в настоящий момент является их искусственный синтез. Установлено, в частности, что фуллерены в значительном количестве содержатся в саже, образующейся в дуговом разряде при сварке графитовыми электродами.

При нормальных условиях (300 К) молекулы фуллерена могут образовывать *фуллерит* – молекулярные кристаллы с гранцентрированной кубической кристаллической решёткой, в каждом узле которой находится не отдельный

атом, а молекула фуллерена (рис. 4.3). Плотность фуллерита составляет $1,7 \text{ г/см}^3$, что значительно меньше плотности графита ($2,3 \text{ г/см}^3$), и, тем более, алмаза ($3,5 \text{ г/см}^3$). Это связано с тем, что молекулы фуллерена, расположенные в узлах решётки фуллерита, полые.

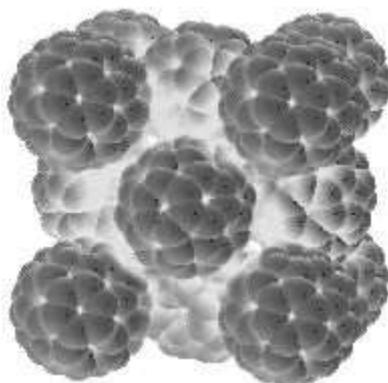


Рис. 4.3. Элементарная ячейка фуллерита

Графен – двумерная полиморфная модификация углерода, образованная слоем атомов углерода толщиной в один атом, соединенных в гексагональную двумерную кристаллическую решётку. Его можно представить как одну плоскость графита, отделённую от объёмного кристалла (рис. 4.4). Графен обладает большой механической жёсткостью и хорошей теплопроводностью ($\sim 1 \text{ ТПа}$ и $\sim 5 \times 10^3 \text{ Вт/(м} \cdot \text{К)}$ соответственно). Высокая подвижность носителей заряда делает его перспективным материалом для использования в самых различных приложениях, в частности, как будущую основу наноэлектроники и возможную замену кремния в интегральных микросхемах.

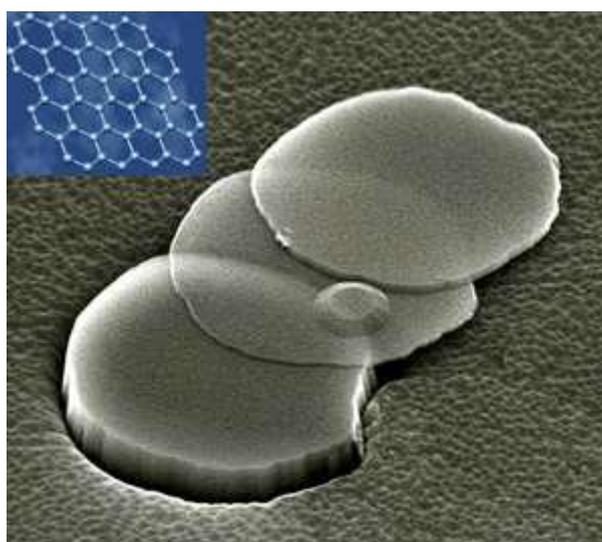


Рис. 4.4. Пластинки графена

Железо с углеродом образует растворы внедрения. Растворимость углерода в железе зависит от температуры и от того, в какой кристаллической форме существует железо. Твердый раствор углерода в Fe_α называется *ферритом*, а в Fe_γ – *аустенитом*.

Содержание углерода в диаграмме «Железо – углерод» ограничивается 6,67 %, так как при этой концентрации образуется химическое соединение Fe_3C – *цементит*. Так как на практике применяют железоуглеродистые сплавы с содержанием углерода не более 5 %, то цементит является вторым компонентом рассматриваемой диаграммы. Цементит – неустойчивое химическое соединение, и при определенных условиях он распадается с образованием свободного углерода в виде графита. Этот процесс имеет важное практическое значение для получения высокоуглеродистых сплавов – серых чугунов.

Координаты характерных точек диаграммы «Железо – цементит» приведены в таблице 4.1.

Преобразования в сплавах системы « $Fe - Fe_3C$ » происходят как при затвердевании жидкой фазы, так и в твердом состоянии.

Таблица 4.1

Критические точки диаграммы «Железо – цементит»

Обозначение точки	$T, ^\circ C$	$C, \%$	Обозначение точки	$T, ^\circ C$	$C, \%$
A	1539	0	F	1447	6,67
H	1499	0,1	G	911	0
I	1499	0,16	P	727	0,02
B	1499	0,51	S	727	0,8
N	1392	0	K	727	6,67
D	1250	6,67	Q	≈ 600	0,01
E	1147	2,14	L	≈ 600	6,67
C	1147	4,3	R	1250	4,8

Первичная кристаллизация идет в интервале температур, определяемых линиями $ABCR$ (ликвидус) и $AHIECFD$ (солидус). Вторичная кристаллизация вызвана превращением железа одной модификации в другую и переменной растворимостью углерода в аустените и феррите, при понижении температуры растворимость уменьшается. Избыток углерода из твердых растворов выделяется в виде цементита. Линии ES и PQ характеризуют изменение концентрации углерода в аустените (ES) и феррите (PQ).

В системе « $Fe - Fe_3C$ » происходят четыре изотермических превращения: при $t = 1499 ^\circ C$, линия HIB – перитектическое превращение:



при $t = 1250 \text{ }^\circ\text{C}$, линия RD – перитектическое превращение:



при $t = 1147 \text{ }^\circ\text{C}$, линия ECF – эвтектическое превращение:



при $t = 727 \text{ }^\circ\text{C}$, линия PSK – эвтектоидное превращение:



Структурными составляющими данной системы являются: графит (Γ), феррит (Φ), аустенит (A), цементит (Ц), перлит (П), ледебурит (Л).

Графит – одна из полиморфных модификаций углерода. Свойства графита были рассмотрены выше.

Феррит – твердый раствор внедрения углерода в Fe_α , – мягкая, пластичная фаза ($\sigma_B = 300 \text{ МПа}$, $\delta = 40 \%$, $\psi = 70 \%$, $650\text{--}1000 \text{ НВ}$). Различают низкотемпературный и высокотемпературный феррит. Предельная концентрация углерода в низкотемпературном феррите $0,02 \%$ (точка P), в высокотемпературном – $0,1 \%$ (точка H). Феррит магнитен до $768 \text{ }^\circ\text{C}$ (линия MO).

Аустенит – твердый раствор внедрения углерода в Fe_γ , – более твердый и пластичный ($\delta = 40\text{--}50 \%$, $2000\text{--}2500 \text{ НВ}$), не магнитен. Предельная концентрация углерода достигает $2,14 \%$ (точка E).

Цементит – химическое соединение Fe_3C , – имеет сложную кристаллическую решетку. Температура плавления цементита точно не установлена и колеблется от 1250 до $1700 \text{ }^\circ\text{C}$ (по данным различных источников). Полиморфных превращений не испытывает, но при низких температурах слабо ферромагнитен. Цементит имеет высокую твердость (8000 НВ), но практически нулевую пластичность.

Перлит – эвтектоидная смесь феррита и цементита, – чаще всего имеет пластичное строение, при котором кристаллы цементита перемежаются с кристаллами феррита, и является прочной структурной составляющей ($\sigma_B = 800\text{--}900 \text{ МПа}$, $\delta = 16 \%$, 1800 НВ).

Ледебурит – эвтектическая смесь аустенита и цементита в интервале температур $1147\text{--}727 \text{ }^\circ\text{C}$, а ниже линии SK ($727 \text{ }^\circ\text{C}$) – смесь перлита и цементита. Ледебурит имеет высокую твердость $> 6000 \text{ НВ}$, но хрупок.

Железоуглеродистые сплавы подразделяют на техническое железо, стали и чугуны.

Техническое железо – сплавы железа с углеродом, содержащие до $0,02 \%$ C .

Стали – сплавы железа с углеродом, содержащие от $0,02$ до $2,14 \%$ C .

Чугуны – сплавы железа с углеродом, содержащие свыше $2,14 \%$ C .

Стали подразделяются на *доэвтектоидные* (содержание углерода от 0,02 до 0,8 %, структура $\Phi + \text{П}$), *эвтектоидные* (содержание углерода 0,8 %, структура П), *заэвтектоидные* (содержание углерода от 0,8 до 2,14 %, структура $\text{П} + \text{Ц}_{\text{II}}$). Чугуны подразделяются на *доэвтекктические* (содержание углерода от 2,14 до 4,3 %, структура $\text{П} + \text{Л} + \text{Ц}_{\text{II}}$), *эвтекктические* (содержание углерода 4,3 %, структура Л), *заэвтекктические* (содержание углерода от 4,3 до 6,67 %, структура $\text{Л} + \text{Ц}_{\text{I}}$).

4.2. ИЗМЕНЕНИЯ СТРУКТУРЫ СТАЛЕЙ ПРИ ОХЛАЖДЕНИИ

Большинство технологических операций (термическая обработка, обработка давлением и др.) проводят в твердом состоянии. Ниже рассматриваются превращения, протекающие в железоуглеродистых сплавах при охлаждении из однофазной аустенитной области.

По содержанию углерода различают однофазное (сплав I) и двухфазное (сплав II) техническое железо (рис. 4.5).

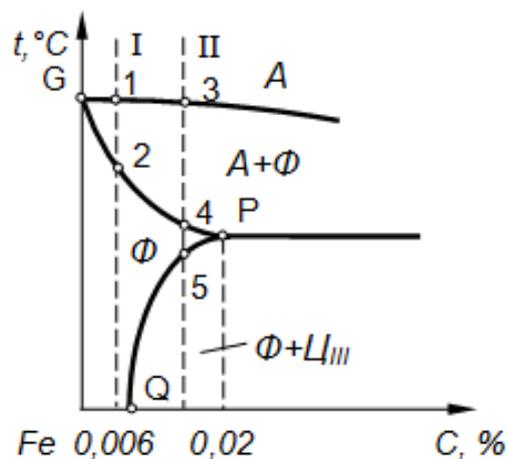


Рис. 4.5. Часть диаграммы состояния «Fe – Fe₃C» для сплавов, не испытывающих эвтектоидное превращение

При охлаждении сплава I от температуры точки 1 до температуры точки 2 происходит перекристаллизация аустенита в феррит. Микроструктура однофазного сплава представлена на рис. 4.6, а.

При охлаждении сплава II после образования феррита (точки 4–5), начиная с температуры точки 5, происходит выделение из феррита кристаллов третичного цементита. Этот процесс вызван уменьшением растворимости углерода в феррите (линия PQ на диаграмме). Структура сплава состоит из феррита и цементита в виде прослоек по границам ферритных зерен (рис. 4.6, б).

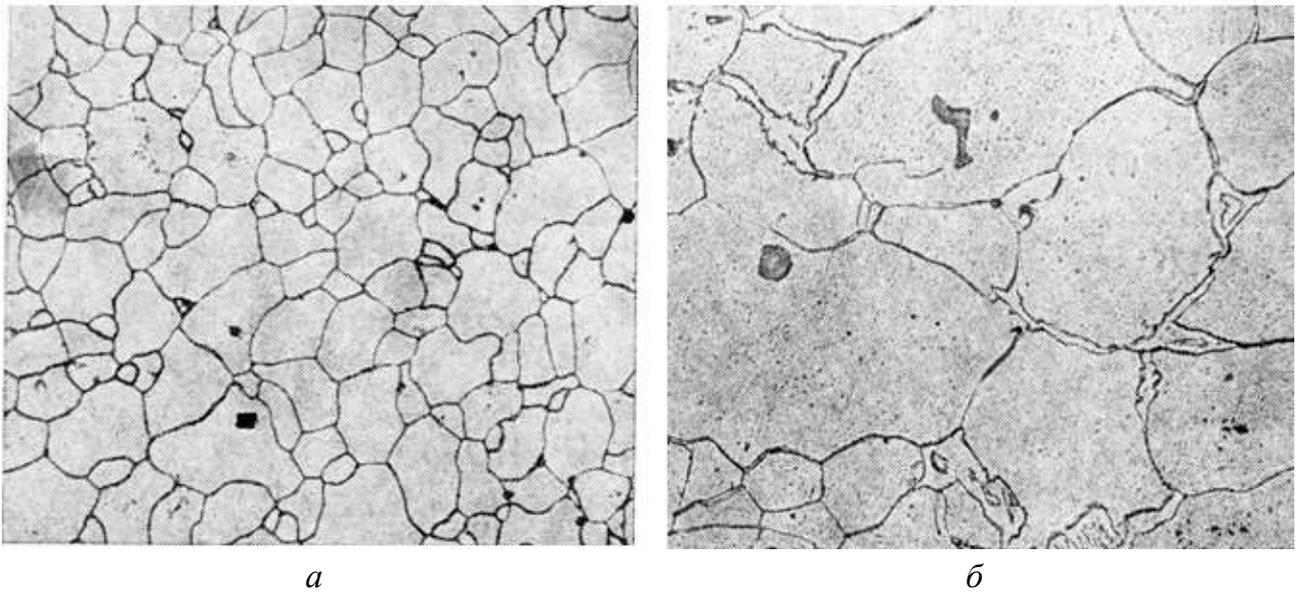


Рис. 4.6. Микроструктура однофазного (а) и двухфазного (б) технического железа

Рассмотренные сплавы широкого применения в промышленности не имеют, в отличие от других железоуглеродистых сплавов – сталей и чугунов.

Рассмотрим превращения при охлаждении аустенита, содержание углерода в котором находится в пределах 0,02–2,14 % (рис. 4.7).

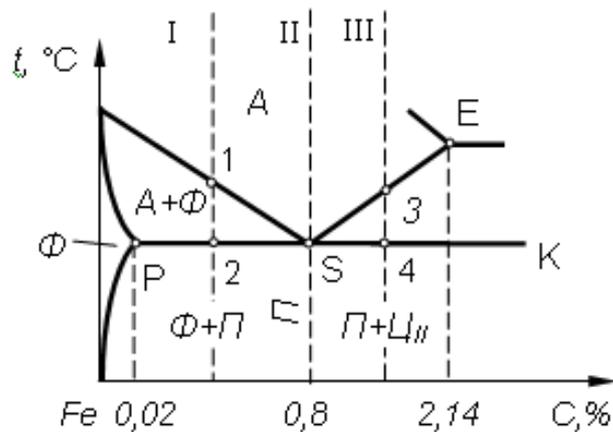


Рис. 4.7. Часть диаграммы состояния «Fe – Fe₃C» для сплавов, испытывающих эвтектоидное превращение

Сплав II с содержанием углерода 0,8 % называется *эвтектоидной сталью*. В ней по линии *PSK* происходит эвтектоидное превращение, т. е. из аустенита выделяются феррит и цементит. Смесь двух фаз называют *перлитом* (рис. 4.8, б). Эвтектоидное превращение идет при постоянной температуре ≈ 727 °С.

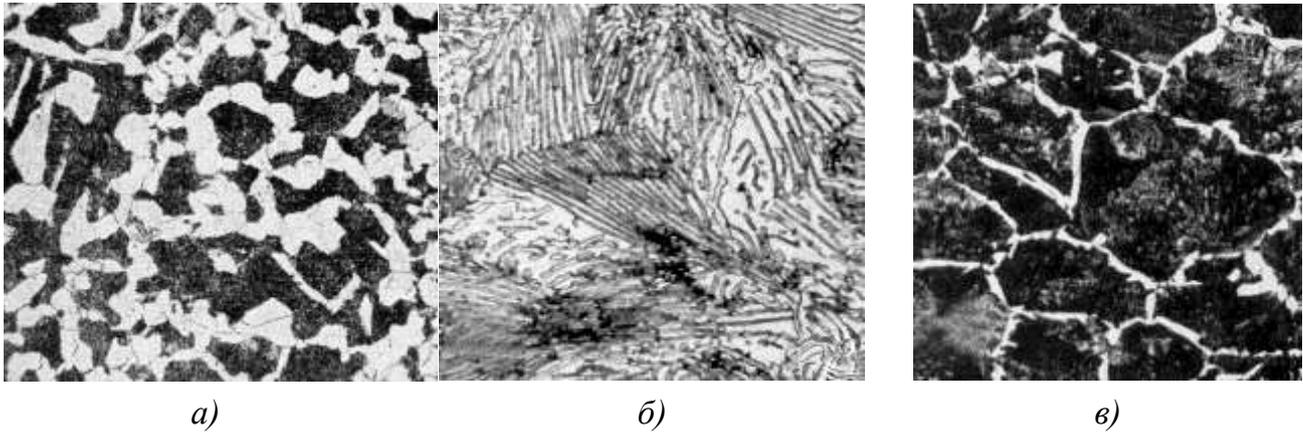


Рис. 4.8. Микроструктура доэвтектоидной (а), эвтектоидной (б) и заэвтектоидной (в) стали

Сплав I с содержанием углерода менее 0,8 % называют *доэвтектоидной сталью*. В интервале температур точек 1 – 2 имеем частичное превращение аустенита в феррит. При температуре точки 2 (на линии PSK) происходит эвтектоидное превращение аустенита в перлит. Конечная структура доэвтектоидной стали состоит из феррита и перлита (рис. 4.8, а). Количество феррита и перлита зависит от содержания углерода в стали. Чем больше углерода, тем больше в структуре стали перлита.

Сплав III с содержанием углерода более 0,8 % называют *заэвтектоидной сталью*. В интервале температур точек 3 – 4 из аустенита выделяется вторичный цементит. Этот процесс вызван уменьшением растворимости углерода в аустените согласно линии ES диаграммы. При температуре точки 4 на линии PSK происходит эвтектоидное превращение аустенита в перлит. Конечная структура заэвтектоидной стали состоит из перлита и цементита (рис. 4.8, в).

4.3. ИЗМЕНЕНИЯ СТРУКТУРЫ ЧУГУНОВ ПРИ ОХЛАЖДЕНИИ

Железоуглеродистые сплавы с содержанием углерода более 2,14 %, имеющие в своей структуре цементит, называются *белыми чугунами*. Рассмотрим превращение в чугунах (рис. 4.9).

Сплав II с содержанием углерода 4,3 %, называемый *эвтектическим чугуном*, кристаллизуется по эвтектоидной реакции с одновременным выделением двух фаз: аустенита состава точки E и цементита. Образующаяся смесь называется *ледебуритом*.

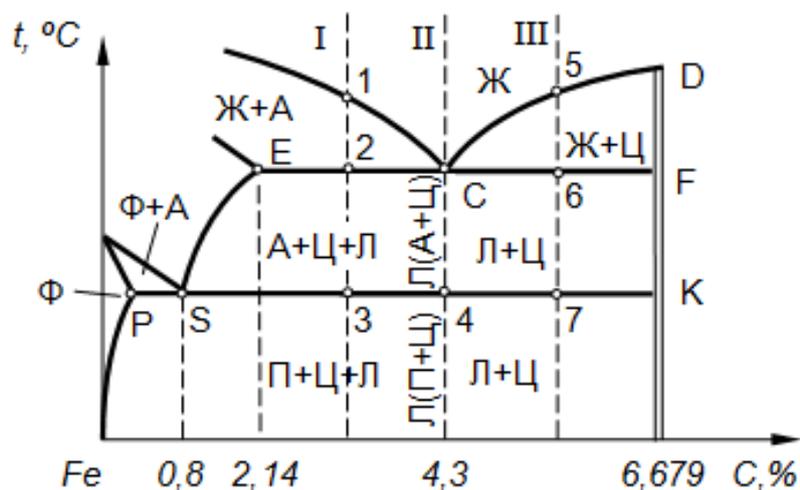


Рис. 4.9 Часть диаграммы состояния «Fe – Fe₃C» для чугунов

При дальнейшем охлаждении концентрация углерода в аустените изменяется по линии ES вследствие выделения вторичного цементита и к температуре эвтектоидного превращения принимает значение 0,8 % C. При температуре линии PSK (727 °C) аустенит в ледебурите претерпевает эвтектоидное превращение в перлит. Конечная структура эвтектического чугуна представляет собой ледебуритную смесь из перлита и цементита (рис. 4.10, а).

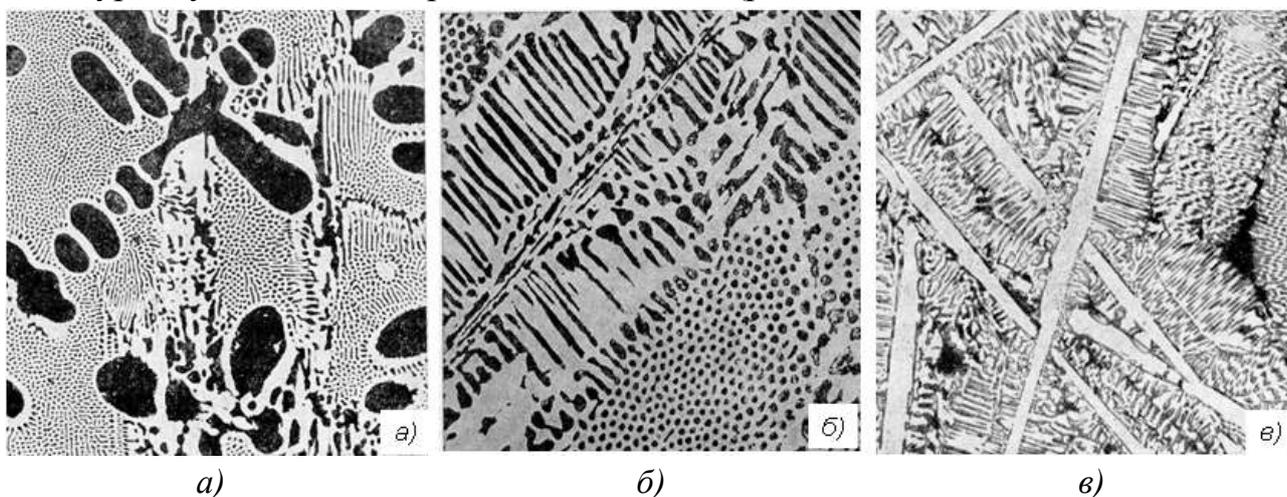


Рис. 4.10. Микроструктуры доэвтектического (а), эвтектического (б) и заэвтектического (в) чугуна

Сплав I с содержанием углерода 2,14–4,3 % называется *доэвтектическим чугуном*. Кристаллизация начинается с выделения аустенита из жидкого раствора. Этот процесс идет в интервале температур точек 1 – 2. При температуре точки 2 образуется эвтектика (ледебурит). При дальнейшем охлаждении из аустенита, структурно свободного и входящего в ледебурит, выделяется вторичный цементит. Обедненный вследствие этого аустенит при 727 °C (линия

PSK) превращается в перлит. Конечная структура доэвтектического чугуна состоит из перлита, цементита и ледебурита (рис. 4.10, б).

Сплав III с содержанием углерода более 4,3 % называется *заэвтектическим чугуном*. Кристаллизация начинается с выделения из жидкого раствора цементита первичного. Этот процесс идет в интервале температур точек 5 – 6. Кристаллизация закачивается при температуре точки 6 (линия ECF) эвтектическим превращением с образованием перлита. При дальнейшем охлаждении превращения в твердом состоянии такие же, как в сплаве I. Конечная структура заэвтектического чугуна состоит из цементита и ледебурита (рис. 4.10, в).

4.4. КЛАССИФИКАЦИЯ И СВОЙСТВА УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ

Согласно диаграмме «Fe – Fe₃C», сталь – это железоуглеродистый сплав, содержащий до 2,14 % углерода. В сталях, которые применяются в машиностроении, реальное содержание углерода не превышает 1,4 %.

По химическому составу стали делятся на *углеродистые* и легированные. По содержанию углерода – на *низкоуглеродистые* (до 0,25 % C), *среднеуглеродистые* (0,3–0,55 % C) и *высокоуглеродистые* (свыше 0,6 % C). В промышленных марках стали содержится ряд элементов в виде примесей, которые остались в металле при ее получении на металлургическом заводе. Такими примесями являются марганец, кремний, сера, фосфор, газы и случайные примеси.

Углерод, концентрация которого в конструкционных сталях достигает 0,7 %, в инструментальных – 1,3 %, оказывает определенное влияние на их свойства. Углерод способствует снижению пластичности стали, развитию хладноломкости, уменьшению ударной вязкости, ухудшению свариваемости, увеличению твердости и прочности стали.

Предел прочности достигает максимального значения при содержании C около 0,9 %; при большем содержании углерода прочность уменьшается за счет появления вторичного цементита, вызывающего охрупчивание стали.

У сталей с повышенным и высоким содержанием углерода снижаются пластические свойства и затрудняется холодная пластическая деформация из-за опасности возникновения трещин, так как при повышении содержания углерода происходит увеличение количества перлита в доэвтектоидной стали и, соответственно, уменьшение количества мягкого феррита.

При изготовлении сварных конструкций также стараются использовать низкоуглеродистые стали (<0,2 % C), которые не подвергаются закалке.

Сера является вредной примесью в сталях. Она присутствует в виде сульфида железа FeS. Это соединение совместно с аустенитом образует эвтектику, которая плавится при температуре 985 °С. Эта эвтектика располагается по границам зерен и *вызывает снижение прочности, охрупчивание при температуре*

выше 800 °С. При нагревании стали до 1000–1200 °С FeS плавится, вызывая разрушение по границам зерен и образование трещин. Это явление называется *красноломкостью* и создает трудности при горячей обработке давлением сталей с высоким содержанием серы. Взаимодействуя с марганцем, сера образует MnS с температурой плавления 1620 °С. Сульфид марганца пластичен и при горячей обработке давлением вытягивается в направлении деформации, но, не оказывая влияния на статическую прочность стали, снижает динамическую и усталостную прочность, а также износостойкость. Кроме того, при кристаллизации слитка сера склонна накапливаться в отдельных участках (ликвидировать), поэтому содержание серы в стали строго ограничивают 0,05 %. Положительное влияние серы проявляется в улучшении обрабатываемости резанием.

Фосфор в большинстве случаев считается вредной примесью. Он растворяется в феррите, упрочняет его, но вызывает хладноломкость – снижение вязкости по мере понижения температуры. Содержание фосфора в количестве всего 0,01 % повышает порог хладноломкости на 25 °С. Хрупкость стали, вызванная фосфором, тем выше, чем больше в ней углерода. Предельно допустимое количество фосфора в стали – 0,05 %.

Газы – кислород, азот и водород – вредные скрытые примеси. Их влияние наиболее сильно проявляется в снижении пластичности и склонности стали к хрупкому разрушению. Кислород и азот растворяются в феррите в очень малом количестве и загрязняют сталь неметаллическими включениями (оксидами, нитридами). Оксиды, в отличие от сульфидов, хрупки и при горячей обработке не деформируются.

Водород находится в твердом растворе или скапливается в порах и на дислокациях. Он образует в сталях *флокены* – внутренние надрывы в виде мелких трещин, что приводит к охрупчиванию стали.

Количество газов в сталях ограничивается тысячными долями процента. Уменьшение количества газов в сталях достигается выплавкой стали в вакууме или с использованием электрошлакового переплава и другими способами.

Марганец – полезная примесь, вводится в сталь в качестве раскислителя и сохраняется в ней в количестве 0,3–0,8 %. Марганец уменьшает вредное влияние серы и кислорода, повышает твердость и прокаливаемость стали.

Кремний также используется как раскислитель при выплавке стали. Он способствует увеличению предела текучести и предела прочности отожженной стали, повышает прокаливаемость, способствует магнитным превращениям. Его количество не превышает 0,4 %. Кремний, как и марганец, в основном растворяется в феррите по типу замещения. Однако и Mn и Si резко снижают вязкость феррита.

Алюминий является наиболее сильным раскислителем. Образующиеся частицы оксида алюминия Al_2O_3 тугоплавки и распределяются в слитке стали в виде тонкой взвеси. Эти частицы являются центрами кристаллизации и, соответственно, позволяют получать мелкозернистую структуру. Мелкое зерно существенно повышает коэффициент ударной вязкости при низких температурах.

Случайные примеси попадают в сталь из вторичного сырья или из руды. Стали, выплавленные из уральских руд, содержат 0,3 % меди. Из скрапа в сталь попадают сурьма, олово и другие металлы.

На долю углеродистых сталей приходится около 80 % общего объема выпуска сталей. Углеродистые стали более дешевые и имеют удовлетворительные механические свойства с хорошей обрабатываемостью резанием и давлением. Существенным недостатком углеродистых сталей является небольшая прокаливаемость, что значительно ограничивает размер деталей, упрочняемых термической обработкой. Углеродистые конструкционные стали выпускаются двух видов: обыкновенные и качественные.

Углеродистые *стали обыкновенного качества* (ГОСТ 380–94) имеют повышенное содержание вредных примесей, а также газонасыщение и загрязненность неметаллическими включениями, так как их выплавляют в большом количестве. Эти стали преимущественно используют в строительстве и поставляют горячекатаными в виде прутка, листа, уголка, швеллера и др.

Стали маркируются сочетанием букв «Ст» и цифры от 0 до 6, показывающей номер марки. Степень раскисления обозначают добавлением букв: «сп» – спокойная, «пс» – полуспокойная, «кп» – кипящая. Спокойными и полуспокойными производят стали Ст1–Ст6, кипящими – Ст1–Ст4. Марку Ст0 по степени раскисления не разделяют. Три марки стали производят с повышенным (0,8–1,1 %) содержанием марганца, на что указывает буква «Г».

Степень раскисления определяет различное содержание газов в стали и, следовательно, порог хладноломкости и возможную температуру эксплуатации. Более надежны спокойные стали. Механические свойства горячекатаных сталей обыкновенного качества регламентирует ГОСТ 535–88. Прокат из углеродистых сталей обыкновенного качества предназначен для изготовления различных металлоконструкций, а также слабонагруженных деталей машин и приборов. Более прочные стали марок 4, 5, 6 используются в котло-, мосто- и судостроении.

Примеры сталей обыкновенного качества: Ст1кп, Ст3пс, Ст4сп, Ст3Гпс, Ст5пс.

Углеродистые качественные стали характеризуются более низким содержанием вредных примесей и неметаллических включений. Их поставляют в виде проката, поковок и других полуфабрикатов с гарантированным химическим

составом и механическими свойствами. Маркируют их по ГОСТ 1050–88 двузначными числами (08, 10, 20, ... , 60), обозначающими среднее содержание углерода в сотых долях процента, например: сталь 45 содержит 0,45 % углерода. Спокойные стали маркируются только цифрой 15, 20, 45; кипящие обозначают 08кп, 10кп, 15кп, 18кп, 20кп; полуспокойные – 08пс, 10пс, 15пс, 20пс.

Качественные стали находят самое широкое применение в машиностроении, так как в зависимости от содержания углерода и термической обработки обладают разнообразными механическими и технологическими свойствами.

Малопрочные и высокопластичные стали 08, 08кп, 10, 15 используют для холодной штамповки и глубокой вытяжки. Тонколистовую сталь 08кп широко применяют для кузовных деталей автомобилей. Цементуемые стали 15, 20, 25 предназначены для изготовления деталей малого размера (кулачки, толкатели, шестерни), для которых требуются твердая износостойкая поверхность и вязкая сердцевина. Эти свойства достигаются насыщением поверхностного слоя углеродом и последующей термической обработкой – закалкой и низким отпуском.

Среднеуглеродистые стали 30, 35, 40, 45, 50 отличаются высокой прочностью, но меньшей пластичностью. Их применяют после улучшения, нормализации и поверхностной закалки. Номенклатура деталей из этих сталей очень разнообразна: шатуны, коленчатые валы, зубчатые колеса, маховики, оси, толкатели и т. д.

Высокоуглеродистые стали с высокой концентрацией углерода (свыше 0,6 % С) преимущественно применяют в качестве рессорно-пружинных (50, 55, 60 и т. д.) и инструментальных (У7, У8А, ..., У12). Конструкционные стали подвергают закалке и среднему отпуску на структуру троостита для получения высоких упругих и прочностных свойств ($\sigma_s > 800$ МПа). Стали используют для силовых упругих элементов – плоских и круглых пружин, рессор, упругих колец и других деталей пружинного типа.

Углеродистые инструментальные стали используют для изготовления недорогого ударного и режущего инструмента. Такие стали подвергаются закалке и низкому отпуску для получения высокой твердости и износостойкости.

Углеродистые инструментальные стали маркируют следующим образом: впереди ставят букву У, за ней цифру, обозначающую среднее содержание углерода, выраженное в десятых долях процента. Например, сталь с содержанием 0,66–0,73 % С обозначают как сталь У7, сталь с содержанием 0,96–1,03 % С – сталь У10 и т. д. Для обозначения высококачественной углеродистой инструментальной стали в конце марки ставят букву А, например, сталь У8 – качественная, а сталь У8А – высококачественная.

4.5. КЛАССИФИКАЦИЯ И СВОЙСТВА ЧУГУНОВ

Чугунами называются железоуглеродистые сплавы, содержащие более 2,14 % углерода и, согласно диаграмме «Fe – Fe₃C», затвердевающие с образованием эвтектики. Благодаря хорошим литейным свойствам, достаточной прочности, износостойкости при относительно низкой стоимости чугуны получили широкое распространение в машиностроении. Их применяют при получении отливок сложной формы, если отсутствуют высокие требования к размерам деталей и их массе.

Выплавляют чугун в доменных печах и получают передельные (белые), специальные (ферросплавы) и литейные (серые) чугуны. Существенное влияние на образование структуры чугуна оказывает скорость охлаждения отливки, которая становится тем меньше, чем больше толщина стенки отливки. С увеличением скорости охлаждения отливки количество цементита в структуре чугуна возрастает, а с уменьшением ее в структуре чугуна увеличивается содержание графита. Поэтому при одном и том же химическом составе чугуна отливка, имеющая разную толщину стенок, будет иметь разную микроструктуру, а следовательно, и механические свойства. В зависимости от того, в какой форме находится углерод в сплавах, различают белые, серые, высокопрочные и ковкие чугуны.

Если весь углерод, входящий в состав чугуна, находится в связанном виде как химическое соединение Fe_3C , то такой чугун называется *белым*. Его излом светлый, с металлическим блеском, отчего и происходит название. По структуре белые чугуны подразделяются на доэвтектические, эвтектические и заэвтектические. Любой белый чугун содержит эвтектику (ледебурит), которая в момент образования состоит из аустенита и цементита, а при охлаждении ниже 727 °С – из перлита и цементита.

Большое количество цементита в структуре придает белым чугунам высокую твердость 4500–5500 МПа, износостойкость, хрупкость. Из-за очень низкой пластичности и плохой обрабатываемости резанием белые чугуны ограничено применяются в машиностроении.

Для получения белого чугуна необходимо быстрое охлаждение отливки при минимальном количестве кремния и присутствие отбеливающих элементов – марганца или хрома. При таких условиях зарождение кристаллов графита становится невозможным и весь углерод идет на образование цементита.

Ограниченное применение имеют отбеленные чугуны – отливки, у которых сердцевина имеет структуру серого чугуна, а поверхностный слой имеет структуру белого чугуна. Так можно изготовить валки прокатных станов, тор-

мозные колодки, шары мельниц для размола горных пород, лемеха плугов и другие детали, на поверхности которых требуется высокая износостойкость.

Придать обрабатываемость белым чугунам можно только после того, как цементит распадется на графит и феррит. Графит обеспечивает пониженную твердость, хорошую обрабатываемость резанием, высокие антифрикционные свойства вследствие низкого коэффициента трения. Но включения графита снижают прочность и пластичность сплава. Серые, высокопрочные и ковкие чугуны различаются условиями образования графитных включений.

Серым называется чугун с пластинчатой формой графита. Его излом темно-серый, без блеска, отчего и происходит название. Серый чугун – сплав сложного состава, содержащий основные элементы: Fe, C, Si и постоянные примеси: Mn, P, S. Содержание этих элементов находится в следующих пределах: 2,2–3,7 % C; 1,0–3,0 % Si; 0,2–1,1 % Mn; 0,02–0,2 % S; 0,02–0,3 % P.

Углерод оказывает влияние на качество чугуна. Чем выше концентрация углерода, тем больше выделений графита и ниже механические свойства чугуна, но пониженное содержание углерода приводит к ухудшению литейных свойств. Поэтому для толстостенных отливок применяют чугун с более низким содержанием углерода, а для тонкостенных – с более высоким. Максимальное содержание углерода в серых чугунах ограничивается доэвтектической концентрацией.

Кремний обладает сильным графитизирующим действием – способствует выделению графита при кристаллизации чугуна и разложению выделяющегося цементита.

Марганец затрудняет графитизацию чугуна, но улучшает механические свойства.

Сера – это вредная примесь. Она ухудшает механические и литейные свойства чугуна, понижает жидкотекучесть, увеличивает усадку и повышает склонность к образованию трещин.

Фосфор в небольшом (до 0,3 %) количестве растворяется в феррите. При большом содержании он образует вместе с железом и углеродом фосфидную эвтектику, которая плавится при температуре 950 °С, что увеличивает жидкотекучесть чугуна, но при этом повышается твердость и хрупкость. Так, в чугунах для художественного литья используется чугун с 1 % фосфора.

На структуру и свойства чугуна сильно влияют технологические факторы, особенно скорость охлаждения, которая зависит от толщины стенки отливки. Чем больше толщина стенки, тем медленнее охлаждается отливка и тем полнее проходит процесс графитизации. С увеличением скорости охлаждения создаются условия для первичной кристаллизации: из жидкой фазы выделяется цементит,

вследствие распада которого при дальнейшем охлаждении образуется графит. Иногда ледебурит не разлагается полностью, а остается в структуре чугуна.

Механические свойства серого чугуна зависят от свойств металлической основы, но главным образом от количества, формы и размеров графитовых включений. Графит играет роль надрезов в металлической основе чугуна. Поэтому независимо от структуры основы относительное удлинение при растяжении серого чугуна не превышает 0,5 %. Чем меньше и разобщеннее графитные включения, тем меньше их отрицательное влияние на прочность. Сопротивление разрыву, твердость и износостойкость чугунов растут с увеличением количества перлита в структуре. Значительно слабее влияние графита при изгибе и особенно при сжатии.

Прочность при сжатии и твердость определяются в основном структурой металлической основы чугунов. Они близки к свойствам стали с той же структурой и составом, что и металлическая основа чугуна. Серый чугун обладает способностью гасить механические колебания, не чувствителен к надрезам, хорошо обрабатывается резанием. Из него изготавливают детали разного назначения – от нескольких граммов (поршневые кольца двигателей) до отливок в десятки тонн (станины станков). Выбор марки чугуна для конкретных условий работы определяется совокупностью технологических и механических свойств. Значения механических свойств некоторых марок серых чугунов с различной структурой приведены в таблице 4.2.

Детали из серого чугуна изготавливают литьем с последующей обработкой резанием.

Маркировка серых чугунов определяется ГОСТ 1412–85 и состоит из букв СЧ и числа, показывающего значение предела прочности при растяжении (в кгс/мм²), например: СЧ30.

Таблица 4.2

**Механические свойства и структура некоторых марок серого чугуна
(ГОСТ 1412–85)**

Марка	σ_B , МПа	δ , %	НВ, МПа	Структура
СЧ15	150	–	1630–2100	Ф
СЧ25	250	–	1800–2500	Ф+П
СЧ35	350	–	2200–2750	П

Ферритные чугуны (рис. 4.11, а) СЧ10, СЧ15 предназначены для слабо- и средненагруженных деталей (крышки, фланцы, корпуса редукторов, тормозные барабаны и т. д.). Ферритно-перлитные серые чугуны (рис. 3.12, б) СЧ20, СЧ25

применяют для деталей, работающих при повышенных нагрузках (блоки цилиндров, барабаны сцепления, зубчатые колеса, станины станков и т. д.).

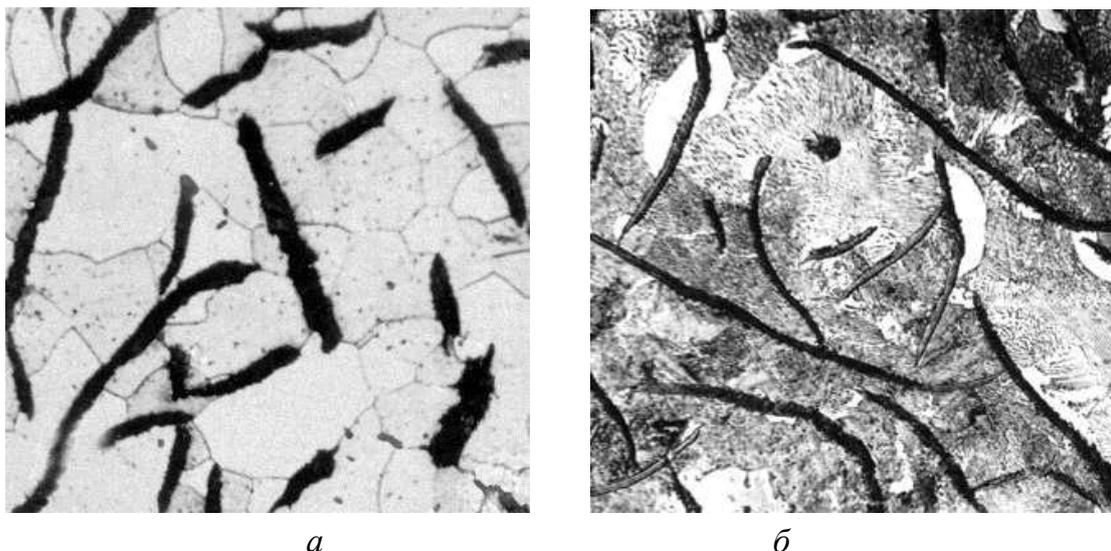


Рис. 4.11. Микроструктура ферритного (а) и ферритно-перлитного (б) серого чугуна

Перлитные серые модифицированные чугуны СЧ30, СЧ35 имеют более высокие механические свойства из-за мелких графитных включений. Измельчение графита достигается путем модифицирования жидкого чугуна ферросилицием или силикокальцием в количестве 0,5 % от массы чугуна. Модифицированные чугуны обладают более высокими свойствами и хорошей герметичностью. Их применяют для корпусов насосов, компрессоров, гидроприводов, тормозной пневматики и др.

Для деталей, работающих при повышенных температурах, применяют легированные серые чугуны: жаростойкие – дополнительно содержат *Cr* и *Al*, жаропрочные – *Cr*, *Ni* и *Mo*. Отливки из серого чугуна подвергают термической обработке для снятия внутренних напряжений и стабилизации размеров. Такой нагрев составляет ~ 560 °С.

Высокопрочными называют чугуны, в которых графит имеет шаровидную форму. Их получают путем модифицирования – в жидкий чугун добавляют магний в количестве 0,02–0,08 %. Магний вводится в ковш перед заливкой в формы не в чистом виде, а в виде лигатуры – сплава магния с никелем. Магний является поверхностно-активным элементом: в расплаве атомы магния образуют препятствия на поверхности растущего кристалла графита, увеличивая его поверхностную энергию. Поэтому становится энергетически выгодным образование кристалла с наименьшим отношением поверхности к объему, т. е. шару. После модифицирования высокопрочный чугун имеет следующий химический состав: 3–3,6 % С; 1,8–2,9 % Si; 0,4–0,7 % Mn; 0,02–0,08 % Mg; до 0,15 % P; до 0,03 % S.

По химическому составу высокопрочные чугуны не отличаются от серых, но шаровидный графит является менее сильным концентратором напряжений, чем пластинчатый, поэтому прочность и пластичность этих чугунов выше, чем серых. Значения механических свойств высокопрочных чугунов приведены в таблице 4.3.

Таблица 4.3

Механические свойства и структура некоторых марок высокопрочного чугуна (ГОСТ 7293–85)

Марка	σ_B , МПа	δ , %	НВ, МПа	Структура
ВЧ35	350	22	1400–1700	Ф
ВЧ45	450	10	1400–2250	Ф+П
ВЧ60	600	3	1920–2270	Ф+П
ВЧ80	800	2	2480–3510	П
ВЧ100	1000	2	2700–3600	П

В соответствии с ГОСТ 7293–85 марка высокопрочного чугуна состоит из букв ВЧ и числа, показывающего значение предела прочности при растяжении (в кгс/мм²), например: ВЧ50.

По структуре металлической основы высокопрочные чугуны могут быть ферритными, ферритно-перлитными или перлитными. *Ферритный чугун* состоит в основном из феррита и шаровидного графита (рис. 4.12, а); допускается до 2 % перлита. Структура *перлитного чугуна* состоит из сорбитообразного или пластинчатого перлита и шаровидного графита, допускается до 20 % феррита (рис. 4.12, б).

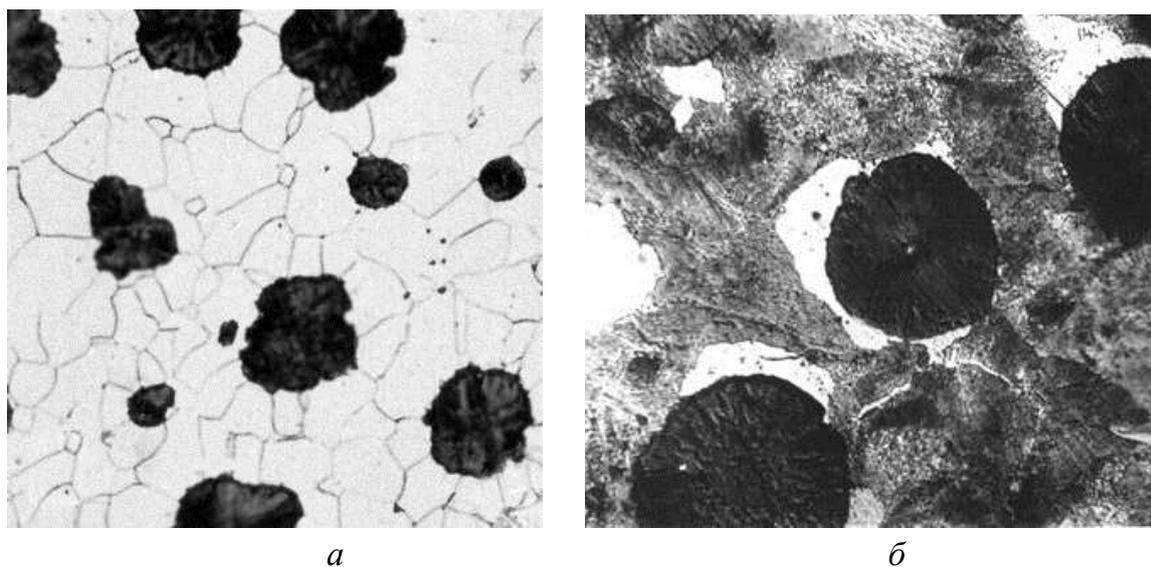


Рис. 4.12. Микроструктура ферритного (а) и ферритно-перлитного (б) высокопрочного чугуна

Высокопрочные чугуны способны заменять сталь во многих изделиях и конструкциях. Они могут работать при высоких циклических нагрузках и в условиях износа. Из них изготавливают оборудование прокатных станов, кузнечно-прессовое оборудование, корпуса паровых турбин, коленчатые валы в тракторо- и автомобилестроении, поршни двигателей и др.

В некоторых случаях для улучшения механических свойств чугунов применяют термическую обработку: закалку и отпуск для повышения прочности и отжиг – для увеличения пластичности.

Ковкими называются чугуны, в которых графит имеет хлопьевидную форму. Их получают отжигом белых доэвтектических чугунов. Графит в ковких чугунах формируется при термической обработке и в такой форме меньше снижает механические свойства металлической основы. Отливки из белых чугунов должны быть тонкостенными, толщиной не более 50 мм, иначе в сердцевине при кристаллизации выделяется пластинчатый графит и чугун становится непригодным для отжига. По этой причине в ковких чугунах находится пониженное содержание углерода и кремния: 2,4–2,9 % C; 0,8–1,5 % Si; 0,2–0,9 % Mn; до 0,2 % S; до 0,18 % P.

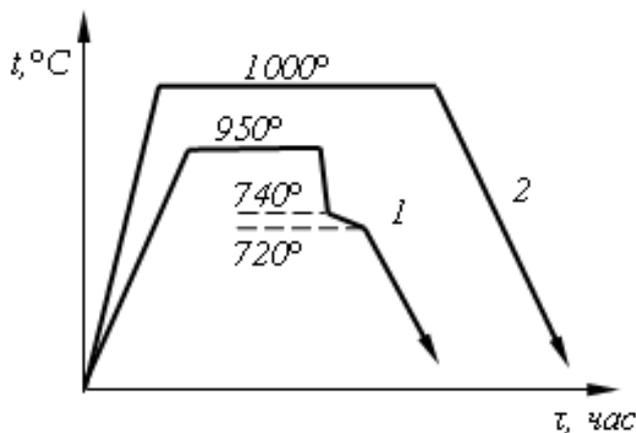


Рис. 4.13. Схема режима отжига белого чугуна с получением ферритного (1) и перлитного (2) ковкого чугуна

Отжиг на ферритный чугун проводится по режиму 1 (рис. 4.13), что обеспечивает графитизацию в две стадии. Первая стадия графитизации при температуре 950°C состоит в распаде цементита, находящегося в ледебурите. Это приводит к образованию структуры аустенита и включений углерода отжига. Вторая стадия графитизации протекает при медленном охлаждении в эвтектоидном интервале температур 720 – 740°C . В процессе этой выдержки распадается цементит перлита. В результате такого отжига продолжительностью 60–80 часов формируется структура, состоящая из феррита и углерода отжига (рис. 4.14).

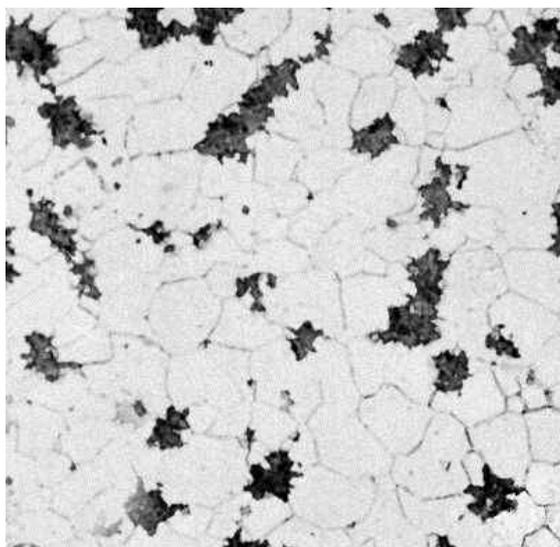


Рис. 4.14. Микроструктура ферритного ковкого чугуна

Перлитный ковкий чугун получают по режиму 2 (рис. 4.13). Продолжительность графитизации при температуре 1000 °С увеличивается, после чего отливки непрерывно охлаждают до комнатной температуры. Графитизации цементита, входящего в состав перлита, не происходит, поэтому чугун приобретает структуру перлита с включениями углерода отжига.

В отличие от пластинчатого графита в сером чугуне хлопьевидные включения меньше снижают механические свойства металлической основы, что делает ковкий чугун прочнее серого, хотя он и уступает высокопрочному чугуну (табл. 4.4).

Название «ковкий» условное, деформировать ковкие чугуны нельзя. В обозначении ковкого чугуна первая цифра показывает значение предела прочности при растяжении (в кгс/мм²), вторая – относительное удлинение в процентах, например, КЧ45–7.

Таблица 4.4

Механические свойства и структура некоторых марок ковкого чугуна (ГОСТ 1215–79)

Марка	σ_B , МПа	δ , %	НВ, МПа	Структура
КЧ30–6	300	6	1000–1630	Ф+ до 10 % П
КЧ35–8	350	8	1000–1630	
КЧ37–12	370	12	1100–1630	
КЧ45–7	450	7	1500–2070	
КЧ60–3	600	3	2000–2690	П+ до 20 % П
КЧ80–1,5	800	1,5	2700–3200	

Ковкие чугуны широко применяются в сельскохозяйственном, автомобильном и текстильном машиностроении. Из них изготавливают детали высо-

кой прочности, работающие в условиях износа при ударных и знакопеременных нагрузках. Хорошие литейные свойства исходного белого чугуна позволяют получать отливки сложной формы и малой толщины: крышки картеров, редукторов, ступицы, муфты, втулки, звенья и ролики цепей конвейера.

Недостатком ковких чугунов является их более высокая стоимость из-за продолжительного отжига.

Вермикулярный чугун – вид чугуна в котором графит имеет форму коротких изогнутых прутков (червеобразную форму). Для получения этих чугунов при выплавке в расплав вводят *не только магний, но и редкоземельные металлы*. В вермикулярных чугунах около 70 % частиц графита имеют короткую, утолщенную форму, а остальные 30% – глобулярную (рис. 4.15).

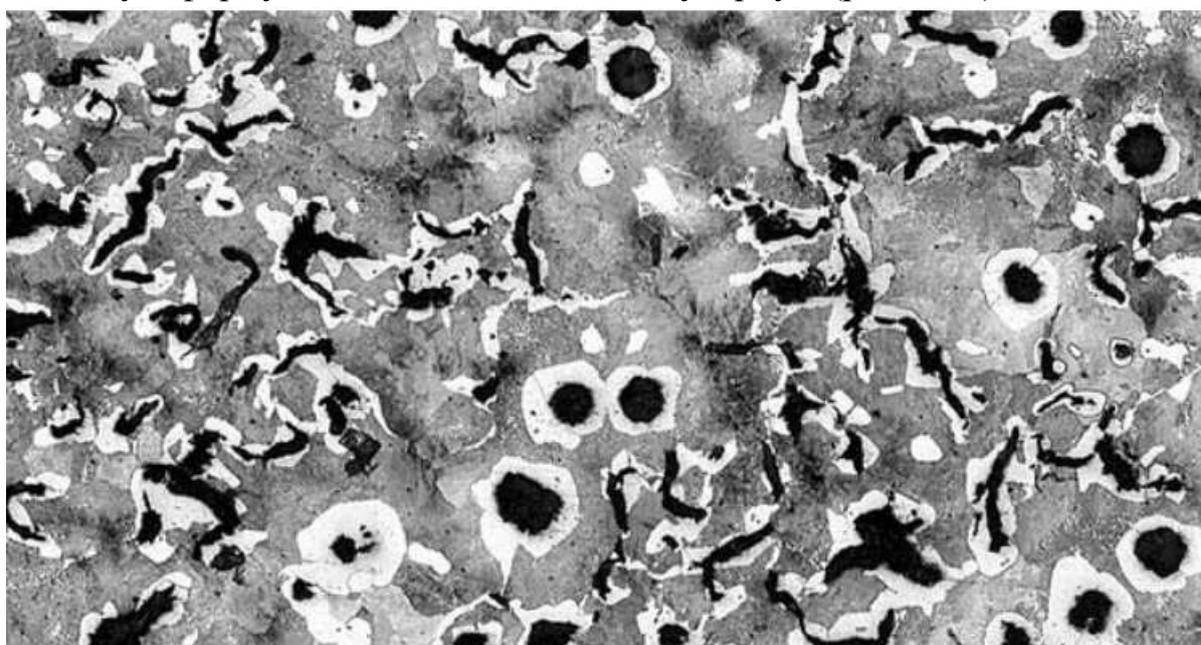


Рис. 4.15. Микроструктура ферритно-перлитного вермикулярного чугуна

Чугуны с вермикулярным графитом занимают промежуточное положение между серыми и высокопрочными. Они имеют повышенную прочность, теплопроводность, малую чувствительность механических свойств к толщине отливки и скорости охлаждения (в отличие от серых), меньшую линейную усадку – по сравнению с высокопрочными (табл. 4.5).

Таблица 4.5

Механические свойства и структура некоторых марок вермикулярного чугуна (ГОСТ 28394-89)

Марка	σ_B , МПа	δ , %	НВ, МПа	Структура
ЧВГ 30	300	3,0	1300-1800	Феррит, перлит, графит
ЧВГ 35	350	2,0	1400-1900	
ЧВГ 45	450	0,8	1900-2500	Перлит, графит

Чугуны со специальными свойствами. Такие чугуны используют в различных отраслях машиностроения тогда, когда отливка кроме прочности должна обладать теми или иными специфическими свойствами (износостойкостью, химической стойкостью, жаростойкостью и т. п.).

Магнитный чугун используют для изготовления корпусов электрических машин, рам, щитов и др. Для этой цели наилучшим является ферритный чугун с шаровидным графитом.

Немагнитный чугун используют для изготовления кожухов и бандажей различных электрических машин. Для этого применяют никеле-марганцовистый чугун, содержащий 7–10 % Mn и 7–9 % Ni, а также марганцево-медистый чугун, в котором содержится 9,8 % Mn и 1,2–2,0 % Cu.

Аустенитный чугун имеет высокие показатели по кислотостойкости, щелочестойкости и жаропрочности. Примерами этих чугунов являются нирезит, содержащий 14 % Ni, 2 % Cr, 7 % Cu и никросилал с 5 % Si, 18 % Ni, 2 % Cr и др.

Жаростойкий чугун относится к типу серых высокопрочных сплавов, легирование которых осуществляется при помощи алюминия, кремния или хрома. Данный вид сплавов отличается устойчивостью к воздействию высоких температур.

Одним из представителей является жаростойкий чугун с высоким содержанием алюминия (19–25 %), называемый *чугалем*. Помимо алюминия чугаль содержит 1,6–2,5 % C, 1–2% Si, 0,4–0,8 % Mn, до 0,2 % P, до 0,08 % S. Обладает высокой жаростойкостью на воздухе (до 1100—1150°C), которая сохраняется до 1000°C в ряде агрессивных газовых сред (например, в атмосфере печных и сернистых газов, в парах серы); стоек в азотной кислоте, морской воде. Имеет удовлетворительные литейные свойства, поддается механической обработке. Чугаль пригоден для изготовления печной арматуры (фурм доменных печей, футеровочных плит в камерах сгорания газотурбинных установок, вытяжных зонтов криолитовых ванн и т. д.), а также может использоваться как коррозионностойкий, жаропрочный или немагнитный материал.

Также высокой жаростойкостью обладают аустенитные легированные чугуны. Основными легирующими элементами являются Mn, Ni и Cr. При получении в структуре шаровидного графита механические свойства заметно возрастают. Аустенитный чугун обладает также высокой жаропрочностью. Дополнительное легирование Mo повышает жаропрочность.

Некоторые виды жаростойких и жаропрочных чугунов приведены в табл. 4.6.

С целью повышения сопротивления ползучести аустенитного чугуна обычно подвергают 4-х часовому гомогенизирующему отжигу при 1020–1050 °C с последующим охлаждением на воздухе, а затем низкотемпературному отпуску. В результате этого процесса в структуре металла образуются карбиды в

виде округлых включений. Аустенитные чугуны используются как жаропрочные и хладостойкие материалы.

Таблица 4.6

Марки, состав и механические свойства некоторых жаропрочных чугунов

Марка	Химический состав	σ_B , МПа	δ , %	НВ, МПа
ЧЮ22Ш	1,6–2,5 % С, 1–2 % Si, 19–25 % Al, до 0,8 % Mn, до 0,03 % S, до 0,2 % P	290	–	2410–3640
ЧЮ6С5	1,8–2,4 % С, 5,5–7 % Al, 4,5–6 % Si, до 0,8 % Mn, до 0,12 % S, до 0,3 % P	120	–	2350–3000
ЧН19Х3Ш	2,3–3 % С, 18–20 % Ni, 1,8–2,5 % Si, 1–1,6 % Mn, 1,5–3 % Cr, до 0,03 % S, до 0,1 % P	340	4	1200–2550
ЧН11Г7Ш	2,3–3 % С, 1,8–2,5 % Si, 5–8 % Mn, 10–12 %Ni, 1,5–2,5 % Cr, до 0,03 % S, до 0,08 % P	390	4	1200–2550
ЧС17М3	0,3–0,6 % С, 16–18 % Si, 2–3 % Мо, до 1 % Mn, до 0,1 % S, до 0,3 % P	60	–	3900–4500

Антифрикционный чугун также относится к чугунам специальных марок. Этим материалам свойственен низкий коэффициент трения, который напрямую зависит от количественного соотношения в нем феррита и перлита, а также от объема и формы графита. Благодаря своей металлической основе перлитные сплавы отличаются высокой износостойкостью. Антифрикционный чугун применяют главным образом для различных деталей типа подшипников, работающих обычно в присутствии смазки, предохраняющей поверхности трения от непосредственного контакта.

Сопоставление чугуна с другими антифрикционными материалами указывает на значительно более низкую стоимость его по сравнению с антифрикционными сплавами цветных металлов. Что же касается поведения в эксплуатации, то повышение температуры вызывает у чугуна сравнительно меньшее изменение таких характеристик, как сила трения и коэффициент трения, чем у бронзы или баббита.

Существуют следующие марки антифрикционных чугунов: АЧС-1, АЧС-2, АЧС-3, АЧС-4, АЧС-5, АЧС-6, АЧВ-1, АЧВ-2, АЧК-1, АЧК-2, где буквы АЧ означают назначение чугуна (антифрикционный); С, В, К – соответственно серый, высокопрочный и ковкий чугун. Цифры в маркировке чугунов означают условный номер, который соответствует степени легирования. Антифрикционные чугуны легируются: Cr, Ni, Ti, Cu, Sb, Pb, Al, Mn, Mg.

Твёрдость антифрикционных чугунов в зависимости от марки составляет от НВ 1000–1200 до НВ 1800–2900 МПа.

5. ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ

5.1. ВЛИЯНИЕ НАГРЕВА И СКОРОСТИ ОХЛАЖДЕНИЯ УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ НА ЕЕ СТРУКТУРУ

Термической обработкой называется технологический процесс, включающий нагрев стали до определенной температуры, выдержку при этой температуре и охлаждение с необходимой скоростью. Целью термической обработки является получение заданных свойств стали путем изменения ее структуры без изменения формы и размеров деталей.

Термическая обработка вызывает изменения в структуре материала в том случае, если сплав претерпевает превращения, вызванные полиморфизмом, диффузией или изменением растворимости одного компонента в другом. Часто эти процессы могут накладываться друг на друга и оказывать влияние на свойства материалов.

В практике термической обработки сталей используются линии диаграммы *PSK*, *SE*, *GS*. Французский ученый Османд для удобства предложил обозначать их следующим образом: линию *PSK* – A_1 , линию *GS* – A_3 , линию *SE* – A_{cm} .

Так как при нагреве и охлаждении в процессе термической обработки положение этих линий не совпадает, то к предложенным обозначениям добавляются буквы:

– *c* (от французского слова *choftage* – нагревание) – при нагреве (A_{c1} , A_{c3} , A_{cm});

– *r* (от французского *refroidissement* – охлаждение) – при охлаждении (A_{r1} , A_{r3} , A_{rcm}).

Для каждой стали эти значения можно найти в марочниках стали.

В исходном состоянии углеродистая сталь может иметь различную структуру в зависимости от содержания углерода: доэвтектоидная – феррит и перлит; эвтектоидная – перлит; заэвтектоидная – перлит и цементит вторичный.

Рассмотрим процесс нагрева эвтектоидной стали выше критической температуры A_1 , когда структура состоит из перлита. Это превращение можно записать согласно диаграмме «Железо – цементит»:



где Ф (феррит) содержит 0,02 % углерода, Ц (цементит) – 6,67 % углерода и А (аустенит) – 0,8 % углерода.

Когда сталь переходит критическую температуру A_1 , превращение сопровождаются два параллельно идущих процесса: полиморфное превращение Fe_α (ОЦК) \rightarrow Fe_γ (ГЦК) и растворение цементита в Fe_γ .

Растворение цементита не может начаться, пока сохраняется кристаллическая решетка феррита. Как известно, углерод в ней может максимально растворяться в количестве 0,02 %, поэтому вначале происходит зарождение кристаллов аустенита на межфазной поверхности раздела феррита и цементита. Зарождение сопровождается образованием центров кристаллизации аустенита, и, следовательно, происходит измельчение зерна. Только после образования Fe_γ возможно дальнейшее растворение углерода в аустените.

Полиморфное превращение происходит с более высокой скоростью, чем процесс растворения цементита, поэтому первоначально аустенит сохраняет неоднородность по углероду и за образованием зародыша аустенита следует его насыщение углеродом.

Начальная величина зерна аустенита зависит от количества зародышей, возникающих в данном объеме в единицу времени, и скорости их роста. Чем дисперснее структура перлита, тем мельче начальное зерно аустенита, так как у такой структуры больше поверхность раздела между ферритной и карбидной фазами, где и идет образование зародышей.

К окончанию превращения всего перлита в аустенит сталь состоит из большого количества мелких аустенитных зерен. Дальнейший нагрев или выдержка после окончания превращения ведет к их росту. Рост зерна аустенита происходит самопроизвольно и вызывается стремлением системы к уменьшению свободной энергии за счет сокращения поверхности зерен. Он происходит в результате увеличения одних зерен за счет других, более мелких.

Чтобы охарактеризовать поведение стали при нагреве в отношении изменений размера зерна, рассмотрим понятие о зерне аустенита, которое может быть:

- *начальным зерном* – размер аустенитного зерна в момент окончания перлитоаустенитного превращения;
- *действительным зерном* – зерном аустенита, полученным в данных конкретных условиях нагрева;
- *наследственным зерном* аустенита, характеризующим склонность зерна к росту при высоких температурах.

Склонность стали к росту зерна зависит от ее состава и раскисления. Стали, раскисленные только марганцем или марганцем с кремнием, относят к *наследственно-крупнозернистым*. Стали, раскисленные и модифицированные дополнительно алюминием, титаном, церием и другими элементами в количестве 0,05–0,1 %, относят к группе *наследственно-мелкозернистых*.

Переход через критическую точку A_1 сопровождается резким уменьшением размеров зерна. При дальнейшем нагреве зерно аустенита в мелкозернистой стали не растет до весьма высоких температур, после чего начинает быстро

расти. В крупнозернистой стали ничто не препятствует росту зерна, который начинается сразу после перехода через критическую точку (рис. 5.1). Наследственно-мелкозернистая сталь при достаточно высокой температуре может иметь более крупное зерно аустенита, чем наследственно-крупнозернистая сталь, поэтому различают еще *действительное зерно*, полученное в стали при данной температуре нагрева. Размер действительного зерна аустенита определяется температурой нагрева, длительностью выдержки и склонностью данной стали к росту зерна.

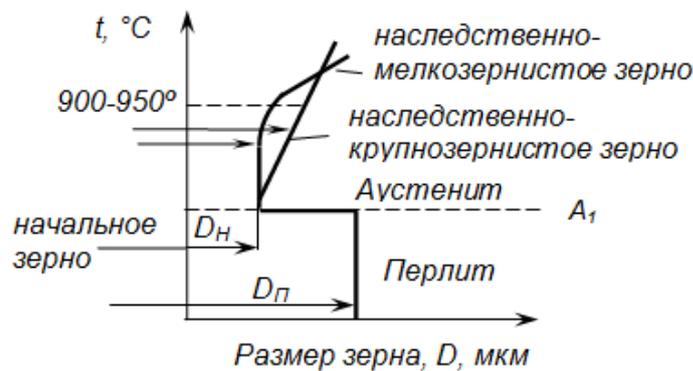


Рис. 5.1. Схема роста зерна аустенита в наследственно-мелкозернистой и наследственно-крупнозернистой эвтектоидной стали

Известно, что мелкозернистая сталь имеет более высокие механические свойства, поэтому природную зернистость сталей оценивают баллами специально разработанной шкалы зернистости (ГОСТ 5639–82).

Нагрев доэвтектоидной стали до температуры, значительно превышающей A_3 (1100–1200 °С), и последующее охлаждение приводят к образованию структуры, состоящей из крупных игл избыточного феррита, пререзающих крупные зерна перлита. В честь австрийского ученого А. Б. Видманштетта такая структура была названа *видманштеттовой структурой* (рис. 5.2).

Нагрев стали до высоких температур, приводящий к образованию крупного действительного зерна и получению видманштеттовой структуры, называется *перегревом стали*. Грубую крупнозернистую структуру можно исправить повторной аустенизацией до температуры на 30–50 °С выше точки A_3 .

Еще более высокий нагрев стали, при котором по границам зерна появляются участки оплавления и происходит их окисление, вызывает пережог стали. При пережоге излом стали становится камневидным и является неисправимым браком.

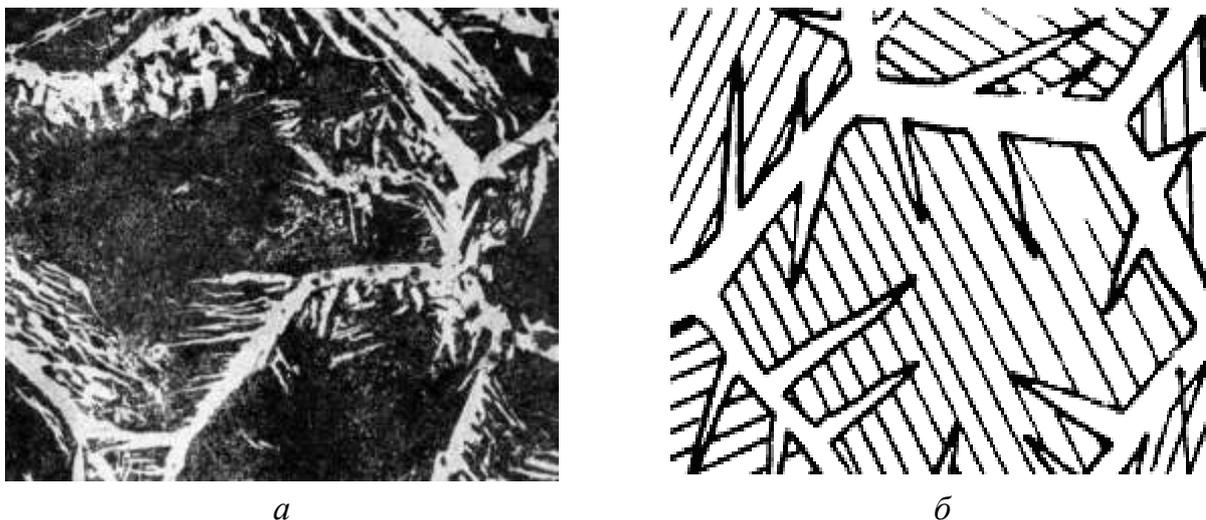
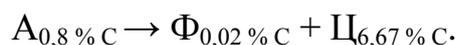


Рис. 5.2. Фотография (а) и схема (б) микроструктуры Видманштетта

Выше (в гл. 4) рассматривались фазовые превращения, происходящие в стали при медленном охлаждении из аустенитного состояния. Увеличивая скорость охлаждения или вводя легирующие элементы, можно значительно повысить степень переохлаждения аустенита, т. е. понизить температуру его превращения. От степени переохлаждения аустенита зависят механизм и кинетика превращения, структура и свойства продуктов превращения. Процессы распада переохлажденного аустенита подразделяют на диффузионный (перлитное превращение), промежуточный (бейнитное) и бездиффузионный (мартенситное).

Если сталь со структурой аустенита, полученной в результате нагрева до температуры выше A_3 (для доэвтектоидной стали), или выше A_{cm} (для заэвтектоидной стали), или выше A_1 (для эвтектоидной стали), переохлаждать до температуры ниже A_1 с различными скоростями, вызывая тем самым различную степень переохлаждения, то можно получить продукты распада аустенита, резко отличающиеся по строению и свойствам.

Рассмотрим превращение переохлажденного аустенита на примере эвтектоидной стали (0,8 % углерода). Во время охлаждения ниже критической температуры A_1 происходит превращение его на почти чистое Fe_α и цементит.



Процесс образования перлита – это зарождение центров перлита и рост перлитных кристаллов. Этот процесс происходит во времени и может быть изображен в виде кинетической кривой превращения (рис. 5.3), показывающей количество перлита в зависимости от времени.

Начальный период характеризуется малой скоростью превращения и имеет инкубационный период θ_a . Длительность инкубационного периода зависит от степени переохлаждения аустенита. При снижении температуры, т. е. увеличе-

нии степени переохлаждения, скорость превращения возрастает, а продолжительность инкубационного периода и всего превращения сокращается.

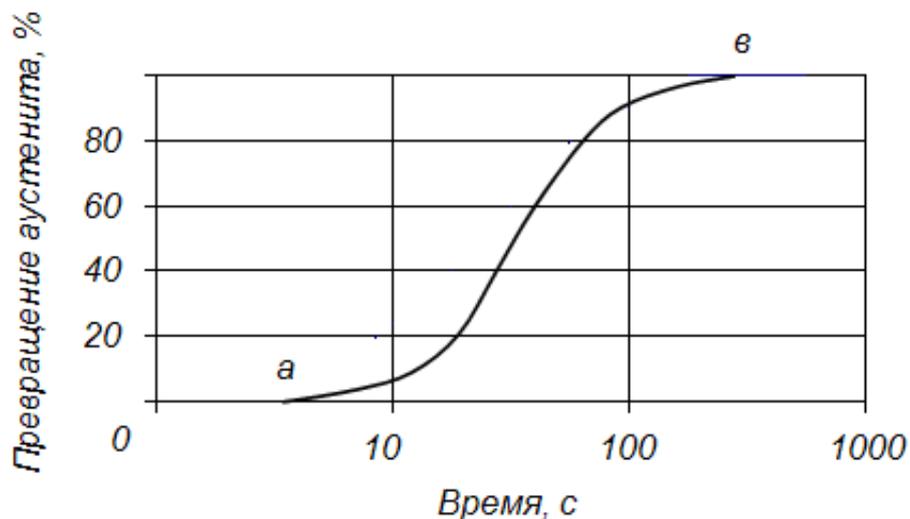


Рис. 5.3. Кинетическая кривая превращения аустенита в перлит

Для изучения изотермического (при постоянной температуре) превращения аустенита образцы стали нагревают до стабильного аустенита, а затем переохлаждают аустенит до температур ниже A_1 (700, 600, 500 °С и т. д.) и выдерживают при этой температуре до полного распада аустенита, фиксируя начало и окончание превращения.

Пусть эти температурные значения будут $t_1 > t_2 > t_3$ (рис. 5.4), тогда построение диаграммы изотермического превращения аустенита будет выглядеть так, как показано на рисунке 5.4, б. Горизонтальная линия M_H показывает температуру начала бездиффузионного мартенситного превращения, M_K – его окончания.

Превращения, которые совершаются при разных степенях переохлаждения выше и ниже пика С-образной диаграммы, отличаются по кинетике превращений и по форме продуктов распада. Условно они разделены на три зоны: перлитное, бейнитное и мартенситное превращения.

Перлитное превращение переохлажденного аустенита является диффузионным. Вначале на границе аустенитного зерна образуется зародыш цементита. Объем вблизи него обедняется углеродом, снижает свою устойчивость и испытывает полиморфное ($\gamma \rightarrow \alpha$) превращение. Кристаллы феррита зарождаются на границе с цементитом. В результате происходит совместный рост кристаллов феррита и цементита, образуются так называемые перлитные колонии. Чем больше переохлаждение, тем мельче получается ферритоцементитная смесь и тем прочнее и тверже она становится.

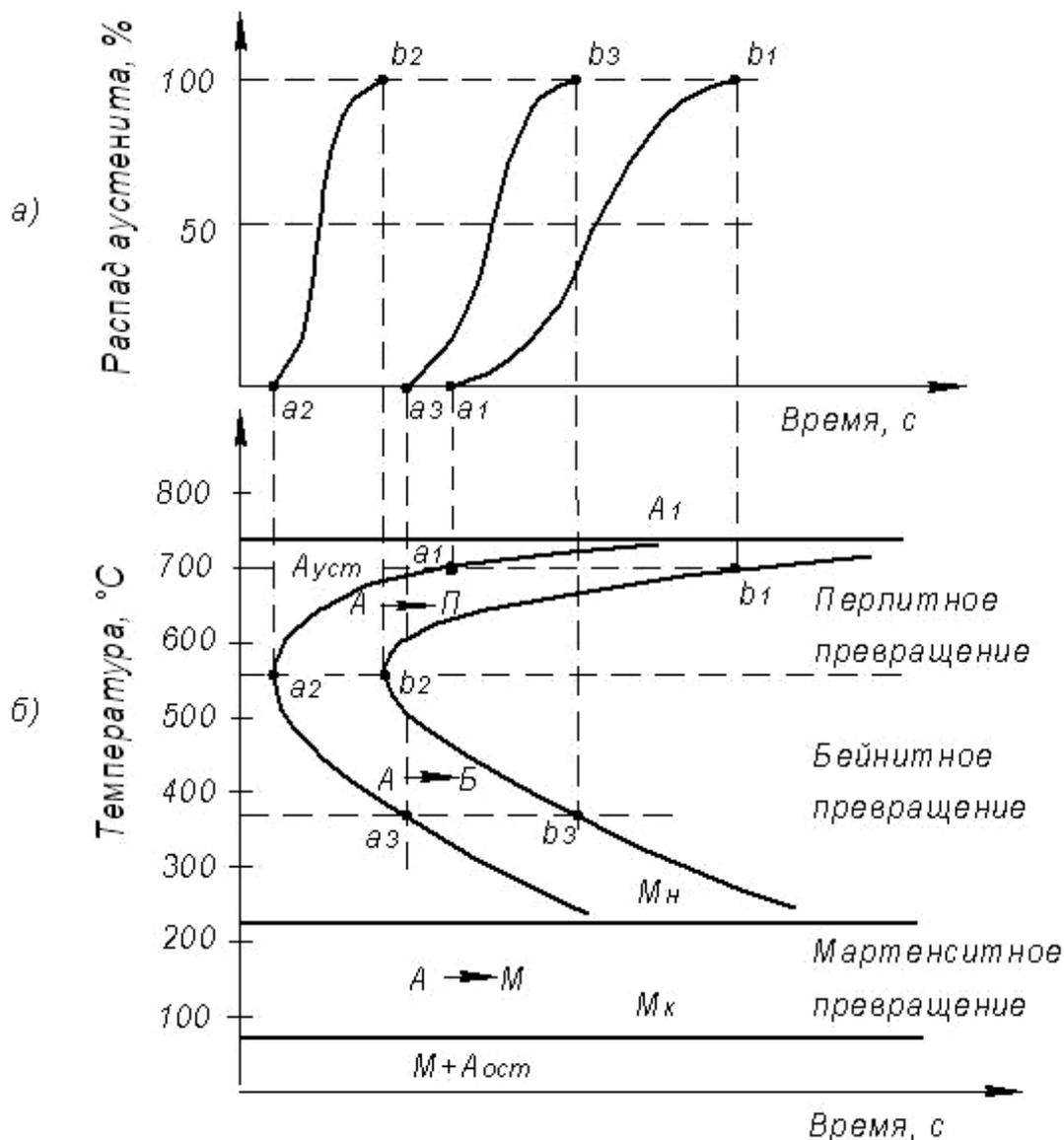


Рис. 5.4. Кинетические кривые распада переохлажденного аустенита (а) и диаграмма изотермического превращения переохлажденного аустенита эвтектоидной стали (0,8 % углерода) (б)

При высоких температурах превращения (650–700 °С) и малых степенях переохлаждения получается грубая смесь феррита и цементита. Эта смесь называется *перлитом* (рис. 5.5). При более низких температурах (550–600 °С) и, следовательно, больших степенях переохлаждения дисперсность структур возрастает и твердость продуктов повышается до 2500–3500 НВ (≈ 25 HRC). Перлит более тонкого строения получил название *сорбит* (от фамилии английского ученого Г. К. Сорби).

При еще более низкой температуре (550 °С) дисперсность ферритоцементитной смеси еще более увеличивается и получается структура, называемая *троостит* (по фамилии французского ученого А. Ж. Труста), с твердостью 3500–4500 НВ (≈ 35 HRC).

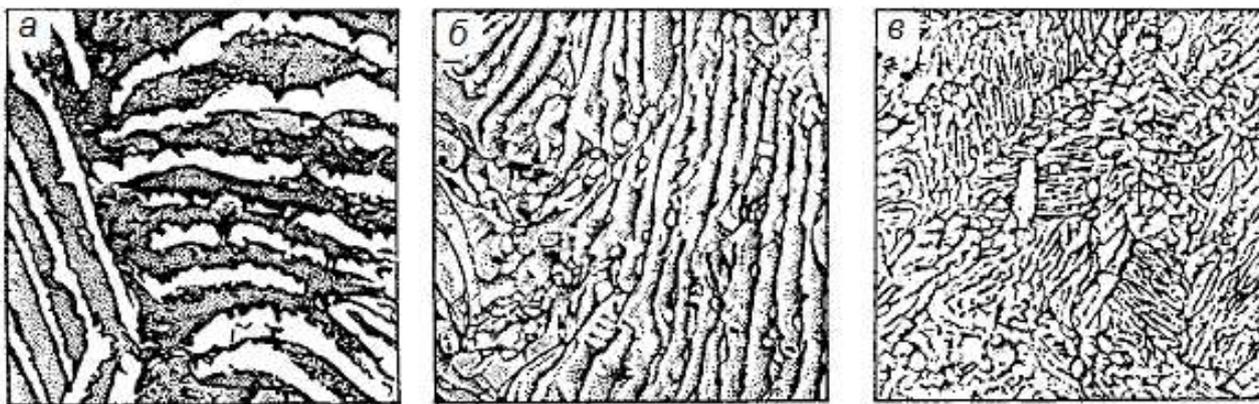


Рис. 5.5. Микроструктуры перлита, сорбита и троостита

Таким образом, перлит, сорбит и троостит – это структуры с одинаковой природой (феррит + цементит), отличающиеся между собой степенью дисперсности частиц феррита и цементита. Перлит может иметь зернистое и пластинчатое строение. Однородный аустенит образует пластинчатый перлит. Неоднородный аустенит при всех степенях переохлаждения превращается в зернистый перлит.

В доэвтектоидных и заэвтектоидных сталях сначала выделяется избыточная фаза – феррит или избыточный цементит, в остальном все происходит как в эвтектоидной стали.

Мартенситное превращение аустенита происходит в том случае, когда аустенит переохлажден до низких температур, при которых исключена диффузия.

Мартенсит (по фамилии немецкого ученого А. Мартенса) – упорядоченный перенасыщенный твердый раствор углерода в Fe_{α} . Мартенситное превращение состоит в перестройке γ -решетки в α -решетку без диффузии углерода.

Образовавшиеся кристаллы мартенсита когерентно связаны с кристаллами исходной фазы. Сдвиг атомов образует игольчатый микрорельеф на поверхности металлического шлифа, поэтому мартенсит называют мелкоигольчатым, скрытокристаллическим, реечным и т. д. в зависимости от исходной структуры аустенита.

Аустенит и мартенсит имеют разные кристаллические решетки и разный удельный объем, поэтому происходит рост упругих напряжений во всей детали. Это необходимо учитывать при их термической обработке, так как объем мартенсита больше объема аустенита.

Мартенсит имеет тетрагональную кристаллическую решетку (рис. 5.6), параметры которой c и a зависят от количества растворенного в нем углерода. Твердость мартенсита будет тем больше, чем больше углерода в стали (табл. 5.1).

Мартенситное превращение протекает в интервале температур от M_H до M_K . Чтобы мартенситное превращение развивалось, необходимо сталь непрерывно охлаждать. Если охлаждение прекратить в интервале между M_H и M_K , то

это приведет к стабилизации аустенита. В закалённой стали, имеющей точку M_K ниже $+20\text{ }^\circ\text{C}$, а именно в углеродистых сталях, содержащих углерода более 0,5–0,6 %, или легированных, всегда присутствует остаточный аустенит. Его количество тем больше, чем ниже температуры точек M_H и M_K , т. е. чем выше содержание в аустените углерода и легирующих элементов.

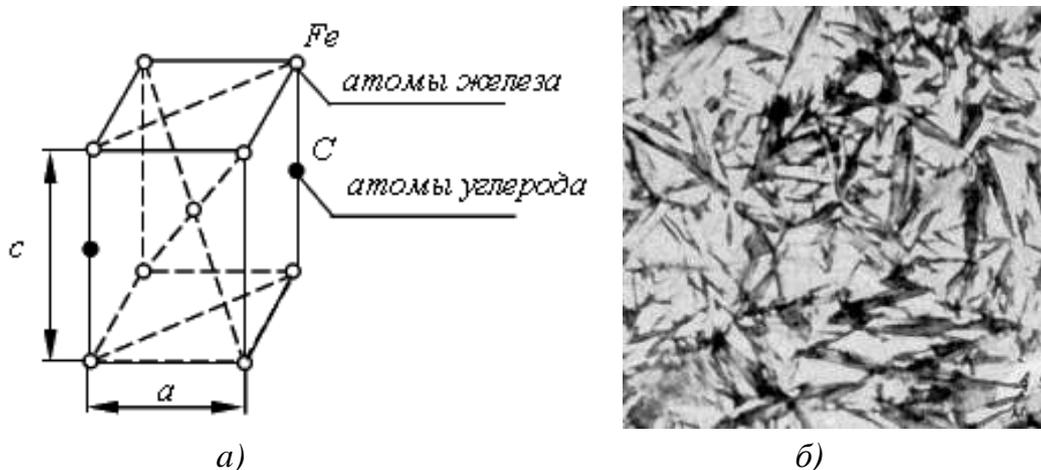


Рис. 5.6. Тетрагональная кристаллическая решетка (а) и микроструктура мартенсита (б)

Таблица 5.1

Зависимость твердости от содержания углерода

Твердость, HRC	40	48	55	59	62	65	66
Содержание C, %	0,2	0,3	0,4	0,5	0,6	0,8	1,0

Температурное значение точек M_H и M_K не зависит от скорости охлаждения, а обусловлено химическим составом стали. С повышением содержания углерода и легирующих элементов в стали (кроме кобальта и алюминия) значения температур M_H и M_K понижаются. Размеры кристаллов мартенсита определяются величиной исходного зерна аустенита.

Следует помнить, что мартенсит – это пересыщенный твердый раствор внедрения, искусственно полученная неравновесная структура и при определенных условиях она может превращаться в более равновесные структуры. Для структуры мартенсита характерны высокая прочность, твердость, износостойкость, кроме того, она имеет наибольший удельный объем в сравнении с другими структурами.

Промежуточное (бейнитное) превращение аустенита протекает между перлитным и мартенситным превращением и сочетает в себе диффузионное перераспределение углерода в аустените между продуктами его распада и без-

диффузионное (сдвиговое) мартенситное превращение при перестройке кристаллической решетки $Fe_{\gamma} \rightarrow Fe_{\alpha}$. *Бейнит* (по имени американского металлурга Э. Бейна) представляет собой двухфазную структуру, состоящую из кристаллов феррита и цементита. Особенность этого превращения заключается в том, что полиморфный переход происходит по мартенситному механизму. Бейнит, образующийся в интервале температур 550–350 °С, называют *верхним бейнитом*, а образующийся при 350–240 °С – *нижним бейнитом*.

Превращение переохлажденного аустенита можно осуществить в изотермических условиях, т. е. при постоянной температуре. Такое превращение аустенита описывается диаграммами изотермического превращения и редко используется в практике термической обработки сталей. Превращения аустенита при непрерывном охлаждении описываются термокинетическими диаграммами.

Такие диаграммы строят в координатах «Температура – Время» на основе анализа серии кривых охлаждения, на которых отмечают температуры начала и конца перлитного и бейнитного превращений. Термокинетические диаграммы имеют сложный вид, поэтому для упрощения будем рассматривать диаграмму изотермического превращения с наложенными на нее кривыми охлаждения (рис. 5.7).

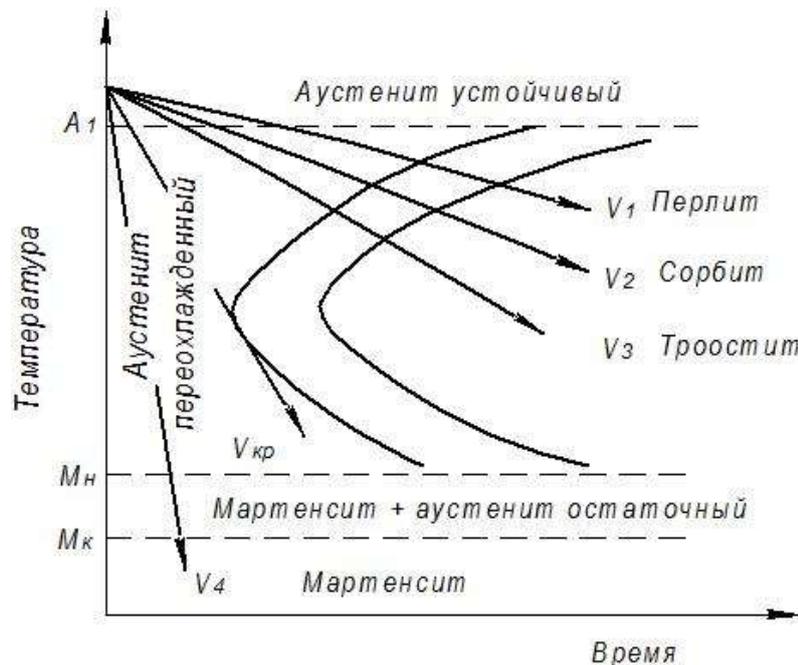


Рис. 5.7. Наложение кривых охлаждения на диаграмму изотермического распада аустенита

На диаграмме отражены все ее особенности:

- при малых скоростях охлаждения (V_1, V_2, V_3) в стали протекает только диффузионный распад аустенита с образованием ферритоцементитной смеси различной степени дисперсности (перлит, сорбит, троостит);

- при охлаждении со скоростью V_{KP} – критической скоростью закалки – или большей (V_4) переохлажденный аустенит превращается в неравновесную фазу – мартенсит.

В зависимости от скоростей охлаждения превращение аустенита может быть диффузионным и бездиффузионным. Критерием превращения является критическая скорость охлаждения V_{KP} . Это наименьшая скорость охлаждения, при которой подавляется диффузия атомов углерода.

5.2. ОТЖИГ УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ

Термическая обработка – самый распространенный в современной технике способ изменения свойств металлов и сплавов. Термообработку применяют как промежуточную операцию для улучшения технологических свойств (обрабатываемости давлением, резанием и т. п.) и как окончательную операцию для придания металлу или сплаву такого комплекса свойств, который обеспечивает необходимые эксплуатационные характеристики изделия. Термическая обработка включает в себя следующие основные виды: отжиг I рода, отжиг II рода, закалку с полиморфным превращением, закалку без полиморфного превращения, отпуск, старение.

Эти виды термической обработки относятся как к сталям, так и к различным металлам и сплавам. Рассмотрим термическую обработку сталей.

Отжиг I рода – термическая операция, состоящая в нагреве металла в неустойчивом состоянии, полученном предшествующими обработками, для приведения металла в более устойчивое состояние. Отжиг I рода не связан с фазовыми превращениями. Различают гомогенизационный (диффузионный), рекристаллизационный отжиг и отжиг, уменьшающий напряжения (рис. 5.8).

Гомогенизационный отжиг – это термическая обработка, при которой главным процессом является устранение последствий дендритной ликвации, возникающей во многих сплавах после литья. Это достигается за счет диффузионных процессов. Для обеспечения высокой скорости диффузии сплавы нагревают до высоких температур ($0,8–0,95 T_{пл}$). При этих температурах делается длительная (10–20 ч) выдержка и медленное охлаждение с печью.

При гомогенизационном отжиге наблюдается значительный рост зерна. Избавиться от этого нежелательного явления можно последующей обработкой давлением или полным отжигом. Выравнивание состава сплавов при гомогени-

зационном отжиге положительно сказывается на механических свойствах, особенно пластичности.

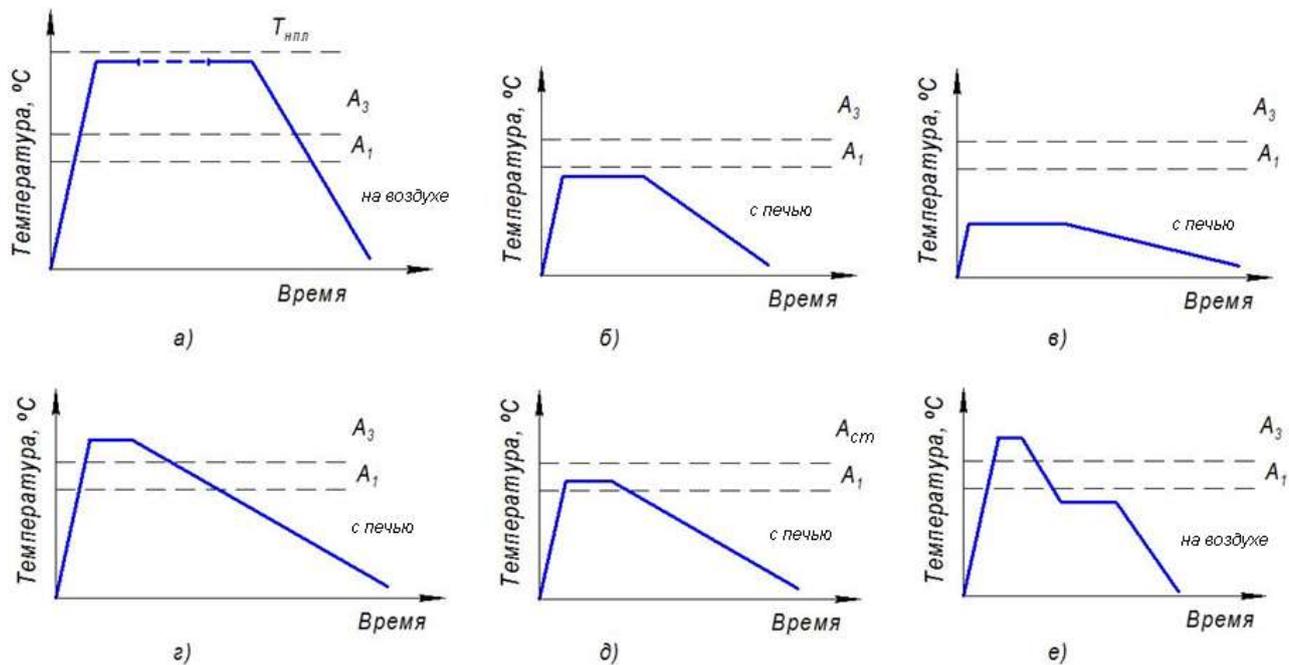


Рис. 5.8. Режимы термической обработки при отжиге:

- а* – диффузионном; *б* – рекристаллизационном; *в* – для снятия напряжений;
г – полном; *д* – неполном; *е* – изотермическом

Рекристаллизационный отжиг – это термическая обработка, при которой главным процессом является устранение последствий наклепа в холоднодеформированном металле или сплаве. Для этого его нагревают $\sim 100\text{--}150\text{ }^\circ\text{C}$ выше температуры начала рекристаллизации, выдерживают при этой температуре для достижения рекристаллизации по всему объему и медленно охлаждают. Этот вид отжига чаще всего применяется как промежуточная операция для снятия наклепа и восстановления пластичности между операциями холодного деформирования. Для низкоуглеродистых сталей, которые чаще всего подвергаются холодной деформации (прокатке, штамповке, волочению), температура отжига составляет $670\text{--}740\text{ }^\circ\text{C}$.

Отжиг, уменьшающий напряжение, – это термическая обработка, при которой главным процессом является полная или частичная релаксация остаточных напряжений. Такие напряжения возникают при обработке давлением, литье, сварке, шлифовании, обработке резанием и других технологических процессах. Внутренние напряжения сохраняются в деталях после окончания технологического процесса и называются *остаточными*. Избавиться от нежелательных напряжений можно путем нагрева сталей от 150 до $650\text{ }^\circ\text{C}$ в зависимости от марки стали и способа обработки и медленным охлаждением вместе с печью.

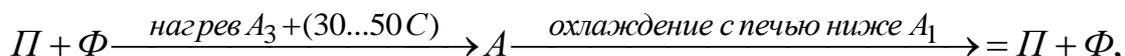
Отжиг II рода основан на использовании фазовых превращений сплавов и состоит в нагреве выше температуры структурного превращения с последующим медленным охлаждением для получения устойчивого структурного состояния сплавов. К отжигам II рода относятся: полный, неполный, изотермический, нормализационный.

Полный отжиг производится для доэвтектоидных сталей. Для этого стальную деталь нагревают выше критической точки A_3 на 30–50 °С и после прогрева проводят медленное охлаждение. Как правило, детали охлаждают вместе с печью со скоростью 30–100 °С/час. Структура доэвтектоидной стали после отжига состоит из избыточного феррита и перлита.

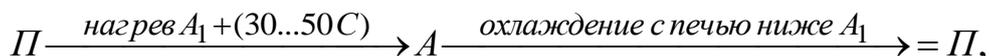
Основные цели полного отжига:

- устранение пороков структуры, возникших при предыдущей обработке (литье, горячей деформации, сварке, термообработке), – крупнозернистости и видманштеттовой структуры;
- смягчение стали перед обработкой резанием – получение крупнозернистости для улучшения качества поверхности и большей ломкости стружки низкоуглеродистых сталей;
- уменьшение напряжений.

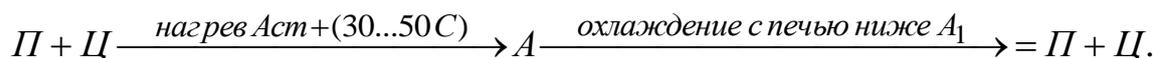
При полном отжиге доэвтектоидных сталей происходит изменение структуры по следующей схеме:



для эвтектоидной стали:



для эвтектоидной стали:



Так как цементитная сетка, образующаяся при полном отжиге, способствует резкому повышению твердости и снижению пластичности, полный отжиг для заэвтектоидных сталей не применяется!

Неполный отжиг отличается от полного тем, что нагрев производится на 30–50 °С выше критической точки A_1 (линия PSK на диаграмме «Железо – цементит»). Эта операция производится как для доэвтектоидных сталей, так и для заэвтектоидных сталей. Охлаждение проводят так же, как и при полном отжиге (вместе с печью). При неполном отжиге не происходит изменение ферритной составляющей структуры в доэвтектоидной стали и цементитной составляющей в заэвтектоидной стали, поэтому полного исправления структуры не происходит. Неполный отжиг доэвтектоидной стали используют для смягчения ее перед обработкой резанием, снятия внутренних напряжений.

В заэвтектоидных сталях в результате неполного отжига образуется структура зернистого перлита (рис. 5.9), обладающая наименьшей твердостью и позволяющая облегчить обработку резанием углеродистых и легированных инструментальных и подшипниковых сталей. Кроме того, зернистый перлит является оптимальной структурой перед закалкой, так как обладает меньшей склонностью к росту аустенитных зерен, широким интервалом закалочных температур, меньшей склонностью к растрескиванию при закалке, а также повышенной прочностью и вязкостью.

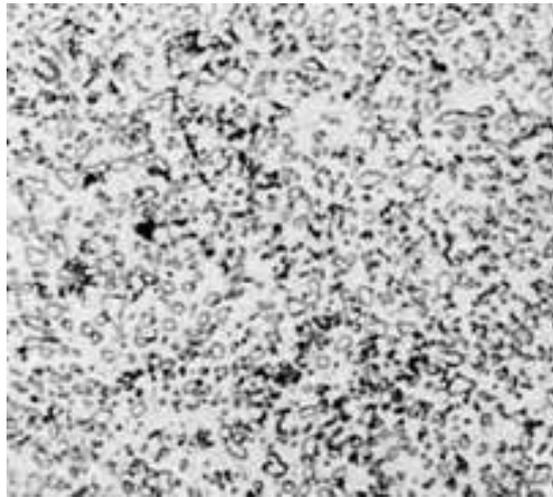
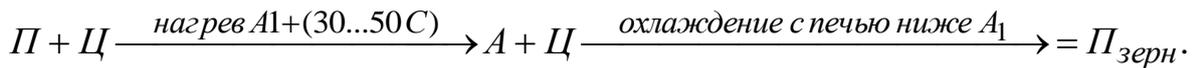


Рис. 5.9. Структура зернистого перлита

Изотермический отжиг заключается в нагреве стали до температуры $A_3 + (30-50 \text{ } ^\circ\text{C})$, последующем ускоренном охлаждении до температуры изотермической выдержки ниже точки A_1 и дальнейшем охлаждении на спокойном воздухе. Изотермический отжиг по сравнению с обычным отжигом имеет два преимущества:

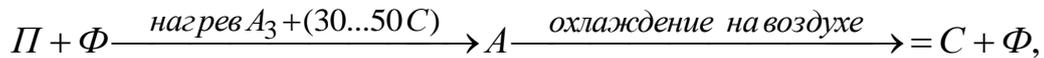
- большой выигрыш во времени, так как суммарное время ускоренного охлаждения, выдержки и последующего охлаждения может быть меньше медленного охлаждения изделия вместе с печью;
- получение более однородной структуры по сечению изделий, так как при изотермической выдержке температура по сечению изделия выравнивается и превращение во всем объеме стали происходит при одинаковой степени переохлаждения.

Нормализационный отжиг (нормализация) применяют как промежуточную операцию для смягчения стали перед обработкой резанием и для общего улучшения ее структуры перед закалкой. При нормализации доэвтектоидную

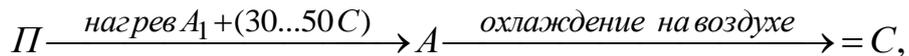
сталь нагревают до температур $A_3 + (30-50 \text{ }^\circ\text{C})$, а заэвтектоидную $A_{cm} + (30-50 \text{ }^\circ\text{C})$ и после выдержки охлаждают на спокойном воздухе.

Ускоренное по сравнению с отжигом охлаждение обуславливает несколько большее переохлаждение аустенита, поэтому при нормализации получается более тонкое строение эвтектоида (тонкий перлит или сорбит) и более мелкое эвтектоидное зерно.

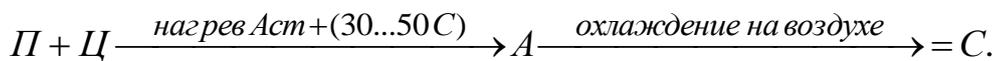
В доэвтектоидной стали протекают следующие изменения в структуре:



в эвтектоидной стали:



в эвтектоидной стали:



Прочность стали после нормализации несколько выше, чем после отжига. В заэвтектоидной стали нормализация устраняет грубую сетку вторичного цементита. При нагреве выше точки A_{cm} вторичный цементит растворяется, а при последующем ускоренном охлаждении на воздухе не успевает образовать грубую сетку, понижающую свойства стали.

5.3. ЗАКАЛКА УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ

Закалка – это процесс термической обработки, заключающийся в нагреве до температуры выше критической и последующем быстром охлаждении, при котором образуется неравновесная структура. Существует закалка без полиморфного превращения и закалка с полиморфным превращением.

Закалка с полиморфным превращением – это термическая обработка металлов и сплавов, при которой происходит мартенситное превращение высокотемпературной фазы. Эта закалка применима к тем металлам и сплавам, в которых при охлаждении перестраивается кристаллическая решетка.

Если взять эвтектоидную сталь (0,8 % углерода) с перлитной мягкой структурой и нагреть ее выше точки A_1 , то перлит превратится в аустенит. При этом в аустените будет растворено все количество углерода, которое имеется в стали, т. е. 0,8 %. Быстрое охлаждение в воде (600 $^\circ\text{C}/\text{сек}$) препятствует диффузии углерода из аустенита. Кристаллическая решетка аустенита изменится при охлаждении, т. е. гранецентрированная кубическая решетка аустенита перестраивается в объемно центрированную, но весь имеющийся в стали углерод останется в новой решетке, и это придаст стали высокую твердость и износостойкость.

Температура закалки для большинства сталей определяется положением критических точек A_1 и A_3 . Для углеродистых сталей температуру закалки можно определить по диаграмме «Железо – цементит». Закалка от температур, лежащих в пределах между A_1 и A_3 (неполная закалка), сохраняет в структуре доэвтектоидных сталей наряду с мартенситной частью феррита, который снижает твердость в закаленном состоянии и ухудшает механические свойства после отпуска. Поэтому данные стали обычно нагревают до температур на 30–50 °С выше A_3 (полная закалка). Для заэвтектоидных же сталей закалка от температур выше A_1 , но ниже A_{cm} дает в структуре избыточный цементит, что повышает твердость и износостойчивость стали. Нагрев выше температуры A_3 , наоборот, ведет к снижению твердости из-за растворения избыточного цементита и увеличения остаточного аустенита, росту зерна аустенита, увеличению возможности возникновения больших закалочных напряжений и обезуглероживанию поверхностного слоя.

Таким образом, оптимальной закалкой для доэвтектоидных сталей является закалка от температуры на 30–50 °С выше A_3 , а для заэвтектоидных – на 30–50 °С выше A_1 .

Скорость охлаждения также влияет на результат закалки. Оптимальной охлаждающей является та среда, которая быстро охлаждает деталь в интервале температур минимальной устойчивости переохлажденного аустенита и замедленно в интервале температур мартенситного превращения для обеспечения равномерности этого превращения во всех зонах детали и снижения опасности образования трещин. Наиболее распространенными закалочными средами являются вода, водные растворы солей, щелочей, масло, расплавленные соли. При закалке в этих средах различают три периода:

- пленочное охлаждение, когда на поверхности стали образуется «паровая рубашка», которая равномерно и сплошь окружает изделие, пар отнимает тепло не интенсивно, и скорость охлаждения в этот период сравнительно невелика;
- пузырьчатое кипение, наступающее при полном разрушении паровой пленки. В этот период происходит быстрый отвод тепла, так как на образование пузырьков пара расходуется большое количество тепла и температура металла быстро снижается;
- конвективный теплообмен, который отвечает температурам ниже температуры кипения охлаждающей жидкости. Теплоотвод в этот период происходит с наименьшей скоростью, которая определяется физическими свойствами жидкости (теплоемкостью, вязкостью и теплопроводностью), разностью температур и скоростью циркуляции.

Закалочная жидкость охлаждает тем интенсивнее, чем шире интервал стадии пузырьчатого кипения, т. е. чем выше температура перехода от первой ста-

дии охлаждения ко второй и чем ниже температура перехода от второй стадии к третьей.

В практике термической обработки сталей нашли широкое применение различные способы охлаждения в зависимости от размеров деталей, их химического состава и требуемой структуры.

Непрерывная закалка (рис. 5.10, а) – наиболее простой способ закалки. Деталь после нагрева помещают в закалочную среду и оставляют в ней до полного охлаждения. Способ применяют при закалке несложных изделий из углеродистых и легированных сталей. Закалочной средой для углеродистых сталей диаметром более 5 мм служит вода, менее 5 мм и легированных – масло.

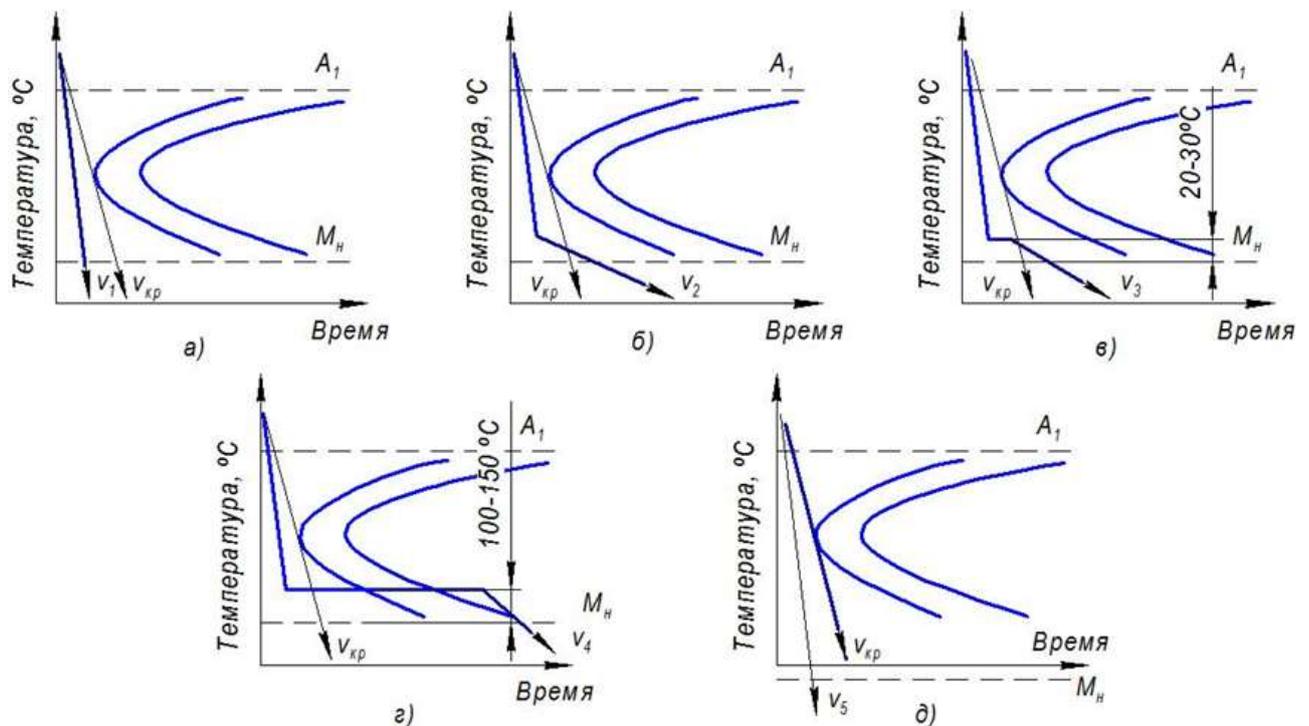


Рис. 5.10. Способы охлаждения при закалке сталей:

- 1 – непрерывная закалка; 2 – закалка в двух средах; 3 – ступенчатая закалка;
4 – изотермическая закалка; 5 – обработка холодом

Закалка в двух средах (рис. 5.10, б) осуществляется в разных температурных интервалах с разной скоростью охлаждения. Вначале деталь охлаждают в интервале температур 750–400 °С в воде, затем переносят в другую охлаждающую среду – масло. Замедленное охлаждение в масле, где происходит мартенситное превращение, приводит к уменьшению возникающих при закалке внутренних напряжений и опасности появления трещин. Применяется этот способ при закалке инструмента из высокоуглеродистой стали.

При *ступенчатой закалке* (рис. 5.10, в) изделие охлаждают в закалочной среде, имеющей температуру более высокую, чем мартенситная точка данной стали (на 180–250 °С). Охлаждение и выдержка в этой среде обеспечивают равномерное распределение температуры закалочной ванны по всему сечению детали. Затем следует окончательное, обычно медленное охлаждение, во время которого и происходит превращение аустенита в мартенсит. Этот способ дает закалку с минимальными внутренними напряжениями, однако его применение целесообразно для изделий небольшого размера из углеродистых и низколегированных сталей, закаливающихся в воде.

Изотермическая закалка (рис. 5.10, г) позволяет получать наиболее хорошее сочетание прочностных и пластических свойств. При изотермической закалке нагретую деталь переносят в ванну с расплавленными солями, имеющую температуру на 50–100 °С выше мартенситной точки M_H , выдерживают при этой температуре до завершения превращения аустенита в бейнит и затем охлаждают на воздухе. Во всех предыдущих случаях при закалке происходит образование мартенситной структуры.

При изотермической закалке в детали возникают минимальные напряжения, исключается образование трещин и уменьшается деформация.

Обработка холодом (рис. 5.10, д) применяется для легированных сталей, у которых температура окончания мартенситного превращения M_K значительно ниже 0 °С. Если закаливать эти стали обычным способом, то, наряду с мартенситом, в структуре оказывается значительное количество остаточного аустенита. Остаточный аустенит понижает твердость закаленной стали и может вызвать нестабильность размеров готовых деталей, так как в процессе их работы может происходить превращение остаточного аустенита в мартенсит.

Для стабилизации размеров закаленных изделий и повышения их твердости проводится охлаждение до температуры M_K , в процессе которого аустенит превращается в мартенсит. Температура M_K легированных сталей находится в широких пределах от –40 до –196 °С. Обработке холодом подвергают быстрорежущие стали, цементованные детали, измерительные инструменты, подшипники и другие особо точные изделия.

Закаливаемость – способность стали повышать твердость в результате закалки. Необходимым условием закаливаемости стали является переохлаждение ее до температуры ниже точки M_H . Минимальная скорость охлаждения аустенита, при которой отсутствует диффузия углерода и происходит превращение в мартенсит, называется *критической скоростью охлаждения*. Эту скорость можно определить на С-образной диаграмме (рис. 5.11). При закалке скорость охлаждения должна быть больше критической (V_I). Для обычных углеродистых сталей значение критической скорости охлаждения составляет около 150 °С/сек,

поэтому на практике необходимо охлаждать сталь при закалке очень быстро, чтобы предупредить распад аустенита на ферритоцементитную смесь.

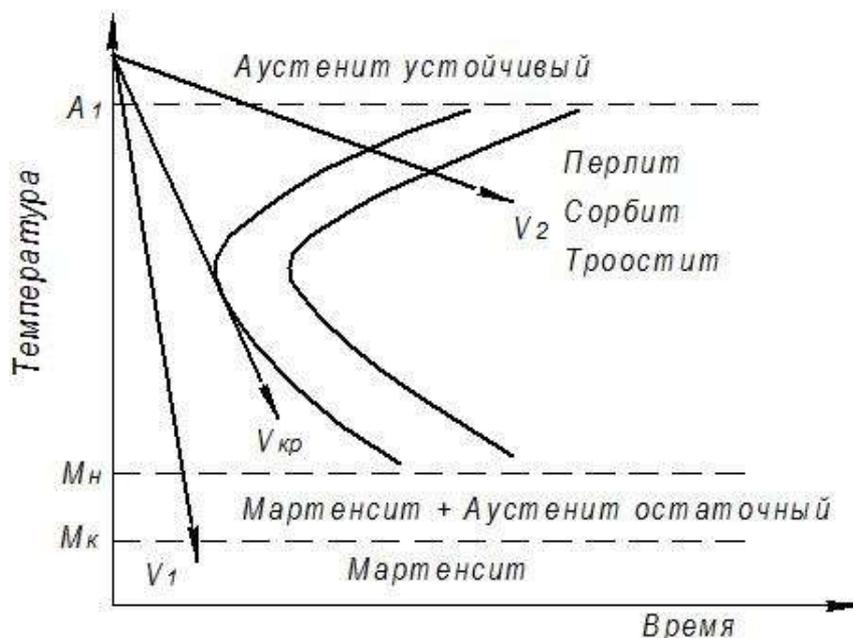


Рис. 5.11. Определение скорости охлаждения при закалке

Скорость охлаждения на поверхности изделия может быть больше критической, а в центре меньше. В этом случае аустенит в поверхностных слоях превратится в мартенсит, а в центре изделия испытывает перлитное превращение, т. е. деталь не прокалится насквозь. Прокаливаемость — одна из важнейших характеристик стали.

Прокаливаемостью называют способность стали получать закаленный слой на ту или иную глубину с мартенситной или троосто-мартенситной структурой. Для характеристики прокаливаемости стали часто используют в качестве параметра критический диаметр. *Критический диаметр* — это максимальный диаметр цилиндрического образца, который прокаливается насквозь в данной охлаждающей среде.

Критический диаметр увеличивается и, соответственно, повышается прокаливаемость стали при увеличении охлаждающей способности закалочной среды и при введении в сталь легирующих элементов. Например, углеродистая сталь имеет критический диаметр 8–10 мм. Это значит, что при закалке более крупных изделий из данной стали сердцевина не будет закаленной (рис. 5.12).

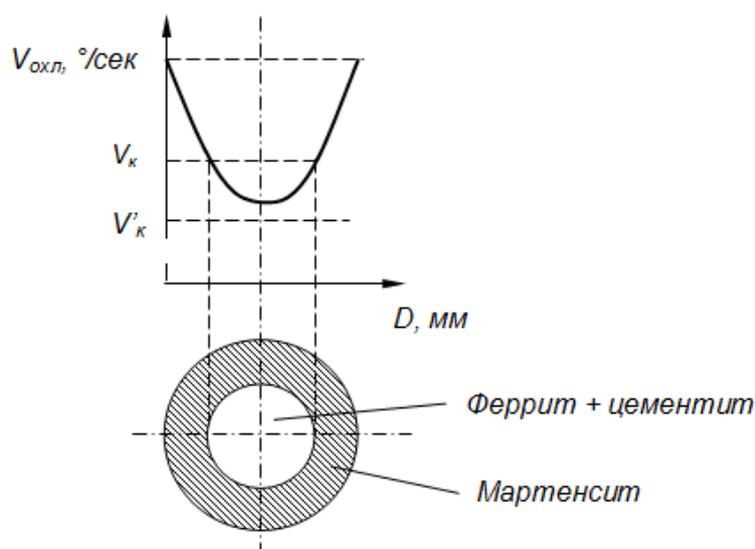


Рис. 5.12. Распределение структуры по глубине цилиндрического образца

5.4. ОТПУСК ЗАКАЛЕННЫХ УГЛЕРОДИСТЫХ СПЛАВОВ

Нагрев закаленных на мартенсит сталей до температур, не превышающих A_1 , с последующим охлаждением с необходимой скоростью (в воде или на воздухе) называют *отпуском*.

В результате закалки чаще всего получают структуру мартенсита с некоторым количеством остаточного аустенита. Процесс нагрева и выдержки закаленной стали сопровождается превращением мартенсита и остаточного аустенита. В результате этого превращения уменьшаются внутренние напряжения и хрупкость, повышаются вязкость и пластичность. Фазовые превращения при отпуске закаленной стали можно показать в виде схемы (рис. 5.13).

При *низкотемпературном отпуске* (150–300 °С) из мартенсита выделяется часть избыточного углерода с образованием мельчайших карбидных частиц (ϵ -карбида), связанных с решеткой мартенсита. При этом в мартенсите остается около 0,2 % растворенного углерода. В этом заключается первое превращение при отпуске.

Второе превращение связано с распадом остаточного аустенита: образуется смесь кристаллов низкоуглеродистого мартенсита и дисперсных ϵ -карбидов.

При *среднем отпуске* (350–400 °С) (третье превращение) из мартенсита выделяется весь избыточный углерод с образованием цементитных частиц. При этом тетрагональность решетки железа уменьшается, она становится кубической. В результате этого превращения остается феррит и весьма дисперсные частицы цементита зернистой формы. Такая ферритоцементитная смесь называется *трооститом отпуска*, а процесс, приводящий к таким изменениям, *сред-*

нетемпературным отпуском. При таком нагреве значительно уменьшаются внутренние напряжения и снижается плотность дислокаций.

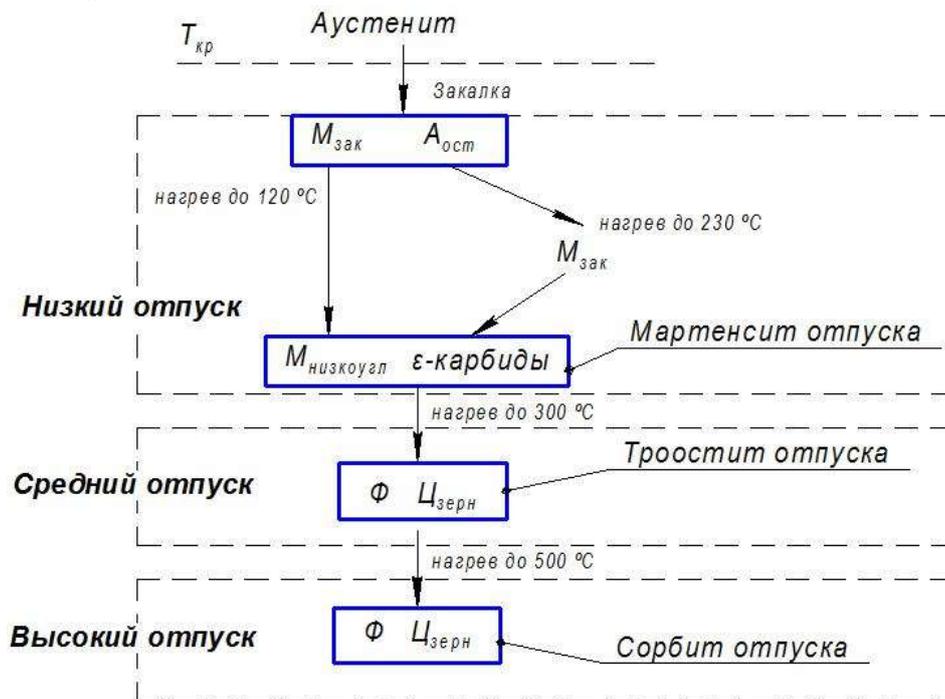


Рис. 5.13. Схема фазовых превращений при отпуске закаленной стали

При более высоких нагревах (500 °С и выше) в углеродистых сталях происходят изменения структуры, не связанные с фазовыми превращениями: изменяются форма, размер карбидов и структура феррита (четвертое превращение). С повышением температуры происходит *коагуляция* – укрупнение частиц цементита. Форма кристаллов постепенно становится сферической – этот процесс назвали *сфероидизацией*.

Коагуляция и сфероидизация карбидов происходят с заметной скоростью, начиная с температуры 400 °С. Зерна феррита становятся крупными, и их форма приближается к равноосной. Ферритокарбидная смесь, которая образуется после отпуска при температуре 400–600 °С, называется *сорбитом отпуска*. При температуре, близкой к точке A_1 , образуется грубая ферритоцементитная смесь – зернистый перлит.

Влияние температуры отпуска на механические свойства стали с 0,4 % углерода показано в таблице 5.2.

Таблица 5.2

Температура отпуска, °С	σ_B , МПа	HRC	δ , %
Без отпуска	1400	60	3
200	1400	52	4
400	1080	35	11
600	700	12	22

При отпуске некоторых сталей возможно резкое понижение ударной вязкости. Исходя из сущности отпуска, следовало бы сделать вывод о том, что с повышением температуры отпуска должна повышаться величина ударной вязкости. Однако, как показывает практика, в интервалах температур 250–350 °С и 500–600 °С ударная вязкость внезапно падает. Это явление получило название *отпускной хрупкости* (рис. 5.14).

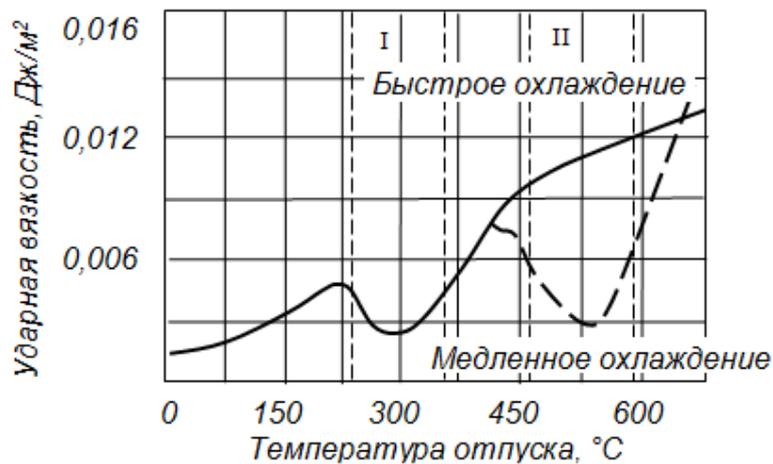


Рис. 5.14. Влияние температуры отпуска на ударную вязкость стали:

- I – зона необратимой отпускной хрупкости;
- II – зона обратимой отпускной хрупкости

Первый вид отпуска называется *необратимой хрупкостью* (I рода); присущ практически всем сталям и обусловлен неоднородным выделением карбидов из мартенсита. Повторный отпуск при более высокой температуре (400–500 °С) снимает хрупкость, и сталь становится к ней не склонной даже при повторном нагреве при 250–400 °С, в связи с чем эта хрупкость получила название необратимой. Отпуск сталей, склонных к этому виду хрупкости при температурах 250–400 °С, не назначается. Этот род хрупкости не зависит от скорости охлаждения после отпуска.

Второй вид отпускной хрупкости (II рода) является *обратимым*. Проявляется он при медленном охлаждении легированной стали при температуре 500–550 °С. Данная хрупкость может быть устранена повторным отпуском с большой скоростью охлаждения. В этом случае устраняется причина этой хрупкости – выделение карбидов по границам бывших аустенитных зерен. Устранение отпускной хрупкости легированных сталей возможно введением в них малых добавок молибдена (0,2–0,3 %) или вольфрама (0,5–0,7 %).

5.5. ЗАКАЛКА БЕЗ ПОЛИМОРФНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ

Закалка без полиморфного превращения – это термическая обработка, фиксирующая при более низкой температуре состояние сплава, свойственное ему при более высокой температуре. Такая термическая обработка применима к сплавам, у которых одна фаза полностью или частично растворяется в другой.

Например, в сплаве I (рис. 5.15) при нагреве до температуры t_2 фаза CuAl_2 растворяется в α -твердом растворе. При обратном медленном охлаждении CuAl_2 выделяется из α , в которой концентрация Cu уменьшается в соответствии с линией предельной растворимости. Так как составы α -твердого раствора и CuAl_2 различны, то выделение последнего связано с диффузионным перераспределением компонентов. При достаточном быстром охлаждении диффузионное перераспределение, необходимое для зарождения и роста кристаллов CuAl_2 , не успевает пройти и эта фаза не выделяется. После такой обработки (закалки) сплав состоит из одного пересыщенного α -твердого раствора.

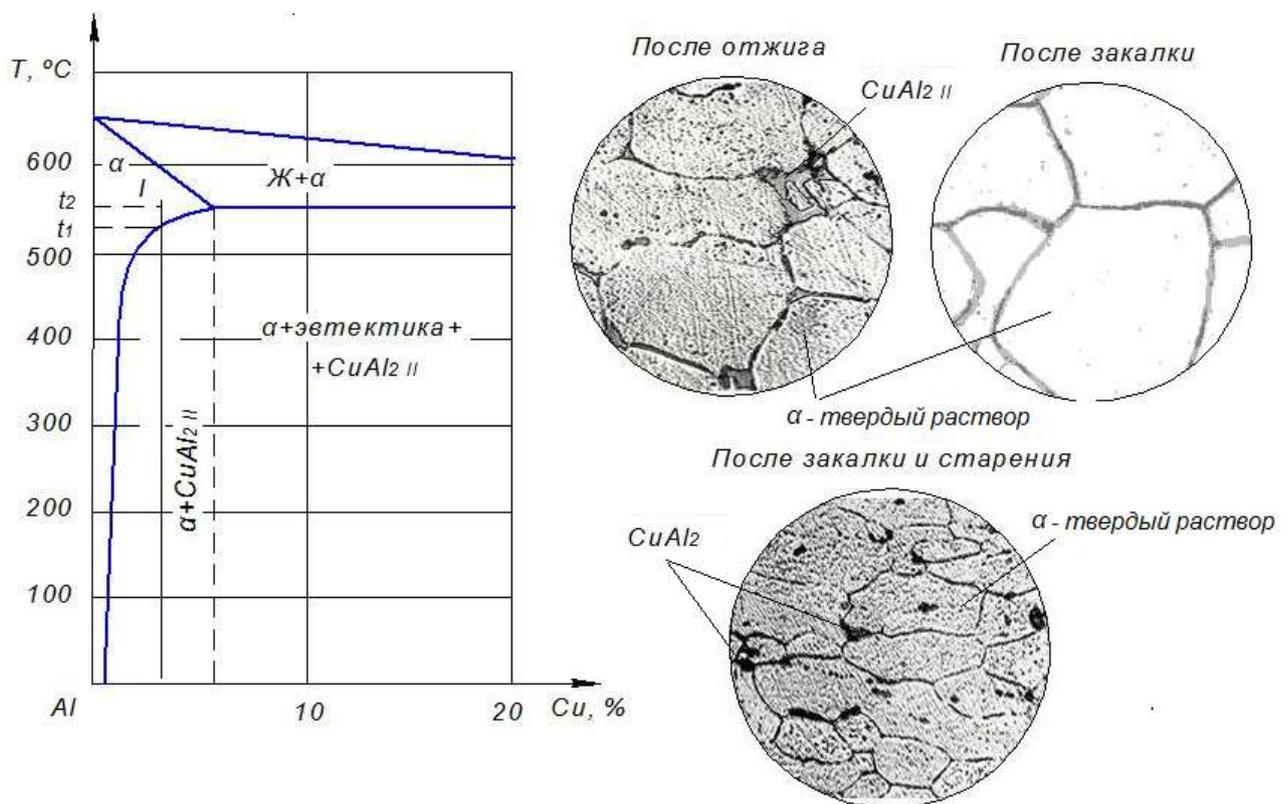


Рис. 5.15. Диаграмма состояния сплава с ограниченной растворимостью

Сильного упрочнения с одновременным резким снижением пластичности в этом случае не наблюдается. При закалке без полиморфного превращения деформируемых сплавов наиболее частый случай – повышение прочности при

сохранении высокой пластичности, которая может мало отличаться от пластичности отожженного сплава (табл. 5.3).

Таблица 5.3.

**Механические свойства сплавов в отожженном
и закаленном состояниях**

Сплав	σ_B , МПа		δ , %	
	отжиг	закалка	отжиг	закалка
Д16	200	300	25	23
Бр.Б2	550	510	22	46
АЛ8	150	300	1	12
АЛ9	160	200	2	6
МЛ5	160	250	3	9
12Х18Н9	590	510	20	45

Реже встречаются сплавы, у которых при закалке прочность снижается, а пластичность по сравнению с отожженным состоянием возрастает (например, у бериллиевой бронзы БрБ2, у стали 12Х18Н9). Поэтому полуфабрикаты из таких сплавов для повышения пластичности перед холодной деформацией не отжигают, а закалывают.

Повышение или снижение прочности при закалке зависит от концентрации легирующего элемента. С увеличением концентрации легирующего элемента в твердом растворе прочность его возрастает. Поэтому пересыщенный раствор в закаленном сплаве прочнее менее легированного раствора в отожженном сплаве. Так же при закалке литейных сплавов обычно растет пластичность по сравнению с литым состоянием. В структуре литейных промышленных сплавов избыточные фазы обычно находятся в форме не часто расположенных сравнительно крупных частиц. По грубым и хрупким включениям избыточной фазы, например, химического соединения $CuAl_2$ (см. рис. 5.15), происходят отрыв и скол в литом сплаве. Поэтому пластичность сплава после закалки оказывается повышенной. Особенно сильно она возрастает при полном растворении избыточной фазы, как в алюминиевых сплавах АЛ8 (растворяется Al_3Mg_2), Д1 (растворяется $CuAl_2$) и магниевом сплаве МЛ5 (растворяется $Mg_{17}Al_{12}$), которые после закалки практически однофазны. В силумине АЛ9 при закалке пластичность возрастает благодаря частичному растворению и коагуляции кремния и полному растворению силицида Mg_2Si .

Основное назначение закалки без полиморфного превращения – подготовка сплава к старению.

Старение – термическая обработка, при которой главным процессом является распад пересыщенного твердого раствора, заключается в выдержке сплава при нормальной комнатной температуре в течение нескольких суток (есте-

ственное старение) или в течение нескольких часов при повышенной температуре меньше t_1 (искусственное старение) (рис. 5.16).

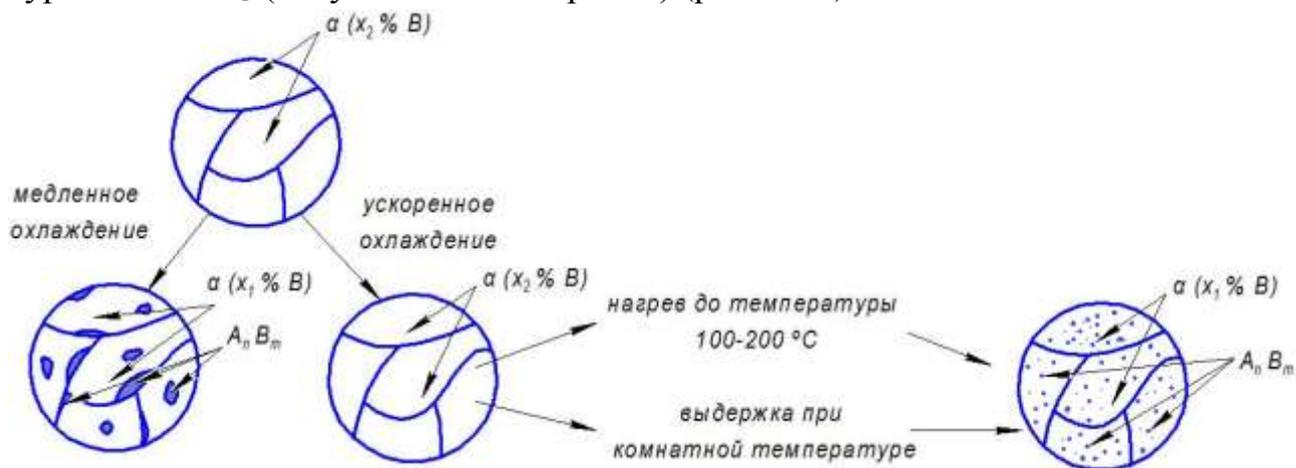


Рис. 5.16. Схема процессов, протекающих в сплаве при закалке без полиморфного превращения и последующем старении

Старение сплавов связано с переменной растворимостью избыточной фазы, а упрочнение при старении происходит в результате образования весьма дисперсных выделений избыточной фазы при распаде пересыщенного твердого раствора, а также локальных искажений кристаллической решетки в результате скопления атомов растворяемого вещества. Так, например, в сплавах Al–Cu образуются скопления атомов меди, так называемые, зоны Гинье-Престона (рис. 5.17). Из-за скопления атомов меди происходит местное сжатие кристаллической решетки, и такие сильно искаженные участки твердого раствора затрудняют скольжение дислокаций при пластической деформации, вызывая упрочнение.

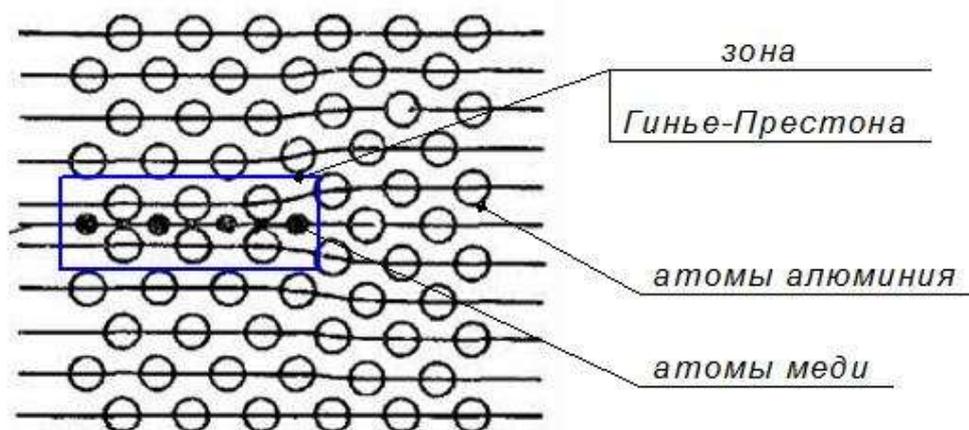


Рис. 5.17 Схема зоны Гинье-Престона в сплаве Al – Cu

В отличие от отпуска, после старения увеличиваются прочность и твердость, и уменьшается пластичность (табл. 5.4).

Таблица 5.4.

Механические свойства сплава Д16

Состояние	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
После отжига	200	120	25
Непосредственно после закалки	300	220	23
После закалки и старения	450	340	18

Увеличение температуры старения или продолжительности выдержки приводит к росту избыточных выделений, резкому снижению прочности и повышению пластичности.

5.6. ПОВЕРХНОСТНАЯ ЗАКАЛКА

Износ и разрушение деталей машин в условиях эксплуатации чаще всего начинают развиваться в поверхностных слоях, металла. Исключение составляют случаи появления развития трещин внутри детали, которые берут свое начало от раковин, ликвационных участков, волосовин и других дефектов и концентраторов напряжений металлургического происхождения. Поэтому упрочнение поверхностных слоев металла путем закалки часто приводит к достижению с минимальными затратами более высокого качества изделий по сравнению с объемной термической обработкой стали.

Среди методов поверхностного упрочнения наибольшее распространение получили поверхностная закалка и химико-термическая обработка.

При *поверхностной закалке* на некоторую заданную глубину закаливается только верхний слой, тогда как сердцевина изделия остается незакаленной.

Основное назначение поверхностной закалки: повышение твердости, износостойкости и предела выносливости обрабатываемого изделия. Сердцевина изделия остается вязкой и воспринимает ударные нагрузки.

Известны следующие методы поверхностного нагрева деталей (рис. 5.18):

- нагрев в электролите;
- электроконтактный нагрев;
- газопламенный нагрев горелкой;
- нагрев в расплавленных металлах или солях;
- индукционный нагрев ТВЧ.

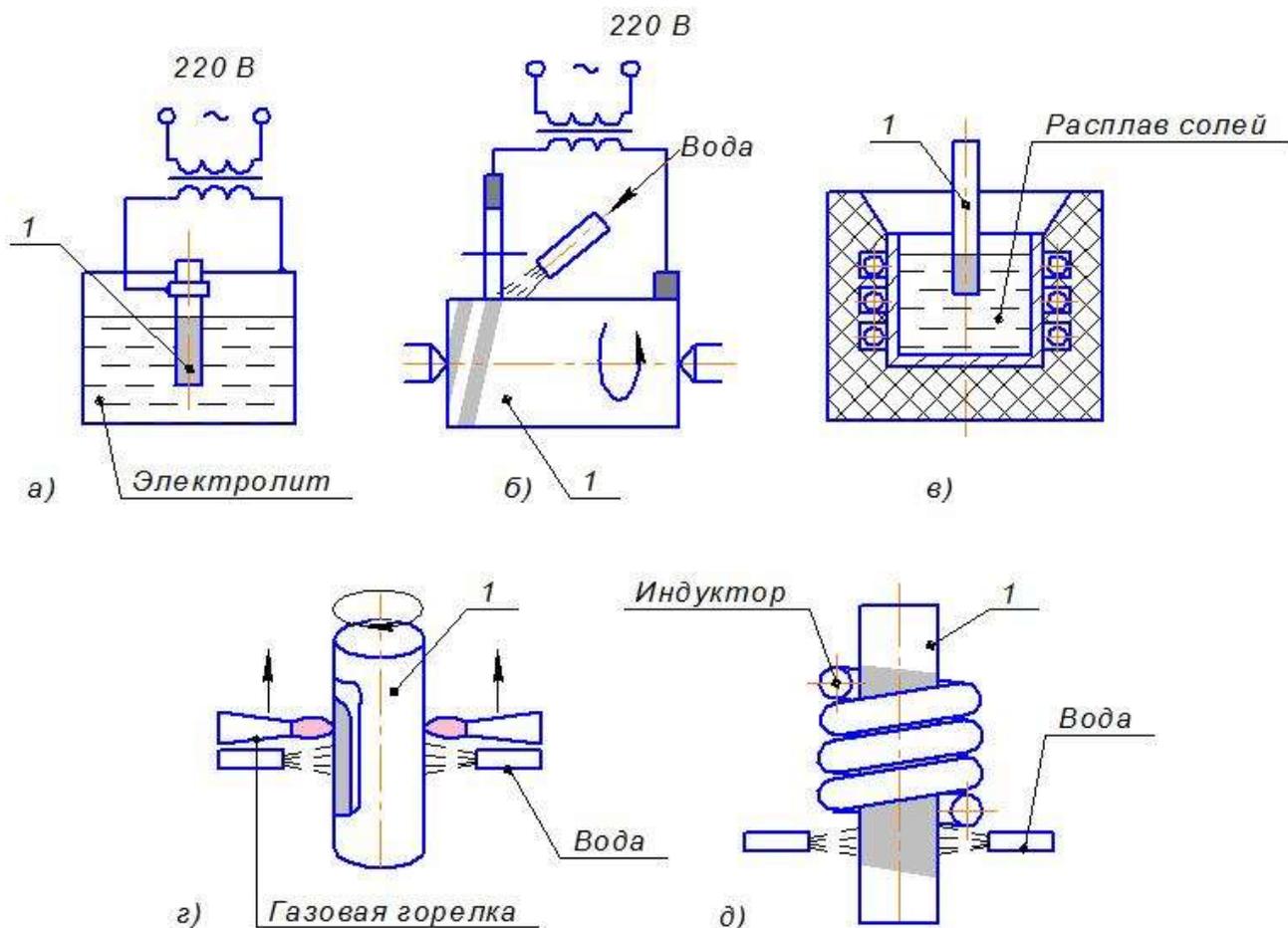


Рис. 5.18. Основные методы поверхностного нагрева: а – нагрев в электролите; б – электроконтактный нагрев; в – нагрев в расплавленных солях; г – газопламенный нагрев; д – индукционный нагрев ТВЧ

Нагрев и закалка в электролите. Они основаны на явлении водородной поляризации катода (деталь) при пропускании тока через электролит (5%-ный раствор NaCl или N_2CO_3). Вокруг детали, погруженной в электролит, выделяются пузырьки водорода и образуют плотную «рубашку», резко повышающую омическое сопротивление в цепи. При напряжении 220–300 В постоянного тока в поверхностном слое детали выделяется большое количество тепла. Температура «водородной рубашки» достигает 2000°C . Прерывание тока влечет резкое охлаждение детали непосредственно в электролите, которое обеспечивает закалку поверхностного слоя на глубину нескольких миллиметров. Нагрев в электролите можно осуществлять и в автоматическом цикле.

Недостатком его является нестабильность нагрева поверхности металла, поэтому твердость стали после закалки существенно изменяется (появляются «мягкие пятна»). Тем не менее, этот метод применяют на некоторых тракторных заводах для закалки крупных деталей – опорных катков тракторов.

Электроконтактный нагрев. В качестве источника тепла используют переменный ток сети. Деталь обкатывают роликом из меди или из спрессованной

медной сетки, к которому подведен ток. Второй конец цепи соединен с деталью. При прохождении тока в месте контакта обкатывающего ролика с поверхностью детали плотность тока и активное сопротивление имеют наибольшие значения, что и является основой локального поверхностного нагрева. Нагретый металл закаливается на мартенсит в струе охлаждающей жидкости.

Недостаток этого метода – наличие зон отпуска на стыке винтовых полос нагрева, так как при каждом обороте ролика вокруг детали нагревается и частично отпускается закаленная ранее зона. Данный метод может быть использован для упрочнения деталей, работающих на износ и не воспринимающих значительных динамических нагрузок.

Газопламенный нагрев горелкой. Поверхностную закалку при нагреве ацетилено-кислородным пламенем осуществляют при отсутствии специального оборудования для нагрева другими методами. Температура пламени в ядре составляет более 3000°C . Поэтому при контакте пламени горелки с поверхностью изделия слой металла толщиной 4–6 мм нагревается выше температуры A_{C3} в течение 5–8 с, тогда как сердцевина детали не успевает нагреться. Чтобы ускорить нагрев, используют специальные кольцевые горелки. Для нагрева стали этим методом применяют и другие газы (бутано-пропановая смесь, природный газ, а также керосин).

Толщина закаленного слоя составляет обычно 2–4 мм, а его твердость 50–56 HRC. В тонком поверхностном слое образуется мартенсит, а в нижележащих слоях троосто-мартенсит. Процесс газопламенной закалки можно легко автоматизировать и включать в общий поток механической обработки. Для крупных деталей этот способ закалки часто более рентабелен, чем закалка индукционным нагревом. Однако, недостаток такого метода нагрева – более низкая производительность по сравнению с индукционным способом, значительный расход газов и невозможность локализовать нагрев в тонких слоях (менее 4 мм).

Нагрев в расплавленных солях. Его применяют в условиях ремонтного или мелкосерийного производства. Для этой цели соли NaCl , BaCl , CaCl_2 нагревают в тигле или специальной ванне до температуры 900°C . При погружении детали в расплав за 3–4 мин температура поверхностного слоя глубиной 2–3 мм превысит температуру A_{C3} . После охлаждения детали в воде или в масле поверхностный слой будет закален на мартенсит.

Индукционный нагрев ТВЧ. Закалка ТВЧ была впервые предложена В. П. Вологдиным. При закалке по этому методу стальное изделие размещают внутри индуктора в форме спирали или петли (рис. 5.19). Ток высокой частоты подводится от генератора к индуктору. Во время прохождения тока через индуктор в поверхностных слоях изделия за счет индукции возникает ток противоположного направления, нагревающий сталь.

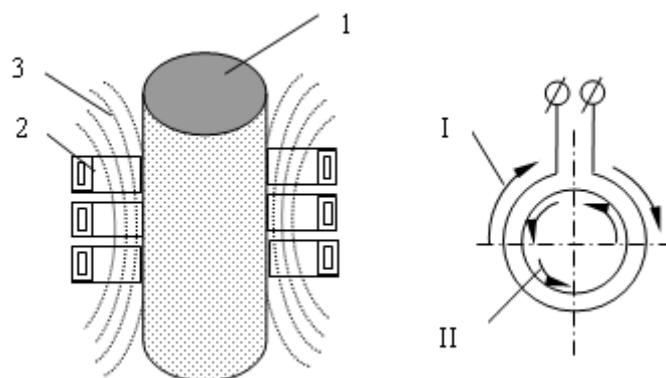


Рис. 5.19. Схема нагрева токами высокой частоты: 1 – деталь; 2 – индуктор; 3 – магнитное поле; I – направление тока в индукторе; II – направление тока в детали

В связи с тем, что скорость нагрева ТВЧ значительно выше скорости нагрева в печи, фазовые превращения в стали происходят при более высоких температурах и температуры нагрева под закалку повышаются. Например, при нагреве ТВЧ со скоростью 400 °С/с температура закалки стали 40 с 840–860 °С повышается до 930–980 °С. После прогрева стали ТВЧ до температуры закалки изделие охлаждают водой. При закалке ТВЧ получается высокодисперсная структура кристаллов мартенсита, обеспечивающая более высокую твердость и прочность стали, чем при печном нагреве (табл. 5.5).

Таблица 5.5

Механические свойства некоторых сталей при обычной и индукционной закалке

Марка стали	Вид закалки	Т _{закалки} , °С	Т _{отпуска} , °С	Механические свойства			Балл зерна
				σ _в , МПа	σ _т , МПа	ψ, %	
45	обычная	820-850	500-550	600	350	40	–
	индукционная	850	220	2200	2140	41,5	11
У8	обычная	750-800	170-200	1650	–	–	–
	индукционная	900-960	210	2830	2650	15	15
У10	обычная	770-780	140-160	1720	–	–	–
	индукционная	920-960	200	1950	2750	1	15

Существуют следующие способы закалки индукционным нагревом:

- одновременный нагрев и охлаждение всей поверхности; этот метод применяют для изделий, имеющих небольшую поверхность (пальцы, валики, осевые инструменты);
- последовательный нагрев и охлаждение отдельных участков; используют при закалке шеек коленчатых валов (последовательный нагрев и закалка одной шейки за другой), зубчатых колес с модулем более 6 (закалка «зуб за зубом»), кулачков распределительных валов и т. д.;

- непрерывно последовательный нагрев и охлаждение; метод применяют для закалки длинных валов, осей и т. д. При этом методе изделие перемещается относительно неподвижных индуктора и охлаждающего устройства (спрейера) или наоборот. По сравнению с первым методом не требуется большой установочной мощности генератора.

6. ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ

Химико-термическая обработка (ХТО) – сочетание химического и термического воздействия с целью изменения состава, структуры и свойств поверхностного слоя детали в необходимом направлении. При этом происходит поверхностное насыщение металлического материала соответствующим элементом (С, N, В, Al, Cr, Si, Ti и др.) путем его диффузии в атомарном состоянии из внешней среды (твердой, газовой, паровой, жидкой) при высокой температуре.

Процесс химико-термической обработки состоит из трех элементарных стадий:

- выделения диффундирующего элемента в атомарном состоянии благодаря реакциям, протекающим во внешней среде;
- контактирования атомов диффундирующего элемента с поверхностью стального изделия и проникновение (растворение) их в решетку железа (адсорбция);
- диффузии атомов насыщающего элемента вглубь металла.

Для обеспечения диффузии и соответственно заданной скорости процесса диффузионного насыщения металла активным элементом необходимо, чтобы температура нагрева обрабатываемой детали и концентрация активных атомов в среде соответствовали установленным нормам. Диффузия возможна тогда, когда атомы диффундирующего элемента способны растворяться при заданной температуре в основном металле.

При нормальном протекании процессов диссоциации, адсорбции и диффузии поверхностный слой основного металла постепенно насыщается диффундирующим элементом и приобретает новый химический состав и новые свойства. На поверхности металла может образовываться твердый раствор переменной концентрации или химические соединения. Толщина диффузионного слоя зависит от температуры, продолжительности насыщения, концентрации диффундирующего элемента на поверхности и в отдельных случаях, например при цементации, может достигать 1 мм и более. Однако даже в тех случаях, когда толщина диффузионного слоя значительно меньше 0,2 мм (хромирование, бо-

рирование), химико-термическая обработка существенно повышает долговечность быстроизнашивающихся деталей.

По сравнению с поверхностной закалкой процессы диффузионного насыщения более широко применимы для обработки деталей сложной формы. Химико-термическая обработка, кроме повышения твердости стали и сплавов, резко повышает их коррозионную стойкость и окалиноустойчивость. Износостойкость диффузионных слоев, полученных данным методом, намного выше износостойкости стали, закаленной на максимальную твердость. Целесообразность применения технологии химико-термической обработки определяется технико-экономическими расчетами с учетом увеличения срока службы деталей машин в эксплуатации.

6.1. ЦЕМЕНТАЦИЯ

Цементацией называется процесс насыщения поверхностного слоя стали углеродом. Различают два основных вида цементации: твердую углеродосодержащую смесь (карбюризаторы) и газовую. Целью цементации является получение твердой износостойкой поверхности, что достигается обогащением поверхностного слоя углеродом до концентрации 0,8–1,2% и последующей закалкой с низким отпуском. Цементация и последующая термическая обработка одновременно повышают предел выносливости.

Для цементации обычно используют низкоуглеродистые стали 0,1–0,18 %. Для крупногабаритных деталей применяют стали с более высоким содержанием углерода (0,2–0,3%). Выбор таких сталей необходим для того, чтобы сердцевина изделия, не насыщающаяся углеродом при цементации, сохраняла высокую вязкость после закалки.

При цементации в твердом карбюризаторе изделия 2 укладывают в ящик 1 и засыпают карбюризатором 4, чаще древесным углем (рис. 6.1). При нагреве углерод древесного угля, соединяясь с кислородом воздуха, образует оксид углерода, который, в свою очередь, взаимодействуя с железом, дает атомарный углерод. Этот активный углерод поглощается аустенитом и диффундирует в глубь изделия. Для ускорения процесса цементации к древесному углю (коксу) добавляют активизаторы: углекислый барий (BaCO_3) и кальцинированную соду (Na_2CO_3) в количестве 10–40% от массы угля.

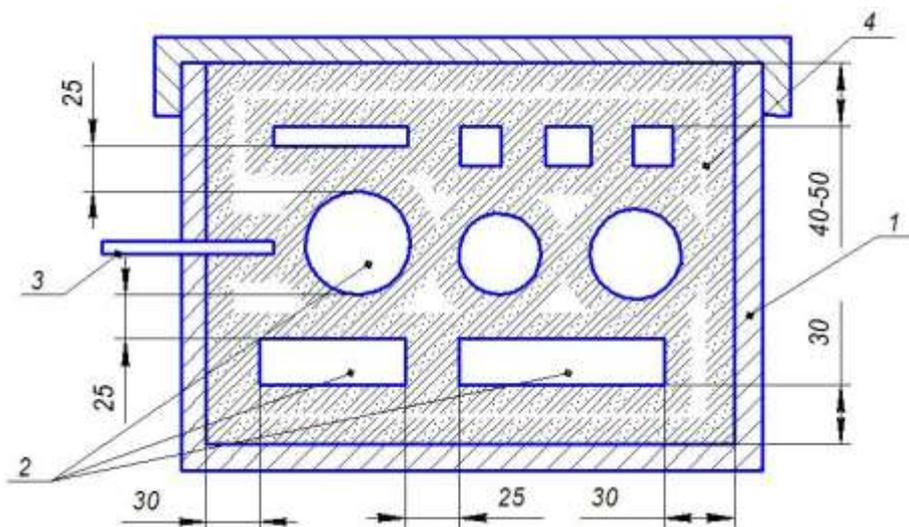
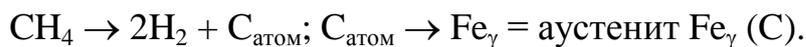


Рис. 6.1. Цементационный ящик для цементации в твердом карбюризаторе

Для газовой цементации в качестве карбюризатора используют природный газ, жидкие углеводороды (керосин, бензин и т. д.) или контролируемые атмосферы (рис. 6.2). При нагреве образуется атомарный углерод:



или



Газовая цементация – основной процесс при массовом производстве, а цементацию в твердом карбюризаторе используют в мелкосерийном производстве. Глубина цементации в зависимости от назначения изделия и состава стали обычно находится в пределах 0,5–2,00 мм.

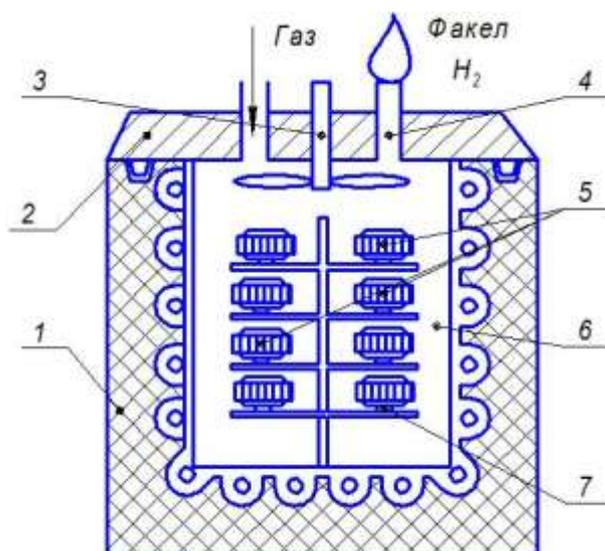


Рис. 6.2. Схема газовой цементации: 1 – муфельная печь, 2 – крышка, 3 – вентилятор, 4 – патрубок для вывода газа, 5 – цементируемые изделия, 6 – муфель, 7 – подставка для крепления цементируемых изделий

Цементацию проводят при 910–930 °С или для ускорения процесса при 1000–1050 °С. С повышением температуры уменьшается время достижения заданной глубины цементации. Так, при газовой цементации науглероженный слой толщиной 1,0–1,3 мм получают при 920 °С за 15 ч, а при 1000 °С – за 8 ч. Чтобы предотвратить сильный рост аустенитного зерна, высокотемпературной цементации подвергают наследственно мелкозернистые стали.

Концентрация углерода в поверхностном слое изделия обычно составляет 0,8–1,0% и не достигает предела растворимости при температуре цементации. Следовательно, сетка Fe₃C при температуре цементации не образуется и поверхностный слой, как и сердцевина, находится в аустенитном состоянии. После медленного охлаждения цементованный слой с переменной концентрацией углерода состоит из феррита и цементита и характеризуется гаммой структур, типичных для заэвтектоидной, эвтектоидной и доэвтектоидной стали (рис. 6.3).

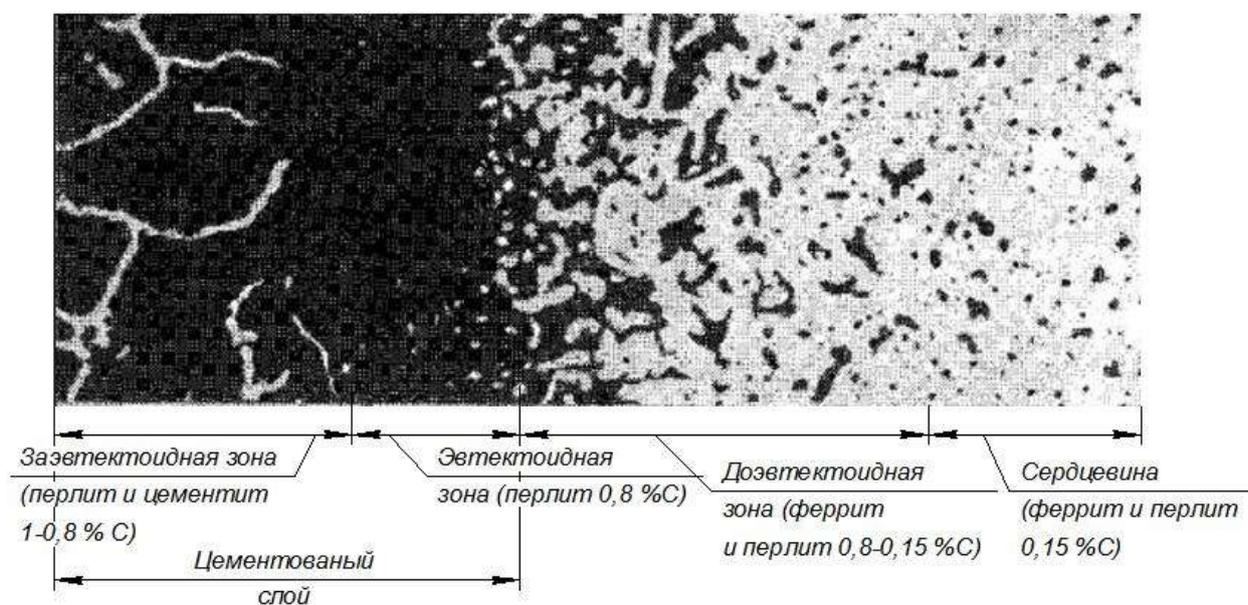


Рис. 6.3. Изменение концентрации углерода по глубине цементированного слоя

Цементация является промежуточной операцией, цель которой – обогащение поверхностного слоя углеродом. Требуемое упрочнение поверхностного слоя изделия достигается закалкой после цементации (рис. 6.4). Закалка должна не только упрочнить поверхностный слой, но и исправить структуру перегрева, возникающую из-за многочасовой выдержки стали при температуре цементации.

После цементации в твердом карбюризаторе ответственные изделия подвергают двойной закалке, так как содержание углерода в сердцевине и на поверхности изделия разное, а оптимальная температура нагрева под закалку зависит от содержания углерода в стали.

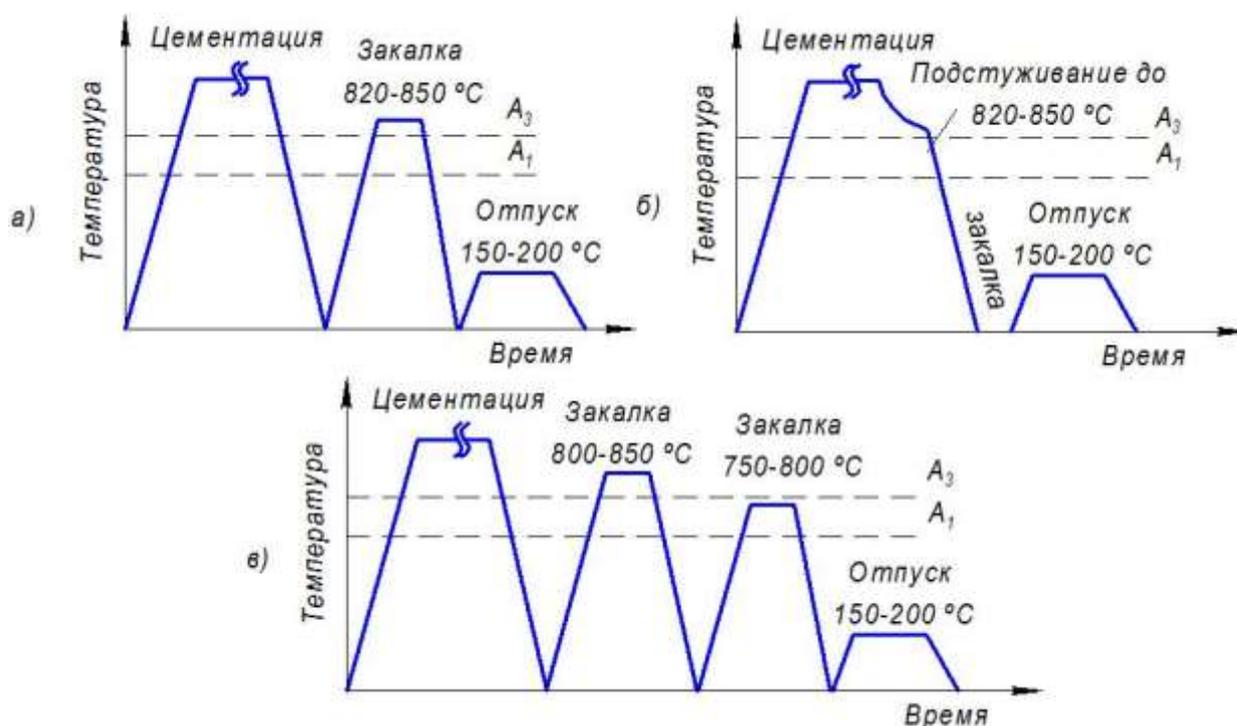


Рис. 6.4. Термическая обработка после цементации: а – однократная закалка, б – закалка с подстуживанием, в – двойная закалка

Первую закалку проводят с нагревом до 850–900 °С (выше точки A_3 сердцевины изделия), чтобы произошла полная перекристаллизация с измельчением аустенитного зерна в доэвтектоидной стали. В углеродистой стали из-за малой глубины прокаливаемости сердцевина изделия после первой закалки состоит из феррита и перлита. Вместо первой закалки к углеродистой стали можно применять нормализацию. В прокаливающейся насквозь легированной стали сердцевина изделия состоит из низкоуглеродистого мартенсита. Такая структура обеспечивает повышенную прочность и достаточную вязкость сердцевины.

После первой закалки цементованный слой оказывается перегретым и содержащим повышенное количество остаточного аустенита, поэтому применяют вторую закалку с температуры 700–780 °С, оптимальной для заэвтектоидных сталей. После второй закалки поверхностный слой состоит из мелкоиглочатого высокоуглеродистого мартенсита и глобулярных включений вторичного карбида.

При газовой цементации чаще всего применяют одну закалку с цементационного нагрева после подстуживания изделия до 840–860 °С.

Заключительной операцией термической обработки цементованных изделий во всех случаях является низкий отпуск при 160–180 °С и переводящий

мартенсит закалки в поверхностном слое в отпущенный мартенсит, снимающий напряжения.

Жидкостная цементация производится в соляной ванне следующего состава: 75–80% Na_2CO_3 , 10–15% Na_2Cl и 6–10% SiC (карборунд). Эту смесь расплавляют в ванне и цементации проводят посредством погружения деталей в расплав. Процесс ведут при 850–860°C на протяжении 0,5–3,0 часов, при этом глубина слоя получается в пределах 0,2–0,5 мм.

Жидкостную цементацию применяют для науглероживания мелких деталей, глубина цементованного слоя которых не должна превышать 0,5–0,6 мм.

В процессе работы ванны, кроме атомарного углерода, выделяется значительное количество шлака Na_2SiO_3 . Шлак засоряет ванну и затрудняет цементацию, поэтому ванну следует периодически очищать.

Цементацию широко применяют в машиностроении для повышения твердости и износостойкости изделий с сохранением высокой вязкости их сердцевины. Удельный объем закаленного науглероженного слоя больше, чем сердцевины, и поэтому в нем возникают значительные сжимающие напряжения. Остаточные напряжения сжатия в поверхностном слое, достигающие 400–500 МПа, повышают предел выносливости изделия.

Твердость поверхностного слоя для углеродистой стали составляет 60–64 HRC, а для легированной – 58–61 HRC; снижение твердости объясняется образованием повышенного количества остаточного аустенита.

6.2. АЗОТИРОВАНИЕ СТАЛИ

Азотированием называют процесс диффузионного насыщения поверхностного слоя стали азотом при нагреве ее в аммиаке. Азотирование очень сильно повышает твердость поверхностного слоя, его износостойкость, предел выносливости и сопротивления коррозии в таких средах, как атмосфера, вода, пар и т. д. Твердость азотированного слоя заметно выше, чем цементованной стали, и сохраняется при нагреве до высоких температур (500–550 °C), тогда как твердость цементуемого слоя, имеющего мартенситную структуру, сохраняется только до 200–225 °C.

До азотирования детали подвергают закалке, высокому отпуску (улучшению) и чистовой обработке. После азотирования детали шлифуют или полируют. Азотирование стальных изделий проводят интервале температур 500–620 °C в аммиаке, который при нагреве диссоциирует, поставляя активный атомарный азот:



В системе «Fe – N» при температурах азотирования могут образовываться следующие фазы: α -фаза – твердый раствор азота в Fe_α (азотистый феррит), γ -

фаза – твердый раствор азота в Fe_γ (азотистый аустенит), γ' -фаза твердый раствор на основе нитрида железа Fe_4N и промежуточная ϵ -фаза – твердый раствор на основе нитрида железа $Fe_{2-3}N$ с широкой областью гомогенности (8,1–11,1% N). В общем случае формирование структуры диффузионного слоя азотируемой стали зависит от состава стали, температуры и длительности нагрева, а также скорости охлаждения после азотирования (рис. 6.5). При азотировании стали при 590 °С диффузионный слой состоит из трех фаз: ϵ , γ' и α .

Тонкий слой ϵ -фазы (0,01–0,03 мм) хорошо защищает простые углеродистые стали с содержанием углерода от 0,1 до 1,0 % от коррозии во влажной атмосфере и других средах.

Высокая твердость и износостойкость азотируемых конструкционных сталей обеспечиваются нитридами легирующих элементов, которые существенно влияют на глубину азотированного слоя и поверхностную твердость. Наиболее высокие поверхностную твердость и износостойкость при азотировании получают в хромомолибденовых сталях, дополнительно легированных алюминием, типичным представителем которых является сталь 38Х2МЮА.

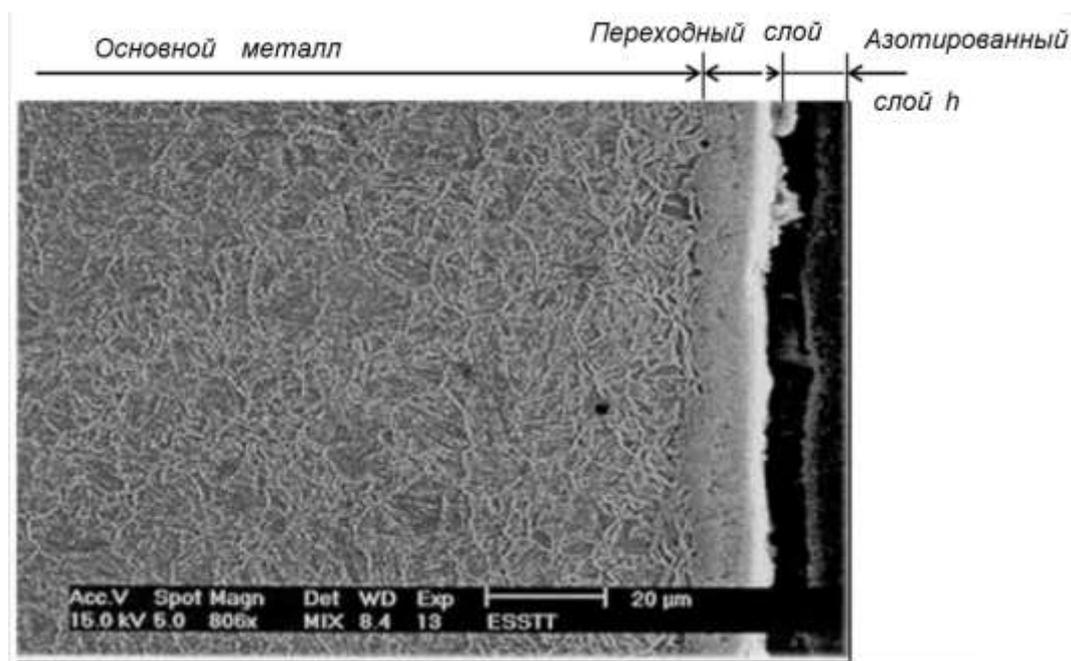


Рис. 6.5. Структура стали 42CrMo4 после азотирования при $T = 525^\circ$ в течение 24 ч

Азотирование повышает предел усталости конструкционных сталей за счет образования в поверхностном слое остаточных напряжений.

В настоящее время широко распространены следующие виды азотирования.

При *газовом азотировании* изделия загружают в герметичные печи, куда поступает аммиак NH_3 с определенной скоростью. При нагреве аммиак диссоциирует. Атомарный азот поглощается поверхностью и диффундирует вглубь

изделия. По окончании процедуры печь плавно охлаждается вместе с потоком аммиака. В таблице 6.1 приведены механические свойства стали 38ХМЮА, полученные при различных режимах азотирования.

Таблица 6.1

Режимы газового азотирования и свойства стали 38ХМЮА

Температура нагрева, °С	Продолжительность выдержки, ч	Глубина слоя, мм	Твердость поверхности HV, МПа
Одноступенчатое азотирование			
500-520	50-60	0,5-0,6	6400-7000
Двухступенчатое азотирование			
510	15	0,5-0,6	8500-10000
540	25		

Твердость углеродистой стали после газового азотирования составляет 2000...2500 HV (МПа). Твердость легированной стали 6000...8000 HV (МПа).

Для сталей, имеющих в своем составе алюминий, хром и молибден, твердость составляет от 12000 HV и выше.

Одновременно с тем, как твердость посредством легирующих элементов становится выше, толщина азотированного слоя – ниже.

Ионное азотирование проводится в разреженной азотосодержащей среде в тлеющем разряде, возбуждаемом на поверхности детали (катоде), а анодом служит контейнер установки. При этом ионы газа бомбардируют поверхность детали и нагревают ее до температуры насыщения.

В качестве насыщающей атмосферы используют аммиак, смесь азота с водородом и очищенный от кислорода азот. Рабочее давление в камере 133–1330 Па (1–10 мм рт. ст.).

При нормальных режимах работы установки температура в рабочей камере 350–650 °С. Время азотирования деталей в зависимости от глубины слоя и скорости насыщения от 30 мин до 30 ч. За это время можно получить толщину азотированного слоя до 1 мм и более. Твердость поверхности 5000-15000 HV (МПа).

6.3. НИТРОЦЕМЕНТАЦИЯ (ЦИАНИРОВАНИЕ) СТАЛИ

Процесс одновременного насыщения стали углеродом и азотом в газовой среде называется *нитроцементацией*. Нитроцементацию проводят при более низких (850–870 °С) по сравнению с цементацией температурах. Это обуслов-

лено тем, что азот проникая в сталь одновременно с углеродом, понижает температуру существования твердого раствора на основе Fe_γ и тем самым способствует науглероживанию стали при более низких температурах. Понижение температуры насыщения без увеличения длительности процесса позволяет снизить деформацию обрабатываемых деталей, уменьшить нагрев печного оборудования. Для газовой цементации и нитроцементации применяют практически одинаковое оборудование.

Для нитроцементации рекомендуется использовать контролируемую эндотермическую атмосферу, к которой добавляют 3–15% неотработанного природного газа и 2–10% NH_3 или в случае шахтной печи – жидкий карбюризатор – триэтиламин $(C_2H_5O)_3N$, который в виде капель вводят в рабочее пространство (рис. 6.6).

Нитроцементации обычно подвергают легированные стали с содержанием углерода до 0,25%. Продолжительность процесса 4–10 ч. Толщина нитроцементованного слоя составляет 0,2–0,8 мм. После нитроцементации следует закалка, либо непосредственно из печи с подстуживанием до 800–825 °С, либо после повторного нагрева; применяют и ступенчатую закалку. После закалки проводят отпуск при 160–180 °С.

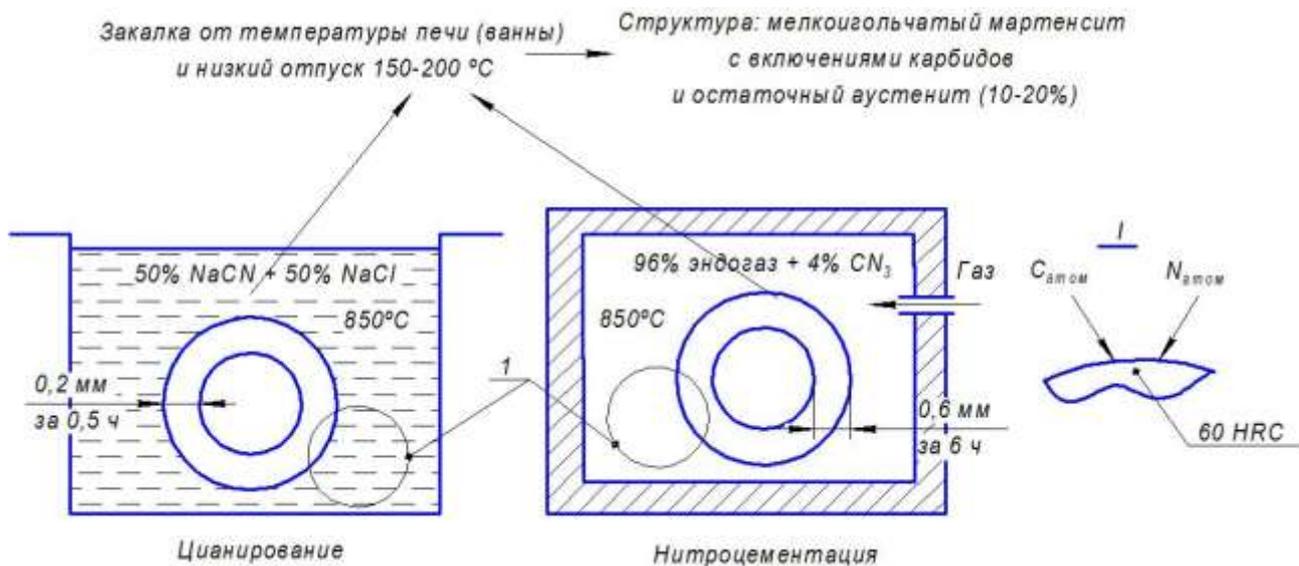


Рис. 6.6. Схемы цианирования в цианистых солях и газовой нитроцементации

При оптимальных условиях насыщения структура нитроцементованного слоя должна состоять из мелкокристаллического мартенсита, небольшого количества мелких равномерно распределенных карбонитридов и 25–30% остаточного аустенита.

Твердость слоя после закалки и низкого отпуска составляет 58–64 HRC (5700–6900 HV). Высокое содержание остаточного аустенита обеспечивает хо-

рошую прирабатываемость например, не шлифуемых автомобильных шестерен, что обеспечивает бесшумность их движения. Максимальные показатели прочности достигаются только при оптимальном для данной стали содержании на поверхности нитроцементованного слоя углерода и азота.

В последние годы получил применение процесс низкотемпературной нитроцементации. Низкотемпературную нитроцементацию проводят при 570 °С в течение 0,5 – 3,0 час в атмосфере, содержащей 50 % эндогаза (экзогаза) и 50 % аммиака или 50 % пропана (метана) и 50 % аммиака. В результате такой обработки на поверхности стали образуется тонкий карбонитридный слой $Fe_3(N, C)$, обладающий высокой износостойкостью. Твердость такого слоя на легированных сталях составляет 5000–11000 НV. Низкотемпературная нитроцементация повышает предел выносливости изделий. Процесс рекомендован для замены жидкого азотирования в расплавленных цианистых солях.

Все эти виды упрочняющей термической обработки имеют свою специфику и особенности и используются, как правило, в различных технологических операциях при термической обработке сталей и сплавов.

Цианированием называют насыщение поверхности изделий одновременно углеродом и азотом в расплавленных цианистых солях при температуре 820–950°С (рис. 6.6).

Различают низкотемпературное и высокотемпературное цианирование. При низкотемпературном цианировании детали нагревают до 820–860 °С в расплавленных солях, содержащих NaCN, в течение 0,5–1,5 ч, при этом получают слой толщиной 0,15–0,35 мм. Затем производят закалку непосредственно с температуры цианирования с последующим низкотемпературным отпуском (180–200 °С). Твердость после термической обработки составляет HRC 58–62. Такой обработке обычно подвергают детали из среднеуглеродистых сталей и инструменты из быстрорежущих сталей.

Для получения более толстого слоя (0,5–2 мм) применяют высокотемпературное цианирование при 930–950 °С со временем выдержки 1,5–6 ч. После такой обработки детали охлаждают на воздухе, производят закалку и низкотемпературный отпуск.

Недостатком цианирования является токсичность цианистых солей. Это вызывает необходимость проводить работу в специальном помещении с соблюдением мер безопасности.

Вопросы для самопроверки

1. Начертите диаграмму «железо – цементит».

2. Охарактеризуйте основные свойства фазовых составляющих железо-углеродистых сплавов.
3. Пользуясь диаграммой состояния «железо – цементит», определите температуру начала и окончания процессов первичной кристаллизации сталей, содержащих 0,3, 0,8, 1,0% углерода и чугунов с содержанием углерода 3 и 4 %.
4. Приведите виды классификации углеродистых сталей.
5. Укажите, какую структуру будут иметь эти стали при температуре 1000°C, 800 °C, 723 °C, 400 °C и 20 °C?
6. Приведите виды классификации белых чугунов.
7. Укажите их фазовый состав при температуре 800 °C, 723 °C, 400 °C и 20 °C?
8. Приведите маркировку серых, ковких, высокопрочных и вермикулярных чугунов.
9. Чем отличаются серые, ковкие, высокопрочные и вермикулярные чугуны друг от друга?
10. Постройте кривые охлаждения железо-углеродистых сплавов со следующим содержанием углерода: 0,005%, 0,01%, 0,035%, 0,2%, 0,8, 1,1%, 2,6%, 4,3%, 4,8%.
11. Из каких этапов состоят основные виды термической обработки?
12. Выше каких температур нагревается сталь в процессе термической обработки, и какие превращения происходят в сплавах с различным содержанием углерода?
13. Охарактеризуйте кинетику превращений перлита при нагреве и опишите стадии этих превращений.
14. В чем состоит сущность изотермического превращения аустенита и каковы возможности управления структурой стали?
15. Каковы различия свойств структурных составляющих сталей: перлита, сорбита, троостита и мартенсита?
16. В чем заключается сущность мартенситного превращения и почему превращение аустенита в мартенсит называется бездиффузионным?
17. Опишите процессы отжига, их назначения и сопутствующие структурные превращения.
18. Опишите цели и технологию нормализации стали.
19. Опишите виды закалки и области их применения.
20. Какое значение имеет прокаливаемость стали и от чего она зависит?
21. Перечислите виды отпуска и структуры, получаемые при этом.
22. Опишите виды отпускной хрупкости и способы ее устранения.

23. Чем отличается закалка на мартенсит от закалки без полиморфного превращения?
24. Укажите, какие процессы протекают при старении закаленного сплава.
25. Опишите способы поверхностной закалки стали.
26. Как производится цементация?
27. Какие свойства приобретает поверхностный слой стали после цементации, закалки, отпуска?
28. Какие стали целесообразно подвергать цементации?
29. В чем сущность процесса азотирования?
30. Какие стали целесообразно подвергать азотированию?
31. Какие термические обработки проводят дополнительно к цементации? Нитроцементации? Азотированию?
32. Рассмотрите процессы цианирования и их особенности. Как влияет температура обработки на состав и свойства цианированного слоя?
33. Чем отличается нитроцементация от цианирования?

РАЗДЕЛ III. КОНСТРУКЦИОННЫЕ И ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫЕ МАТЕРИАЛЫ

7. КОНСТРУКЦИОННЫЕ СТАЛИ И СПЛАВЫ

7.1. ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ НА СТРУКТУРУ, МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛЕЙ И ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ ТЕРМООБРАБОТКЕ

Легирующие элементы – примеси, вводимые в стали в определенных концентрациях с целью изменения их внутреннего строения и свойств (табл. 7.1). Стали, содержащие такие примеси, называются *легированными*.

Таблица 7.1

Основные легирующие элементы и их влияние на свойства сталей

Легирующий элемент	Свойства стали
Хром (<i>Cr</i>)	<ul style="list-style-type: none"> • повышает твердость и прочность, незначительно уменьшая пластичность; • увеличивает коррозионную стойкость; • содержание хрома в количестве более 13 % делает сталь нержавеющей; • увеличивает устойчивость магнитных сил.
Никель (<i>Ni</i>)	<ul style="list-style-type: none"> • придает стали коррозионную стойкость, высокую прочность и пластичность; • увеличивает прокаливаемость; • оказывает влияние на изменение коэффициента теплового расширения.
Вольфрам (<i>W</i>)	<ul style="list-style-type: none"> • образует в стали очень твердые химические соединения – карбиды, резко увеличивающие твердость и красностойкость; • препятствует росту зерен при нагреве; • способствует устранению хрупкости при отпуске.
Ванадий (<i>V</i>)	<ul style="list-style-type: none"> • повышает твердость и прочность; • измельчает зерно; • увеличивает плотность стали, так как является хорошим раскислителем.
Кремний (<i>Si</i>)	<ul style="list-style-type: none"> • в количестве свыше 1 % увеличивает прочность, при сохранении вязкости; • при большем содержании кремния увеличивается электросопротивление и магнитопроницаемость; • увеличивает упругость, кислотостойкость, окалиностойкость.

Легирующий элемент	Свойства стали
Марганец (<i>Mn</i>)	<ul style="list-style-type: none"> • при содержании свыше 1 % увеличивает твердость, износоустойчивость, стойкость против ударных нагрузок, не уменьшая пластичности.
Кобальт (<i>Co</i>)	<ul style="list-style-type: none"> • повышает жаропрочность, магнитные свойства; • увеличивает сопротивление удару.
Молибден (<i>Mo</i>)	<ul style="list-style-type: none"> • увеличивает красностойкость, упругость, предел прочности на растяжение; • повышает антикоррозионные свойства и сопротивление окислению при высоких температурах.
Титан (<i>Ti</i>)	<ul style="list-style-type: none"> • повышает прочность и плотность стали; • раскисляет сталь и способствует измельчению зерна; • улучшает обрабатываемость и сопротивление коррозии.
Ниобий (<i>Nb</i>)	<ul style="list-style-type: none"> • улучшает кислотостойкость; • способствует уменьшению коррозии в сварных конструкциях.
Алюминий (<i>Al</i>)	<ul style="list-style-type: none"> • способствует измельчению зерна; • повышает жаростойкость и окалинностойкость.
Медь (<i>Cu</i>)	<ul style="list-style-type: none"> • увеличивает антикоррозионные свойства строительной стали
Цирконий (<i>Zr</i>)	<ul style="list-style-type: none"> • оказывает особое влияние на величину и рост зерна в стали; • измельчает зерно и позволяет получать сталь с заранее заданной зернистостью.

Введение легирующих элементов значительно усложняет взаимодействие компонентов в стали между собой, приводит к образованию новых фаз и структурных составляющих, изменяет кинетику превращений и технологию термической обработки. Причем распределение легирующих элементов в сталях весьма разнообразно – они могут находиться в сталях:

- в свободном состоянии (медь, свинец, серебро);
- в виде интерметаллидных соединений (металла с металлом) с железом или между собой;
- в виде оксидов, сульфидов и других неметаллических соединений (алюминий, титан и ванадий, являясь раскислителями, образуют оксиды Al_2O_3 , TiO_2 , V_2O_5);
- в карбидной фазе – в виде твердого раствора в цементите или в виде самостоятельных соединений с углеродом – специальных карбидов;
- в растворенном виде в железе.

Взаимодействие легирующих элементов с углеродом.

Углерод, взаимодействуя с железом, формирует в сталях внутреннее строение и механические свойства. Введение легирующих элементов нарушает это взаимодействие. По характеру взаимодействия с углеродом легирующие элементы подразделяются на некарбидообразующие и карбидообразующие.

К некарбидообразующим элементам относятся никель, кремний, кобальт, алюминий, медь. Они растворяются во всех кристаллических состояниях железа и изменяют его свойства. Карбидообразующими элементами являются хром, марганец, молибден, вольфрам, ванадий, титан, ниобий, цирконий. Они могут растворяться в железе или образовывать карбиды (Mn_3C , $Cr_{23}C_6$, Cr_7C_6 , Fe_3Mo_3C , Fe_3W_3C и др.), сравнительно легко растворяющиеся в аустените при нагреве, и карбиды (MoC , W_2C , WC , VC , TiC и др.), практически не растворяющиеся в аустените при нагреве.

Кроме того, все карбидообразующие элементы могут растворяться в цементите, образуя легированный цементит. Все карбиды и легированный цементит обладают более высокой температурой распада и твердостью и в дисперсном виде значительно упрочняют сталь.

Влияние легирующих элементов на полиморфные модификации железа.

Полиморфные состояния железа при образовании твердых растворов введением легирующих элементов смещаются по температуре. Все легирующие элементы по влиянию на полиморфные состояния железа можно разделить на две группы:

- расширяющие область Fe_γ (или легированного аустенита);
- сужающие область Fe_γ .

К первой группе относятся никель, марганец, кобальт, медь. Точка A_3 железа с увеличением содержания этих элементов снижается, расширяя область существования Fe_γ на диаграмме «Железо – легирующий элемент». Такое состояние сплава может существовать от температуры плавления до весьма низких отрицательных температур. Такие стали называются аустенитными. Примером может служить износостойкая сталь 110Г13Л, содержащая 13 % марганца.

Ко второй группе относятся кремний, хром, вольфрам, молибден, алюминий, ванадий, титан. Точка A_3 железа с увеличением содержания этих элементов повышается, расширяя область Fe_α и сужая область Fe_γ . Область Fe_α легированного феррита также может существовать от температуры плавления до весьма низких отрицательных температур. Такие стали называются ферритными. Примером может служить жаростойкая сталь X25.

Свойства феррита существенно изменяются при введении легирующих элементов. Причиной изменения свойств является размерное несоответствие атомов легирующих элементов и железа, приводящее к искажению кристалли-

ческой решетки железа, возникновению внутренних напряжений и торможению движения дислокаций. Прочность и твердость феррита возрастает, а ударная вязкость снижается. Исключением являются хром (до 3 %) и никель, с введением которых ударная вязкость возрастает.

Кроме того, добавки никеля до 6 % снижают температурный порог хладноломкости железа до $-200\text{ }^{\circ}\text{C}$. Поэтому детали механизмов и машин, работающих при низких температурах, изготавливаются из сталей с добавками никеля. Остальные элементы существенно повышают температурный порог хладноломкости, что ухудшает надежность работы деталей при низких температурах из-за увеличения вероятности их разрушения.

Влияние легирующих элементов на равновесную структуру железоуглеродистых сплавов.

Важнейшими точками диаграммы «Fe – Fe₃C», позволяющими классифицировать железоуглеродистые стали, являются точки S и E. Большинство легирующих элементов сдвигают эти точки в сторону меньшего содержания углерода, что означает смещение границ для сталей и чугунов. Например, при введении 5 % хрома доэвтектоидные стали содержат до 0,6 % углерода, эвтектоидные – 0,6 %, заэвтектоидные – от 0,6 до 1,5 %. Свыше 1,5 % углерода – в структуре стали появляется ледебурит, поэтому такие стали названы *ледебуритными*. Эти стали, обладая высокой износостойкостью, используются для изготовления холодных штампов. Аналогичные закономерности наблюдаются у сталей с добавками вольфрама и молибдена, которые используются для изготовления быстрорежущего инструмента.

Кроме того, в легированных сталях совместное влияние углерода и легирующих элементов на точки A_1 , A_3 , A_m весьма сложное, поэтому температура этих точек для каждой стали определяется экспериментально. Знание этих точек необходимо для назначения режимов термической обработки, например, для сравнения (из марочника сталей):

- сталь 45 имеет $A_{C1} = 730\text{ }^{\circ}\text{C}$, а $A_{C3} = 755\text{ }^{\circ}\text{C}$;
- сталь 45X имеет $A_{C1} = 735\text{ }^{\circ}\text{C}$, а $A_{C3} = 770\text{ }^{\circ}\text{C}$;
- сталь 45ХН имеет $A_{C1} = 750\text{ }^{\circ}\text{C}$, а $A_{C3} = 790\text{ }^{\circ}\text{C}$;
- сталь 45ХН2МФА имеет $A_{C1} = 735\text{ }^{\circ}\text{C}$, а $A_{C3} = 825\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Влияние легирующего элемента на изотермический распад аустенита, а также на его распад при непрерывном охлаждении.

Это выражается в увеличении устойчивости переохлажденного аустенита. С-образные области (диффузионные и частично диффузионные превращения) на изотермических и термокинетических диаграммах сдвигаются вправо по оси времени (увеличивается устойчивость переохлажденного аустенита), что обусловлено меньшей диффузионной подвижностью атомов легирующих элемен-

тов (кроме кобальта) по сравнению с атомами углерода (рис. 7.1). Причем при введении некарбидообразующих элементов (никель, марганец, кремний) форма С-образной области остается такой же, как и для углеродистой стали. Введение же карбидообразующих элементов (хром, вольфрам, молибден) изменяет вид С-образной области: выделяются области диффузионного и частично диффузионного превращений и между этими областями аустенит может иметь аномально высокую устойчивость.

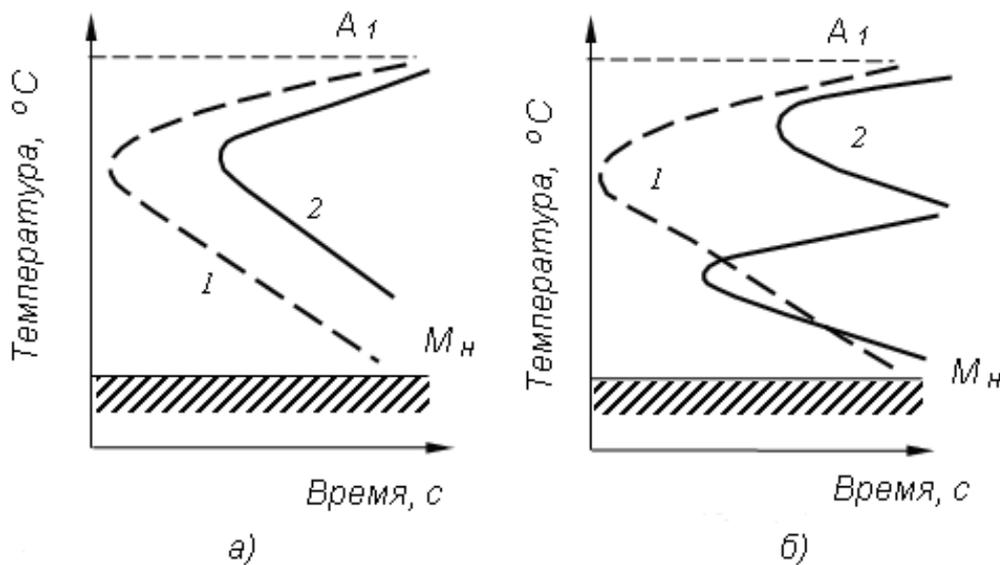


Рис. 7.1. Диаграммы изотермического распада аустенита:

а – углеродистая (1, область $A_n \rightarrow \Phi + Ц$) и легированная некарбидообразующими элементами (2, область $A_n \rightarrow \Phi + K$) стали; б – углеродистая (1) и легированная карбидообразующими элементами (2, область $A_n \rightarrow \Phi + K$) стали

В целом увеличение устойчивости переохлажденного аустенита повышает прокаливаемость легированных сталей. Введение отдельных элементов, например бора 0,001–0,005 %, может увеличить прокаливаемость в десятки раз.

При закалке (нагрев, выдержка, охлаждение со скоростью $V > V_{кр}$) углеродистых сталей из переохлажденного аустенита образуется мартенсит. Влияние легирующих элементов на рост зерна аустенита при нагреве зависит от их способности образовывать карбиды при взаимодействии с углеродом. Элементы, не образующие карбиды (никель, кобальт, кремний, медь), практически не препятствуют росту зерна аустенита, а элементы, образующие карбиды (хром, вольфрам, молибден, ванадий, титан), препятствуют росту зерна аустенита. Сохранение мелкозернистого состояния аустенита до температур 930–950 °С обусловлено высокой теплостойкостью карбидов, являющихся барьерами для перемещения границ зерна аустенита. Мелкоигольчатый мартенсит, полученный из мелкозернистого аустенита, обеспечивает стали повышенную вязкость.

Влияние легирующих элементов на мартенситное превращение сталей.

При введении легирующих добавок температурный интервал мартенситного превращения изменяется, что отражается на количестве остаточного аустенита в закаленной стали (рис. 7.2). Как видно из рисунка, алюминий и кобальт повышают мартенситную точку и снижают количество остаточного аустенита, но большинство легирующих элементов (марганец, молибден, хром) снижают мартенситную точку и увеличивают количество остаточного аустенита, что ухудшает качество стали после закалки. Для устранения остаточного аустенита такие стали после закалки обрабатываются холодом.

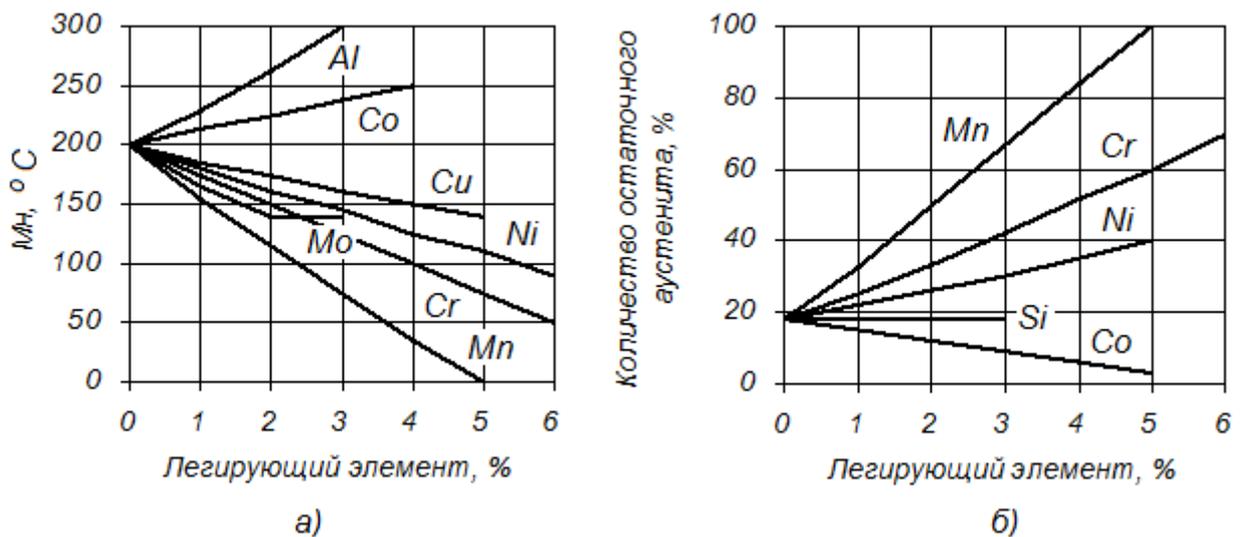


Рис. 7.2. Влияние легирующих элементов на температуру мартенситного превращения (а) и количество остаточного аустенита (б) в стали с 1,0 % углерода

Более того, влияние легирующих элементов на поведение сталей может быть настолько значительным, что точка M_H смещается ниже комнатной температуры. В этом случае мартенситное превращение отсутствует и охлаждением фиксируется аустенитное состояние, например, при введении 5 % марганца.

Влияние легирующих элементов на отпуск стали.

После закалки выполняется обязательная термическая операция для повышения вязкости стали – отпуск. В процессе отпуска неравновесные фазы – мартенсит и остаточный аустенит – превращаются в феррит и цементит. Это превращение протекает диффузионным путем и зависит от температуры нагрева.

Влияние легирующих элементов на отпуск стали выражается количественно и качественно. *Количественное влияние* легирующих элементов – уменьшение скорости превращений и повышение температуры превращений (выделение углерода из Fe_α и коагуляция карбидов). Это наиболее заметно проявляется при введении хрома, ванадия, титана, вольфрама, молибдена, кремния. Поэтому

температурные интервалы всех видов отпуска легированных сталей на 100–150 °С выше по сравнению с углеродистыми.

Качественное влияние легирующих элементов – карбидные превращения (преобразование легированного цементита в специальные карбиды) и влияние вторичной твердости (превращение остаточного аустенита в мартенсит и выделение дисперсных карбидов).

Таким образом, легирование, изменяя скорости и температуру превращений, а также тепловые свойства стали, существенно влияет на режимы термической обработки. Основные особенности упрочняющей термической обработки легированных сталей по сравнению с углеродистыми заключаются в следующем:

- нагрев изделий производится с меньшей скоростью в связи с уменьшением теплопроводности сталей. Пониженная теплопроводность увеличивает перепад температур по сечению изделий, а следовательно, повышает и напряжения, вызывающие коробление и трещинообразование;
- температура нагрева для получения аустенита при введении карбидообразующих элементов повышается. Труднорастворимые карбиды сдерживают рост зерна аустенита и сохраняют его мелкозернистое состояние;
- охлаждение изделий возможно со значительно меньшей скоростью, так как процесс распада переохлажденного аустенита замедляется. Уменьшение критической скорости закалки позволяет охлаждать изделия в более мягком охладителе. Это уменьшает внутренние напряжения, коробление деталей, вероятность образования трещин;
- увеличивается прокаливаемость сталей, что позволяет упрочнять закалкой крупные изделия во всем сечении.

7.2. КЛАССИФИКАЦИЯ И МАРКИРОВКА ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

В основу классификации легированных сталей заложены четыре принципа: равновесная структура, структура после охлаждения на воздухе, состав и назначение сталей.

По равновесной структуре стали подразделяются на *доэвтектоидные, эвтектоидные, заэвтектоидные и ледебуритные*.

Эвтектоидные стали имеют перлитную структуру; доэвтектоидные и заэвтектоидные наряду с перлитом содержат феррит или вторичные карбиды типа Me_3C . В структуре литых ледебуритных (карбидных) сталей присутствует эвтектика (ледебурит), образованная первичными карбидами с аустенитом.

В соответствии с диаграммой « $Fe - Fe_3C$ » доэвтектоидные стали содержат менее 0,8 % углерода, эвтектоидные – около 0,8 %; заэвтектоидные – 0,8–2,0 % и ледебуритные – примерно до 2,14 %.

Большинство легирующих элементов сдвигает точки S и E (на диаграмме « $Fe - Fe_3C$ ») в сторону меньшего содержания углерода, поэтому граница между доэвтектоидными и заэвтектоидными сталями, заэвтектоидными и ледебуритными лежит в легированных сталях при меньшем содержании углерода, чем в углеродных.

При охлаждении на спокойном воздухе образцов небольшой толщины можно выделить три основных класса сталей: *перлитный*, *мартенситный*, *аустенитный*.

Получение трех классов стали обусловлено тем, что по мере увеличения содержания легирующих элементов устойчивость аустенита в перлитной области возрастает, а температурная область мартенситного превращения понижается. Это отражено на диаграммах изотермического распада аустенита (рис. 7.3).

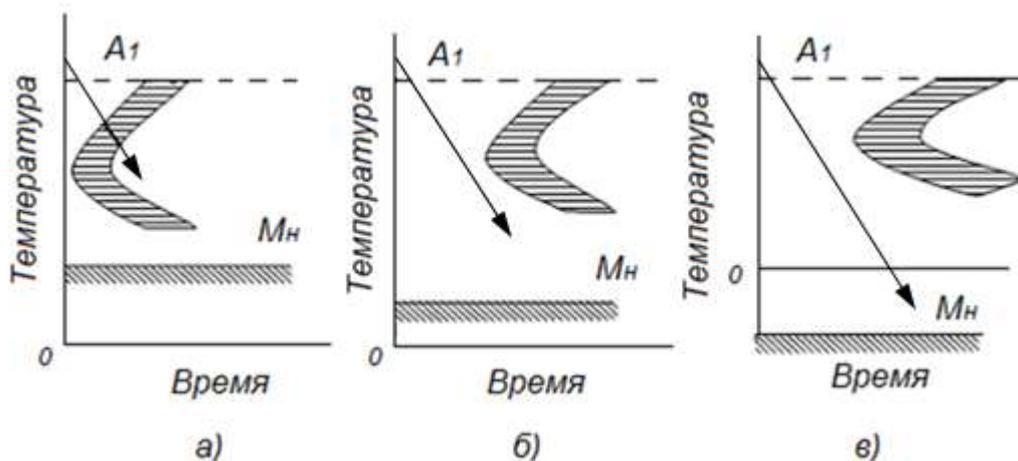


Рис. 7.3. Диаграмма изотермического распада аустенита для сталей перлитного (а), мартенситного (б) и аустенитного (в) классов

Стали перлитного класса характеризуются относительно малым содержанием легирующих элементов, и для них кривая скорости охлаждения на воздухе будет пересекать область перлитного распада, и будут получаться структуры – перлит, сорбит, троостит.

У сталей мартенситного класса, характеризующихся большим содержанием легирующих элементов, область перлитного распада значительно сдвинута вправо – аустенит переохлаждается без распада до температур мартенситного превращения, образуется мартенсит.

Дальнейшее увеличение содержания углерода и легирующего элемента не только сдвигает область перлитного распада, но и переводит начало мартенситного превращения в область отрицательных температур, поэтому такая сталь,

охлажденная на воздухе при комнатной температуре, сохранит аустенитное состояние.

В зависимости от вводимых элементов (по химическому составу) стали разделяются: на *хромистые, марганцовистые, хромоникелевые, хромоникель-молибденовые* и т. п.

Кроме того, стали подразделяются по общему количеству легирующих элементов в них: на *низколегированные* (до 2,5 % легирующих элементов), *легированные* (от 2,5 до 10 %) и *высоколегированные* (более 10 %).

Разновидностью классификации по химическому составу является классификация по качеству. *Качество стали* – это комплекс обеспечиваемых металлургическим процессом свойств, таких как однородность химического состава, строения и свойств стали, ее технологичность. Эти свойства зависят от содержания газов (кислород, азот, водород) и вредных примесей (сера и фосфор).

По качеству легированные стали подразделяются: на *качественные* (до 0,04 % *S* и до 0,035 % *P*), *высококачественные* (до 0,025 % *S* и до 0,025 % *P*) и *особовысококачественные* (до 0,015 % *S* и до 0,025 % *P*).

В зависимости от назначения стали можно объединить в следующие группы:

- *конструкционные*, применяемые для изготовления различных деталей машин, механизмов и конструкций в машиностроении и строительстве и обладающие определенными механическими, физическими и химическими свойствами;

- *инструментальные*, применяемые для обработки материалов резанием или давлением и обладающие высокой твердостью, прочностью, износостойкостью и рядом других свойств.

Конструкционные стали подразделяются:

- на строительные;
- машиностроительные;
- стали с особыми свойствами – теплоустойчивые, жаропрочные, жаростойкие, коррозионно-стойкие.

Маркировка легированных сталей состоит из сочетания букв и цифр, обозначающих их химический состав.

Каждый легирующий элемент обозначается буквой: *А* – азот, *Б* – ниобий, *В* – вольфрам, *Г* – марганец, *Д* – медь, *Е* – селен, *К* – кобальт, *Н* – никель, *М* – молибден, *П* – фосфор, *Р* – бор, *С* – кремний, *Т* – титан, *Ф* – ванадий, *Х* – хром, *Ц* – цирконий, *Ю* – алюминий.

Первые цифры в обозначении конструкционных сталей показывают среднее содержание углерода в сотых долях процента. Цифры, идущие после буквы, указывают примерное содержание легирующего элемента в процентах (при со-

держании 1–1,5 % и менее цифра отсутствует). Например, сталь 12Х18Н10Т в среднем содержит 0,12 % С, 18 % Cr, 9 % Ni, менее 1 % Ti.

В маркировке инструментальных сталей среднее содержание углерода указывается в десятых долях процента. Так, в штамповой стали 6Х6В3МФС в среднем содержится 0,6 % С, 6 % Cr, 3 % W, 1 % Mo, 1 % V, 1 % Si.

Буква А в конце марки, например 12Х2Н4А, означает, что сталь высококачественная (ограничено содержание вредных примесей $S < 0,03 \%$; $P < 0,03 \%$). Особовысококачественные стали имеют в конце марки букву Ш, например 30ХГС–Ш.

Некоторые группы сталей содержат дополнительные обозначения: марки подшипниковых сталей начинаются с буквы Ш (ШХ15, ШХ15СГ, ШХ20СГ), автоматных – с буквы А (А12, А30, АС40, где С – означает наличие в сталях свинца); быстрорежущих – с буквы Р (Р9, Р6М5); электротехнических – с буквы Э (Э11, Э21), магнитно-твердых – с буквы Е (Е7В6, ЕХ9К15М).

В начале обозначения марки быстрорежущих сталей стоит буква Р, за которой следует цифра, показывающая содержание основного легирующего элемента – вольфрама – в процентах (Р18 – 18 % W, Р6М5 – 6 % W, 5 % Mo).

Цифра, стоящая после буквы Е в электротехнических сталях, означает среднее содержание углерода в десятых долях процента (Е7В6 – 0,9 % С, 9% W, ЕХ9К15М – 1 % С, 9 % Cr, 15 % Со, 1 % Mo).

Буква Л (110Г13Л) в конце марки обозначает, что детали из данного сплава получают литьем, буква А – обозначает, что сталь является высококачественной, буква Ш – высококачественной.

7.3. КОНСТРУКЦИОННЫЕ СТАЛИ

Конструкционные стали должны обладать высокой конструктивной прочностью, обеспечивать длительную и надежную работу конструкции в условиях эксплуатации.

Материалы, идущие на изготовление конструктивных элементов, деталей машин и механизмов, должны наряду с высокой прочностью и пластичностью хорошо сопротивляться ударным нагрузкам, обладать запасом вязкости. При знакопеременных нагрузках должны обладать высоким сопротивлением усталости, а при трении – сопротивлением износу. Во многих случаях необходимо сопротивление коррозии, хрупкому разрушению и т. д. Помимо высокой надежности и конструктивной прочности, конструкционные материалы должны иметь высокие технологические свойства – хорошие литейные свойства, обрабатываемость давлением, резанием, хорошую свариваемость.

Для деталей и изделий находят применение дешевые углеродистые качественные стали, чаще всего для изделий неответственного назначения, и легированные стали – для ответственных тяжело нагруженных деталей.

Строительные стали.

К строительным относятся низкоуглеродистые и низколегированные стали, содержащие до 0,25 % углерода, недорогие и недефицитные легирующие элементы и обладающие повышенной прочностью и пониженной склонностью к хрупким разрушениям по сравнению с углеродистыми сталями. Они применяются для изготовления металлических конструкций и сооружений, для армирования железобетона.

Требования к сталям:

- определенное сочетание прочностных и пластических свойств;
- малая склонность к хрупким разрушениям (низкий порог хладноломкости);
- коррозионная стойкость;
- хорошая свариваемость;
- обработка резанием.

Строительные стали для металлических конструкций подразделяются по категориям прочности на стали нормальной, повышенной прочности и высокой прочности. Каждый класс прочности характеризуется минимально гарантированными значениями предела прочности σ_b и предела текучести σ_T . По хладостойкости строительные стали делят на стали без гарантированной хладостойкости, стали хладостойкие до $-40\text{ }^\circ\text{C}$ и стали для эксплуатации конструкций ниже $-40\text{ }^\circ\text{C}$.

Детали строительных конструкций обычно соединяют сваркой, поэтому основным требованием к строительным сталям является хорошая свариваемость. Стали этого класса не должны давать горячих и холодных трещин. Так как склонность к образованию трещин зависит от содержания углерода, его количество ограничивается 0,25 %.

Примеры строительных сталей: 10, 15, 14Г2, 17ГС, 9Г2С, 14Г2АФ, 17Г2АФБ, 10ХНДП, 15ХСНД, 12Х2СМФ, 12ХГН2МФБАЮ.

Цементуемые (нитроцементуемые) стали.

Для изготовления деталей, находящихся под действием динамических нагрузок в условиях поверхностного износа, применяют стали с содержанием углерода 0,08–0,25 %, подвергая их цементации, закалке и низкому отпуску. Твёрдость поверхности готовой детали должна составлять около 58–62 HRC, твёрдость сердцевины в пределах 20–40 HRC. Сердцевина цементованных сталей должна иметь высокие механические свойства, особенно предел текучести.

В зависимости от степени упрочняемости сердцевины различают три группы цементуемых сталей: с неупрочняемой (например, стали марок 10, 15,

20), со слабо- (15Х, 20ХГ) и сильноупрочняемой сердцевиной (25ХГТ, 12ХН3А, 18Х2Н4МА, 20ХГНР и др.).

Стали первой группы применяют для изготовления малоответственных деталей небольших размеров. Под цементованным слоем при закалке аустенит превращается в ферритоцементитную смесь.

Стали второй группы (низколегированные хромистые) имеют слабоупрочняемую сердцевину с бейнитной структурой. Дополнительное легирование малыми добавками ванадия (сталь 15ХФ) позволяет получить более мелкое зерно, что улучшает пластичность и вязкость стали.

Стали третьей группы используют для изготовления деталей, испытывающих значительные ударные нагрузки, имеющих большее сечение или сложную конфигурацию или подвергающихся действию больших знакопеременных напряжений. Эти стали легируют хромом, марганцем, молибденом, титаном, ванадием, никелем, алюминием. Названные элементы способствуют повышению прокаливаемости, поверхностной твердости, износостойкости и контактной выносливости. Никель повышает вязкость сердцевины и диффузионного слоя и снижает порог хладноломкости. Легирование стали ванадием, титаном, алюминием, ниобием приводит к образованию дисперсных нитридов (VN , TiN и др.), карбидов (TiC , VC и др.), затормаживающих рост зерна аустенита. Уменьшение зерна способствует снижению хрупкости и повышению ударной вязкости стали.

Улучшаемые стали.

Для наиболее ответственных тяжело нагруженных деталей машин применяют легированные стали, подвергаемые *улучшению*, т. е. закалке с высоким отпуском. Эти стали содержат 0,3–0,5 % С, 1–6 % легирующих элементов. Примеры улучшаемых сталей: 40ХН, 45ХН, 30ХН3А, 36Х2Н2МФА, 38ХН3МА и др.

Стали закалывают от 820–880 °С в масле (крупные детали в воде), высокий отпуск производят при 500–650 °С с последующим охлаждением в воде, масле или на воздухе (в зависимости от состава стали). Структура стали после улучшения – сорбит зернистый. Наличие легирующих элементов обеспечивает этим сталям хорошую прокаливаемость и уменьшает склонность к отпускной хрупкости II рода.

Улучшение обеспечивает высокую прочность в сочетании с высокой пластичностью. Так, простая и дешевая конструкционная легированная сталь 40Х после закалки с 860 °С и отпуска при 500 °С имеет следующие свойства: $\sigma_B = 1000$ МПа, $\sigma_{0,2} = 800$ МПа, $\delta = 10$ %, $KCU = 500$ КДж/м².

Износостойкие стали.

К износостойким сталям относится сталь 110Г13Л (сталь Гадфильда), имеющая следующий химический состав: 1,25 % углерода, 13 % марганца, 1 %

хрома, 1 % никеля. Сталь Гадфильда при низкой начальной твёрдости (1800–2200 НВ) успешно работает на износ в условиях абразивного трения, сопровождаемого воздействием высокого давления и больших динамических (ударных) нагрузок. Высокая износостойкость стали достигается не только деформированным упрочнением аустенита, но и образованием мартенсита с гексагональной решеткой.

После литья структура стали состоит из аустенита и избыточных карбидов марганца и железа $(Fe, Mn)_3C$. Образование однофазной аустенитной структуры достигается закалкой в воду от температуры 1050–1100 °С. В таком состоянии сталь имеет высокую пластичность $\delta = 34\text{--}53\%$, $\psi = 34\text{--}43\%$, низкую твёрдость 1800–2200 МПа и невысокую прочность $\sigma_B = 830\text{--}654$ МПа. У этой стали повышенная способность упрочняться в процессе холодной пластической деформации. Так, при пластической деформации, равной 70 %, твёрдость стали возрастает с 2100 до 5300 НВ.

Эти стали контролируются на содержание фосфора, при повышенном его содержании сталь 110Г13Л хладноломка, так как, если фосфора в стали более 0,05 %, по границам зерна образуется хрупкая фосфидная эвтектика, на которой зарождается и растёт хрупкая трещина при низких температурах. При использовании стали в северных районах содержание фосфора должно быть равно или менее 0,02–0,03 %.

Высокая вязкость аустенита, наряду с достаточной прочностью и износостойчивостью, делает сталь Гадфильда незаменимым материалом для деталей, работающих на износ и удар одновременно. Из этих сталей изготавливают траки гусеничных машин, щеки дробилок, зубья ковшей экскаваторов и т. д.

Для изделий, подвергающихся износу в результате действия потока жидкости или газа, рекомендованы стали 30X10Г10, 0X14Г12М, обладающие высокой кавитационной стойкостью вследствие образования на поверхности мартенсита деформации при гидравлических ударах.

Недостатком износостойких сталей является плохая обрабатываемость резанием, поэтому детали из них чаще всего изготавливают литьём без механической обработки.

Рессорно-пружинные стали.

Рессорно-пружинные стали предназначены для изготовления пружин, упругих элементов и рессор различного назначения. Основными требованиями, предъявляемыми к данным сталям, являются высокое сопротивление малым пластическим деформациям (высокий предел упругости) с сохранением упругих свойств в течение длительного времени, а также необходимой пластичности и сопротивление хрупкому разрушению.

Стали для пружин и рессор содержат 0,5–0,7 % углерода. Их дополнительно легируют кремнием (до 2,8 %), марганцем (до 1,2 %), ванадием (до 0,25 %), вольфрамом (до 1,2 %) и никелем (до 1,7 %). При этом происходит измельчение зерна, способствующее возрастанию сопротивления стали малым пластическим деформациям.

Термическая обработка легированных пружинных сталей – закалка от 850–880 °С, средний отпуск при 380–550 °С – обеспечивает получение высоких пределов прочности ($\sigma_B = 1200\text{--}1900$ МПа) и текучести ($\sigma_{0,2} = 1100\text{--}1700$ МПа) при пластичности $\delta = 5\text{--}12$ %. Структура после термообработки – троостит отпуска.

Рессорно-пружинные стали должны обладать хорошей закаливаемостью и прокаливаемостью по всему сечению. Существенное (до двух раз) повышение предела выносливости рессор достигается их поверхностным наклёпом посредством дробеструйной и гидроабразивной обработок. После таких обработок в поверхностных слоях создаются остаточные сжимающие напряжения, что увеличивает выносливость.

Наиболее часто в автомобилестроении применяют кремнистые и кремнемарганцевые стали 60С2А, 65Г, 60СГА, которые при работе разогреваются до температур менее 200 °С. При нагреве до 300 °С используют пружины из стали 50ХФА, а при более высоких температурах сталь марки 3Х2В8Ф.

Для работы в агрессивных средах пружины изготавливают из хромистых коррозионно-стойких сталей типа 40Х13, 95Х18 и др.

Подшипниковые стали.

Стали для подшипников должны обладать высокой твёрдостью и износостойкостью в сочетании с высоким пределом контактной усталости, так как детали подшипников (шарики, ролики, обоймы) испытывают высокие удельные знакопеременные нагрузки. К сталям предъявляют требования по минимальному содержанию неметаллических включений, развитию карбидной неоднородности и пористости. Эти дефекты, находясь в поверхностном слое, становятся концентраторами напряжений и вызывают преждевременное усталостное разрушение. Долговечность сферических подшипников в значительной мере определяется отклонением от сферической формы, приводящим к биению. Эти отклонения тщательно контролируются.

Подшипниковые стали маркируют буквами Ш и Х, что означает шарикоподшипниковая и хромистая. Цифра после буквы показывает содержание хрома в десятых долях процента. Подшипники общего назначения изготавливают из сталей ШХ15, ШХ15СГ. Они проходят термообработку – закалку при 820–850 °С, охлаждение в масле. Перед отпуском детали охлаждают до 20–25 °С для обеспечения стабильности их работы (за счёт уменьшения количества остаточного аустенита). Отпуск проводят при 150–170 °С в течение одного-двух ча-

сов. После такой обработки структура стали состоит из мартенсита и мелких включений карбидов хрома и имеет твёрдость 60–64 HRC.

Подшипники, работающие в условиях агрессивных сред, изготавливаются из коррозионно-стойкой высокохромистой стали 95X18Ш, в которой содержится 0,95 % углерода и 18 % хрома.

Для изготовления высокоскоростных подшипников применяют стали после электрошлакового переплава (к марке таких сталей добавляют букву Ш, например ШХ15Ш), отличающиеся наибольшей однородностью строения. Эти стали необходимы для изготовления высокоточных приборных подшипников, детали которых тщательно полируют с тем, чтобы обеспечить минимальный коэффициент трения.

Детали подшипников качения, испытывающие большие динамические нагрузки, изготавливают из сталей 20X2H4A и 18ХГТ с последующей их цементацией и термической обработкой.

Автоматные стали.

Обработка резанием – основной способ изготовления большинства деталей машин и приборов. Обрабатываемость стали зависит от ее механических свойств, теплопроводности, микроструктуры и химического состава.

Повышение обрабатываемости резанием достигается технологическими и металлургическими приемами, причем последние более эффективны. Они предусматривают введение в конструкционную сталь серы, селена, теллура, кальция, изменяющих состав и количество неметаллических включений; свинца, создающего собственные металлические включения; фосфора, изменяющего свойства металлической основы. Эти включения создают в очаге резания внутреннюю смазку – тончайший слой, препятствующий схватыванию материала инструмента с материалом обрабатываемой детали, вследствие чего легче отделяется стружка. Легирование стали 0,15–0,3 % Рb повышает скорость резания на 20–35 %.

Сера в количестве 0,08–0,3 % находится в виде сульфидов марганца, вытянутых в направлении прокатки. Сульфиды оказывают смазывающее действие, нарушая при этом сплошность металла.

Фосфор в количестве 0,06 % повышает хрупкость феррита, облегчая отделение стружки металла во время процесса резания.

Оба элемента способствуют уменьшению налипания стружки на режущий инструмент и получению гладкой блестящей обрабатываемой поверхности. Однако повышенное содержание этих элементов ухудшает механические свойства, поэтому такие стали используют для изготовления изделий неотчетливого назначения.

Все стали с повышенным содержанием серы и фосфора относятся к *группе автоматных сталей* и маркируются буквой А и цифрами, показывающими среднее содержание углерода в сотых долях процента. Если автоматная сталь легирована свинцом, то обозначение марки начинается с сочетания букв «АС». Буква Е в марке стали говорит о том, что в состав входит селен.

Примеры автоматных сталей: А12 (0,12 % С, до 0,2 % S), А40Г (0,40 % С, до 0,3 % S, до 1,55 % Mn), АС40 (0,40 % С, ≤ 0,04 % S, до 0,30 % Pb), АС12ХН (0,12 % С, ≤ 0,035 % S, до 0,30 % Pb, 0,7 % Cr, 0,8 % Ni) и др.

Применение автоматных сталей обеспечивает снижение сил резания на 20–25 %, уменьшение износа инструмента в два-десять раз, повышение скорости резания на 20–40 % при сохранении стойкости инструмента.

7.4. КОРРОЗИОННОСТОЙКИЕ СТАЛИ

Коррозия – это термин, используемый для обозначения широкого класса видов нежелательного повреждения металла в результате его химического или электрохимического взаимодействия с окружающей средой.

Под повреждением понимается образование различных коррозионных дефектов (каверн, язв, питтингов, трещин), утонение толщины стенок, деградация свойств и строения (изменение структуры связано в основном с субструктурой матрицы металла) материала несущих элементов конструкции в процессе эксплуатации, что ведет к потере или снижению её работоспособности. Коррозия многообразна в своём проявлении и ведёт в конечном итоге к разрушению материалов (в первую очередь за счёт локальных видов коррозии) и выходу оборудования из строя.

Коррозия является самопроизвольным процессом, вызванным термодинамической неустойчивостью металлов, т. е. стремлением к уменьшению свободной энергии в различных средах при данных внешних условиях.

Определить возможность протекания коррозии, как химического или электрохимического процесса, можно по изменению энергии Гиббса (свободной энергии):

$$-\Delta G = z \cdot F \cdot E,$$

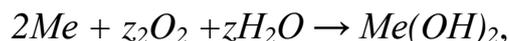
где F – число Фарадея; E – разность потенциалов φ_K и φ_A , характеризующих катодную и анодную реакции, которые определяются уравнениями Нернста:

$$\varphi_K = \varphi_D^0 + \frac{RT}{zF} \ln a_D, \quad \varphi_A = \varphi_{Me}^0 + \frac{RT}{zF} \ln a_{Me},$$

где φ_D^0 и φ_{Me}^0 – величины стандартных электродных потенциалов деполяризатора (катода) и металла (анода) соответственно; a_D и a_{Me} – активность соответствующих ионов на катоде и аноде.

Величины стандартных электродных потенциалов различных металлов позволяют приближенно судить о термодинамической нестабильности металлов: чем более электроотрицателен потенциал металла, тем он активнее отдает свои электроны.

Если рассмотреть типичную реакцию окисления для металлов:



то ΔG (для стандартных условий) для реакций превращения в гидроксиды Mg, Cu, Au составит соответственно 598 ($\varphi^0 = -2,363$ В), 120 ($\varphi^0 = 0,520$ В) и +66 кДж/моль ($\varphi^0 = 1,692$ В). Следовательно, Mg более склонен к окислению, чем Cu, окисление Au невозможно.

По природе гетерогенных процессов взаимодействия окружающей среды с металлами эти процессы можно разделить на два основных типа:

- *химическая коррозия* – протекает в сухой атмосфере и чаще всего при повышенных температурах (газовая коррозия). Этот же тип коррозии металлических материалов наблюдается при взаимодействии с неэлектролитами;

- *электрохимическая коррозия (ЭКХ)* – самопроизвольное разрушение металлических материалов вследствие взаимодействия их с электролитически проводящей средой.

Газовая коррозия металла протекает при его взаимодействии с газами (O_2 , N_2 , CO_2 , SO_2 , H_2 и др.) при повышенных температурах (закалка, отжиг, ковка, прокатка – технологические процессы, а также выхлопные газы ДВС и дизелей, отвод газов в металлургической и нефтехимической промышленности).

К электрохимической коррозии относятся:

- коррозия в электролитах – кислотная, щелочная, солевая, морская и т. п.;
- почвенная – ржавление металла в грунте (подземные трубопроводы);
- структурная коррозия – разрушение связано с повышенной коррозионной активностью одного из компонентов сплава из-за его структурной неоднородности;
- электрокоррозия – разрушение металлов под действием блуждающих токов;
- контактная коррозия – интенсивное разрушение металлов, имеющих разные электродные потенциалы (например, «Медь – алюминий»);
- щелевая коррозия – усиленное разрушение в зазорах, резьбовых соединениях, между фланцами;

- коррозия под напряжением – агрессивная среда в сочетании с внешними нагрузками;
- эрозионная коррозия – разрушение металла вследствие одновременного воздействия среды и механического износа;
- кавитационная коррозия – разрушение металла при одновременном воздействии удара и агрессивной среды;
- фреттинг-коррозия – разрушение металла механическим истирающим воздействием при наличии коррозионной среды.

Электрохимическая коррозия развивается в результате работы множества короткозамкнутых гальванических элементов, образующихся вследствие неоднородности металлического материала или внешней среды. Неоднородность поверхности материалов связана с концентрационной неоднородностью сталей и сплавов (ликвацией), границами зерен, присутствием различных включений, анизотропностью свойств отдельных кристаллитов, несплошностью и различным составом поверхностных пленок, неоднородностью деформаций и напряжений в металлах.

В зависимости от характера разрушения различают коррозию равномерную, протекающую примерно с одинаковой скоростью по всей поверхности металла, помещенного в коррозионную среду, и локальную, охватывающую только некоторые участки поверхности (точечная, щелевая, межкристаллитная, избирательная – в зависимости от характера разрушаемых участков).

По механизму действия все методы борьбы с коррозией можно разделить на 2 основные группы: *электрохимические* (термическая обработка, легирование, пассивация, ингибирование среды, химико-термическая обработка, диффузионная металлизация, протекторная защита и т. д.), оказывающие влияние на потенциал металла или его критическое значение, и *механические* (лакокрасочные и пластмассовые покрытия, консервация, эмалирование и т. д.), изолирующие металл от воздействия окружающей среды созданием защитной плёнки и покрытий.

Коррозионностойкими (нержавеющими) называют металлы и сплавы, в которых процесс коррозии развивается с малой скоростью. Коррозионностойкие стали применяют для изготовления деталей машин и оборудования и конструктивных элементов, работающих в разных агрессивных средах (влажная атмосфера, морская вода, кислоты и растворы солей, щелочей, расплавы металлов и др.).

В зависимости от химического состава стали и сплавы разделяют на классы по основному составляющему элементу: хромистые, хромоникелевые, хромомарганцевые и другие, а также сплавы на основе никеля. В зависимости от структуры: ферритные, мартенситные, аустенитные.

Основной легирующий элемент в коррозионных сталях – хром с содержанием от 12–30 %. Железо и хром образуют непрерывный ряд твердых растворов, а также интерметаллид (σ -фаза). Хром с углеродом образует карбид Cr_{23}C_6 , более устойчивый в сравнении с цементитом, а также карбид Cr_7C_3 . В зависимости от соотношения углерода и хрома можно выделить три группы хромистых сталей – ферритные, не испытывающие $\gamma \leftrightarrow \alpha$ превращение (08X18Т, 15X28), полуферритные, испытывающие частичное превращение $\gamma \leftrightarrow \alpha$ (08X13, 12X13), и мартенситные (20X13, 30X13, 40X13).

Из рисунка 7.4 видно, что в пределах 12–13 % Cr происходит скачкообразное изменение электродного потенциала и сталь из активного состояния переходит в пассивное. Это и послужило поводом для создания группы сталей с 13 % Cr: 07X13, 12X13, 20X13, 30X13, 40X13. Все эти стали страдают межкристаллитной коррозией. Это явление связано с образованием карбида Cr_3C_6 . Эти карбиды располагаются на границах зерен. На образование карбидов расходуется много хрома (на 1 % С – 12 % Cr). Это неизбежно приводит к понижению концентрации хрома в зонах, прилегающих к карбидам, и зоны переходят в активное состояние. Именно по этим зонам развивается коррозия. Снижение склонности стали к МКК можно достичь введением сильных карбидообразователей (Ti, Nb, Ta), например, как в стали 07X17Т.

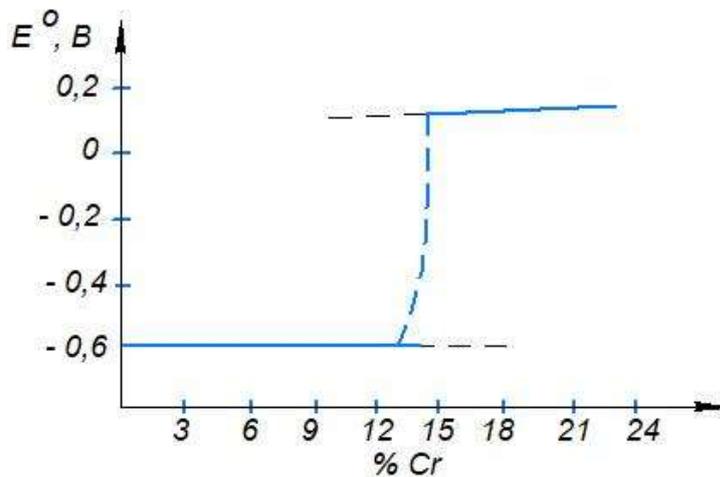


Рис. 7.4. Изменение электродного потенциала сплавов Fe–Cr и коррозия сплавов в растворе азотной кислоты

Мартенситные и мартенситно-ферритные, ферритные стали обладают хорошей коррозионной стойкостью в атмосферных условиях, в слабоагрессивных средах и имеют высокие механические свойства. Ферритные стали применяют для изготовления изделий, работающих в агрессивных средах (например, в рас-

творях азотной кислоты), для изготовления бытовых приборов, в пищевой, легкой промышленности.

В таблице 7.2 приведено основное назначение хромистых сталей.

Таблица 7.2

Применение хромистых сталей

Марка	Класс стали	Назначение
12X17	Ферритный	Для изделий, работающих в окислительных средах, для бытовых приборов, в пищевой, легкой промышленности, для теплообменного оборудования в энергомашиностроении
08X18T1		
40X13	Мартенситный	Для изделий, работающих на износ, в качестве режущего инструмента, упругих элементов и конструкций в пищевой и химической промышленности, находящихся в контакте со слабоагрессивными средами
30X13		
20X13	Мартенситно-ферритный	
08X13		

Легирование хромистых сталей никелем или никелем и марганцем расширяет γ -область, позволяя создать класс аустенитных сталей. Такие стали имеют улучшенные технологические и механические свойства. *Хромоникелевые стали* обладают стойкостью в концентрированных щелочных растворах при повышенных температурах, а также повышенной стойкостью в слабых растворах H_2SO_4 при концентрации никеля 2/8 атомные доли (26 % масс.).

После медленного охлаждения эти стали имеют структуру, состоящую из аустенита, феррита и карбидов хрома $M_{23}C_6$. Для получения аустенитной структуры, снятия внутренних напряжений и устранения склонности к МКК, которая возникает при сварке или горячей обработке давлением, стали подвергаются закалке с высоких температур (1100–1150 °С) в воде или масле с последующим отпуском. Кроме того, для уменьшения склонности к МКК в состав сталей вводят никель и ниобий в определенном соотношении к углероду.

Из-за высокой цены никеля его частично заменяют химическим аналогом – марганцем, например сталь марки 20X13H4Г9Т. Такие стали хорошо работают в слабоагрессивных средах и при низких (до –196 °С) температурах. В таблице 7.3 приведены примеры применения хромоникелевых сталей.

Для изделий, работающих в высокоагрессивных средах при высоких температурах, широко используют *сплавы на основе никеля* (Н70М28, Н70М28Ф, Х15Н55М16В) с высоким содержанием молибдена. Никелевые сплавы с молибденом обладают высокой стойкостью в горячих растворах серной и соляной кислот.

Применение хромоникелевых нержавеющей сталей

Марка	Класс стали	Назначение
12X18H9	Аустенитный	Для изготовления деталей, работающих в агрессивных средах, и химической аппаратуры
10X17H13M3T		
20X13H4Г9		Для торгового и пищевого машиностроения
12X17Г9АН4		

Наиболее высокую коррозионную стойкость эти сплавы приобретают после закалки с 1050–1100 °С. Структура сплавов – твердый раствор на основе никеля и избыточные карбиды типа M_6C и VC .

7.5. ЖАРОПРОЧНЫЕ СТАЛИ И СПЛАВЫ

Жаропрочные стали и сплавы применяют для многих деталей котлов, газовых турбин, реактивных двигателей, ракет, атомных устройств и т. д., работающих при высоких температурах.

Повышение температуры существенно влияет на структуру и свойства материалов: снижается прочность, увеличивается пластичность, более интенсивно проходят процессы окисления.

Падение прочностных и повышение пластических свойств при возрастании температуры связаны с ослаблением межатомных связей, возрастанием интенсивности диффузионных процессов, которые изменяют исходную структуру и свойства. С повышением температуры существенно возрастает число вакансий, увеличивается подвижность точечных дефектов. Когда напряжения отсутствуют, диффузионные перемещения атомов не имеют направленного характера. При наличии даже небольших напряжений эти перемещения приобретают направленный характер, что способствует более быстрой деформации металла.

Высокие температуры вызывают более интенсивное разупрочнение границ зерен по сравнению с объемом зерна вследствие особенностей строения границ, содержащих большое количество дефектов и легкоплавких примесей. Прочность границ зерна становится меньше прочности его объема, поэтому для работы в области высоких температур сплавы должны иметь более крупное зерно. В крупнозернистой структуре меньше протяженность границ, слабее выражены ползучесть по границам и диффузионный перенос.

Длительное воздействие температуры может привести к значительным структурным изменениям, связанным с потерей упрочнения, полученного при термической обработке (распад пересыщенных растворов, коагуляция и раство-

рение упрочняющих фаз), а также с потерей упрочнения, вызванного пластической деформацией из-за прохождения процессов возврата и рекристаллизации.

Если при высокой температуре нагрузить металл постоянно действующим напряжением даже ниже предела текучести при этой температуре и оставить его под нагрузкой длительное время, то металл в течение всего времени действия температуры и нагрузки будет деформироваться с определенной скоростью. Это явление получило название *ползучести* или *крипа*. Развитие ползучести может в конечном счете привести к разрушению металла.

Сопротивление металла ползучести и разрушению в области высоких температур при длительном действии нагрузки называют *жаропрочностью*. Чаще всего жаропрочность характеризуется условным пределом ползучести и длительной прочностью.

Под *условным пределом ползучести* понимается напряжение, которое вызывается за установленное время испытания при заданной температуре, заданном удлинении образца или заданной скорости деформации (ползучести).

Для определения предела ползучести испытываемый образец в течение длительного времени подвергают воздействию постоянного растягивающего усилия при постоянной температуре и при фиксированной деформации образца во времени.

Процесс испытания представляют в виде первичной кривой ползучести в координатах «Относительное удлинение – Время» (рис. 7.5). На кривых ползучести можно отметить участок $0a$, соответствующий упругой и пластической деформации, вызванной мгновенным приложением нагрузки; затем следует участок ab , на котором металл деформируется с неравномерной и замедляющейся скоростью (стадия неустановившейся ползучести), и участок bc , характеризующийся равномерной скоростью ползучести (стадия установившейся ползучести).

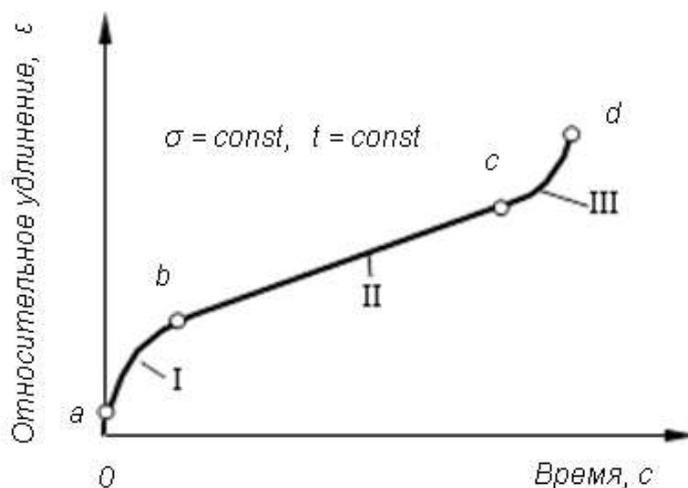


Рис. 7.5. Первичная кривая ползучести

Предел ползучести обозначают по ГОСТ 3248–90 числовыми индексами, например, $\sigma_{02/100}^{700}$ – предел ползучести при допуске на деформацию 0,2 % за 100 часов испытания при температуре 700 °С. При этом необходимо указывать, как определялся предел ползучести – по суммарной или остаточной деформации. В случае определения по скорости ползучести предел ползучести обозначают σ с двумя числовыми индексами. Нижний индекс означает заданную скорость ползучести (% час), верхний индекс – температуру испытания, °С, например: $\sigma_{1 \cdot 10^{-5}}^{600}$ – предел ползучести при ее скорости $1 \cdot 10^{-5}$ %/час при 600 °С.

Испытание на длительную прочность отличается от испытания на ползучесть тем, что испытуемый образец доводят при данной температуре и напряжении до разрушения. В результате определяют *предел длительной прочности*, т. е. наибольшее напряжение, вызывающее разрушение металла за определенное время при определенной температуре. Предел длительной прочности обозначается σ_{1000}^{700} – предел длительной прочности за 1000 часов при температуре 700 °С.

Существующие жаропрочные стали и сплавы представляют собой многокомпонентные твердые растворы на основе железа, никеля, кобальта и титана, которые упрочняются дисперсными выделениями избыточных фаз – карбидов, карбонитридов, боридов, интерметаллидов.

Стали и сплавы, предназначенные для работы при повышенных и высоких температурах, подразделяют на группы:

1) теплоустойчивые стали, работающие в нагруженном состоянии при повышенных (до 600 °С) температурах в течение длительного времени;

2) жаропрочные стали и сплавы, работающие в нагруженном состоянии при высоких температурах в течение определенного времени и обладающие при этом достаточной жаростойкостью;

3) жаростойкие стали и сплавы, работающие в ненагруженном или слабонагруженном состоянии при температурах выше 550 °С и обладающие стойкостью против химического разрушения поверхности в газовых средах.

К теплоустойчивым относятся стали, используемые в энергетическом, химическом и нефтяном машиностроении для работы при повышенных температурах. В зависимости от условий работы применяют углеродистые, низколегированные и хромистые стали.

При эксплуатации до 400 °С и давлении до 6 МПа применяют углеродистые котельные стали 12К, 15К, ... , 20К (номер марки соответствует среднему содержанию углерода).

Для более ответственных деталей, работающих при температурах до 585 °С и давлении до 25,5 МПа, применяют низкоуглеродистые (0,08–0,2 % С) и низколегированные стали (12Х1МФ, 15Х1М1Ф, 2Х2МФСР), имеющие в зависимости от режима термообработки (закалка или нормализация, высокий отпуск) ферритно-перлитную, перлитную или бейнитную структуру. Основными легирующими элементами этих сталей являются: хром, вольфрам, молибден, ванадий, ниобий. Содержание каждого из них, кроме хрома, не превышает 1 %.

Для различных деталей энергетического машиностроения, работающих длительное время при температурах 600–650 °С, применяют хромистые стали мартенситного и мартенситно-ферритного классов (12Х2НВФА, 15Х11МФ, 18Х12ВМБФР), содержащие от 5 до 13 % Cr, 0,08–0,22 % С и дополнительно легированные карбидообразующими элементами (Mo, W, Nb, V). Эти стали, наряду с высокими значениями длительной прочности, обладают высокой жаростойкостью. Повышенная жаропрочность достигается за счет упрочнения твердого раствора, образования карбидов и интерметаллидных фаз.

К жаропрочным относят стали на хромоникелевой и хромоникелевомарганцевой основах. Высокую жаропрочность этим сталям придает аустенитная структура за счет более высокого сопротивления деформации, высокой температуры рекристаллизации в сочетании с затрудненностью диффузии и относительной легкости получения наклепанного состояния. Устойчивой аустенитной структуры, упрочненной дисперсными выделениями различных фаз, добиваются, применяя комплексное легирование и специальную термообработку. Аустенитные стали обладают большей жаропрочностью, чем мартенситные, – их рабочие температуры достигают 750 °С.

Условно жаропрочные стали аустенитного класса разделяются:

- на не упрочняемые термообработкой (однофазные) аустенитные стали – низкоуглеродистые хромоникелевые стали, дополнительно легированные элементами, упрочняющими твердый раствор (10Х18Н12Т, 08Х15Н24В4ТР);
- стали, упрочняемые термической обработкой благодаря выделению карбидных, карбонитридных и интерметаллидных фаз.

Стали первой группы (09Х14Н16Б, 09Х14Н18В2БР) применяют в закаленном состоянии и используют для изготовления трубопроводов силовых установок высокого давления.

Аустенитные жаропрочные стали с карбидным и интерметаллидным упрочнением подвергаются закалке с 1050–1200 °С в воде, масле или на воздухе и последующему старению при 600–850 °С. С увеличением легированности сталей применяют ступенчатое старение.

В аустенитных сталях с карбидным упрочнением (40X12H8Г8МФБ, 45X14H14B2M) высокая жаропрочность достигается введением 0,3–0,5 % С и карбидообразующих элементов (Mo, W, V). Структура стали – аустенит и карбиды типа $Me_{23}C_6$ и MeC . Стали используются для изготовления клапанов авиационных двигателей и двигателей газотурбинных установок. Для повышения жаростойкости стали подвергают алитированию.

Стали с интерметаллидным упрочнением (12X18H10T, 10X12H22T3MP, 10XH35BTЮ) содержат небольшое количество углерода и дополнительно легированы титаном, алюминием, молибденом и бором. Титан и алюминий упрочняют структуру соединениями Ni_3Ti , Ni_3TiAl . Бор упрочняет границы зерен, молибден легирует твердый раствор, повышая энергию межатомной связи. Стали используют для изготовления камер сгорания, дисков и лопаток турбин.

Жаропрочные сплавы разделены по металлической основе на сплавы на основе никеля и кобальта. Никелевые сплавы имеют хорошие свойства при температурах в интервале 700–1100 °С. Их используют в газовых турбинах двигателей самолетов, кораблей, энергетических установок, для изготовления деталей ракетно-космической техники, в нефтехимическом оборудовании.

Структура этих сплавов состоит из γ -твердого раствора кобальта, хрома, вольфрама и молибдена в никеле, интерметаллидов типа $Ni_3(Al, Ti, Ta, Nb)$ (γ' -фаза), упрочняющих твердый раствор. Упрочнение жаропрочных сплавов при выделении γ' -фазы объясняется образованием антифазных границ, которые препятствуют прохождению дислокаций. Кроме того, относительно высокая пластичность γ' -фазы препятствует охрупчиванию сплава. Для упрочнения границ зерен γ -раствора сплавы легируют углеродом, бором и цирконием. Примеси серы, сурьмы, свинца, олова понижают жаропрочность сплавов и затрудняют их обработку давлением.

Термическая обработка сплавов на никелевой основе заключается в закалке и старении, условия для которого (температура, время) зависят от состава сплава и условий работы изделия, так как разупрочнение сплава не будет происходить, если рабочие температуры ниже температуры старения. Для некоторых сплавов производят двойную закалку и старение, что уменьшает проскальзывание по границам зерен и чувствительность к концентраторам напряжений.

Применяемые жаропрочные никелевые сплавы подразделяются на деформируемые и литые. В деформируемых никелевых сплавах (XH78T, XH77TЮP, XH70BMTФКЮ, XH62MBTЮ) количество упрочняющей γ' -фазы может достигать до 45 %.

Жаропрочность литейных сплавов на 50–100 °С выше по сравнению с деформируемыми. Объясняется это тем, что при высоких температурах, заметно превышающих температуры старения и рекристаллизации, диффузионные процессы разупрочнения в деформированном сплаве протекают с большей скоростью, чем в литом. Наличие в литейных сплавах первичной дендритной структуры, не разрушенной деформированием, увеличивает сопротивление ползучести и разрушению. Благодаря большим возможностям для легирования количество упрочняющей γ' -фазы в этих сплавах достигает 55 %. Наиболее распространенными среди литейных никелевых сплавов являются литейные сплавы ЖСЗ, ЖС6, ЖС6К, ЭП23.

Жаропрочные сплавы на основе кобальта имеют более низкие характеристики жаропрочности по сравнению со сплавами на основе никеля. Уровень жаропрочности кобальтовых сплавов связан с упрочнением твердого раствора при легировании и с выделением упрочняющих фаз.

Преимуществом сплавов на основе кобальта является их хорошая коррозионная стойкость при повышенных температурах. Они характеризуются высокой стабильностью структуры при длительных сроках службы под нагрузкой, что позволяет изготавливать из них неподвижные части длительного использования, работающие при малых напряжениях, но при температурах более высоких, чем у вращающихся деталей.

Кобальтовые сплавы характеризуются более высокой теплопроводностью и более низким термическим расширением, поэтому они подходят для изготовления крупных деталей (сопловые и рабочие лопатки мощных газовых турбин).

Кобальтовые сплавы имеют менее сложный по сравнению с никелевыми сплавами фазовый состав: аустенитную γ -матрицу со структурой ГЦК, карбиды, бориды и карбонитриды. Прочность этих сплавов достигается вследствие упрочнения твердых растворов и выделения карбидов по зерну и границам зерен.

Легирующими элементами являются: никель (10–30 %), хром (в деформируемых сплавах – 18–20 %, в литых – 23–28 %), вольфрам (до 10 %), бор (до 1 %), углерод (0,3–0,4 %), а также Nb, Ti, V.

Термическая обработка кобальтовых сплавов представляет собой рекристаллизационный отжиг, отжиг для снятия напряжений у деформируемых сплавов или отжиг у литых сплавов.

Сравнительные характеристики прочности жаропрочных сталей и сплавов на основе никеля и кобальта приведены на рисунке 7.6.

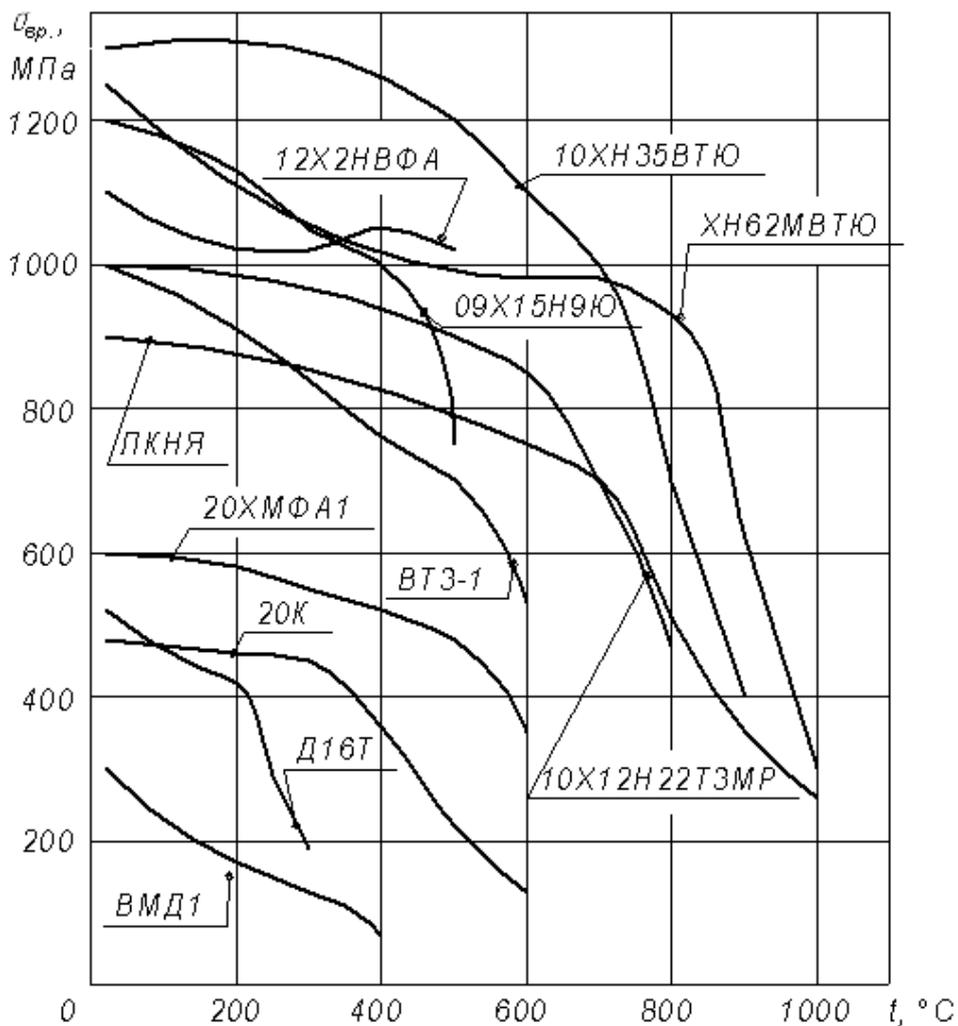


Рис. 7.6. Сравнительные характеристики прочности жаропрочных сталей и сплавов на основе никеля и кобальта

7.6. ЖАРОСТОЙКИЕ СТАЛИ И СПЛАВЫ

Жаростойкость – способность металла сопротивляться окислению в газовой среде или в других окислительных средах при повышенных температурах. Жаропрочные сплавы в принципе должны быть и жаростойкими, иначе они быстро выходят из строя из-за быстрого окисления. Однако жаростойкие сплавы не всегда бывают жаропрочными.

К *жаростойким* относятся стали и сплавы, работающие в ненагруженном или слабонагруженном состоянии при температурах выше 550 °С и обладающие стойкостью против химического разрушения поверхности в газовых средах.

Повышение жаростойкости сплавов заключается в легировании добавками, которые, не снижая показателей жаропрочности и других свойств, снижают скорость окисления сплавов за счет образования на их поверхности плотной защитной пленки окислов, хорошо связанных с основой. Диффузия (особенно

кислорода) через оксидные пленки затруднена, что приводит к торможению процесса дальнейшего окисления.

Жаростойкость стали достигается введением хрома, никеля, алюминия или кремния, образующих в процессе нагрева защитные пленки оксидов $(Cr,Fe)_2O_3$, $(Al,Fe)_2O$ (рис. 7.7). Введение в сталь 5–8 % хрома повышает жаростойкость до 700–750 °С, 17 % – до 1000 °С, 25 % – до 1100 °С. Дополнительное легирование к 25 % хрома 5 % алюминия повышает жаростойкость до 1300 °С.

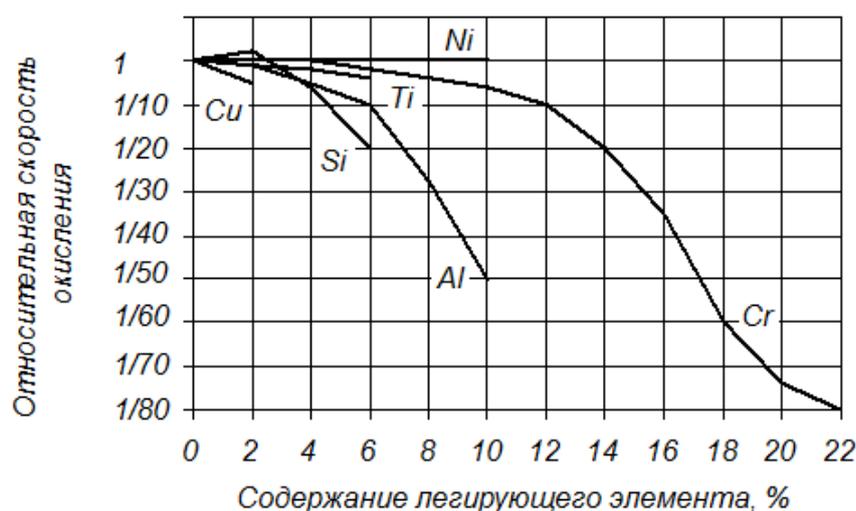


Рис. 7.7. Влияние содержания различных элементов на относительную скорость окисления железа на воздухе в интервале температур 900–1000 °С

Жаростойкие стали и сплавы разделены на следующие группы:

- хромистые и хромоалюминиевые стали ферритного класса;
- хромокремнистые мартенситного класса;
- хромоникелевые аустенитные стали;
- сплавы на хромоникелевой основе.

К группе ферритных хромистых и хромоалюминиевых сталей отнесены высокохромистые стали на основе 13–28 % Cr, которые при достаточно низком содержании углерода и легирования их ферритообразующими элементами имеют однофазную ферритную структуру. Эти стали применяют для изготовления теплообменников, деталей аппаратуры химических производств, печного оборудования и других изделий, которые не испытывают значительных нагрузок и работают при высоких температурах длительное время (08X17T, 15X25T, 15X28, 1X13Ю4). Чем выше содержание хрома, алюминия и кремния в сталях, тем больше температуры, при которых они сохраняют требуемые эксплуатационные свойства.

Стали ферритного класса обладают невысокой прочностью и жаропрочностью, высокой пластичностью и удовлетворительными технологическими свойствами.

Изделия из хромоалюминиевых сталей (содержание Al от 3,5 до 5,8 %) устойчивы в атмосфере воздуха, в среде сернистых газов, но резко теряют работоспособность в восстановительных средах, содержащих окись углерода, пары воды, а также в хлорсодержащих средах. При длительной работе в азотсодержащих средах образуются нитриды алюминия, которые устойчивы до высоких температур и не оказывают вредного влияния на свойства сталей.

Хромистые и хромоалюминиевые стали имеют крупный недостаток: они могут охрупчиваться в процессах технологических нагревов и длительных выдержек при повышенных температурах во время эксплуатации.

Жаростойкие стали, имеющие повышенное содержание углерода (до 0,5–0,8 %) и легированные совместно хромом (6–14 %) и кремнием (1–3 %) (15X6CЮ, 40X10C2M), называются *сильхромами*. Они обладают хорошим сопротивлением газовой коррозии в продуктах сгорания различных видов топлива и высокой износостойкостью при трении и ударных нагрузках. Термическая обработка сильхромов состоит чаще всего из закалки на мартенсит и высокого отпуска или, реже, из нормализации.

Основное назначение сталей этой группы – клапаны автомобильных, тракторных и авиационных двигателей средней мощности. Кроме того, сильхромы используют в качестве жаростойких сплавов для изготовления регуляторов, теплообменников и колосниковых решеток в котельном и химическом машиностроении.

Жаропрочные свойства сильхромов до 600 °С достаточно высоки, а при более высоких температурах резко снижаются.

В качестве жаростойких сталей аустенитного класса применяются главным образом стали на хромоникелевой основе. Эти стали не имеют больших преимуществ по жаростойкости перед высокохромистыми сталями ферритного класса, но выгодно отличаются от них по уровню механических свойств, в том числе жаропрочных, технологичности (способности к глубокой вытяжке, штамповке, свариваемости). Они также менее склонны к охрупчиванию после длительных выдержек при высоких температурах.

Недостатками сталей этого класса являются их сравнительно высокая стоимость, использование в больших количествах дефицитного никеля, низкие теплопроводность и сопротивление газовой коррозии в средах.

Аустенитные стали (08X18H9Т, 12X18H9, 12X18H9Т, 20X25H20C2) используют в качестве жаростойкого материала для выхлопных систем, труб, листовых и сортовых деталей при температурах 600–800 °С и невысоких нагруз-

ках. Повышение жаростойкости аустенитных сталей достигается увеличением содержания в стали хрома, никеля, а также дополнительным легированием кремнием. В качестве жаростойких материалов для работы в науглероживающих средах до 1100 °С (например, печные контейнеры и арматура) используют стали с повышенным содержанием углерода (сталь 36Х18Н25С2).

Термическая обработка аустенитных жаростойких сталей заключается обычно в закалке от температур 1000–1050 °С.

Жаростойкие сплавы на никельхромовой основе (*нихромы*) получили значительное распространение в качестве материалов для работы при 800–1100 °С, а при кратковременной работе – до 1200 °С. Эти сплавы применяют для изготовления деталей газовых турбин, не испытывающих больших рабочих нагрузок и работающих при высоких температурах (камеры сгорания, жаровые трубы, нагревательные элементы электрических печей и другие детали).

Сплавы представляют собой в основном твердый раствор хрома (15–27 %) в никеле с решеткой ГЦК, слабо упрочняются при термической обработке, имеют высокую пластичность, высокое электросопротивление и хорошие технологические свойства. В качестве элементов, дополнительно повышающих жаростойкость нихромов, применяются алюминий (до 3,5 %), титан, молибден, ниобий в небольших количествах, а также вольфрам.

7.7. ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫЕ СТАЛИ И СПЛАВЫ ДЛЯ ОБРАБОТКИ МАТЕРИАЛОВ РЕЗАНИЕМ

К *инструментальным* относят стали и сплавы, применяемые для обработки материалов резанием и давлением и обладающие определенными свойствами (твердостью, теплостойкостью (красностойкостью), износостойкостью, прокаливаемостью и др.) в условиях эксплуатации.

Стали для режущего инструмента (резцы, сверла, фрезы, протяжки, метчики, пилы и т. д.) должны обладать высокой твердостью режущей кромки – HRC 63–66; высокой прочностью и сопротивлением малой пластической деформации; теплостойкостью (красностойкостью), особенно при высоких скоростях резания и обработке труднообрабатываемых деталей.

Углеродистые инструментальные стали (У7–У13, У7А–У13А) являются наиболее дешевыми. Их применяют для изготовления малоответственного режущего инструмента, работающего при малых скоростях резания, не подвергаемого разогреву в процессе эксплуатации.

Достоинствами углеродистых сталей является то, что в малых сечениях (до 15–20 мм) после закалки достигается высокая твердость в поверхностном слое (63–66 HRC) и мягкая, вязкая сердцевина инструмента. Такие свойства благоприятны для ручных метчиков, напильников, пил, стамесок и т. д. В отожжен-

ном состоянии углеродистые стали имеют структуру зернистого цементита с низкой твердостью (1500–1800 НВ), что обуславливает их хорошую обрабатываемость при изготовлении инструмента. Углеродистые стали имеют низкую температуру закалки, что делает нагрев под закалку технологически легко выполнимым, вызывает малое окисление и обезуглероживание инструмента.

Недостатками углеродистых сталей являются малая прокаливаемость и закаливаемость. Они не позволяют применять эти стали для инструмента сечением более 20–25 мм. Стали нетеплостойки, высокая твердость их сохраняется лишь до температур 250–200 °С. Стали имеют высокую чувствительность к перегреву вследствие растворения избыточных карбидов в аустените.

Легирование инструментальных сталей для режущего инструмента хромом, ванадием (7ХФ, 9ХФ), вольфрамом (ХВ4, В2Ф) позволяет уменьшить недостатки углеродистых сталей. Подобные стали используют для изготовления метчиков, пил, зубил, отрезных матриц и пуансонов, ножей холодной резки, подвергаемых местной закалке.

Стали с вольфрамом имеют повышенное содержание углерода, что обеспечивает получение карбида Me_6C и мартенсита с высоким содержанием углерода, благодаря чему эти стали имеют после закалки наиболее высокую твердость (65–67 HRC) и износостойкость. Они применяются для обработки твердых металлов, например валков холодной прокатки, при небольшой скорости резания.

В группу сталей глубокой прокаливаемости входят хромистые стали с более высоким содержанием хрома (1,4–1,7 %) и стали комплексно-легированные несколькими элементами (хромом, марганцем, кремнием, вольфрамом).

Комплексно-легированные стали 9ХС, ХГС, ХВГ обладают высокой прокаливаемостью. Особенно это относится к сталям с марганцем, поэтому стали типа ХВГ применяют для крупного режущего инструмента, работающего при малых скоростях резания (протяжки, развертки, сверла и др.). Легирование кремнием позволяет повысить устойчивость против отпуска. Стали 9Х5ВФ и 8Х4В2М2Ф2 применяют для деревообрабатывающего режущего инструмента.

Обычная термическая обработка легированных инструментальных сталей состоит из закалки от температур 830–870 °С в масле или ступенчатой закалки и отпуска при температуре 200–250 °С. Твердость после такой термообработки составляет HRC 61–65. При необходимости повышения вязкости температуру отпуска можно увеличить до 300 °С, что приводит к снижению твердости до HRC 55–60.

Однако существенным недостатком легированных сталей является их низкая теплостойкость, что исключает возможность их применения для режущего инструмента, эксплуатируемого в тяжелых условиях, связанных с разогревом

режущей кромки. В таких условиях работы можно применять лишь стали с высокой теплостойкостью, т. е. быстрорежущие.

Применение *быстрорежущих сталей* для режущего инструмента позволяет повысить скорости резания в несколько раз, а стойкость инструмента – в десятки раз. Главной отличительной особенностью быстрорежущих сталей является их высокая теплостойкость или красностойкость (600–700 °С) при наличии высокой твердости (63–70 HRC) и износостойкости инструмента. Уникальные свойства быстрорежущих сталей достигаются посредством специального легирования и сложной термической обработки, обеспечивающих определенный фазовый состав.

Основными легирующими элементами быстрорежущих сталей, обеспечивающими высокую красностойкость, являются вольфрам, молибден, ванадий и углерод. Кроме них, все стали легируют хромом, а некоторые – кобальтом.

Быстрорежущие стали обозначаются первой буквой Р (от слова «*rapid*» – скорость), следующая цифра указывает на содержание вольфрама, причем буква «В» пропускается (P18).

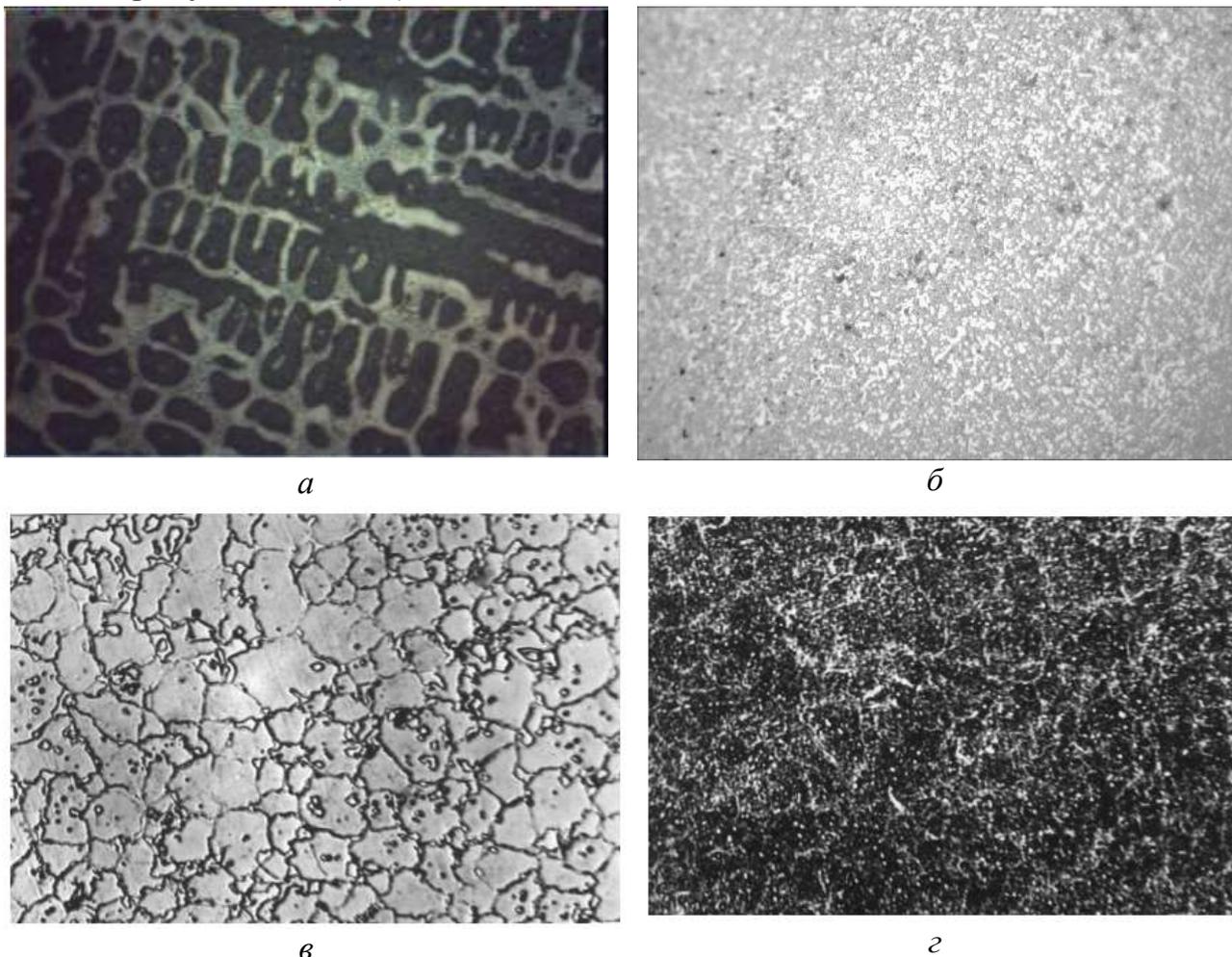


Рис. 7.8. Микроструктура быстрорежущей стали P18:

а – литая (x900); б – отожженная (x500); в – после закалки (x500);
г – после закалки и отпуска (x500)

Среднее содержание углерода и хрома во всех быстрорежущих сталях обычно составляет 1 и 4 % соответственно, поэтому они не указываются. Содержание молибдена, который часто добавляют из экономии вольфрама, ванадия, кобальта, указывается соответственно после букв М, Ф и К: Р6М5, Р6М5Ф3, Р6М5К8, Р12МЗФ2К5.

Микроструктура быстрорежущей стали после различных технологических обработок приведена на рисунке 7.8. В литом состоянии в быстрорежущих сталях образуется эвтектика, напоминающая ледебурит и располагающаяся по границам зерен. После прокатки иликовки эта эвтектика подвергается дроблению и измельчению входящих в нее карбидов. После изотермического отжига, проводимого для уменьшения твердости, структура отожженной быстрорежущей стали представляет собой мелкозернистый (сорбитообразный) перлит и карбиды, мелкие эвтектоидные и более крупные первичные. Количество карбидов около 25 %. Сталь с такой структурой хорошо обрабатывается резанием.

Окончательная термическая обработка – закалка с многократным отпуском готового инструмента для уменьшения количества остаточного аустенита. Высокая температура нагрева (1210–1290 °С) необходима для максимального растворения карбидов и получения высоколегированного аустенита, обеспечивающего высокую прокаливаемость и последующую теплостойкость. Схема термической обработки инструмента из быстрорежущей стали Р6М5 приведена на рисунке 7.9.

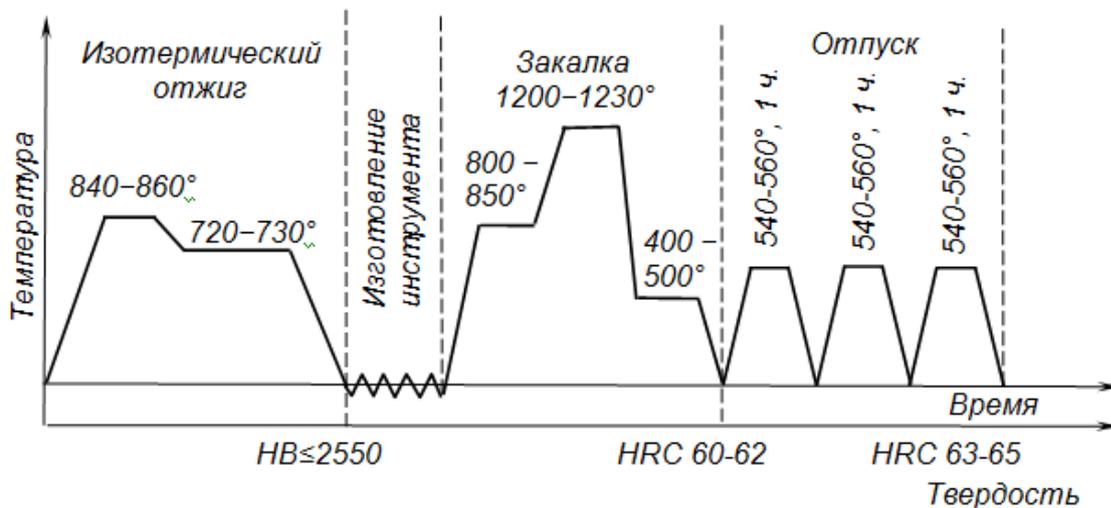


Рис. 7.9. Схема режима термической обработки быстрорежущей стали

После закалки структура быстрорежущей стали состоит из высоколегированного мартенсита, содержащего 0,3–0,4 % С, нерастворенных карбидов и около 30% остаточного аустенита. При многократном отпуске происходит распад остаточного аустенита на мартенсит и карбиды. Твердость после закалки

составляет HRC 62–63, после отпуска она возрастает до HRC 63–65. Теплоустойчивость быстрорежущих сталей – 500–550 °С.

Путем корректировки содержания углерода и легирующих элементов была создана группа кобальтосодержащих сталей, обладающих повышенной теплоустойчивостью и называемых «*сверхбыстрорежущими*»: P12M3Ф2K5, P12M3Ф2K8, P12M3Ф3K10, P9M3K6C, 10P6M5K5 и др.

Несмотря на высокую стоимость кобальтовых сталей, некоторое снижение пластичности и прочности при изгибе и склонность к обезуглероживанию в процессе нагрева под горячее деформирование и закалку, их рационально применять для обработки резанием коррозионно-стойких, жаропрочных сталей и сплавов.

Повышение свойств и качества быстрорежущих сталей может быть достигнуто с помощью производства этих сталей методами порошковой металлургии.

Порошковая быстрорежущая сталь характеризуется более однородной и мелкозернистой структурой, более равномерным распределением карбидной фазы, меньшей деформируемостью при термической обработке, лучшей шлифуемостью, более высокими технологическими и механическими свойствами, чем стали аналогичных марок, полученные по традиционной технологии.

Применение методов порошковой металлургии привело к созданию новых материалов, обладающих уникальным сочетанием свойств, – *твердых сплавов*. Современные порошковые (спеченные) твердые сплавы – это композиции, состоящие из твердых, тугоплавких соединений (карбиды и карбонитриды титана, вольфрама, тантала и др.) в сочетании с цементирующей (связующей) составляющей (кобальт, никель, молибден и др.). Их получают, смешивая порошки карбида и связующего материала, спрессовывая их в формы и спекая при высокой температуре 1250–1500 °С. Такой инструмент не подвергается термической обработке, а лишь затачивается.

Твердые сплавы имеют значительно более высокую красностойкость (выше 800–1000 °С), твердость и износостойкость, чем быстрорежущая сталь. Однако их вязкость меньше, и они очень чувствительны к действию ударных нагрузок. Твердые сплавы широко применяют для обработки материалов резанием, для оснащения горного инструмента, быстроизнашивающихся деталей машин, узлов штампов, инструмента для волочения, калибровки, прессования и т. д.

Твердые сплавы, применяемые для оснащения режущего инструмента, по составу и областям применения можно разделить на четыре группы: вольфрамкобальтовые ВК (WC–Co), титановольфрамовые ТК (WC–TiC–Co), титанотанталовольфрамовые ТТК (WC–TiC–TaC–Co) (табл. 7.4), безвольфрамовые

БВТС на основе карбонида и карбонитрида титана ($TiC-Ni-Mo$, $TiCN-Ni-Mo$) (табл. 7.5).

Таблица 7.4

Состав и свойства вольфрамовых твердых сплавов

Марка стали	Состав, %				σ_u , МПа	HRA
	WC	TiC	TaC	Co		
<i>Вольфрамокобальтовые</i>						
ВК3М	97	–	–	3	1100	89,5
ВК6-ОМ	94	–	–	6	1500	88,5
ВК10	90	–	–	10	1650	87
<i>Титановольфрамовые</i>						
T30K4	66	30	–	4	950	92
T15K6	79	15	–	6	1150	90
T5K12	83	5	–	12	1650	87
<i>Титанотанталовольфрамовые</i>						
T17K12	81	4	3	12	1650	87
T18K6	84	8	2	6	1250	90,5
T120K9	71	8	12	9	1300	89

Таблица 7.5

Состав и свойства безвольфрамовых твердых сплавов

Сплав	Состав, %					HRA, не менее	σ_u , МПа
	TiC	TiCN/TiN	Ni	Mo/Co	Другие		
КНТ16	–	74/–	19,5	6,5/–	–	HRA 89	1200
ТН20	79	–	15	6,0/–	–	HRA 90	1050
ТН30	70	–	30	–	–	HRA 87	1250
ТТi-15	35	–/16,1	5,2	–/9,1	18,2 % WC, 10 % MoC, 9,3 % TaC	HV 1600	2300
T12A	68		12		20 % TaN	HV 1580	1650

В марках твердых сплавов буквы обозначают: В – карбид вольфрама, Т – карбид титана, ТТ – карбиды титана и тантала, КНТ – карбонитрид титана, К – кобальт, Н – никель. Цифры после букв обозначают содержание этих веществ в процентах, для букв ТТ – сумму содержания карбидов титана и тантала. Содержание карбида вольфрама определяется по разности. Буквы в конце марки означают: К – крупнозернистую структуру, М – мелкозернистую, ОМ – особомелкозернистую, Х – с добавлением хрома.

Общим недостатком вольфрамосодержащих твердых сплавов, помимо высокой хрупкости, является дефицитность исходного вольфрамового сырья. По-

этому перспективным направлением является использование безвольфрамовых твердых сплавов. Хорошо зарекомендовали сплавы (керметы), в качестве основы для которых используется карбиды и карбонитриды титана, а в качестве связки – никель и/или кобальт, с упрочняющими добавками переходных металлов Mo, W, Cr, Nb и т. д. Эти материалы сочетают в себе как керамические свойства (исключительные твёрдость и износостойкость, устойчивость к окислению, низкую адгезию к обрабатываемому материалу), так и металлические свойства (прочность, сопротивление удару). Важной отличительной особенностью керметов является их микроструктура, а именно присутствие так называемой К-фазы, представляющей собой сложный карбид, образующий оболочечную структуру вокруг каждой частицы карбонитрида и обеспечивающий прочную связь этих твёрдых частиц с пластичной металлической связкой. Также следует отметить низкий удельный вес этих материалов в сравнении с вольфрамовыми твёрдыми сплавами.

К керметам относятся также твердые сплавы, представляющие собой оксидно-карбидное соединение из оксида алюминия, 30–40 % карбидов вольфрама и молибдена (или молибдена и хрома) и тугоплавких связок. Введение в состав минералокерамики металлов или карбидов металлов улучшает физико-механические свойства режущей керамики, а также снижает хрупкость. Это позволяет увеличить производительность обработки за счет повышения скорости резания. Режущая керамика отличается высокой твердостью (HRA 94–96), теплостойкостью. В зависимости от состава термическая устойчивость керметов колеблется от 800 до 1400 °С.

Оксидно-нитридная керамика состоит из нитридов кремния и тугоплавких материалов с включением оксида алюминия и других компонентов (силинит-Р и кортинит ОНТ–20). Они по прочности не уступают оксидно-карбидной минералокерамике, но обладает большей твердостью (HRA 94–96) и стабильностью свойств при высокой температуре. Он не взаимодействует в процессе резания с большинством сталей и сплавов на основе алюминия и меди; применяют на операциях получистового и чистового точения различных материалов, а также при обработке закаленных сталей.

Изделия на основе кубического нитрида бора (эльбор-Р, кубонит-Р, гексанит-Р) используют для изготовления инденторов, абразивного материала и пластин для оснащения режущих инструментов. По твердости эльбор-Р приближается к алмазу (86 000 МПа), а его теплостойкость в 2 раза выше теплостойкости алмаза (~1600 °С). Эльбор-Р химически инертен к материалам на основе железа. Прочность поликристаллов на сжатие достигает 4000–5000 МПа, на изгиб – 700 МПа, теплостойкость – 1350–1450 °С.

7.8. ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫЕ СТАЛИ ДЛЯ ОБРАБОТКИ ДАВЛЕНИЕМ

Штамповые стали, применяемые для изготовления инструмента, предназначенного для изменения формы материала деформированием без снятия стружки, по условиям работы делят на *стали для холодного и горячего деформирования*.

Штамповые стали легируют хромом (от 0,5 до 13 %), вольфрамом (от 2 до 6 %), молибденом (от 0,6 до 1,8 %), ванадием (до 4 %), кремнием (от 3 до 5 %), никелем (0,5–1 %), марганцем (1,5–2 %), кобальтом (до 0,8 %).

Штамповые стали для холодного деформирования должны иметь высокую твердость, износостойкость, повышенную вязкость (особенно для инструментов, работающих при динамических нагрузках) и теплостойкость. Для обеспечения заданных свойств используются нетеплостойкие углеродистые и легированные стали или полутеплостойкие высокохромистые (3–12 % Cr) с 0,6–1,5 % C, дополнительно легированные ванадием, молибденом, вольфрамом и другими элементами.

Углеродистые и малолегированные стали имеют высокую твердость после закалки (60–63 HRC и выше), достаточную вязкость, хорошую обрабатываемость резанием в отожженном состоянии. Однако пониженная теплостойкость и износостойкость ограничивает их применение на вытяжных и вырубных штампах.

Стали с высоким содержанием хрома (6–12 %) имеют более высокую износостойкость и глубокую прокаливаемость благодаря присутствию в структуре большого числа карбидов хрома, ванадия. Однако при этом снижаются ударная вязкость и прочность и возрастает вероятность выкрашивания рабочих поверхностей инструментов. Такие стали пригодны для инструментов, работающих без значительных динамических нагрузок: для вытяжных и вырубных штампов, матриц прессования порошков.

Термическая обработка этих сталей заключается в закалке от 950–150 °С и невысоком отпуске (150–250 °С). Из-за пониженной теплопроводности нагрев под закалку осуществляется ступенчато с предварительным подогревом до 700 °С.

Высокая температура закалки способствует уменьшению количества нерастворенных карбидов, увеличению содержания хрома в твердом растворе, повышению теплостойкости, но при этом к повышению количества остаточного аустенита и увеличению аустенитного зерна, что приводит к понижению твердости и прочности стали. Для ликвидации этого стали легируют молибденом, вольфрамом и ванадием.

Для изготовления тяжелонагруженных пуансонов и матриц для прессования и высадки, для работы при высоких давлениях (2000–2300 МПа) при холодном и горячем деформировании применяют *дисперсионно-твердеющие*

стали с высоким сопротивлением смятию. Они содержат пониженное количество углерода (0,8–1 %), легированы хромом (4–5 %), вольфрамом, молибденом, кремнием и ванадием (8Х4В2С2МФ, 11Х4В2С2Ф3М, Х5В2С4Ф2НМ). Стали этой группы после высокого отпуска при 520–560 °С (в ряде случаев после многократного отпуска) склонны к дисперсионному твердению.

Дисперсионно-твердеющие стали имеют невысокую твердость, прочность, теплостойкость и удовлетворительную вязкость. Вследствие высокой степени легирования стали обладают высокой прокаливаемостью и стойкостью против перегрева, в связи с чем температура аустенитизации этих сталей довольно высока (выше 1050 °С), что обеспечивает достаточную полноту растворения карбидов в аустените и образование высоколегированного мартенсита.

Недостатком сталей данного типа является образование крупных избыточных карбидов при отжиге заготовок, что требует применения больших деформаций для раздробления крупных карбидных фаз.

Высокопрочные стали с повышенной ударной вязкостью имеют высокую прочность и пониженную теплостойкость и предназначены для изготовления инструмента, работающего при динамическом нагружении. Упрочнение сталей осуществляют закалкой и низким отпуском (7ХГ2ВМ, 7ХГНМ) или путем дисперсионного твердения (6Х6В3МС, 6Х4М2ФС). Важным для этих сталей является минимальное изменение объема при закалке, что достигается в низкоотпущенных сталях сохранением значительных количеств остаточного аустенита (18–20 %).

Дисперсионно-твердеющие стали характеризуются более высокой теплостойкостью, сопротивлением смятию и износостойкостью по сравнению с низкоотпущенными.

Стали типа 6Х6В3МФС и 6Х4М2ФС применяют для инструментов, работающих при значительных динамических нагрузках и давлениях до 1500 МПа (высадочные пуансоны и матрицы, гильотинные ножницы и др.), стали типа 7ХГ2ВМ и 7ХГНМ – для инструмента прецизионной вырубki, пробивки и т. п.

Штамповые стали для горячего деформирования предназначены для изготовления инструментов (штампов), работающих при повышенных температурах, многократных теплосменах (нагрев и охлаждение), динамических нагрузках, а в ряде случаев и при значительном коррозионном воздействии обрабатываемого металла. Поэтому эти стали должны иметь высокую теплостойкость, вязкость, сопротивление термической усталости (разгаростойкость), коррозионную стойкость (окалиностойкость).

Теплостойкость штамповых сталей обеспечивается комплексным легированием вольфрамом, молибденом, хромом, ванадием, иногда кобальтом.

Сопротивление термической усталости (разгаростойкость) – специфическое свойство штамповых сталей, характеризует устойчивость стали к образованию поверхностных трещин при многократных теплосменах. Разгаростойкость тем выше, чем больше вязкость стали и меньше коэффициент теплового расширения.

Большинство штамповых сталей являются сталями с карбидным упрочнением, т. е. эти стали упрочняются путем закалки на мартенсит и отпуска, однако в ряде случаев в качестве штамповых могут применяться мартенситно-старяющие стали с интерметаллидным упрочнением.

Содержание углерода в штамповых сталях для горячего деформирования пониженное и составляет для разных групп сталей 0,3–0,6 %.

По основным свойствам штамповые стали для горячего деформирования подразделяют на стали умеренной теплостойкости и повышенной вязкости, стали повышенной теплостойкости и вязкости и стали высокой теплостойкости.

Стали умеренной теплостойкости и повышенной вязкости содержат относительно небольшие количества карбидообразующих элементов (Cr, W, Mo) и легированы повышенным количеством никеля и марганца для увеличения прокаливаемости и обеспечения повышенной ударной вязкости.

По содержанию углерода эти стали относят к эвтектоидным или доэвтектоидным. Благодаря небольшим количествам легирующих элементов при отпуске в сталях этой группы выделяется в основном легированный цементит Me_3C и в небольших количествах специальные карбиды $Me_{23}C_6$, Me_6C , в сталях с ванадием MeC . Стали предназначены в основном для крупных прессовых и молотовых штампов, поэтому они должны обеспечить повышенную вязкость в сечениях до 700–800 мм. Типовой термообработкой является закалка с высоким отпуском. В связи с тем что карбид Me_3C сравнительно легко растворяется при аустенитизации, такие стали, как 5ХНМ или 5ХНВ, необходимо нагревать под закалку до невысокой температуры (порядка 920–950 °С). Стали, легированные ванадием и содержащие кроме цементита карбиды Me_6C и MeC , характеризуются большей устойчивостью к перегреву и могут нагреваться под закалку до 980–1020 °С. Структура, получаемая после закалки, зависит от состава стали и размера штампа. Как правило, в крупногабаритных штампах при закалке получают смешанную мартенситно-бейнитную структуру, а также остаточный аустенит. Соотношение между этими составляющими зависит от состава стали. Наименьшую прокаливаемость имеют стали типа 5ХНВ, поэтому их используют для штампов со стороной не более 250–300 мм. Более высокую прокаливаемость имеют стали 4ХСМФ, 3Х2МНФ и особенно 5Х2МНФ. В общем случае бейнитная структура для штамповых сталей менее желательна, чем мартенситная, так как характеризуется меньшей теплостойкостью и менее склонна

к дисперсионному твердению. Кроме того, образование бейнита может приводить к понижению пластичности и ударной вязкости.

Наиболее высокое сочетание прочности и пластичности у стали 5Х2МНФ. Она имеет наиболее высокое сопротивление термомеханической усталости.

Для небольших молотовых штампов применяют сталь 5ХНВ или 5ХНМ. При ужесточении требований по теплостойкости используют стали 4ХСМФ и 3Х2МНФ. Для крупногабаритных тяжело нагруженных молотовых штампов применяют сталь 5Х2МНФ. Стойкость штампов из стали 5Х2МНФ примерно в 1,5–2,0 раза выше, чем из стали 5ХНМ.

Стали повышенной теплостойкости и вязкости, в отличие от сталей умеренной теплостойкости, содержат повышенное количество карбидообразующих элементов при пониженном содержании углерода: 0,3–0,4 %. Стали этой группы наиболее широко применяют для изготовления инструментов горячего деформирования и форм литья под давлением. В отожженном состоянии в структуре сталей имеются карбиды типа $Me_{23}C_6$, Me_6C , MeC . Стали этой группы (4Х5МФС, 3Х3МЗФ, 4Х4ВМФС и др.) характеризуются более высокой теплостойкостью и прочностью при рабочих температурах по сравнению со сталями умеренной теплостойкости (5ХМН и 5ХМВ).

Повышение температуры нагрева под закалку увеличивает теплостойкость сталей, твердость после закалки вследствие растворения карбида Me_6C , однако при этом значительно растет зерно аустенита. Твердость стали после закалки зависит от содержания в мартенсите углерода и легирующих элементов. Стали этой группы обычно закалывают в масле от температуры аустенитизации, обеспечивающей наибольшую твердость при сохранении размера аустенитного зерна балла 9–10. В ряде случаев, когда определяющим свойством является износостойкость, температуры аустенитизации могут быть повышены.

Стали этой группы являются дисперсионно-твердеющими. Максимум твердости в них достигается после отпуска при 500–550 °С в течение полутора-двух часов, однако теплостойкость сталей зависит в основном не от уровня твердости, полученной при дисперсионном твердении, а от скорости разупрочнения при более высоких температурах.

Прочностные свойства теплостойких сталей при комнатной температуре в основном определяются твердостью и мало зависят от их состава. Пластичность и ударная вязкость сталей этой группы снижаются с увеличением содержания карбидообразующих элементов. Прочностные свойства при повышенных температурах (до 600–610 °С) после обработки на твердость 47–49 НRC примерно одинаковы для всех сталей, что обусловлено достаточной устойчивостью этих сталей к отпуску, небольшими различиями в количестве карбидной

фазы и составе твердого раствора. Сопротивление хрупкому разрушению, а также сопротивление термомеханической усталости теплостойких сталей растет с уменьшением прочности и повышением пластичности, износостойкость при повышенных температурах в основном определяется теплостойкостью и прочностью стали.

Стали типа 4X5МФС, 4X5В2ФС, 4X5МФ1С применяют для инструментов, работающих в условиях длительных теплосмен до температур 600–630 °С (например, для горизонтальных прессов – пресс-штемпелей, иглы для прошивки труб и т. д.).

Наиболее теплостойкие стали 4X3ВМФ и 4X4ВМФС используют для инструментов, работающих в условиях высоких удельных давлений (800–1500 МПа) и температур 650–660 °С (деформирование коррозионно-стойких и жаропрочных сталей и сплавов).

Стали высокой теплостойкости отличаются более высоким содержанием карбидообразующих элементов: вольфрама, молибдена и ванадия, некоторые из сталей этой группы дополнительно легируют кобальтом в количестве 8–15 %. В зависимости от легирования стали высокой теплостойкости могут иметь карбидное (3X2В8Ф, 4X2В5МФ, 5X3В3МФС) или смешанное карбидно-интерметаллидное упрочнение (2X6В8М2К8, 3XЮВ7М2КЮ). Упрочняющими фазами в сталях этой группы являются карбиды Me_6C и MeC , а при легировании кобальтом – интерметаллиды $(Fe, Co)_2W$, $(Fe, Co)_7W_6$. Фазовый состав сталей и их свойства зависят от количества углерода и суммарного содержания $W + Mo$ (рис. 7.10).

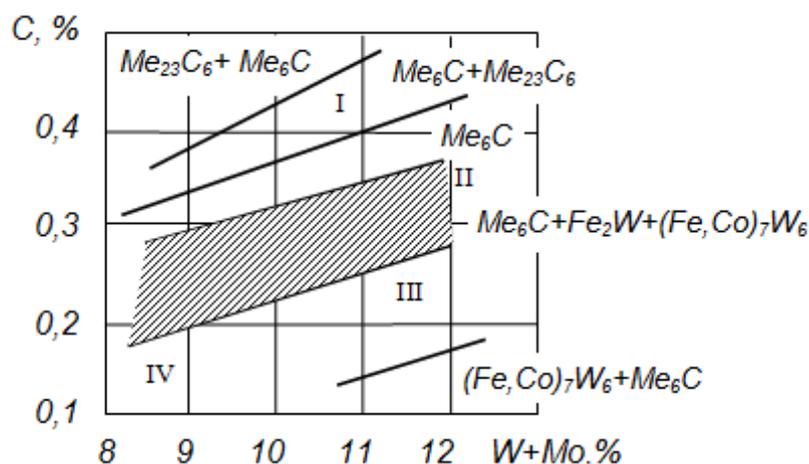


Рис. 7.10. Фазовый состав штамповых сталей после отпуска (700 °С)

(I – пониженная теплостойкость, II – высокая теплостойкость и разгаростойкость, III – высокая теплостойкость и пониженная разгаростойкость, IV – низкая твердость)

Стали этой группы характеризуются высокой устойчивостью к перегреву, что обусловлено наличием труднорастворимых карбидов. Наиболее высокая теплостойкость и разгаростойкость достигаются в сталях (область II) с пониженным содержанием углерода, легированных кобальтом и содержащих вольфрам и молибден с суммарным количеством около 9–10 % (3ХЮВ7М2КЮ, 2Х6В8М2К8). Повышенные содержания углерода снижают теплостойкость стали (область I), высокие значения вольфрама и молибдена снижают ударную вязкость и разгаростойкость. Наиболее легированные стали этой группы сохраняют теплостойкость до 700–750 °С, что объясняется наличием интерметаллидов.

Стали типа 3Х2В8Ф, 4Х2В5МФ, 5Х3В3МФС применяют для изготовления тяжело нагруженного инструмента прессов и горизонтально-ковочных машин в условиях разогрева до 680–690 °С. Его используют при горячем деформировании легированных сталей и жаропрочных сплавов. Для повышения стойкости штампов против истирания их дополнительно азотируют. Из сталей типа 3ХЮВ7М2КЮ, 2Х6В8М2К8 изготавливают пуансоны для горячего прессования жаропрочных металлов и сплавов.

8. ЦВЕТНЫЕ СПЛАВЫ

Современная техника – техника высоких потенциалов, сверхвысоких и сверхнизких температур, скоростей и напряжений. В многих современных аппаратах и механизмах материалы работают в экстремально тяжелых условиях и при этом они должны удовлетворять широкому комплексу общих и специальных требований. К сожалению, сплавы на основе железа не всегда удовлетворяют этим требованиям.

Повышенные требования к легким материалам, к эксплуатационным свойствам, жесткие требования к изделиям по допускам (минимальные припуски на обработку) – все это обусловило быстрое развитие техники и технологии производства легких сплавов.

К конструкционным легким сплавам, применяемым в технике летательных аппаратов, относятся сплавы на основе металлов, плотность которых ниже плотности железа. Это алюминиевые, бериллиевые, магниевые и титановые сплавы, а также неметаллические материалы.

Развитие перспективных металлических высокотемпературных сплавов является важным ускоряющим фактором в совершенствовании турбореактивных двигателей. Многие из используемых материалов были специально разработаны для использования в газотурбинных или турбореактивных двигателях. К деталям узлов двигателя предъявляются разные требования: способность выдерживать большие аэродинамические нагрузки, сопротивляться ползучести

Таблица 8.1

Основные свойства некоторых металлов

Свойства	Mg	Al	Cu	Fe	Ti	Be	Li	Ni
Кристаллическая решетка	ГПУ	ГЦК	ГЦК	ГЦК ОЦК	ОЦК ГПУ	Кубич. ГПУ	ОЦК	ГЦК
Параметр кристаллической решетки, нм	a=0,3203 c=0,5200	0,40403	0,36150	a=0,36468 a=0,28664	a=0,2951 c=0,4679	a=0,2286 c=0,3583	a=0,350	a=0,3524
Стандартный электродный потенциал, В	-2,37	-1,663	+0,339	-0,447	-1,63	-1,7	-3,05	-0,23
Плотность (20 °С), г/см ³	1,739	2,6989	8,92	7,87	4,505	1,816	0,534	8,90
Температура плавления, °С	651	660	1083,4	1535	1671	1278	180,5	1455
Температура кипения, °С	1107	2450	2567	2750	3300	2470	1326	2900
Теплота плавления, Дж/кг	369,6	322-394	214	293	436,8	250-275	628	243-306
Удельная теплоемкость (20 °С), Дж/кг·К (кал/(г·град))	1,04·10 ³ 0,248	931,98 0,2226	400 0,1	640,57 0,153	0,523·10 ³ 0,1248	1,8·10 ³ 0,43	3,31·10 ³ 0,790	0,44·10 ³ 0,105
Теплопроводность (20 °С), кВт/м·К	155	343	394,279	74,04	22,065	178	0,848	90,1
Удельное электрическое сопротивление, Ом·см	4,5·10 ⁻⁶	1,920·10 ⁻⁸	1,68·10 ⁻⁸	9,7·10 ⁻⁸	42,1·10 ⁻⁶	3,6– -4,5·10 ⁻³	9,29·10 ⁻⁴	6,84·10 ⁻³
Коэффициент линейного расширения	25,0·10 ⁻⁶ +0,0188 t	23,9·10 ⁻⁶	17·10 ⁻⁶	11,7·10 ⁻⁶	8,5·10 ⁻⁶	10,3– -13·10 ⁻⁶	4,50·10 ⁻³	13,3·10 ⁻⁶
Модуль упругости, Гн/м ²	45	71	132	190-210	108	300	5	205
Предел прочности, МПа	115-200	50-60	220	170-210	256	200-550	116	400-500
Относительное удлинение, %	8-11,5	50	60	45-55	72	0,2-2	50-70	40

обладание высоким пределом прочности, формуемость, свариваемость, сопротивление термической усталости, высокая жаростойкость до температур порядка 1100 °С. Для создания сверхзвуковых летательных аппаратов необходимы материалы, способные работать при более высоких температурах, порядка 1800 °С.

Чтобы обеспечить необходимые свойства в настоящее время применяются металлические сплавы на основе никеля, кобальта и других высокотемпературных металлов, а также полимерные, керамические и композиционные материалы.

Сравнительные характеристики некоторых металлов приведены в таблице 8.1.

8.1. МАГНИЙ И ЕГО СПЛАВЫ

Магний – щелочноземельный металл серебристо-белого цвета, имеет кристаллическую ГПУ решетку. Температура плавления 650 °С. Его плотность 1,7 г/см³. Магний хорошо обрабатывается режущим инструментом, легко шлифуется и полируется. Для снятия одного и того же объема металла при обработке магния требуется мощность почти в 6–7 раз меньшая, чем при обработке стали.

Магний является одним из наиболее распространенных элементов в природе. В земной коре его содержится около 2,1%. Промышленное производство магния основано на электролизе расплавов чистых обезвоженных солей.

Главными достоинствами магния как машиностроительного материала являются его низкая плотность, высокая удельная прочность (отношение прочности к плотности), стойкость к ударным нагрузкам, демпфирующие свойства, хорошая обрабатываемость резанием. Сплавы на основе магния являются самыми легкими конструкционными материалами.

К главным недостаткам магния следует отнести его невысокую механическую прочность ($\sigma_B < 180$ МПа, 300 НВ), низкую пластичность ($\delta = 5\%$) и малую устойчивость против коррозии во влажной атмосфере, в морской воде и в большинстве минеральных кислот. К недостаткам магния следует отнести также его пониженные литейные и низкие упругие свойства.

При нагреве магний активно окисляется и при температуре 550–650 °С на воздухе воспламеняется. Это затрудняет его производство и переработку. Порошок магния, мелкая стружка или тонкая лента легко самовозгораются на воздухе при обычных температурах и горят ярко-белым пламенем, выделяя большое количество тепла и ультрафиолетовых лучей.

Основными легирующими элементами в магниевых сплавах являются Mn, Al и Zn.

Марганец повышает коррозионную стойкость и свариваемость сплавов магния. Алюминий и цинк оказывают большое влияние на прочность и пластичность магниевых сплавов: максимальные значения механических характеристик достигаются при введении в сплав 6–7% алюминия или 4–6% цинка. Эти элементы (Al, Zn) образуют с магнием упрочняющие фазы, выделяющиеся в мелкодисперсном виде после закалки со старением. На рисунке 8.1 приведены диаграммы состояний для двойных сплавов на основе магния и связь состава с механическими свойствами.

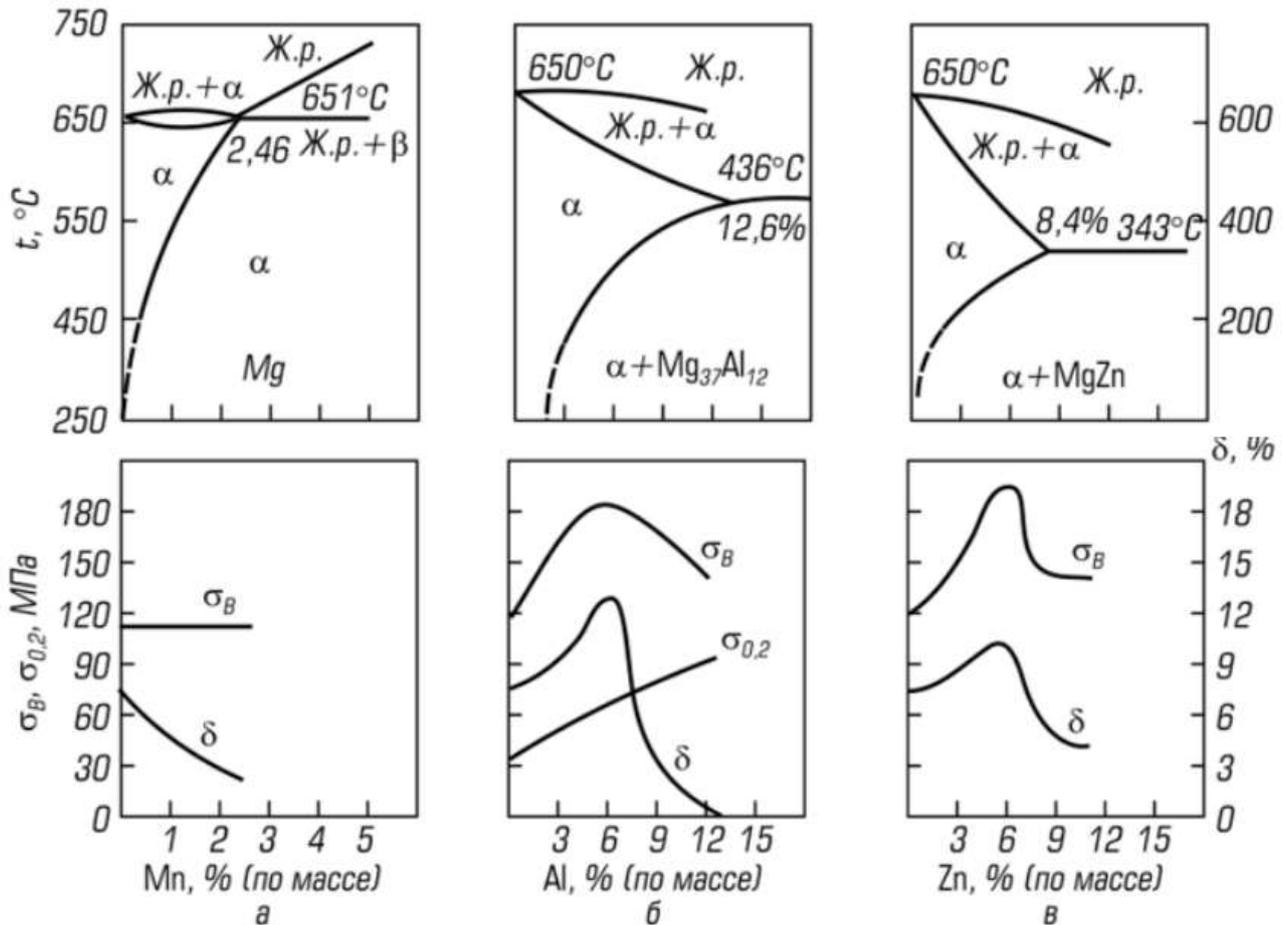


Рис. 8.1. Диаграммы состояния и механические свойства сплавов:

a – Mg-Mn; b – Mg-Al; $в$ – Mg-Zn

Цирконий, титан, щелочноземельные (Ca) и редкоземельные (Ce, La) металлы и торий измельчают зерно, раскисляют сплав, повышают его жаропрочность.

По технологии изготовления изделий магниевые сплавы разделяют на литейные и деформируемые, которые в отечественных стандартах (ГОСТ) обозначаются следующим образом:

МЛ (ВМЛ) – магниевые литейные сплавы (ГОСТ 2856);

МА – магниевые деформируемые сплавы (ГОСТ 14957);

ВМД (ВМ) – высокопрочные магниевые деформируемые сплавы.

Цифры в марках (например, МЛ4, МЛ5он, ВМЛ7, МА12, МЛ16пч, ВМД1, ВМ65-1) означают номер сплава, а буквы п.ч. означают повышенную чистоту; о.н. – общее назначение.

Наиболее употребляемые составы литейных сплавов: Mg–Al–Zn; Mg–Zn–Zr; Mg–Nd–Zr.

По свойствам классифицируют магниевые сплавы:

- средней прочности. Для деформируемых предел прочности составляет $\sigma_b = 190\text{--}260$ МПа, для литейных до 160 МПа (например, МА1, МА20, МЛ7-1);

- высокой прочности (деформируемые с пределом прочности $\sigma_b = 250\text{--}320$ МПа, литейные – $\sigma_b = 160\text{--}340$ МПа);

- жаропрочные, работающие длительное время при температуре до 300°C и кратковременно при 300–400 °С (например, М11, МА12, МЛ4–МЛ6, ВМЛ6 и др.);

- пониженной плотности, содержание литий (МА18 (ВМД5), МА21).

По коррозионной стойкости различают сплавы:

- повышенной коррозионной стойкости во всех климатических условиях (например, МЛ4п.ч. МЛ5п.ч., ВМЛ9, МА1, МА8);

- удовлетворительной коррозионной стойкости (например, МЛ4, МЛ5, МЛ7-1, МА2-1п.ч., и др.);

- пониженной коррозионной стойкости (ВМЛ6, МА11, МА18).

Общее количество легирующих элементов в магниевых сплавах может достигать 10–14%. К вредным примесям относят Ni, Fe, Si и Cu, которые снижают коррозионную стойкость сплавов.

Магниевые сплавы подвергаются следующим видам термической обработки:

- отжигу для устранения ликвации в фасонных отливках и слитках, растворения выделившихся при литье избыточных фаз и выравнивания химического состава по объему зерен (рис. 8.2). Диффузионный отжиг, обозначаемый в маркировках как Т2, проводят при температуре 400–490 °С в течение 10–24 ч;

- рекристаллизационному отжигу (режим М) при температуре 250–350 °С для снятия наклепа после холодной пластической деформации и устранения анизотропии механических свойств;

- закалке при температуре 380–540 °С (режим Т4) после литья или обработки давлением для сохранения повышенной пластичности;

- закалке с последующим старением при 150–200 °С (режим Т6), способствующим повышению прочности на 20–35 %;
- искусственному старению (режим Т1). Ряд сплавов закаливается уже в процессе охлаждения отливок или поковок и может сразу упрочняться искусственным старением, минуя закалку.

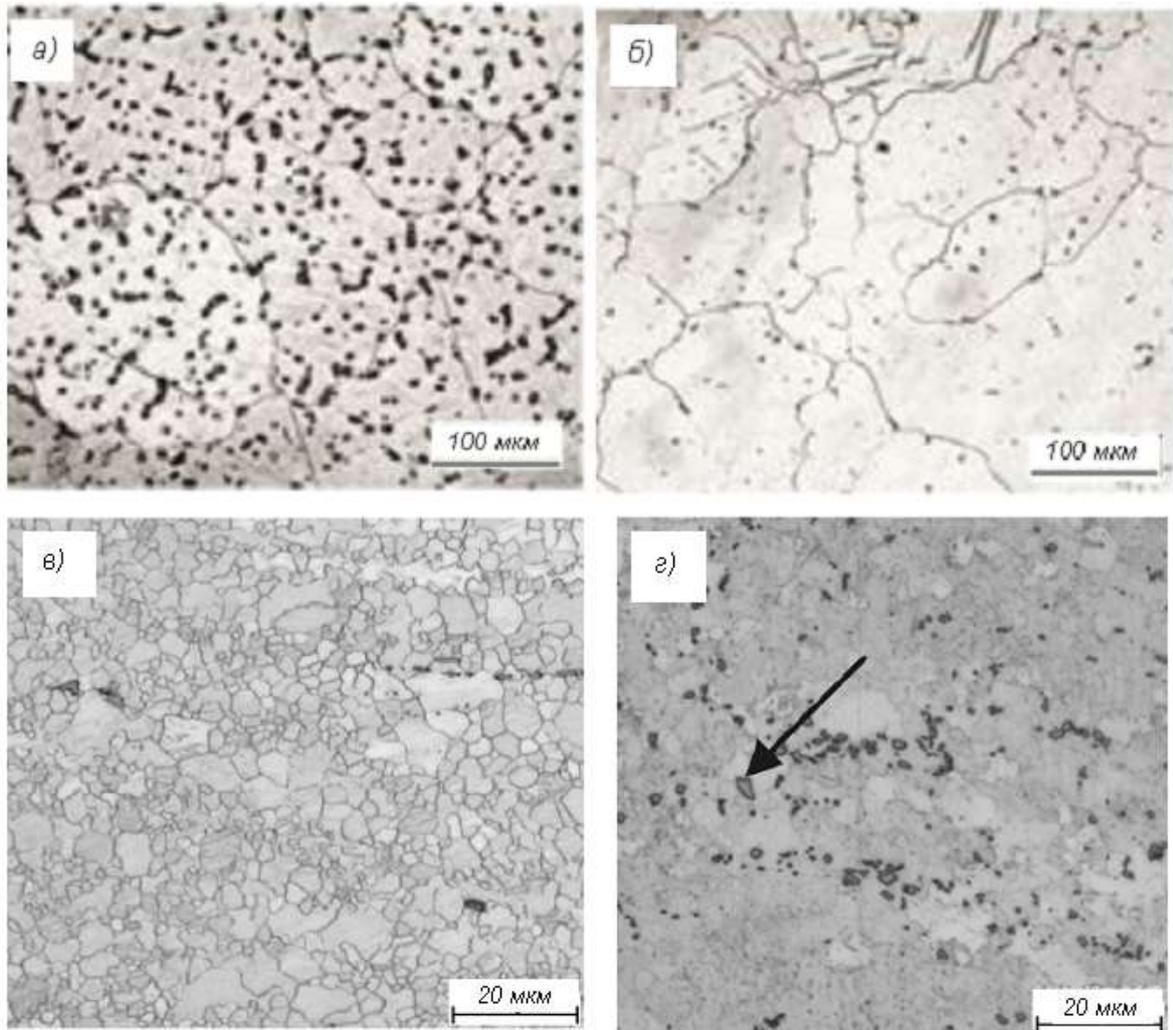


Рис. 8.2. Микроструктуры магниевого сплава после литья (а), гомогенизационного отжига (б), закалки (в) и старения (г)

В литых магниевых сплавах повышения механических свойств добиваются измельчением зерна посредством перегрева расплава или его модифицирования добавками мела или магнезита. При этом в расплаве образуются твердые частицы, становящиеся центрами кристаллизации (рис.8.3).

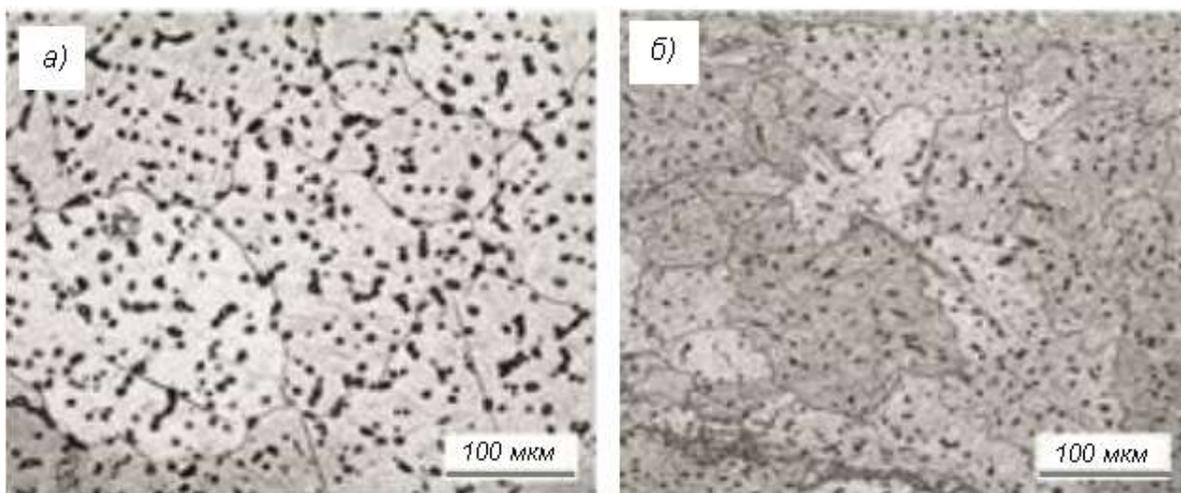


Рис. 8.3. Микроструктура литого и модифицированного магниевого сплава

8.2. АЛЮМИНИЙ И ЕГО СПЛАВЫ

Алюминий – металл серебристо-белого цвета, имеет кристаллическую ГЦК решетку, температура плавления 660 °С, удельный вес 2,7 г/см³. По распространённости в земной коре занимает 1-е место среди металлов и 3-е место среди элементов, уступая только кислороду и кремнию. Сырьем для производства алюминия сегодня служит распространенная в природе алюминиевая руда – бокситы. Это глинистая горная порода, состоящая из разнообразных модификаций гидроксида алюминия с примесью оксидов металлов. Сущность процесса производства алюминия заключается в получении безводного, свободного от примесей оксида алюминия (глинозёма) с последующим получением металлического алюминия путем электролиза растворенного глинозема в криолите (Na₃AlF₆).

Алюминий обладает высокой электропроводностью и теплопроводностью, коррозионно-стойкий за счет образования на поверхности защитной оксидной плёнки. Имеет малую прочность ($\sigma_B = 60\text{--}80$ МПа) и твёрдость (250 НВ), пластичен ($\delta = 35\text{--}50$ %). При пластической деформации значительно наклёпывается ($\sigma_B = 150\text{--}180$ МПа, $\delta = 1,5$ %, 450 НВ).

Технический алюминий выпускается в виде деформируемого полуфабриката (листы, профили, прутки и др.).

Механические свойства алюминия зависят от его чистоты и состояния. Увеличение содержания примесей и пластическая деформация повышают прочность и твёрдость алюминия (табл. 8.2). Ввиду низкой прочности применяют для ненагруженных деталей и элементов конструкций, когда от материала требуется лёгкость, свариваемость, пластичность. Изготавливают рамы, трубопроводы, фольгу, цистерны для перевозки нефти и нефтепродуктов, посуду и др.

Механические свойства алюминия

Марка	Сумма примесей, %	Состояние	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	НВ, МПа
A995	0,005	Литье	50	–	45	150
A5	0,5		75	–	29	200
A0	1		90	–	25	250
		Деформированное и отожженное	90	30	30	250
		Деформированное	140	100	12	320

Свойство высокой теплопроводности используют для изготовления теплообменников в промышленных и бытовых холодильных установках. Свойство высокой электрической проводимости используют при изготовлении конденсаторов, проводов, кабелей, шин и т. п.

Алюминий имеет высокую отражательную способность. Это позволяет использовать его в прожекторах, рефлекторах, экранах телевизоров.

Алюминий обладает высокой коррозионной стойкостью к морской воде, органическим кислотам, устойчив в нейтральных растворах солей магния, натрия. Химическая стойкость алюминия различной чистоты обуславливается образованием на его поверхности тончайшей, но плотной беспористой плёнки окиси алюминия Al_2O_3 .

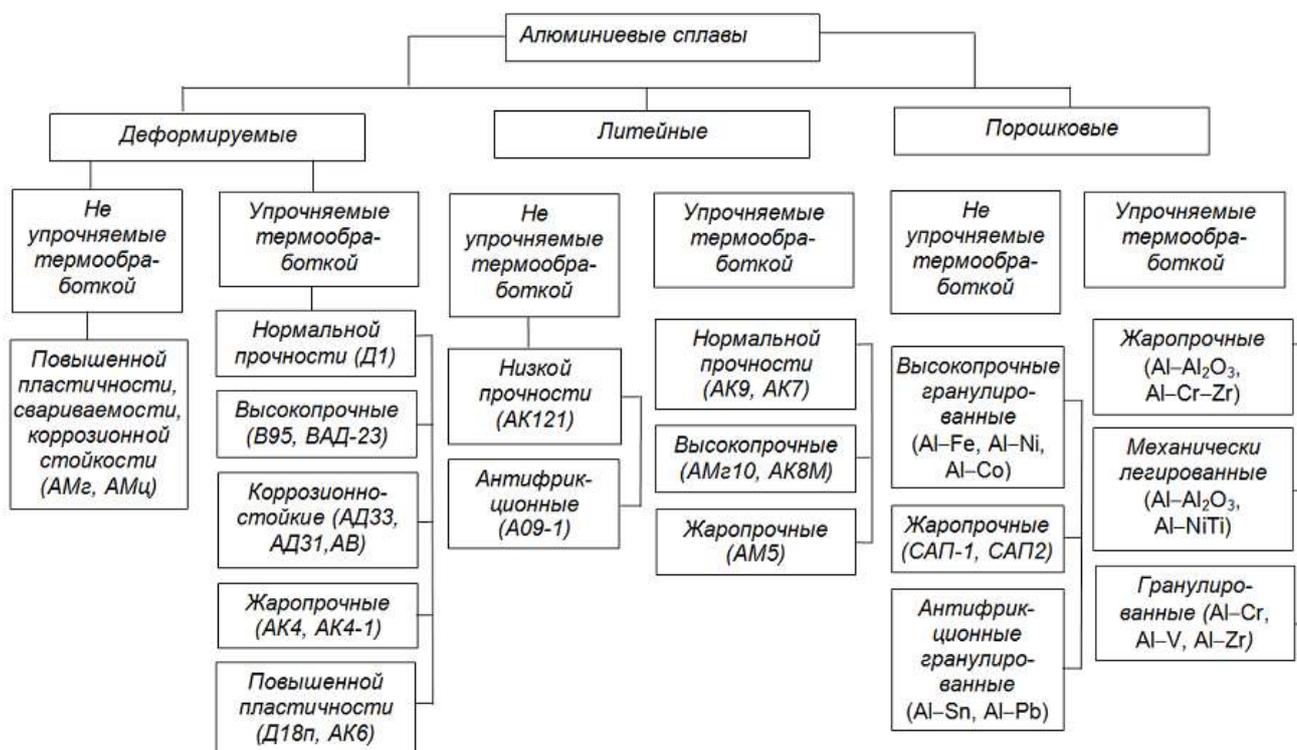


Рис. 8.4. Классификация алюминиевых сплавов

В машиностроении чистый алюминий практически не используется. Основное применение алюминия – это производство сплавов, достоинство которых в их малом удельном весе.

Алюминиевые сплавы классифицируют по технологии изготовления, способности к упрочнению термической обработкой и другим свойствам (рис. 8.4).

Технические алюминиевые сплавы подразделяют на две группы: применяемые в деформированном виде (прессованные, катаные, кованные) и в литом (деформируемые (А) и литейные (В) сплавы). Границу между сплавами этих групп определяет предел насыщения твёрдого раствора при эвтектической температуре (рис. 8.5). Деформируемые и литейные алюминиевые сплавы подразделяются на *не упрочняемые (I)* и *упрочняемые (II)* в результате термической обработки.

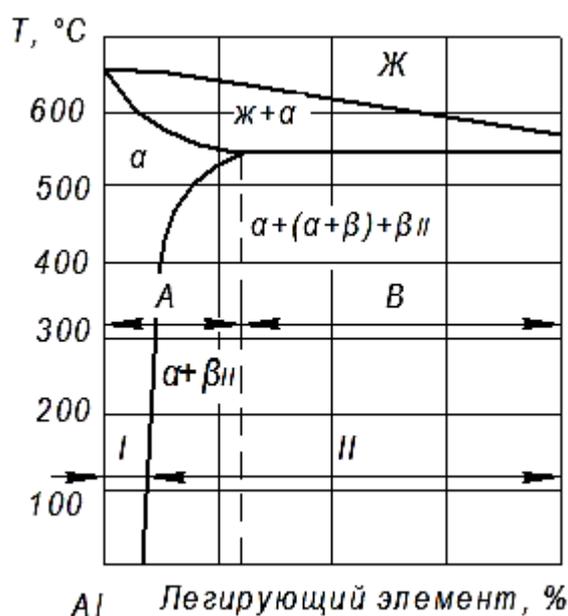


Рис. 8.5. Диаграмма состояния «Алюминий – легирующий элемент»

Основными легирующими элементами алюминиевых сплавов являются медь, магний, кремний, марганец, цинк, реже литий, никель, титан. Легирующие элементы повышают температуру рекристаллизации алюминия. Многие легирующие элементы образуют с алюминием твёрдые растворы ограниченной переменной растворимости и промежуточные фазы CuAl_2 , Mg_2Si и др. Это даёт возможность подвергать сплавы упрочняющей термической обработке, состоящей из закалки на пересыщенный твёрдый раствор и естественного или искусственного старения.

К деформируемым сплавам, не упрочняемым термической обработкой, относятся сплавы АМц и АМг.

Сплавы типа АМц (АМц1) относятся к системе «Al – Mn»; структура состоит из α -твёрдого раствора и вторичных выделений фазы MnAl_6 , переходя-

щих в твёрдый раствор при повышении температуры. При легировании железом вместо $MnAl_6$ образуется сложная тройная фаза $(Mn, Fe)Al_6$, которая не растворяется в алюминии, поэтому эти сплавы не упрочняются термической обработкой. В отожженном состоянии обладают высокой пластичностью ($\delta = 18\text{--}22\%$) и низкой прочностью ($\sigma_B = 130$ МПа).

Сплавы типа АМг (АМг1, АМг5) относятся к системе «Al – Mg». Магний образует с алюминием α -твёрдый раствор, концентрация которого при повышении температуры увеличивается от 1,4 до 17,4 % в результате растворения фазы Mg_2Al_3 . Сплав АМг в отожженном состоянии имеет $\sigma_B = 190$ МПа, $\delta = 23\%$.

Сплавы типа АМц и АМг упрочняют с помощью пластической деформации и используют в нагартованном (80 % наклёпа) и полунагартованном (40 % наклёпа) состояниях. Применение наклёпа ограничено из-за резкого снижения пластичности, поэтому в большинстве случаев сплавы используют в отожженном состоянии. Температура отжига: 350–420 °С.

Сплавы типа АМц и АМг применяют для изделий, получаемых глубокой вытяжкой или сваркой, от которых требуется высокая коррозионная стойкость (трубопроводы для бензина и масла, сварные баки и т. п.).

К деформируемым сплавам, упрочняемым термической обработкой, относятся сплавы системы «Al – Cu». Они характеризуются хорошим сочетанием прочности и пластичности. Наиболее характерными представителями этих сплавов являются дуралюмины, широко применяемые в авиа-, судо- и ракетостроении. Согласно диаграмме «Al – Cu» (рис. 8.6), медь с алюминием образуют твёрдый раствор, максимальная концентрация меди в котором 5,65 % при эвтектической температуре. С понижением температуры растворимость меди уменьшается, достигая 0,1 % при 20 °С.

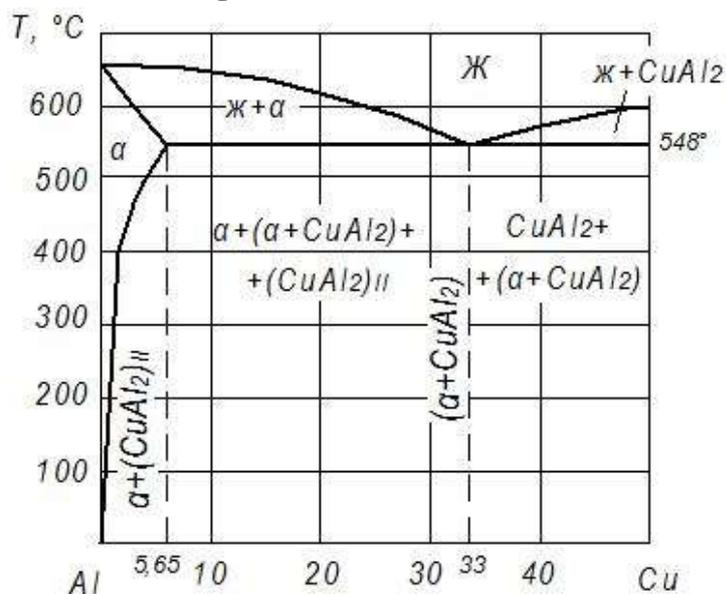


Рис. 8.6. Диаграмма состояния «Al – Cu»

Из твёрдого раствора выделяется θ -фаза – CuAl_2 , содержащая 54,1 % Cu. Она имеет объёмно центрированную тетрагональную кристаллическую решетку и обладает сравнительно высокой твёрдостью. В сплавах, дополнительно легированных магнием, образуется ещё ζ -фаза (Al_2CuMg) с ромбической кристаллической решеткой.

Маркируются дуралюмины буквой «Д» и цифрой, означающей номер сплава, например: Д1, Д16, Д20 и т. д. Поставляются в виде сортового проката в отожженном и термически упрочненном состоянии. Упрочняющая термическая обработка состоит из закалки и естественного старения. При закалке дуралюмины охлаждают в воде при 40 °С. После закалки структура состоит из пересыщенного раствора и нерастворимых фаз, образуемых примесями. При естественном старении образуются зоны Гинье-Престона, богатые медью и магнием.

Зоны Гинье-Престона – это скопление атомов меди, неразрывно связанных с α -твёрдым раствором. Они значительно тормозят перемещение дислокаций, что и является причиной возрастания прочности при старении. Старение продолжается пять-семь суток. Длительность старения значительно сокращается при увеличении температуры до 40 °С и особенно до 100 °С. После закалки и искусственного старения сплавы обладают лучшей пластичностью и менее чувствительны к концентраторам напряжений. Искусственному старению (при 190 °С в течение 10 часов) подвергаются детали, используемые для работы при повышенных температурах (до 200 °С).

Кроме дуралюминов к термически упрочняемым деформируемым сплавам относятся следующие алюминиевые сплавы: *ковочные* (АК4-1, АК6, АК8 и т. д.), маркируемые буквами АК, и высокопрочные (В95, В96 и т. д.), маркируемые буквой В.

По химическому составу ковочные сплавы близки к дуралюминам, отличаясь от них более высоким содержанием кремния. Детали из ковочных сплавов подвергают закалке от 500–575 °С и старению при 150–165 °С в течение 6–15 часов.

Дополнительное легирование Ni, Fe, Ti повышает температуру рекристаллизации и жаропрочность этих сплавов до 300 °С, что позволяет использовать их при изготовлении поршней, лопаток, дисков осевых компрессоров турбореактивных двигателей и т. п.

Высокопрочные алюминиевые сплавы принадлежат к системе «Al – Zn – Mg – Cu» и содержат добавки марганца, хрома, циркония. Эти элементы увеличивают неустойчивость твердого расплава, ускоряют его распад и усиливают старение сплава. Наибольшее упрочнение вызывают закалка с температур 465–475 °С и старение при 140 °С в течение 16 часов. После такой обработки сплав В95 имеет $\sigma_B = 569\text{--}600$ МПа, $\delta = 9\text{--}12$ %, 1500 НВ. Сплавы применяют для вы-

соконагруженных деталей, конструкций, работающих в условиях напряжения сжатия.

Основные требования к *литейным* алюминиевым сплавам – сочетание хороших литейных свойств (высокой жидкотекучести, небольшой усадки, малой склонности к образованию горячих трещин и пористости) с оптимальными механическими и химическими (сопротивление коррозии) свойствами. К литейным относятся сплавы эвтектического состава на основе систем «Al – Si», «Al – Cu», «Al – Mg».

Лучшими литейными свойствами обладают эвтектические сплавы на основе «Al – Si» (силумины) (рис. 8.7), например: АЛ2, АЛ4, АЛ9. Наиболее распространён сплав, содержащий 10–13 % Si (АЛ2), обладающий высокой коррозионной стойкостью, большой плотностью отливок. В структуре содержит эвтектику, состоящую из α -твёрдого раствора кремния в алюминии и кристаллов практически чистого кремния. Кремний при затвердевании эвтектики выделяется в виде грубых кристаллов игольчатой формы, которые играют роль внутренних надрезов в пластичном α -твёрдом растворе. Такая структура обладает низкими механическими свойствами.

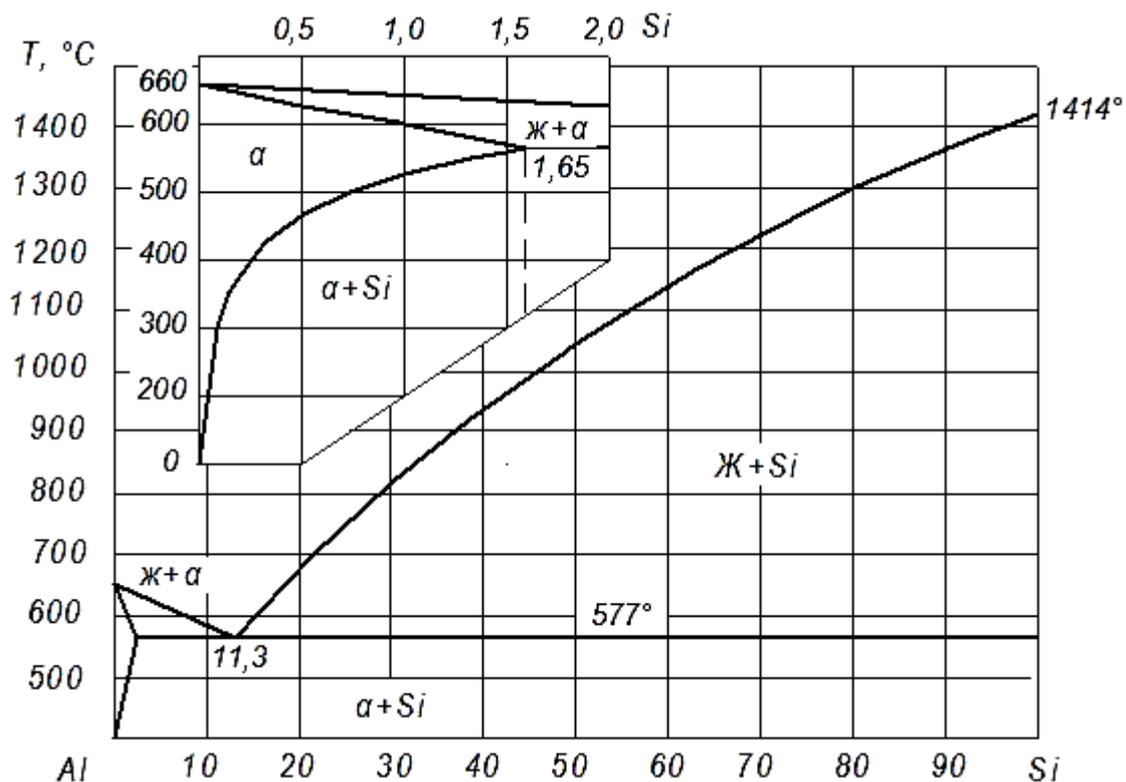


Рис. 8.7. Диаграмма состояния системы «Al–Si»

Силумины обычно модифицируют натрием, который в виде хлористых и фтористых солей вводят в жидкий сплав в количестве 2–3 % от массы сплава. В этом случае в структуре сплава вместо избыточного кремния появляются

кристаллы α -твёрдого раствора. Это приводит к увеличению пластичности и прочности.

Для легирования силуминов используют магний, медь, марганец, титан. Растворяясь в алюминии, они повышают прочность, твёрдость. Медь улучшает обрабатываемость резанием, титан оказывает модифицирующее действие. Медь и магний, обладая переменной растворимостью в алюминии, способствует упрочнению силуминов при термической обработке, состоящей из закалки и искусственного старения. Температура закалки различных силуминов находится в пределах 515–535 °С, температура старения – 150–180 °С.

Из легированных силуминов наибольшее применение имеют сплавы с добавками магния (АК7ч, где ч – содержание примесей 0,1–0,3 %), магния и марганца (АК9ч). Наибольшее упрочнение вызывает метастабильная β' -фаза (Mg_2Si). Легированные силумины применяют для средних и крупных литых деталей ответственного назначения: корпусов компрессора, картеров, головок цилиндров.

Сплавы системы «Al – Cu» характеризуются высокой прочностью при обычных и повышенных температурах, хорошо обрабатываются резанием и свариваются, но (из-за отсутствия эвтектики) обладают плохими литейными свойствами. Сплавы склонны к хрупкому разрушению вследствие выделения по границам зерен грубых частиц θ -фазы: $CuAl_2$ и Al_7Cu_2Fe , поэтому их применяют в закалённом состоянии, когда эти соединения переведены в твёрдый раствор. Во время нагрева сплава под закалку наряду с растворением θ -фазы из твёрдого раствора выпадают мелкодисперсные частицы фазы $Al_{12}Mn_2Cu$, увеличивающие прочность при обычных и повышенных температурах. После закалки: $\sigma_B = 320$ МПа, $\sigma_{0,2} = 180$ МПа, 800 НВ.

Сплавы системы «Al – Cu» используют для деталей, работающих при температурах до 300 °С. Так как эти сплавы малоустойчивы против коррозии, то отливки подвергают анодированию, химическому оксидированию и окраске.

Сплавы системы «Al – Mg» обладают высокой коррозионной стойкостью во многих агрессивных средах, обрабатываются резанием и свариваются. Дополнительное легирование бериллием, титаном и цирконием вызывает измельчение зерна и затормаживание процесса естественного старения, приводящего к снижению пластичности и коррозионной стойкости. Термообработка состоит из закалки с охлаждением в масле (40–50 °С). Выдержка при температуре закалки составляет 12–20 часов, что обеспечивает растворение частиц Al_3Mg_2 в α -твёрдом растворе и получение однородного раствора. Добавление до 1,5 % Si улучшает литейные свойства.

Сплавы системы «Al – Mg» применяют для изготовления деталей, работающих в условиях высокой влажности, в судостроении, самолето- и ракетостроении.

8.3. МЕДЬ И ЕЁ СПЛАВЫ

Медь действительно цветной металл: в зависимости от чистоты и состояния поверхности цвет изменяется от розового до красного. Её порядковый номер 29, имеет кристаллическую решетку ГЦК с периодом решетки 0,3608 нм. Медь плавится при температуре 1083 °С, не имеет полиморфных превращений, её удельный вес составляет 8,94 г/см³. Медь обладает высокой электропроводностью и теплопроводностью, имеет высокие технологические свойства: хорошо паяется, сваривается, легко обрабатывается давлением. В отожженном состоянии предел прочности меди составляет 200–250 МПа при относительном удлинении 40–50 %. По ГОСТ 859–78 производится 11 марок меди в зависимости от содержания примесей, например: М00 содержит 99,99 % Cu, М0 – 99,97 % Cu, М2 – 99,7 % Cu и т. д. Благодаря высокой электропроводности медь нашла широкое применение в электротехнике. Из меди изготавливают шины, ленты, кабели, обмотки электродвигателей и др. Примеси изменяют свойства меди. Понижают электропроводность примеси, которые образуют с медью твёрдые растворы: фосфор, мышьяк, алюминий, олово.

Высокая теплопроводность меди делает её пригодной для водоохлаждаемых тиглей, кристаллизаторов, поддонов и изложниц для отливки титана и др.

В результате холодной пластической деформации медь наклёпывается и её временное сопротивление разрыву может достигать 400–450 МПа, при одновременном снижении пластичности и электропроводности на 2–4 %. Восстановить пластичность меди можно рекристаллизационным отжигом при температуре 500–600 °С.

Для повышения прочности медь легируют цинком, алюминием, оловом, никелем, железом или подвергают нагартовке (наклепу). Медные сплавы по технологическим свойствам подразделяются на *деформируемые* (при получении листов, полос, профилей, проволоки) и *литейные* (при получении отливок в песчаные или металлические формы). По способности упрочняться в результате нагрева медные сплавы делятся на упрочняемые и *не упрочняемые* термической обработкой. По химическому составу более широко известно деление медных сплавов на *латуни* и *бронзы*.

В латунях главным легирующим элементом является цинк. Латуни получили широкое распространение благодаря сочетанию высоких механических и технологических свойств. Структура и свойства латуней определяются диаграммой состояния «Cu – Zn» (рис. 8.8, а).

Содержание цинка в кристаллической решетке может достигать 39 %. Латуни, состоящие из меди и цинка, называют простыми. Они могут быть однородными (до 39 % цинка) и двухфазными (более 39 % цинка). Однофазные ла-

туни имеют высокую пластичность, так как состоят из однофазного α -твёрдого раствора. Двухфазные латуни при наличии β -фазы имеют более высокую прочность, но пластичность при этом снижается (рис. 8.8, б).

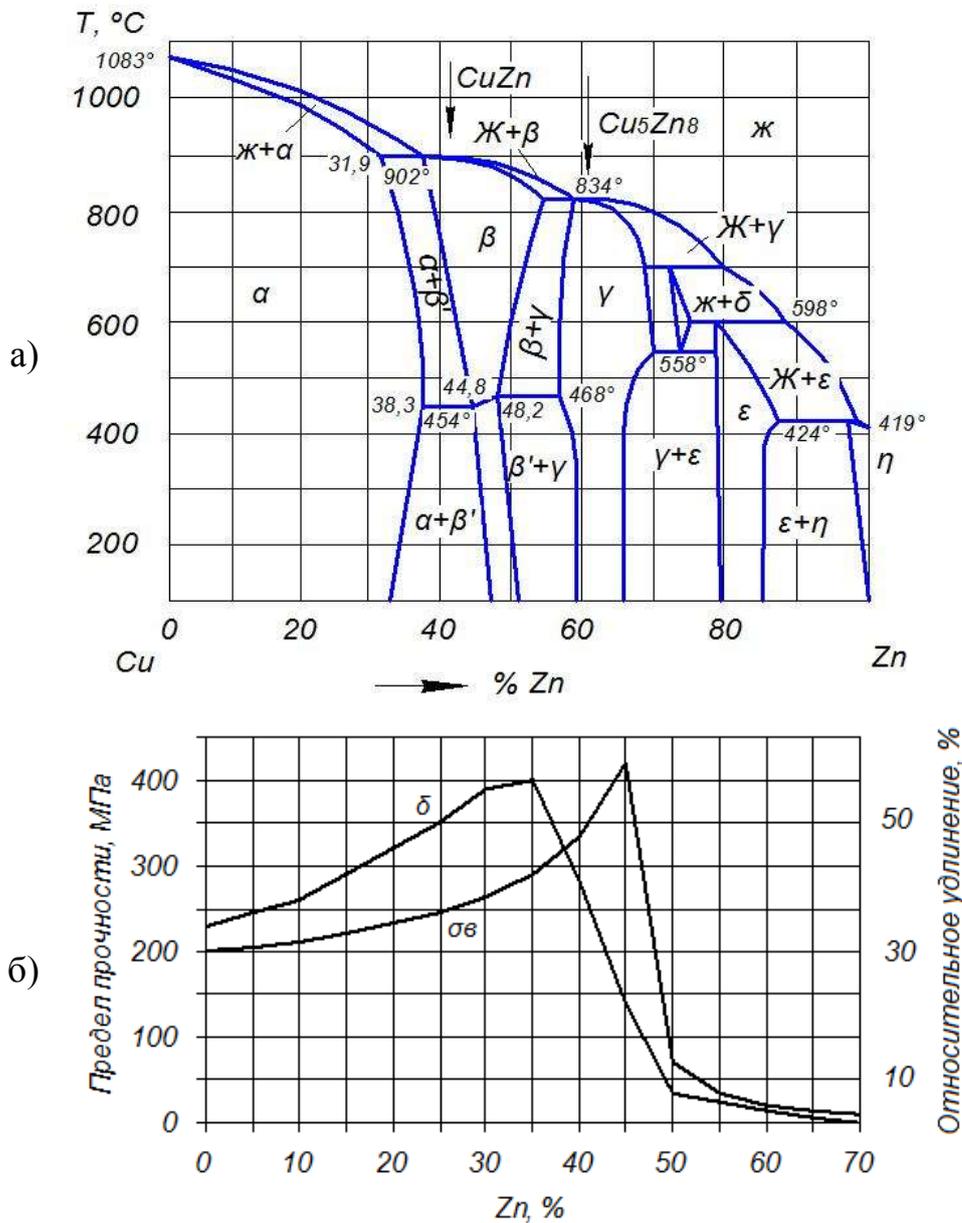


Рис. 8.8. Диаграмма состояния системы «Cu – Zn» (а) и механические свойства латуней в зависимости от состава (б)

Простые латуни маркируются буквой «Л» и цифрой, показывающей процентное содержание меди. Латунь Л80 содержит 80 % меди и 20 % цинка. Простые латуни поставляются в виде листов, ленты, прутков, проволоки и согласно ГОСТ 15527–70 имеют обозначение Л96, Л90, ... , Л59.

Специальные (многокомпонентные) латуни содержат и другие легирующие элементы: Al , Ni , Mn , Sn и др. Алюминий, кремний, марганец и никель повышают механические свойства латуни и сопротивление коррозии, а свинец

улучшает обрабатываемость резанием. В специальных латунях после буквы «Л» следуют буквы русского алфавита, обозначающие легирующий элемент: А – Al, Н – Ni, К – Si, С – Pb, О – Sn, Ж – Fe, Му – Mn, Ф – P, Б – Be, Ц – Zn. Цифры после букв показывают среднее содержание меди и легирующих элементов в процентах. Например: ЛК 80–3 содержит 80 % меди, 3 % кремния, 17 % цинка.

Простые и специальные латуни относятся к деформируемым сплавам и используются как конструкционный материал там, где требуются высокая прочность и коррозионная стойкость: в трубопроводной арматуре, в химическом машиностроении и особенно в судостроении. Изготавливают из латуней листы, ленту, проволоку, а затем из этого проката – радиаторные трубки, снарядные гильзы, трубопроводы, шайбы, гайки, втулки, уплотнительные кольца, токопроводящие детали электрооборудования.

Кроме деформируемых латуней, применяются и литейные латуни, которые содержат большое количество добавок для улучшения литейных свойств. Их обозначение отличается от обозначения деформируемых латуней. В них содержание компонента указывается после буквы: ЛЦ40Мц3Ж – содержит 40 % Zn, 3 % Mn, 1 % Fe, остальное медь.

Механические свойства литейных латуней существенно зависят от способа получения отливок – песчано-глинистые формы, керамические или кокиль. Из литейных латуней изготавливают паровые и воздушные клапаны, корпуса кранов, пробки топливной и воздушной аппаратуры.

Бронзы – это сплавы меди со всеми другими элементами: оловом, алюминием, кремнием, бериллием и др. Бронзы различают по химическому составу и состоянию обработки. В некоторых случаях прочность таким способом может быть повышена до 750 МПа, по сравнению с обычной прочностью двухкомпонентных бронз – 400–500 МПа.

Бронзы называют по наличию легирующего элемента в их составе: *алюминиевые, оловянистые, кремнистые, бериллиевые* и т. д. Бронзы маркируют буквами «Бр» (бронза), за которыми следуют буквы и цифры, указывающие на состав и содержание легирующих элементов в процентах, например: Бр ОЦС 4–4–2,5 содержит 4 % олова, 4 % цинка, 2,5 % свинца, остальное медь; Бр КМц 3–1 содержит 3 % кремния, 1 % марганца, остальное медь.

Оловянистые бронзы известны с бронзового века. Диаграмма состояния оловянистых бронз приведена на рисунке 8.9. Бронзы, как и другие сплавы, делятся на деформируемые (<10 % Sn) и литейные (>10 % Sn). В прошлом бронзы получили название в зависимости от их назначения: *колокольная* (20–30 % олова), *зеркальная* (30–35 % олова), *монетная* (4–10 % олова), *пушечная* (8–18 % олова). Оловянистые бронзы отличаются хорошими литейными свойствами – высокой жидкотекучестью и малой усадкой. С целью экономии олова

в бронзы добавляют цинк в таком количестве, чтобы он полностью растворился в меди, образуя твёрдый раствор, тем самым повышая механические свойства. Для улучшения обрабатываемости резанием в оловянистые бронзы добавляют свинец (например, БрОЦ4С17: 6 % Sn, 4 % Zn, 17 % Pb, остальное Cu). Литейные оловянистые бронзы, обладая высокой коррозионной стойкостью в воде и на воздухе, применяются для пароводяной арматуры.

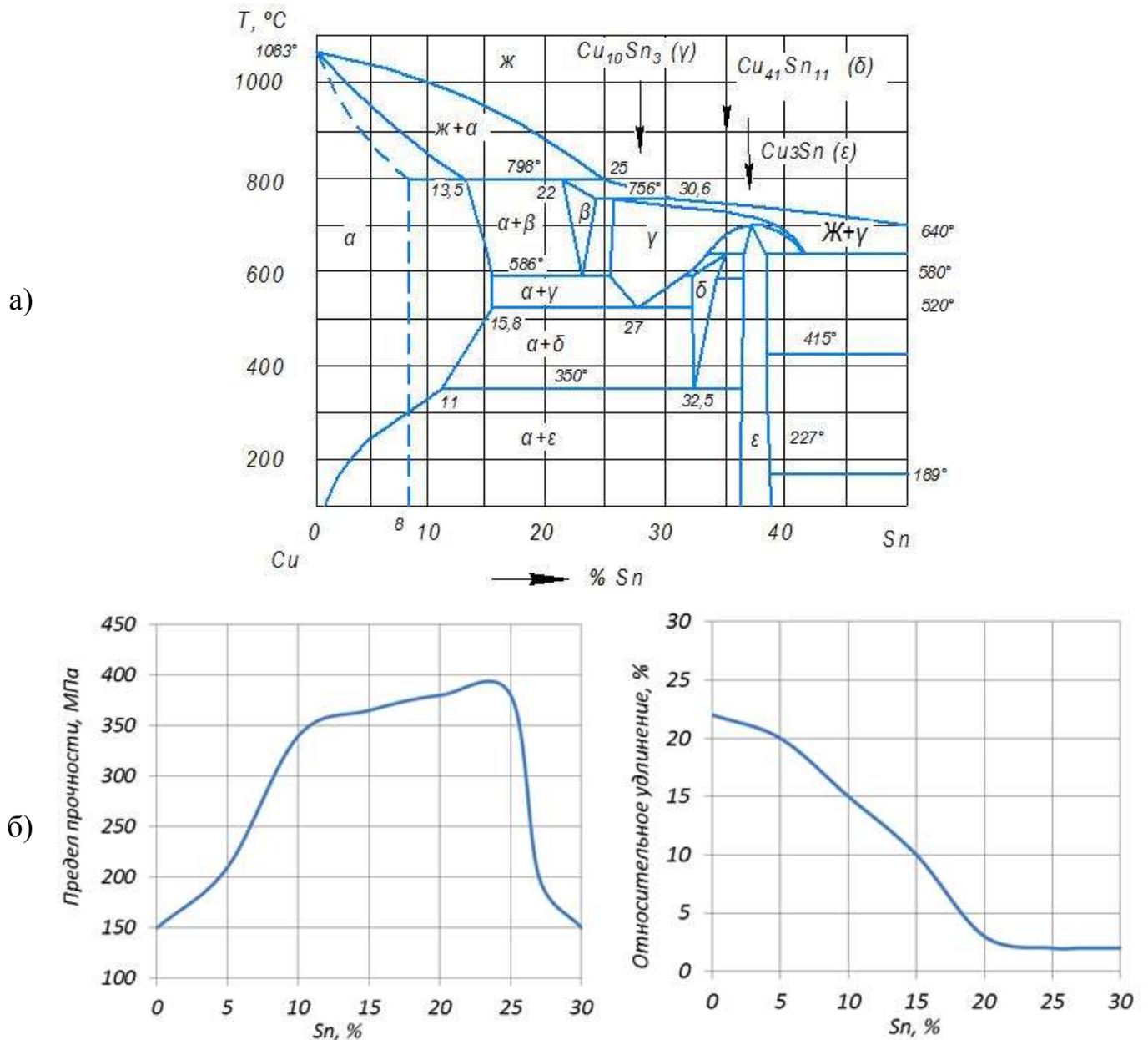


Рис. 8.9. Диаграмма состояния системы «Cu – Sn» (а) и механические свойства оловянных бронз в зависимости от состава (б)

Деформируемые оловянистые бронзы характеризуются более низким содержанием олова (например: Бр ОЦ4–3 содержит 4 % Sn, 3 % Zn, остальное медь) и имеют однофазную структуру твёрдого раствора. После холодной обработки давлением бронзы подвергаются отжигу при 600–700 °С. Они пластич-

ны и более прочны, чем литейные. Кроме того, деформируемые оловянистые бронзы обладают высокими упругими свойствами, поэтому их используют для получения пружин, мембран и др.

Алюминиевые бронзы обычно содержат от 5 до 10 % алюминия. Механические и коррозионные свойства этих бронз выше, чем у оловянистых. Алюминиевые бронзы можно подвергать закалке и старению. Однофазные алюминиевые бронзы (Бр А7) более пластичны, чем двухфазные, и относятся к деформируемым (рис. 8.10). Они обладают высокой прочностью и пластичностью ($\sigma_B = 400\text{--}450$ МПа, $\delta = 60\%$).

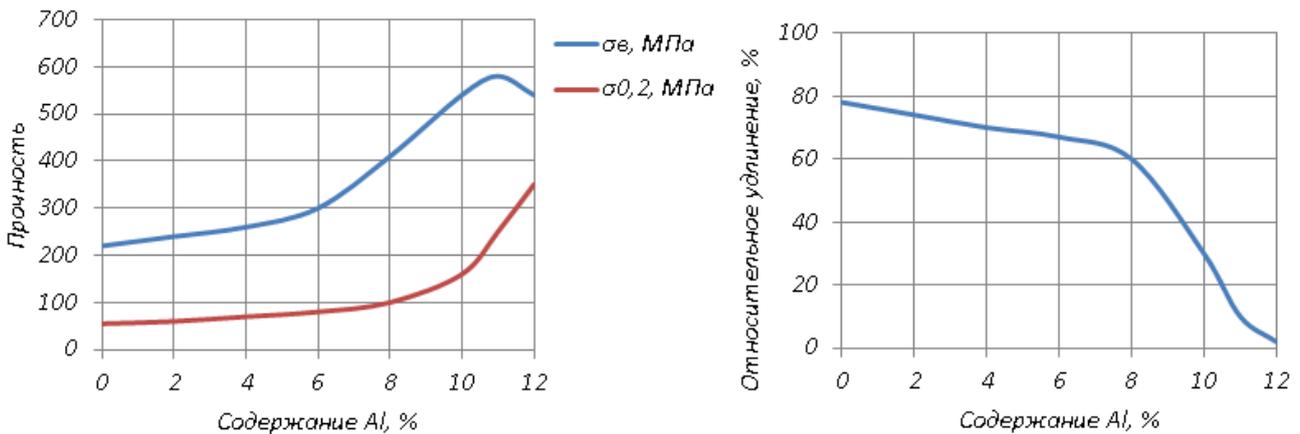


Рис. 8.10. Механические свойства алюминиевых бронз

Легируют алюминиевые бронзы железом, никелем, марганцем и др. для устранения литейных недостатков и увеличения механических свойств после упрочняющей термической обработки (закалки с последующим старением). Например, у бронзы БрАЖН10–4–4 (10 % Al, 4 % Fe, 4 % Ni, остальное медь) твёрдость увеличивается от 1500 до 4000 НВ. Это происходит за счет выделения дисперсных интерметаллидных частиц (рис. 8.11).

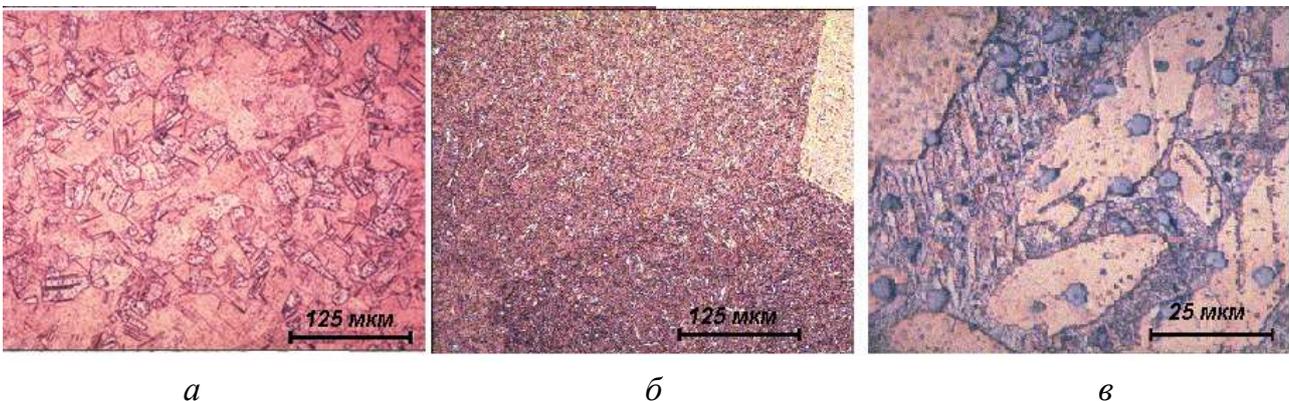


Рис. 8.11. Микроструктура алюминиевой бронзы БрАЖН10–4–4 после литья (а), закалки (б) и старения(в)

Кремнистые бронзы содержат до 3 % кремния и являются заменителями оловянистых бронз, для улучшения механических свойств их дополнительно легируют никелем и марганцем. Обладая высокой упругостью и антикоррозионными свойствами, эти бронзы применяются для изготовления упругих элементов различных механизмов. Из бронзы Бр КМц3–1 (3 % Si, 1 % Mn, остальное медь) изготавливают стопорные и упорные кольца насосов, мембраны датчиков давления.

Свинцовые бронзы обладают высокими антифрикционными свойствами, хорошей теплопроводностью (например, Бр С30), поэтому из этих бронз изготавливают вкладыши подшипников, работающих при больших давлениях и скоростях.

Бериллиевые бронзы содержат не более 2,5 % бериллия (например, Бр Б2: 2 % Be, остальное медь). Бериллий образует с медью твёрдый раствор переменной растворимости, следовательно, такие бронзы можно подвергать упрочняющей термической обработке (закалке от 780 °С с последующим старением от 320 °С). После термической обработки повышаются как прочностные, так и упругие свойства: $\sigma_B = 1500$ МПа, $\tau_{УПР} = 600\text{--}740$ МПа. Бериллиевую бронзу применяют в виде пружин в часовых механизмах, электроаппаратуре, в качестве упругих контактов.

8.4. ТИТАН И ЕГО СПЛАВЫ

Важнейшее преимущество титана и титановых сплавов перед другими конструкционными материалами – это высокая удельная прочность и жаропрочность в сочетании с хорошей коррозионной стойкостью, практическое отсутствие хладноломкости наряду с высокой удельной прочностью. Кроме того, титан и его сплавы, несмотря на плохую обрабатываемость резанием, хорошо свариваются, обрабатываются давлением в холодном и горячем состоянии, термически упрочняются, что имеет важное значение для их применения в авиа-, ракето- и судостроении, химическом, пищевом и транспортном машиностроении.

Титан – металл серебристо-белого цвета с плотностью $\rho = 4,505$ г/см³ и температурой плавления 1672 °С. Титан может находиться в двух полиморфических модификациях: Ti_α до 882 °С с гексагональной плотноупакованной решеткой и высокотемпературной Ti_β выше этой температуры с объёмноцентрированной кубической решеткой до температуры плавления. Имеет высокие механические свойства ($\sigma_B = 300$ МПа, $\delta = 40$ %), не имеет температурного порога хладноломкости, парамагнитен. Титан легкий, прочный, тугоплавкий, коррозионно-стойкий за счет возникновения оксидной пленки TiO_2 .

Механические свойства титана определяются составом: чем в нем меньше примесей, тем ниже прочность и выше пластичность (рис. 8.12). Характерная особенность титана – необычайно высокая чувствительность к примесям атмосферных газов – кислороду, азоту, водороду и углероду, которые образуют с титаном твердые растворы внедрения и промежуточные фазы: оксиды, нитриды, гидриды, карбиды, повышая его характеристики прочности и снижая пластичность. Кроме того, ухудшается обработка давлением, свариваемость и коррозионная стойкость. Поэтому содержание этих примесей ограничивается сотыми и тысячными долями процента.

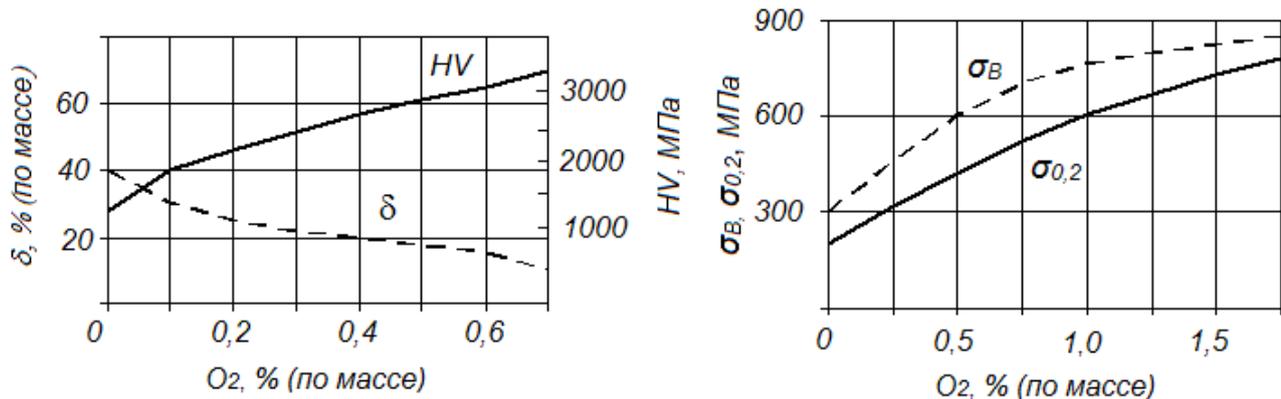


Рис. 8.12. Влияние примеси кислорода на механические свойства титана

Полиморфизм титана, хорошая сплавляемость с другими металлами дают широкие возможности получения сплавов на основе титана с самыми разными механическими свойствами благодаря легированию, термической обработке, деформационному упрочнению.

Элементы, легирующие титан, подразделяются (рис. 8.13):

- на повышающие температуру полиморфного превращения и расширяющие область существования α -модификации: Al, Ga, La, C, O, N;
- на понижающие температуру полиморфного превращения и расширяющие область существования β -модификации: Mo, V, Nb, Ta, Hf, W, Cr, Mn, Fe, Co и др.;
- на нейтральные, практически не влияющие на температуру полиморфного превращения: Th, Sn, Hf, Zr.

Алюминий является основным легирующим элементом для титана и содержится почти во всех промышленных сплавах. Образую с титаном твердый раствор, он повышает удельную прочность сплава, жаропрочность, модуль упругости, уменьшает склонность к водородной хрупкости. Из-за уменьшения технологической пластичности содержание Al ограничивается 7 %.

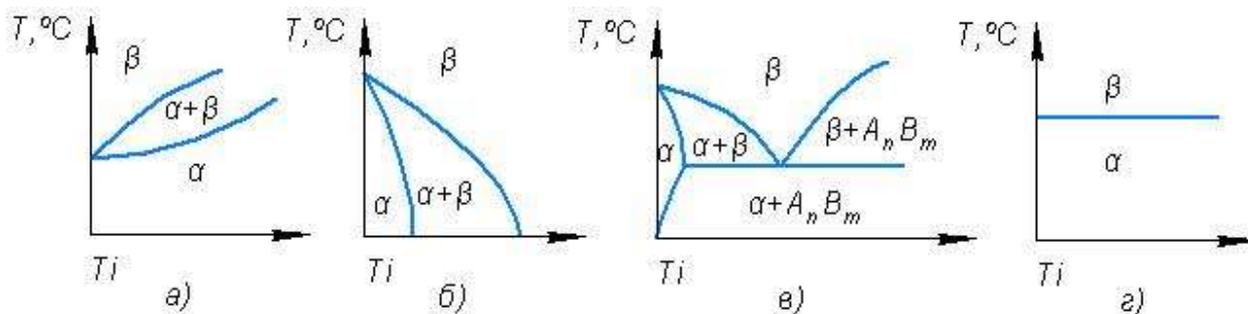


Рис. 8.13. Классификация легирующих элементов по влиянию на области существования высокотемпературной фазы: *а* – α -стабилизаторы; *б*, *в* – β -стабилизаторы; *г* – нейтральные

Для повышения рабочих характеристик жаропрочных сплавов с высоким содержанием алюминия главным образом используют добавки ванадия, молибдена и вольфрама.

Цирконий повышает термическую стабильность, увеличивает предел ползучести, прочность при низких и средних температурах, уменьшает склонность к хладноломкости и улучшает свариваемость.

Хром считается одной из наиболее перспективных легирующих добавок к титану наряду с молибденом. Сплавы титана с хромом отличаются превосходным сочетанием прочности и пластичности.

Ниобий – повышает стабильность поверхности, увеличивает жаростойкость при высоких температурах.

В связи с определенным характером действия на титан различных легирующих элементов промышленные сплавы по типу структуры могут быть подразделены на три группы: α -титановые сплавы, β -титановые сплавы и двухфазные ($\alpha+\beta$)-титановые сплавы. Промышленные титановые сплавы с ($\alpha+\beta$)-структурой целесообразно подразделить на три группы: псевдо- α -сплавы с небольшим количеством β -фазы ($T_{i\beta}$) со свойствами, близкими к α -сплавам ($T_{i\alpha}$), типичные ($\alpha+\beta$)-сплавы и псевдо- β -сплавы. Псевдо- β -сплавы представляют собой сплавы на основе $T_{i\beta}$. В отожженном состоянии их физико-механические и технологические свойства типичны для β -сплавов, однако β -фаза у этих сплавов термически нестабильна.

По технологии изготовления титановые сплавы подразделяются на деформируемые и литейные; по уровню механических свойств — на сплавы невысокой прочности и повышенной пластичности (в отожженном состоянии σ_B не более 600 МПа), средней прочности ($\sigma_B = 600\text{--}1000$ МПа), высокопрочные ($\sigma_B > 1000$ МПа); по условиям применения — на хладостойкие, жаропрочные, коррозионностойкие (табл. 8.3).

По способности упрочняться с помощью термической обработки – на *упрочняемые* и *не упрочняемые* термической обработкой.

**Классификация промышленных титановых сплавов
и их механические свойства**

Тип сплава	Марка сплава	Средний химический состав, %	Уровень прочности	Механические свойства		Технология получения
				σ_B , МПа	δ , %	
α -сплавы	BT1-0	99,28 % <i>Ti</i>	М.п.	350–500	30	деформируемый
	BT5	5 % <i>Al</i>	С.п.	750–900	10	
	BT5-1	5 % <i>Al</i> ; 2,5 % <i>Sn</i>	С.п.	750–900	12	
	BT5Л	5 % <i>Al</i>	М.п.	700–900	9	литейный
псевдо- α -сплавы	OT4-1	1,5 % <i>Al</i> ; 1 % <i>Mn</i>	М.п.	600–750	20	деформируемый
	AT-2	2 % <i>Zr</i> ; 1 % <i>Mo</i>	М.п.	600–750	20	
	BT20	6 % <i>Al</i> ; 1 % <i>Mo</i> ; 1 % <i>V</i>	С.п.	950–1150	8	
	TC5	5 % <i>Al</i> ; 2 % <i>Zr</i> ; 3 % <i>Sn</i> ; 2 % <i>V</i>	В.п.	950–110	8	
	BT20Л	6 % <i>Al</i> ; 2 % <i>Zr</i> ; 1 % <i>Mo</i>	С.п.	≥ 1000	≤ 4	литейный
$(\alpha+\beta)$ -сплавы	BT6C	5 % <i>Al</i> ; 4 % <i>V</i>	С.п.	850–1000	12	деформируемый
	BT3-1	6 % <i>Al</i> ; 2,5 % <i>Mo</i> ; 2 % <i>Cr</i> ; 0,3 % <i>Si</i> ; 0,5 % <i>Fe</i>	В.п.	1000–1200	10	
	BT22	5 % <i>Al</i> ; 5 % <i>Mo</i> ; 5 % <i>V</i> ; 1 % (<i>Fe</i> , <i>Cr</i>)	В.п.	1100–1250	8	
	BT14Л	5 % <i>Al</i> ; 3 % <i>Mo</i> ; 1 % <i>V</i> ; 0,5 % (<i>Cr</i> , <i>Fe</i>)	В.п.	900	5	литейный
псевдо- β -сплавы	BT-15	3 % <i>Al</i> ; 7 % <i>Mo</i> ; 11 % <i>Cr</i>	В.п.	1350–1500	4	деформируемый
	TC6	3 % <i>Al</i> ; 5 % <i>Mo</i> ; 6 % <i>V</i> , 11 % <i>Cr</i>	В.п.	1400–1500	4	
β -сплавы	4201	33 % <i>Mo</i>	С.п.	800–850	10	деформируемый, коррозионно-ст.

Примечание. М.п. – малопрочные (высокопластичные), С.п. – среднепрочные, В.п. – высокопрочные

В соответствии с ГОСТ 19807–91 титановые сплавы обозначаются буквами BT, OT, ПТ (В (ВИАМ титан), О (опытный титан), П (Прометей титан) – идентификатор организации-разработчика или производителя, Т – титан) и

цифрами, указывающими порядковый номер сплава в зависимости от химического состава.

В некоторых случаях после порядкового номера сплава ставится дополнительная буква: У – улучшенный, М – модифицированный, И – специального назначения, Л – литейный, В – с преобладанием ванадия в качестве легирующего элемента.

Деформируемые титановые сплавы с α -структурой, содержащие в основном алюминий, характеризуются невысокой прочностью и не упрочняются при термической обработке. Они хорошо свариваются и имеют высокие механические свойства при криогенных температурах, устойчивы против коррозии в атмосферной среде, загрязненной газами до температуры 1090 °С; сохраняют высокую прочность при нагреве до 650 °С (BT5–1, OT4–0, OT4, BT20, BT18, BT–6, BT14, BT25 и др.). Однако их пластичность хуже, чем у двухфазных сплавов.

Двухфазные титановые ($\alpha+\beta$)-сплавы характеризуются хорошим сочетанием механических и технологических свойств. Эти сплавы обладают почти удвоенной прочностью по сравнению с чистым титаном, однако эта прочность сохраняется до температуры 430 °С. Большинство этих сплавов лучше поддаются деформированию, чем однофазные сплавы. Но их сварка затруднена, так как они при сварке теряют пластичность, а швы приобретают хрупкость. После закалки в них образуется структура мартенситного типа.

Увеличение количества β -фазы в сплавах до 50 % обеспечивает двухфазным титановым сплавам самую высокую прочность как в отожженном, так и в закалённом состояниях.

Однофазные β -сплавы имеют наиболее высокую коррозионную стойкость. Сплавы с β -структурой реже применяются в промышленности из-за чувствительности к загрязнению газами при нагреве.

Литейные титановые сплавы (ВТЛ1, ВТ14Л, ВТ5Л и др.) имеют небольшой температурный интервал кристаллизации, высокую жидкотекучесть и хорошую плотность отливки. Титановые сплавы этой категории склонны к поглощению газов, поэтому разливку надо проводить в вакууме или в среде нейтральных газов. Для получения отливок используют чугунные или стальные формы, а также оболочковые и керамические формы.

Для фасонного литья применяют сплавы, близкие по химическому составу некоторым деформируемым сплавам (BT5Л, BT14Л), а также специальные литейные сплавы.

Многие деформируемые титановые сплавы обладают удовлетворительными литейными свойствами. Применяемые литейные титановые сплавы имеют повышенный предел прочности (до 950 МПа), но пониженную пластичность.

Предел выносливости у литейных сплавов примерно на 40–60 % ниже, чем у деформируемых.

Титановые сплавы подвергаются следующим видам термической обработки: отжигу для снятия напряжений, рекристаллизационному отжигу, упрочняющей термической и химико-термической обработке.

Титановые α -сплавы подвергают только отжигу для повышения пластичности и снятия остаточных напряжений. Титановые сплавы, содержащие β -стабилизаторы, подвергают упрочняющей термической обработке – закалке и старению. Закалка проводится от температур нагрева до β - или $(\alpha+\beta)$ -области (800–920 °С в зависимости от сплава) с последующим охлаждением. После закалки образуется α' -фаза (мартенситная фаза) игольчатого строения, представляющая собой пересыщенный твердый раствор легирующих элементов в α -фазе (рис. 8.14, а). Как и α -фаза, она имеет гексагональную кристаллическую решетку (несколько искаженную подобно мартенситу в сталях), но несколько большую прочность. Данная фаза образуется в титановых сплавах с малой концентрацией легирующих элементов.

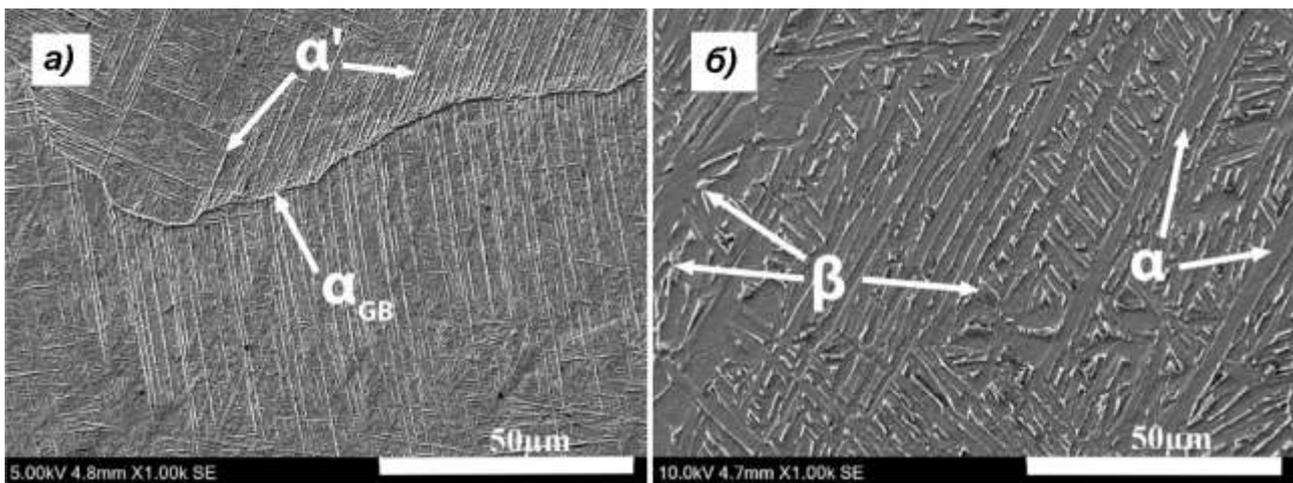


Рис. 8.14. РЭМ структура титанового высокопрочного сплава Ti-6Al-4V (BT3) после закалки (а) и старения (б)

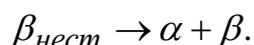
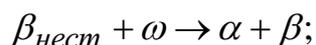
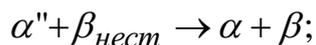
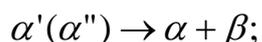
В титановых сплавах, легированных такими элементами как Mo, V, Nb и др., образуется α'' -фаза – более пересыщенный твердый раствор легирующих элементов в α -титане с ромбической кристаллической решеткой. Данная фаза имеет меньшую прочность, чем α' -фаза.

В еще более легированных сплавах образуется ω -фаза, которая представляет собой соединение электронного типа с искаженной гексагональной кристаллической решеткой, когерентно связанной с решеткой β -фазы. Образующаяся структура не имеет игольчатого строения. При наличии ω -фазы повышается твердость, но резко снижается пластичность сплавов, поэтому следует приме-

нять режимы, исключая образование при термической обработке ω -фазы, охрупчивающей сплав.

В высоколегированных титановых сплавах после нагрева в β -область фиксируется нестабильная $\beta_{\text{нест}}$ -фаза, которая представляет собой пересыщенный твердый раствор на основе β -титана.

При старении (отпуске) в закаленных титановых сплавах происходит распад метастабильных фазах α' , α'' , ω и $\beta_{\text{нест}}$ на более стабильные дисперсные структуры (рис. 8.14, б):



В результате распада неравновесных фаз с выделением дисперсных частиц титановые сплавы упрочняются. Наибольший эффект упрочнения получается при распаде $\beta_{\text{нест}}$ -фазы.

Титановые сплавы подвергают также химико-термической обработке. Для повышения износостойкости трущихся поверхностей применяют азотирование. Получаемый азотированный слой имеет глубину 0,1–0,15 мм и твердость 700–1000 HV (10^{-1} МПа).

8.5. НИКЕЛЬ И ЕГО СПЛАВЫ

Никель – высокопрочный пластичный металл серебристо-белого цвета, плотностью $\rho = 8,8 \text{ г/см}^3$ и температурой плавления $1455 \text{ }^\circ\text{C}$. При обычных условиях никель существует с гранцентрированной кубической решеткой ($a = 3,5236 \text{ \AA}$). Имеет высокие механические свойства ($\sigma_B = 343\text{--}490 \text{ МПа}$, $\delta = 30\text{--}42\%$, $600\text{--}1000 \text{ НВ (МПа)}$), ферромагнитен. Никель хорошо поддается сварке, ковке, штамповке и прокатке. Отличается устойчивостью в химически активных средах, в том числе в щелочах. В атмосферных условиях покрывается защитной оксидной пленкой и не окисляется даже при температуре $800 \text{ }^\circ\text{C}$.

В промышленности преимущественно используют сложнoleгированные никелевые сплавы, содержащие такие элементы как Cr, Mn, Fe, Cu, Al, Ti, Mo, W, V и др. В зависимости от легирования и способов получения сплавы на основе никеля обладают повышенной прочностью, жаростойкостью, жаропрочностью, высокими коррозионной стойкостью, электрическим сопротивлением, ферромагнетизмом и подразделяются:

- на жаропрочные (деформируемые, литейные, а также дисперсно-упрочнённые),
- коррозионностойкие;

- жаростойкие;
- электротехнические;
- сплавы с особыми свойствами – с эффектом памяти формы, аморфные и пр.

Жаропрочные никелевые сплавы характеризуются сочетанием жаростойкости и повышенными механическими свойствами при высоких температурах. В этих сплавах Cr, Mo, W и др. упрочняют твёрдый раствор никеля (γ -фазу), а при старении закалённых сплавов из γ -раствора выделяется упрочняющая упорядоченная дисперсная γ' -фаза на базе интерметаллидов Ni_3Al , Ni_3Ti (рис. 8.15).

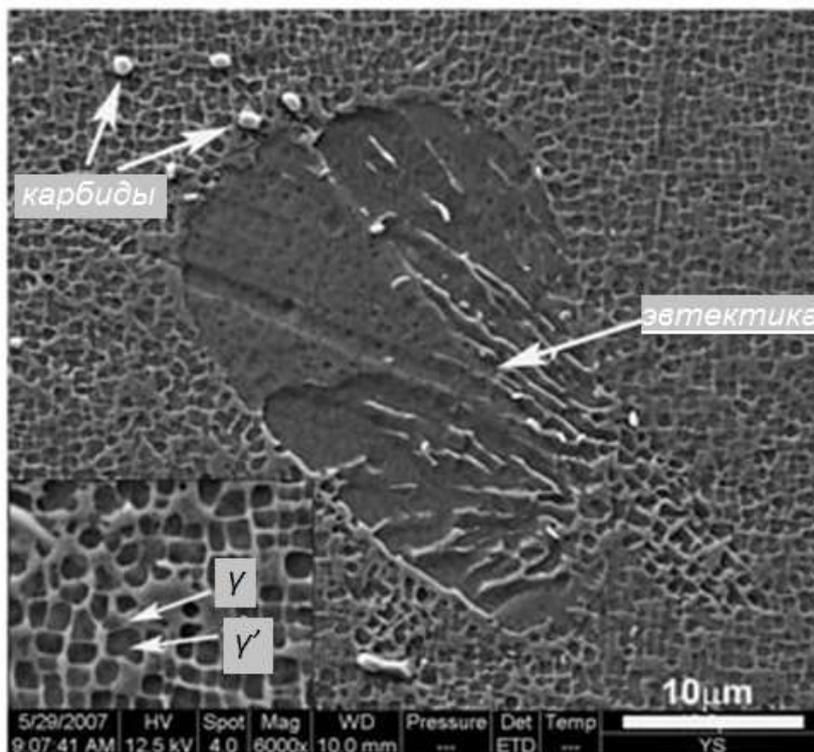


Рис. 8.15. РЭМ структура литого никелевого сплава ЖС6У

Деформируемые никелевые сплавы (например, ХН70ВМТЮ, ХН60ВМБ, ХН68ВМБТЮК) применяют в ответственных изделиях авиационной и ракетно-космической техники. Повышение содержания легирующих элементов снижает технологичность сплавов при обработке давлением за счет понижения пластичности. Литейные сплавы могут быть более легированными, а, следовательно, более жаропрочными (до 1100 °С). Примеры марок литейных сплавов: ЖС3, ЖС6-К, ВЖ36-Л1 и др. Более высокой жаропрочностью и технологичностью обладают дисперсно-упрочнённые никелевые сплавы, которые получают сочетанием химических процессов либо легирования с методами порошковой металлургии.

Жаростойкие никелевые сплавы – это сплавы на основе Ni с высоким содержанием Cr (до 30%), дополнительно легированные в небольшом количестве Al, Ti, Mo, W и др. Они обладают повышенным сопротивлением воздействию газовой среды при высоких температурах. Применяются для малонагруженных элементов печей, жаровых труб и др. деталей, нагреваемых длительно до 1200 °С. Повышенная жаростойкость обусловлена образованием плотной плёнки из оксидов Cr₂O₃ и NiCr₂O₄ на поверхности изделий.

Коррозионностойкие никелевые сплавы сохраняют работоспособность в токопроводящей коррозионной среде. К ним относятся монель-металл (НМЖМц28–2,5–1,5), хастеллои (иностранные сплавы системы Ni–Mo), Н70М28, Н70М28Ф, Х15Н55М16В, Х15Н65М16В и др. Эти сплавы превосходят по коррозионной стойкости в подобных средах все известные коррозионностойкие стали. Используются для изготовления химической аппаратуры, работающей в высоко агрессивных средах (например, в соляной, серной и фосфорной кислотах различных концентрации) при температурах, близких к температурам кипения раствора.

К *электротехническим никелевым сплавам* относятся сплавы Ni–Fe, Ni–Mn, Ni–Cr. Сплавы Ni(45–85%) с Fe (пермаллой, перминвар, перменорм) характеризуются высокими значениями магнитной проницаемости и используются в качестве сердечников прецизионных трансформаторов, дросселей, устройств магнитной памяти и пр.

Никелевые сплавы, легированные до 5% Mn, характеризуются вакуумно-плотной (практически без пор) однородной структурой с высоким сопротивлением искровой эрозии и применяются в вакуумной технике.

Никелевые сплавы, содержащие либо до 25% Mo, или до 20% Cr, либо до 45% Mn с добавками Al, V, Fe, Cu и др., обладают сочетанием близкого к нулю (или отрицательного) температурного коэффициента электрического сопротивления с высоким удельным электрическим сопротивлением.

Также к *электротехническим никелевым сплавам* относятся сплавы для термопар, с помощью которых производят точные измерения температуры – хромель (90% Ni, 10% Cr), алюмель (1,8–2,5% Al, 1,8–2,2% Mn, 0,85–2,0% Si, 0,6–1,0% Co, остальное Ni), и нихромы (55–78 % Ni, 15–23 % Cr, с добавками Mn, Fe, Al), которые обладают высоким удельным электрическим сопротивлением и минимальным температурным коэффициентом электрического сопротивления. Нихромы применяются для изготовления нагревательных элементов.

Никелевые сплавы с эффектом памяти формы (нитинолы) обладают способностью восстанавливать начальную форму после деформации и нагрева (в т. ч. многократно). Они прочны, совместимы с тканями живого организма, тех-

нологичны; используются в виде различных изделий в медицине, космической технике, приборостроении, радиотехнике и прочее.

9. НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИЕ МАТЕРИАЛЫ

9.1. ПОЛИМЕРЫ И ПЛАСТМАССЫ

Полимеры (от греческого *polymeres* – состоящий из многих частей, многообразный, от *poly* – много и *meros* – доля, часть) – соединения с высокой молекулярной массой, молекулы которых состоят из большого числа регулярно или нерегулярно повторяющихся групп атомов – звеньев.

Молекулы, состоящие из многочисленных элементарных звеньев (мономеров) одинакового химического состава и структуры, называются *макромолекулами*. Свойства вещества определяются не только химическим составом этих макромолекул, но и их взаимным расположением и строением. Поперечное сечение макромолекулы составляет, как правило, несколько нанометров, а длина достигает нескольких тысяч нанометров или нескольких микрометров, поэтому макромолекулы обладают хорошей гибкостью.

По форме макромолекул полимеры делят на линейные (цеповидные), разветвленные, плоские, ленточные (лестничные), пространственные или сетчатые (рис. 9.1). Полимеры с линейной структурой эластичны, при нагревании размягчаются, растворимы в органических растворителях. Полимеры с сетчатой структурой обладают наибольшей прочностью и теплостойкостью.

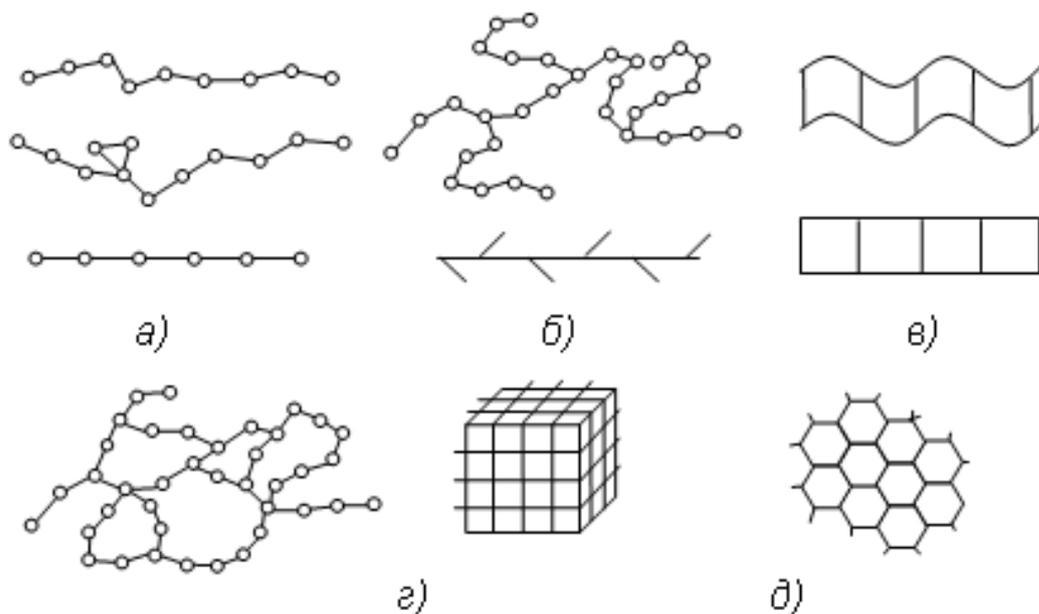


Рис. 9.1. Форма макромолекулы полимеров:

a – линейная; *б* – разветвленная; *в* – ленточная; *г* – пространственная, сетчатая;
д – паркетная

По фазовому состоянию полимеры подразделяют на аморфные и кристаллические. Аморфные полимеры однофазны и построены из цепных молекул, собранных в пачки (рис. 9.2). Пачка состоит из многих рядов макромолекул, расположенных последовательно друг за другом. Пачки способны перемещаться относительно соседних элементов, так как они являются структурными элементами.

В случае образования кристаллической структуры атомы соседних цепей расположены в правильном трехмерном порядке, образуя определенную пространственную решетку. Кристаллические участки полимера чередуются с аморфными, поэтому степень кристалличности в полимерах никогда не достигает 100 %, в отличие от металлов. Кристалличность сообщает полимеру большую жесткость и твердость, а также теплостойкость. При длительном хранении, эксплуатации и переработке надмолекулярные структуры могут претерпевать изменения.

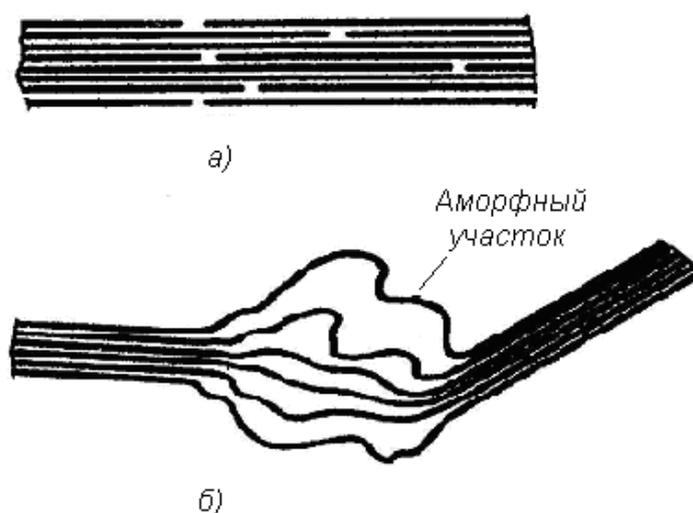


Рис. 9.2. Схематичное строение пачки:
а – объединение макромолекул в пачки;
б – пачка с аморфным участком

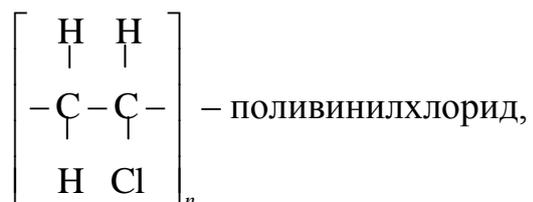
По полярности полимеры подразделяют на *полярные* и *неполярные*. Полярность определяется наличием в их составе диполей – разобщенных центров распределения положительных и отрицательных зарядов.

Неполярные полимеры, например:



являются высококачественными диэлектриками, обладают хорошей морозостойкостью, но имеют небольшую прочность ($\sigma_B = 20\text{--}45$ МПа).

Полярные полимеры, например:



жесткие, теплостойкие, прочные ($\sigma_B = 100\text{--}200$ МПа), но в отличие от неполярных неморозоустойчивые.

Все полимеры по отношению к нагреву подразделяют на *термопластичные* и *термореактивные*.

Термопластичные полимеры при нагреве размягчаются, даже плавятся, при охлаждении затвердевают; этот процесс обратим. Структура макромолекул таких полимеров линейная или разветвленная.

Термореактивные полимеры на первой стадии образования имеют линейную структуру и при нагреве размягчаются, затем вследствие протекания химических реакций затвердевают (образуется пространственная структура) и в дальнейшем остаются твердыми.

Для удобства изучения связи состава и структуры со свойствами полимеров их можно классифицировать по различным признакам (составу, форме макромолекул, фазовому состоянию, полярности, отношению к нагреву). По составу все полимеры подразделяют на *органические*, *элементоорганические*, *неорганические*.

Органическими полимерами являются смолы и каучуки. Элементоорганические соединения содержат в составе основной цепи неорганические атомы (*Si*, *Ti*, *Al*), сочетающиеся с органическими радикалами (*CH₃*, *C₆H₅*, *CH₂*). Эти радикалы придают материалу прочность и эластичность, а неорганические атомы сообщают повышенную теплостойкость.

К неорганическим полимерам относятся силикатные стекла, керамика, слюда, асбест. В составе этих соединений углеродного скелета нет. Основу неорганических материалов составляют оксиды кремния, алюминия, магния, кальция и др.

Пластические массы (пластмассы, пластики) – материалы на основе природных или синтетических полимеров, способные под влиянием нагревания и давления формоваться в изделия сложной конфигурации и затем устойчиво сохранять приданную форму.

Свойства пластмасс зависят от состава отдельных компонентов, их сочетания и количественного соотношения, что позволяет изменять характеристики пластиков в достаточно широких пределах.

В зависимости от числа компонентов все пластмассы подразделяются на *простые* и *композиционные*. *Простые* (полиэтилен, полистирол и т. д.) состоят из одного компонента – синтетической смолы; *композиционные* (фенопласты, аминопласты и др.) – из нескольких составляющих, каждая из которых выполняет определенную функциональную роль. В композиционных пластмассах смола является связующим для других составляющих. Свойства связующего во многом определяют физико-механические и технологические свойства пластмассы. Содержание связующего в пластмассах достигает 30–70 %.

Помимо связующего в состав композиционных пластмасс входят:

1) *наполнители*, повышающие механическую прочность, теплостойкость, уменьшающие усадки и снижающие стоимость композиции (древесная мука, целлюлоза, хлопчатобумажная ткань, бумага, древесный шпон, графит, асбест, кварц, стекловолокно, стеклоткань и др.);

2) *пластификаторы*, увеличивающие эластичность, текучесть, гибкость и уменьшающие хрупкость пластмасс (дибутилфталат, касторовое масло и др.);

3) *смазочные вещества*, увеличивающие текучесть, уменьшающие трение между частицами композиций, устраняющие прилипание к формообразующим поверхностям пресс-форм (стеарин, олеиновая кислота и др.);

4) *катализаторы*, ускоряющие процесс отверждения материала (известь, магnezия и др.);

5) *красители*, придающие цвет изготавливаемым деталям (сурик, нигрозин и др.);

б) *газообразователи* – вещества, которые распадаются при нагреве с выделением газообразных продуктов (для изготовления газонаполненных пластмасс).

По характеру связующего вещества пластмассы подразделяют на термопластичные (*термопласты*), получаемые на основе термопластичных полимеров, и терморезактивные (*реактопласты*), получаемые на основе терморезактивных смол.

Термопласты удобны для переработки в изделия, имеют незначительную (1–3 %) усадку при формовании. Материал отличается большой упругостью и малой хрупкостью. Обычно термопласты изготавливают без наполнителя. Но

в последние годы стали применять термопласты с наполнителями в виде минеральных и синтетических волокон (органопласты). *Реактопласты* после отверждения и перехода связующего вещества в термостабильное состояние хрупки, часто дают большую усадку (до 10–15 %) при их переработке.

Особенностями пластмасс являются малая плотность, низкая теплопроводность, значительное тепловое расширение (в десять-тридцать раз больше, чем у стали), хорошие электроизоляционные свойства, высокая химическая стойкость, высокие фрикционные и антифрикционные свойства, меньшее количество отходов.

Недостатками пластмасс являются невысокая теплостойкость (максимальная температура эксплуатации термопластов – до 250 °С, термореактивных пластмасс – до 400 °С), низкие модуль упругости и ударная вязкость по сравнению с металлами и сплавами, склонность к старению, т. е. к изменению свойств с течением времени.

Механические свойства пластмасс зависят не только от их структуры, но и от физического состояния и температуры. Пластмассы могут находиться в трех физических состояниях: в *стеклообразном, высокоэластичном и вязкотекучем*.

При *стеклообразном состоянии* (твердом или аморфном) атомы, входящие в состав молекулярной цепи, совершают колебательные движения около положения равновесия; движения звеньев и перемещения макромолекул не происходит.

При *высокоэластичном состоянии* материал характеризуется способностью к большим обратимым изменениям формы при небольших нагревах за счет колебания звеньев и приобретения макромолекулой способности изгибаться.

Вязкотекучее состояние напоминает жидкое, но отличается очень большой вязкостью за счет подвижности всей макромолекулы.

Конструкционные пластмассы в зависимости от показателей механической прочности подразделяют на три основные группы: *низкой, средней и высокой прочности*.

Основными технологическими свойствами пластмасс являются *текучесть, усадка, скорость отверждения* (реактопластов) и *термостабильность* (термопластов).

Текучесть – способность материалов заполнять форму при определенных температуре и давлении, зависит от вида и содержания в материале смолы, наполнителя, пластификатора, смазочного материала, а также от конструктивных особенностей пресс-формы. Для ненаполненных термопластов за показатель текучести принимают «*индекс расплава*» – количество материала, выдавливаемого через сопло диаметром 2,095 мм при определенных температуре и давлении в единицу времени.

Под *усадкой* понимают абсолютное или относительное уменьшение размеров детали по сравнению с размером полости пресс-формы. В абсолютной величине усадки наибольшую долю составляет разность между температурными коэффициентами материала пресс-формы и материала детали. Величина усадки зависит от физико-химических свойств связующей смолы, количества и природы наполнителя, содержания в нем влаги и летучих веществ, температурного режима переработки и других факторов. Усадку необходимо учитывать при проектировании пресс-формы.

Продолжительность процесса перехода реактопластов из высокоэластичного или вязкотекучего состояния в состояние полной полимеризации определяет *скорость отверждения*. Скорость отверждения (полимеризации) зависит от свойств связующего (термореактивной смолы) и температуры переработки. Низкая скорость отверждения увеличивает время выдержки материала в пресс-форме под давлением и снижает производительность процесса. Повышенная скорость отверждения может вызвать преждевременную полимеризацию материала в пресс-форме, в результате чего отдельные участки формующей полости не будут заполнены пресс-материалом.

Под *термостабильностью* понимают время, в течение которого термопласт выдерживает определенную температуру без разложения. Высокую термостабильность имеют полиэтилен, полипропилен, полистирол и др. Переработка их в детали сравнительно проста. Для материалов с низкой термостабильностью (полиформальдегид, поливинилхлорид и др.) необходимо предусматривать меры, предотвращающие возможность разложения их в процессе переработки, например увеличение сечения литников, диаметра цилиндра и т. д.

9.2. РЕЗИНОВЫЕ И КЛЕЯЩИЕ МАТЕРИАЛЫ

Резиной (от латинского *resina* – смола) называется продукт специальной обработки (вулканизации) смеси каучука и серы с различными добавками (наполнители, пластификаторы, активаторы вулканизации, антиоксиданты и др.).

Резина как технический материал отличается от других материалов высокими эластическими свойствами, которые присущи каучуку. Она способна к очень большим деформациям (относительное удлинение достигает 1000 %), которые почти полностью обратимы.

Кроме отмеченных особенностей, для резиновых материалов характерны высокая стойкость к истиранию, газо- и водонепроницаемость, химическая стойкость, электроизолирующие свойства и небольшая плотность.

Основой всякой резины служит натуральный каучук (НК) или синтетический (СК), который и определяет основные свойства резинового материала. Для улучшения физико-механических свойств каучуков вводятся различные добавки (ингредиенты).

Механические свойства резины (прочность при растяжении, напряжение при заданном относительном удлинении, твердость, износостойкость, усталостная выносливость и др.) в значительной степени зависят от состава резиновой смеси.

Резину подразделяют на две группы:

- резины общего назначения, применяемые в производстве шин, конвейерных лент, ремней, рукавов, изделий бытового назначения;
- резины специального назначения, используемые для получения разнообразных изделий, которые должны обладать одним или несколькими специальными свойствами (маслобензостойкость, морозостойкость, износостойкость и др.)

Резиновые клеи – это растворы каучуков или резиновых смесей в органических растворителях. В зависимости от типа каучука, на основе которого готовят клей, различают резиновые клеи специального и общего назначения. По температуре вулканизации (отверждения) резиновые клеи делят на клеи горячего (больше 100 °С) и холодного отверждения. Резиновые клеи применяют при сборке резиновых и резино-тканевых изделий, в производстве резиновых тканей и т. д.

Герметики, герметизирующие составы – полимерные композиции, применяемые для обеспечения непроницаемости болтовых или заклепочных соединений металлических конструкций, стыков между панелями наружных стен зданий и т. д. Герметики широко применяют в авиации, автомобилестроении, судостроении, строительстве. Они используются также в областях, не связанных с их основным назначением, например для изготовления точных слепков и отливок в технике зубопротезирования и криминалистике.

9.3. СТЕКЛО, СИТАЛЛЫ, ГРАФИТ

Стекло неорганическое – прозрачный (бесцветный или окрашенный) хрупкий материал, получаемый при остывании расплава, содержащего стеклообразующие компоненты (оксиды кремния, бора, алюминия, фосфора, титана, циркония и др.) и оксиды металлов (лития, калия, свинца, кальция, магния и др.). По типу стеклообразующего компонента различают стекло неорганическое силикатное (на основе SiO_2), боратное (B_2O_3), боросиликатное, алюмосиликатное и др. (рис. 9.3).

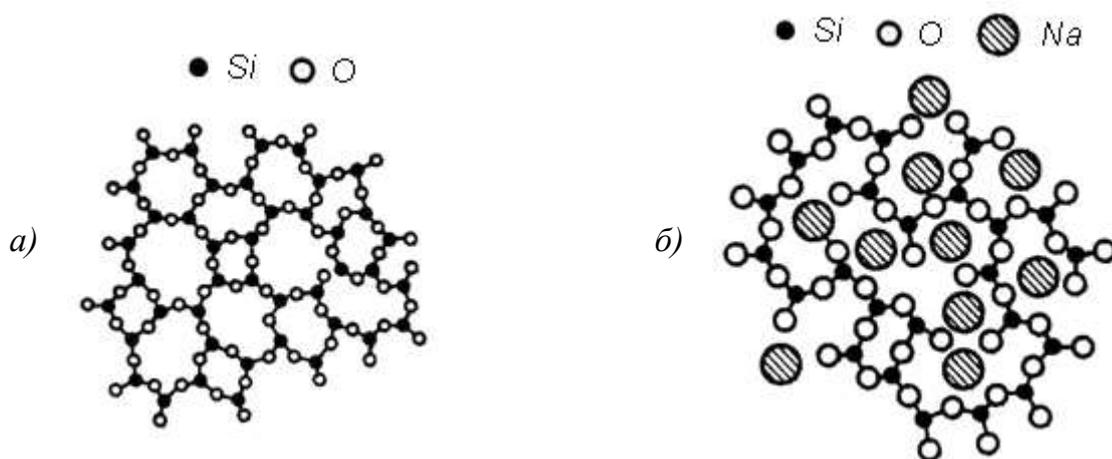


Рис. 9.3. Схема непрерывной структурной сетки стекла:
 а – кварцевого; б – натриево-силикатного

Благодаря возможности придавать неорганическому стеклу разнообразные свойства оно широко распространено в различных отраслях техники, строительстве, декоративном искусстве и быту.

Стекло органическое – техническое название прозрачных пластмасс на основе полистирола, поливинилхлоридов, поликарбонатов и др. По сравнению с неорганическим стеклом органическое отличается относительно небольшой плотностью и повышенной прочностью. Органическое стекло малочувствительно к ударам, толчкам и не дает опасных осколков. Применяется для изготовления трехслойного стекла для остекления самолетов, автомобилей и др. Из него изготавливают детали приборов, линзы, светофильтры и бытовые изделия.

Термин «*ситаллы*» образован от слов: стекло и кристаллы. За рубежом их называют стеклокерамикой, пирокерамами. Ситаллы получают на основе неорганических стекол путем их полной или частичной управляемой кристаллизации. По структуре и технологии получения ситаллы занимают промежуточное положение между обычным стеклом и керамикой. От неорганических стекол они отличаются кристаллическим строением, а от керамических материалов – более мелкозернистой и однородной микрокристаллической структурой (рис. 9.4).



Рис. 9.4. Схема кристаллизации стекла при образовании ситаллов
 с помощью катализаторов

Ситаллы получают путем плавления стекольной шихты специального состава с добавкой катализаторов, охлаждения расплава до пластичного состояния и формования из него изделий методами стекольной технологии и последующей кристаллизации. Ситалловые изделия получают также порошковым методом спекания.

В отличие от обычного стекла, свойства которого определяются в основном его химическим составом, для ситаллов решающее значение имеют структура и фазовый состав. Причина ценных свойств ситаллов заключается в их исключительной мелкозернистости, почти идеальной поликристаллической структуре. В них совершенно отсутствует всякая пористость, и усадка материала при их переработке незначительна. Свойства ситаллов изотропны. Большая абразивная стойкость делает их малочувствительными к поверхностным дефектам. Материалы обладают высокой химической устойчивостью к кислотам и щелочам, высокой жаростойкостью, газонепроницаемостью и нулевым водопоглощением, являются хорошими диэлектриками.

Жаропрочность ситаллов под нагрузкой составляет 800–1200 °С. Ударная вязкость ситаллов выше, чем ударная вязкость стекла (4,5–10,5 кДж/м²), однако они являются хрупкими материалами. Обладают высокой твердостью (микротвердость 7000–10500 МПа) и износостойкостью.

Применение ситаллов определяется их свойствами. Из ситаллов изготавливают подшипники, детали для двигателей внутреннего сгорания, трубы для химической промышленности, оболочки вакуумных электронных приборов, детали радиоэлектроники. Ситаллы используют в качестве жаростойких покрытий.

Графит – минерал, наиболее устойчивая кристаллическая модификация чистого углерода. Кристаллическая решетка графита – слоистая структура, состоящая из шестиугольных слоев атомов углерода с параметрами $a = 0,246$ нм, $c = 0,6708$ нм (рис. 9.5).

Графит встречается в природе, а также его получают искусственным путем. Физико-механические свойства искусственного графита зависят от природы исходного сырья, технологии получения, плотности, степени ориентации кристаллов и др.

Графит хорошо проводит электрический ток. Обладает низкой твердостью. Плотность 2,08–2,23 г/см³. Цвет серый, блеск металлический. Неплавок, устойчив при нагревании при отсутствии воздуха (температура плавления графита под давлением свыше 100 атм. – около плюс 4000°С). В кислотах не растворяется. Природный графит содержит 10–12 % примесей глины и окислов железа.

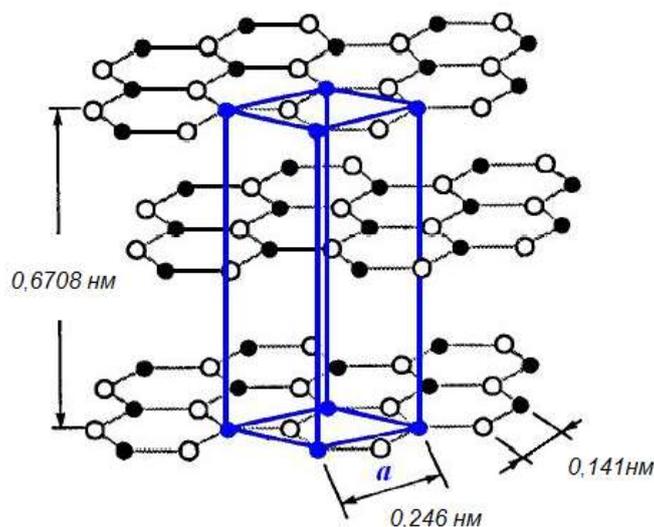


Рис. 9.5. Кристаллическая решетка графита

В качестве исходных материалов для производства технического графита применяют твердое сырье – нефтяной кокс и каменноугольный пек в качестве связующего вещества. Заготовки формируются в процессе прессования или выдавливания. Процесс графитизации осуществляется путем нагрева заготовок (обожженных при 1200 °С) до 3000 °С.

Использование графита основано на ряде его уникальных свойств:

- для изготовления плавильных тиглей, футеровочных плит – применение основано на высокой температурной стойкости графита (при отсутствии кислорода), на его химической стойкости к целому ряду расплавленных металлов;
- для электродов, нагревательных элементов – благодаря высокой электропроводности и химической стойкости к практически любым агрессивным водным растворам (намного выше, чем у благородных металлов);
- для получения химически активных металлов методом электролиза расплавленных соединений. В частности, при получении алюминия используются сразу два свойства графита: хорошая электропроводность, что позволяет его использовать для изготовления электрода, и газообразность продукта реакции, протекающей на электроде. Газообразность продукта означает, что он выходит из электролизера сам и не требуется специальных мер по его удалению из зоны реакции. Это свойство существенно упрощает технологию производства алюминия;
- для твёрдых смазочных материалов, в комбинированных жидких и пастообразных смазках;
- в качестве наполнителя пластмасс;
- как компонент состава для изготовления стержней для чёрных графитовых карандашей (в смеси с каолином);

- для получения синтетических алмазов;
- для изготовления контактных щёток в электродвигателях, динамомашин и прочих устройствах, где требуется надёжный подвижный контакт.

9.4. КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ

Композиционными материалами, или композитами, называют материалы, состоящие из сильно различающихся по свойствам, взаимно нерастворимых компонентов.

Сравнительно пластичный компонент, непрерывный во всем объеме композиционного материала, называется *матрицей*. Более прочный и твердый компонент, прерывистый и разъединенный в объеме композита, называется *арматурой*.

Матрица связывает композицию и придает ей нужную форму. В зависимости от материала матрицы различают композиционные материалы с *металлической матрицей*, или *металлические композиционные материалы* (МКМ), и с *неметаллической матрицей*: с полимерной – полимерные композиционные материалы (ПКМ), с керамической – керамические композиционные материалы (ККМ).

По типу упрочняющих наполнителей композиционные материалы подразделяют на *дисперсно-упрочненные*, *армированные (волокнистые)* и *слоистые* (рис. 9.6). В дисперсно-упрочненные композиционные материалы искусственно вводят мельчайшие равномерно распределенные тугоплавкие частицы карбидов, оксидов, нитридов и другие, не взаимодействующие с матрицей и не растворяющиеся в ней вплоть до температуры плавления фаз. Чем мельче частицы наполнителя и меньше расстояния между ними, тем прочнее композиционный материал. В дисперсно-упрочненных композиционных материалах матрица является основным несущим элементом.

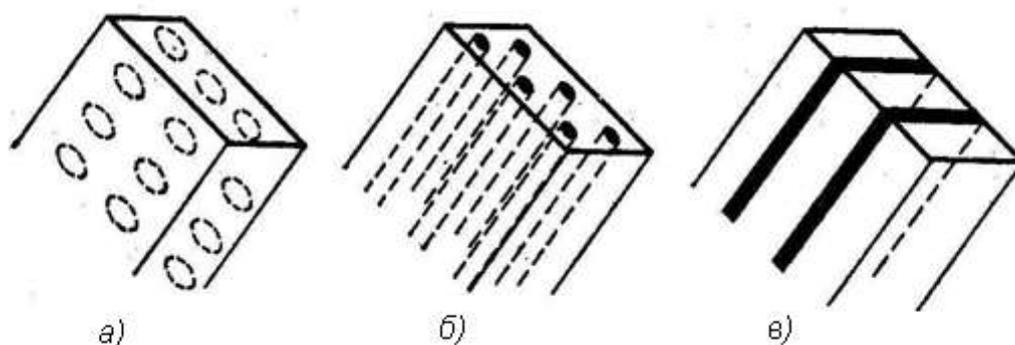


Рис. 9.6. Схема строения композиционных материалов:
 а – дисперсно-упрочненные; б – волокнистые; в – слоистые

Арматурой в армированных композиционных материалах могут быть волокна различной формы (нити, ленты, сетки разного плетения). Прочность таких композиционных материалов определяется прочностью армирующих волокон, которые воспринимают основную нагрузку. Армирование дает большой прирост прочности, но дисперсное упрочнение технологически легче осуществимо.

Слоистые композиционные материалы набираются из чередующихся слоев волокон и листов матричного материала (типа «сэндвич»). Слои волокон в таком композиционном материале могут иметь различную ориентацию. Возможно поочередное использование слоев матрицы из сплавов с различными механическими свойствами.

Из освоенных промышленностью композиционных материалов ведущее место занимают металлические композиционные материалы на основе алюминия и его сплавов. Использование алюминия в качестве матричного материала обусловлено широким распространением его в технике, низкой плотностью, коррозионной стойкостью, возможностью регулировать механические свойства алюминиевых сплавов термической обработкой и подвергать их различным видам обработки давлением и литьем.

1. Композиционные материалы с металлической матрицей.

К этому виду композиционных материалов относятся материалы типа САП (*спеченная алюминиевая пудра*), которые представляют собой алюминий, упрочненный дисперсными частицами оксида алюминия. Алюминиевый порошок получают распылением расплавленного металла с последующим измельчением в шаровых мельницах до размера около 1 мкм в присутствии кислорода. С увеличением длительности помола пудра становится мельче и в ней повышается содержание оксида алюминия. Дальнейшая технология производства изделий и полуфабрикатов из САП включает холодное прессование, предварительное спекание, горячее прессование, прокатку или выдавливание спеченной алюминиевой заготовки в форме готовых изделий, которые можно подвергать дополнительной термической обработке.

Сплавы типа САП применяют в авиационной технике для изготовления деталей с высокой удельной прочностью и коррозионной стойкостью, работающих при температурах до 300–500 °С. Из них изготавливают штоки поршней, лопасти компрессоров, оболочки тепловыделяющих элементов и трубы теплообменников.

Армирование алюминия и его сплавов стальной проволокой повышает их прочность, увеличивает модуль упругости, сопротивление усталости и расширяет температурный интервал службы материала.

Армирование короткими волокнами проводят методами порошковой металлургии, состоящими из прессования с последующей гидроэкструзией или прокаткой заготовок. При армировании непрерывными волокнами композиций типа сэндвич, состоящих из чередующихся слоев алюминиевой фольги и волокон, применяют прокатку, горячее прессование, сварку взрывом, диффузионную сварку.

Весьма перспективным материалом является композиция *«Алюминий – бериллиевая проволока»*, в которой реализуются высокие физико-механические свойства бериллиевой арматуры, и в первую очередь ее низкая плотность и высокая удельная жесткость. Получают композиции с бериллиевой проволокой диффузионной сваркой пакетов из чередующихся слоев бериллиевой проволоки и матричных листов. Из алюминиевых сплавов, армированных стальной и бериллиевой проволоками, изготавливают корпусные детали ракет и топливные баки.

В композиции *«Алюминий – углеродные волокна»* сочетание низкой плотности арматуры и матрицы позволяет создать композиционные материалы с высокой удельной прочностью и жесткостью. Недостатком углеродных волокон является их хрупкость и высокая реакционная способность. Композицию *«Алюминий – углерод»* получают пропиткой углеродных волокон жидким металлом или методами порошковой металлургии. Технологически наиболее просто осуществимо протягивание пучков углеродных волокон через расплав алюминия.

Композит *«Алюминий – углерод»* применяют в конструкциях топливных баков современных истребителей. Благодаря высокой удельной прочности и жесткости материала масса топливных баков уменьшается на 30 %. Этот материал используют также для изготовления лопаток турбин авиационных газотурбинных двигателей.

2. Композиционные материалы с неметаллической матрицей.

Композиционные материалы с неметаллической матрицей нашли широкое применение в промышленности. В качестве неметаллических матриц используют полимерные, углеродные и керамические материалы. Из полимерных матриц наибольшее распространение получили эпоксидная, фенолоформальдегидная, полиамидная. Угольные матрицы коксованные или получают из синтетических полимеров, подвергнутых пиролизу (разложение, распад). Матрица связывает композицию, придавая ей форму. Упрочнителями служат волокна: стеклянные, углеродные, борные, органические, на основе нитевидных кристаллов (оксидов, карбидов, боридов, нитридов и др.), а также металлические (проволоки), обладающие высокой прочностью и жесткостью.

Свойства композиционных материалов зависят от состава компонентов, их сочетания, количественного соотношения и прочности связи между ними.

Содержание упрочнителя в ориентированных материалах составляет 60–80 об. %, в неориентированных (с дискретными волокнами и нитевидными кристаллами) – 20–30 об. %. Чем выше прочность и модуль упругости волокон, тем выше прочность и жесткость композиционного материала. Свойства матрицы определяют прочность композиции при сдвиге и сжатии и сопротивление усталостному разрушению.

По виду упрочнителя композиционные материалы классифицируют на *стекловолокниты*, *карбоволокниты* с углеродными волокнами, *бороволокниты* и *органоволокниты*.

В слоистых материалах волокна, нити, ленты, пропитанные связующим компонентом, укладываются параллельно друг другу в плоскости укладки. Плоскостные слои собираются в пластины. Свойства получаются анизотропными. Для работы материала в изделии важно учитывать направление действующих нагрузок. Можно создавать материалы как с изотропными, так и с анизотропными свойствами. Можно укладывать волокна под разными углами, варьируя свойства композиционных материалов. От порядка укладки слоев по толщине пакета зависят изгибные и крутильные жесткости материала.

Применяется укладка упрочнителей из трех, четырех и более нитей. Наибольшее применение имеет структура из трех взаимно перпендикулярных нитей. Упрочнители могут располагаться в осевом, радиальном и окружном направлениях.

Трехмерные материалы могут быть любой толщины в виде блоков, цилиндров. Объемные ткани увеличивают прочность на отрыв и сопротивление сдвигу по сравнению со слоистыми. Система из четырех нитей строится путем расположения упрочнителя по диагоналям куба. Структура из четырех нитей равновесна, имеет повышенную жесткость при сдвиге в главных плоскостях. Однако создание четырех направленных материалов сложнее, чем трех направленных.

Наиболее эффективными с точки зрения использования в самых жестких условиях сухого трения являются антифрикционные материалы на основе *политетрафторэтилена* (ПТФЭ).

Для ПТФЭ характерен достаточно высокий статический коэффициент трения, однако в процессе трения скольжения на поверхности ПТФЭ образуется очень тонкий слой высокоориентированного полимера, способствующий выравниванию статического и динамического коэффициентов трения и плавному движению при скольжении. При изменении направления скольжения наличие

ориентированной поверхностной пленки вызывает временное увеличение коэффициента трения, значение которого снова уменьшается по мере переориентации поверхностного слоя. Такое поведение ПТФЭ при трении обусловило его широкое применение в промышленности, где главным образом используют ненаполненный ПТФЭ для производства подшипников. Во многих случаях несмазываемые подшипники должны работать при более высоких скоростях трения. При этом для ненаполненного ПТФЭ характерны высокие значения коэффициента трения и скорости износа. В качестве материалов для несмазываемых подшипников, работающих в таких условиях, широкое применение нашли композиционные материалы, чаще всего на основе ПТФЭ.

Наиболее простым путем уменьшения относительно высокой скорости износа ПТФЭ при сухом трении является введение порошкообразных наполнителей. При этом повышается сопротивление ползучести при сжатии и наблюдается значительное увеличение износостойкости при сухом трении. Введение оптимального количества наполнителя позволяет повысить сопротивление износу до 10^4 раз.

Полимеры и композиционные материалы на их основе обладают уникальным комплексом физико-механических свойств, благодаря которым они успешно конкурируют с традиционными конструкционными сталями и сплавами, а в ряде случаев без применения полимерных материалов невозможно обеспечить требуемые функциональные характеристики и работоспособность специальных изделий и машин. Высокая технологичность и малая энергоемкость технологий переработки пластмасс в изделия в сочетании с вышеназванными достоинствами ПКМ делают их весьма перспективными материалами для деталей машин различного назначения.

Вопросы для самопроверки

1. Какими факторами обусловлено упрочнение стали при легировании?
2. Как влияют различные легирующие элементы на свойства стали?
3. Как изменяется положение критических точек и области фазовых превращений при легировании сталей?
4. Как классифицируются легированные стали по назначению? Приведите их марки.
5. Опишите технические преимущества применения легированных инструментальных сталей.
6. Расшифруйте химический состав сталей, укажите их назначение: 40ХС, 18Х2Н4А, 30ХГ2, У8А, ХГВ, Р18, ШХ15-Ш, АС20.

7. Перечислите виды конструкционных сталей. Приведите примеры марок. Укажите режимы их термической обработки.
8. Назовите основные виды инструментальных сталей и сплавов для обработки резанием. Укажите режимы их термической обработки.
9. Укажите основные группы сталей для обработки давлением.
10. Какие стали и сплавы относятся к коррозионностойким, жаростойким и жаропрочным? Какие химические элементы придают им эти свойства? Назовите области их применения.
11. Назовите принципы маркировки твердых сплавов для режущего инструмента.
12. Охарактеризуйте свойства, составы, принципы маркировки магниевых сплавов.
13. Охарактеризуйте свойства, составы, принципы маркировки медных сплавов: латуней, бронз, медно-никелевых.
14. Охарактеризуйте свойства, составы, принципы маркировки алюминиевых сплавов.
15. Приведите виды термообработки алюминиевых сплавов и укажите влияние на них примесей.
16. Укажите области применения силуминов и объясните влияние модифицирования на их структуру и механические свойства. Где применяются силумины?
17. Дайте характеристику титана и его сплавов. Укажите принципы маркировки титановых сплавов.
18. Дайте характеристику никеля и его сплавов.
19. Что представляют собой полимеры, какими характерными свойствами они обладают и каково их назначение?
20. Приведите технические характеристики полимеров и их строение.
21. Какие составляющие входят в состав композиционных пластмасс?
22. Назовите наиболее распространенные термопластичные и терморезистивные полимерные материалы.
23. Опишите методы изготовления резины и резиновых изделий.
24. Что представляют собой композиционные материалы?
25. Чем ситаллы отличаются от неорганических стёкол?

РАЗДЕЛ IV МЕТАЛЛУРГИЯ И СПОСОБЫ ЛИТЬЯ В МАШИНОСТРОЕНИИ

10. ПРОИЗВОДСТВО ЧЕРНЫХ И ЦВЕТНЫХ МЕТАЛЛОВ

10.1 Производство чугуна

Выплавку чугуна из железосодержащих материалов в специальных шахтных печах (домнах) называют *доменным процессом*.

Важная роль чугуна в металлургии и вообще в экономике страны определяется тем, что он является первичным продуктом переработки железных руд путем их плавки в доменных печах. Свыше 80 % чугуна, выплавляемого в доменных печах, в дальнейшем перерабатывается в сталь. Эти чугуны называются *передельными*.

Чугуны, предназначенные для получения фасонного литья в машиностроительном производстве, называют *литейными*. Для повышения качества отливок применяют небольшие количества добавок для модифицирования и легирования (хрома, никеля и др.). Введение в расплавы модификаторов (например, магния, ферросилиция, силикокальция, алюминия, титана) способствует кристаллизации структурных составляющих в измельченной форме. Легирование также способствует улучшению механических свойств путем изменения строения и структуры сплавов.

Специальные чугуны, или *доменные ферросплавы*, выплавляют в небольших количествах и применяют для раскисления и легирования стали.

Для выплавки чугуна используют железную руду, а также марганцовые, хромовые и комплексные руды, топливо и флюсы. Составленные в необходимой пропорции и форме они образуют *шихту*.

Железные руды содержат железо в виде оксидов (окислов). В таблице 10.1. приведены усредненные параметры основных железных руд.

С целью повышения производительности доменной печи, экономии кокса, улучшения качества чугуна железные руды предварительно дробят и сортируют для получения кусков требуемой величины и обогащают, отделяя и устраняя пустую породу. Для удаления вредных примесей и улучшения металлургических свойств шихту, состоящую из железной руды и флюса, спекают на агломерационных машинах при температуре 1300–1500 °С, подвергают окатыванию и обжигу при температуре 1200–1350 °С, получая прочные пористые окатыши диаметром до 30 мм.

Состав железных руд

Название руды	Рудный минерал	Содержание железа с учетом пустой породы, %
Красный железняк	Гематит (Fe_2O_3)	50 – 60
Магнитный железняк	Магнетит (Fe_3O_4)	55 – 65
Бурый железняк	Лимонит ($2\text{Fe}_2\text{O}_3 \cdot 3\text{H}_2\text{O}$)	30 – 50
Шпатовый железняк	Сидерит (FeCO_3)	30 - 40
Железистые кварциты	Магнетит, гематит	35 - 40

Флюсы – это материалы преимущественно минерального происхождения, вводимые в шихту для образования шлака и для регулирования его состава, в частности для связывания пустой породы, продуктов раскисления металла, а также уменьшения процентного содержания вредных примесей. По химическому составу флюсы делятся на основные (известняк CaCO_3), кислые (кремнезем) и нейтральные (глинозем).

Шлаком называют расплав, покрывающий поверхность жидкого металла, после затвердевания представляющий собой камневидное или стекловидное вещество.

В качестве основного топлива для доменной плавки служит кокс. Кокс представляет собой твердый углеродистый остаток, образующийся при нагревании каменного угля до температуры 950 – 1050 °С без доступа воздуха. Содержание углерода в коксе 96 – 98 %. Низшая теплота сгорания 29 МДж/кг. Активное горение кокса обеспечивается за счет пористости. Кроме того, обладая высокой прочностью и термостойкостью, куски кокса разрыхляют проплавленную шихту, что способствует интенсификации протекания реакций в домне. Поскольку кокс является достаточно дорогим топливом, в качестве вспомогательного топлива используются природный газ, мазут и угольная пыль.

Доменная печь (рис. 10.1) – шахтная печь для выплавки чугуна из железной руды. Современные доменные печи имеют полезный объем до 5000 м³, производительность до 11000 т в сутки и предназначены для непрерывной работы 5 – 10 лет.

Доменная печь устанавливается на бетонном фундаменте, имеет стальной кожух, выложенный внутри огнеупорным кирпичом. В верхней части печи, называемой *колошником* 7, находится засыпной аппарат, предназначенный для загрузки шихты. *Под* (дно) доменной печи расположен над бетонным фундаментом и называется *лещадью*. Поскольку на лещадии скапливается расплавленный чугун, ее выкладывают углеродистым

кирпичом и блоками, содержащими до 92 % углерода в виде графита и обладающими высокой огнеупорностью.

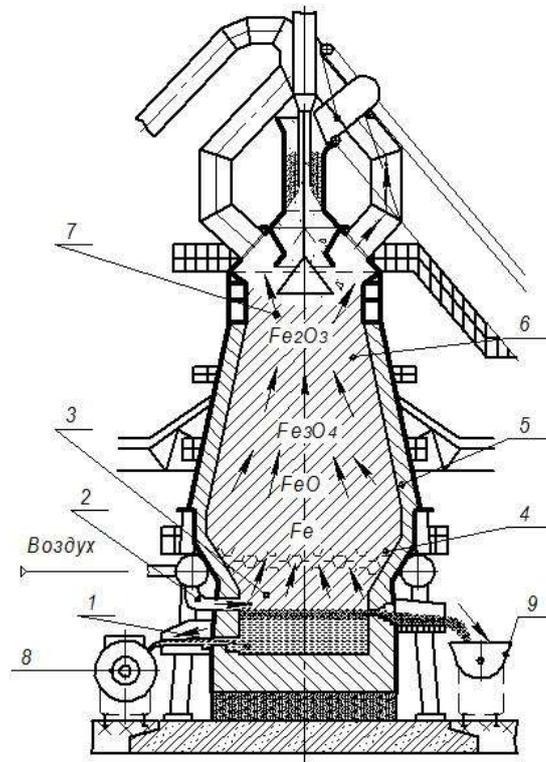


Рис. 10.1. Схема устройства доменной печи:

1 – горн; 2 – фурма; 3 – заплечники; 4 – распар; 5 – шахта;
6 – шихта; 7 – колошники; 8 – чугунная летка; 9 – шлаковая летка

В нижней части печи, *горне*, имеются отверстия для выпуска расплавленного чугуна (*чугунная летка 8*) и шлака (*шлаковая летка 9*). Чугун выпускают из печи через каждые 3–4 ч, а шлак через 1–1,5 ч и сливают в чугуновозные ковши и шлаковозные чаши. Чугунную летку открывают бурильной машиной. После каждого выпуска чугуна или шлака чугунную летку заделывают огнеупорной массой, а шлаковую летку обычно закрывают металлической пробкой.

В верхней части горна находятся устройства (*фурмы 2*), через которые в печь поступает воздух, необходимый для горения топлива. Вблизи фурм кокс, взаимодействуя с кислородом нагретого воздуха, сгорает и образует газовый поток, содержащий угарный газ (оксид углерода) CO , углекислый газ (диоксид углерода) CO_2 , N_2 , метан CH_4 и др. Некоторые из образующихся газов – вредные и опасные. Так, например, в производственных помещениях не допускается содержание угарного газа более чем

0,03 мг/л. Наличие метана в воздухе от 5 до 15 % по объему приводит к образованию взрывчатой смеси.

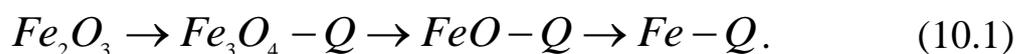
Воздух поступает в доменную печь из воздухонагревателей. Подогрев воздуха снижает расход топлива. Внутри воздухонагревателей имеются насадки из огнеупорных кирпичей и камеры сгорания. В камеру сгорания подают доменный газ, который, сгорая, проходит через насадку и нагревает ее. Затем подача газа прекращается и через нагретую насадку пропускается воздух, который при этом нагревается до 1000–1200 °С. Наличие нескольких воздухонагревателей, работающих попеременно, обеспечивает непрерывную подачу в рабочее пространство печи нагретого воздуха.

Непосредственно несколько выше зоны подачи воздуха (выше уровня фурм) температура рабочего пространства печи достигает 2000 °С. Эта часть печи выполняется наиболее широкой и называется *распаром 4*. Ниже распара расположены *заплетники 3* с сужающимся книзу поперечным сечением. Они замедляют опускание шихты. Выше распара поперечное сечение шахты также уменьшается, что способствует свободному опусканию шихты.

Горячие газы более легкие, чем воздух, поднимаясь, отдают теплоту шихте, нагревают ее. Температура рабочего пространства постепенно снижается до 300–400 °С у колошника.

В процессе доменной плавки осуществляется встречное движение нисходящего потока сырых материалов (*шихты*) – железной руды, агломерата или окатышей, флюсов и топлива (кокса), загружаемых в доменную печь сверху, и восходящего потока газов, образующихся в горне печи. Шихта под действием веса опускается, постепенно нагреваясь. В результате взаимодействия этих потоков содержащиеся в руде окислы железа восстанавливаются при помощи углерода кокса и окиси углерода, образующейся в зоне фурм при горении кокса, которые отнимают от окислов кислород.

При температуре около 570 °С и выше происходит восстановление оксидов железа:



Реакции восстановления железа из оксидов являются эндотермическими, т. е. проходят с поглощением теплоты. Это вызывает необходимость сжигания большого количества топлива.

При температуре 1000 – 1100 °С восстановленное железо взаимодействует с углеродом кокса и оксидом углерода. Полученное железо, взаимодействуя с коксом, науглероживается, образуя чугуны, который на уровне распара и заплечиков расплавляется и стекает в жидком виде в горн доменной печи.

Оксиды марганца, содержащиеся в руде, восстанавливаются до MnO , который, взаимодействуя с углеродом кокса, образует карбид Mn_3C или входит в состав шлака. Карбид Mn_3C растворяется в железе, повышая содержание марганца и углерода в чугуне.

Кремний, содержащийся в виде SiO_2 , также частично переходит в шлак, а частично восстанавливается углеродом и растворяется в железе, повышая содержание кремния в чугуне.

Фосфор, восстанавливающийся при температуре 1300 °С, а также фосфид железа Fe_3P растворяются в железе, увеличивая содержание этой вредной примеси. Аналогично растворяется в чугуне FeS . Часть серы в виде CaS удаляется в шлак:



Расплавленная пустая порода руды, зола кокса и флюсы образуют шлак, всплывающий над слоем чугуна вследствие разницы их плотностей. Чугун и шлак из доменной печи выпускают отдельно через соответствующие отверстия (летки).

Для усовершенствования доменного процесса применяют:

- обогащение воздушного дутья газообразным кислородом с целью интенсификации процесса;
- вдувание газообразного топлива (природного газа), жидкого или пылеугольного топлива в целях экономии кокса;
- повышение давления газа под колошником для лучшего распределения газового потока и уменьшения выноса пыли.

Характеристиками доменной печи являются коэффициент использования полезного объема (КИПО) и удельный расход кокса K . Для домен-

ных печей удельный расход кокса $K = 0,5-0,7$, а КИПО составляет около 0,45.

Непосредственно на нагрев и плавление чугуна расходуется около 7,4 % теплоты, выделившейся при сгорании топлива. Тепловой коэффициент полезного действия домен остается весьма низким (по некоторым данным, он не превышает 10–15 %). В связи с этим энергосберегающие мероприятия имеют большое значение для совершенствования доменного процесса.

10.2. ПРОИЗВОДСТВО СТАЛИ

Сталь – железоуглеродистый сплав с содержанием углерода от 0,02 до 2,14 %, с добавлением других элементов. Однако, стали с содержанием углерода более 1,5 % практически не применяются.

Как было сказано ранее, исходным продуктом для производства стали является передельный чугун (как правило, вместе со стальным ломом). Необходимо отметить, что низкоуглеродистая сталь существенно отличается по составу примесей и содержанию углерода от передельного чугуна (табл. 10.2).

Таблица 10.2

Сопоставление содержания углерода и примесей
в передельном чугуне и низкоуглеродистой стали, %

Материал	<i>C</i>	<i>Si</i>	<i>Mn</i>	<i>P</i>	<i>S</i>
Передельный чугун	4–4,4	0,76–1,26	до 1,75	0,15–0,3	0,03–0,07
Сталь низкоуглеродистая	0,14–0,2	0,12–0,3	0,4–0,65	0,05	0,055

Суть передела чугуна в сталь состоит в снижении содержания углерода и примесей путем их избирательного окисления.

Процесс выплавки стали содержит три основных этапа.

Главной задачей *первого этапа* является удаление фосфора, одной из наиболее вредных примесей.

Для этого необходим основной шлак, содержащий CaO . Поэтому для уменьшения содержания фосфора плавку необходимо осуществлять в основной печи. Оксид кальция при невысоких температурах (в начале плавки) связывает ангидрид P_2O_5 , переводя его в шлак:



Экзотермические реакции (с выделением теплоты) согласно принципу Ле Шателье протекают при более низких температурах чем эндотермические (реакции с поглощением тепла). Поэтому окисление фосфора происходит в начале плавки.

Поскольку фосфор окисляется за счет кислорода оксида железа, для ускорения этого процесса в сталеплавильную печь на первом этапе плавки добавляют железную руду и окалину, содержащие много оксидов железа. По мере накопления фосфора в шлаке его сливают. После расплавления шихты образуются две несмешивающиеся среды, имеющие различные плотности: *металл и шлак*.

Изменяя состав шлака, можно добиться удаления примесей из металла в шлак. С этой целью шлак чаще сливают, наводя новый путем подачи флюса требуемого состава. Соединения примесей, нерастворимые в металле и шлаке, в зависимости от их плотностей переходят либо в металл, либо в шлак.

Задачей *второго этапа* является *уменьшение содержания в металле углерода и серы*. Углерод окисляется с поглощением теплоты по следующей реакции, причем это происходит при более высокой температуре в середине и в конце плавки:



На этом этапе также вводят руду и окалину, содержащие оксид железа, или непосредственно вдувают кислород. Образующиеся при этом пузырьки оксида углерода (угарного газа) выделяются из жидкого металла, вызывая эффект «кипения». Кипение не только приводит к уменьшению содержания углерода, но и способствует выравниванию температуры по объему ванны, удалению неметаллических включений, прилипающих к пузырькам *CO*, а также других газов. Все это повышает качество металла.

На этом же этапе сульфид железа растворяется в основном шлаке:



Образующееся соединение CaS растворяется в шлаке, таким образом сера удаляется в шлак.

Задачей *третьего этапа* является восстановление железа из оксида железа, т. е. *раскисление стали*.

Кислород, содержащийся в оксиде железа, необходимый для окисления вредных примесей на первых двух этапах плавки, снижает качество готовой стали, т. е. сам является вредной примесью.

Сталь раскисляют двумя способами: осаждающим и диффузионным. При осаждающем способе в жидкую сталь вводят растворимые раскислители (ферромарганец, ферросилиций, алюминий), которые отбирают кислород у оксида железа, образуя оксиды MnO , SiO_2 , Al_2O_3 :



Эти оксиды легче стали, и поэтому они переходят в шлак. Однако часть их остается в стали, снижая ее свойства.

При диффузионном способе раскислители распыляют по поверхности жидкого шлака. Восстанавливая оксид железа FeO , раскислители уменьшают его содержание в шлаке. При этом восстановленное железо переходит в сталь, а в соответствии с законом распределения оксид железа FeO из стали переходит в шлак.

В зависимости от степени раскисления различают *спокойную сталь*, полностью раскисленную (ферромарганцем, ферросилицием и алюминием), *кипящую сталь*, раскисленную неполностью (только ферромарганцем), и *полуспокойную*, имеющую промежуточную раскисленность (ферромарганцем и уменьшенным количеством ферросилиция). По качеству и стоимости полуспокойная сталь занимает промежуточное положение между спокойной и кипящей сталями.

Для изменения строения стали, придания ей определенных физико-химических или механических свойств осуществляют легирование стали, т. е. вводят в ее состав легирующие добавки. В состав легированных сталей помимо компонентов, характерных для углеродистых сталей, входят

легирующие элементы (хром, никель, молибден, вольфрам, ванадий, титан и др.), которые повышают качество стали и придают ей особые свойства.

Легирующие элементы, имеющие меньшее сродство к кислороду по сравнению с железом (*Ni, Co, Mo, Si*), вводят в печь в любое время плавки, обычно вместе шихтой. Те легирующие элементы, которые способны отбирать кислород у оксида железа, вводят вместе с раскислителями в конце плавки, а иногда – непосредственно в ковш при разливке стали.

Далее рассмотрим основные способы выплавки стали: в мартеновских печах, конвертерах и электропечах.

10.2.1 ПРОИЗВОДСТВО СТАЛИ В МАРТЕНОВСКИХ ПЕЧАХ И КОНВЕРТЕРАХ

Первая *мартеновская печь* была построена в 1864 г. во Франции. Названа по имени французского металлурга П. Мартена. Она представляет собой пламенную регенеративную печь и имеет рабочее плавильное пространство в форме ванны, ограниченное снизу *подиной* 9, а сверху – *сводом* 8 (рис. 10.2).

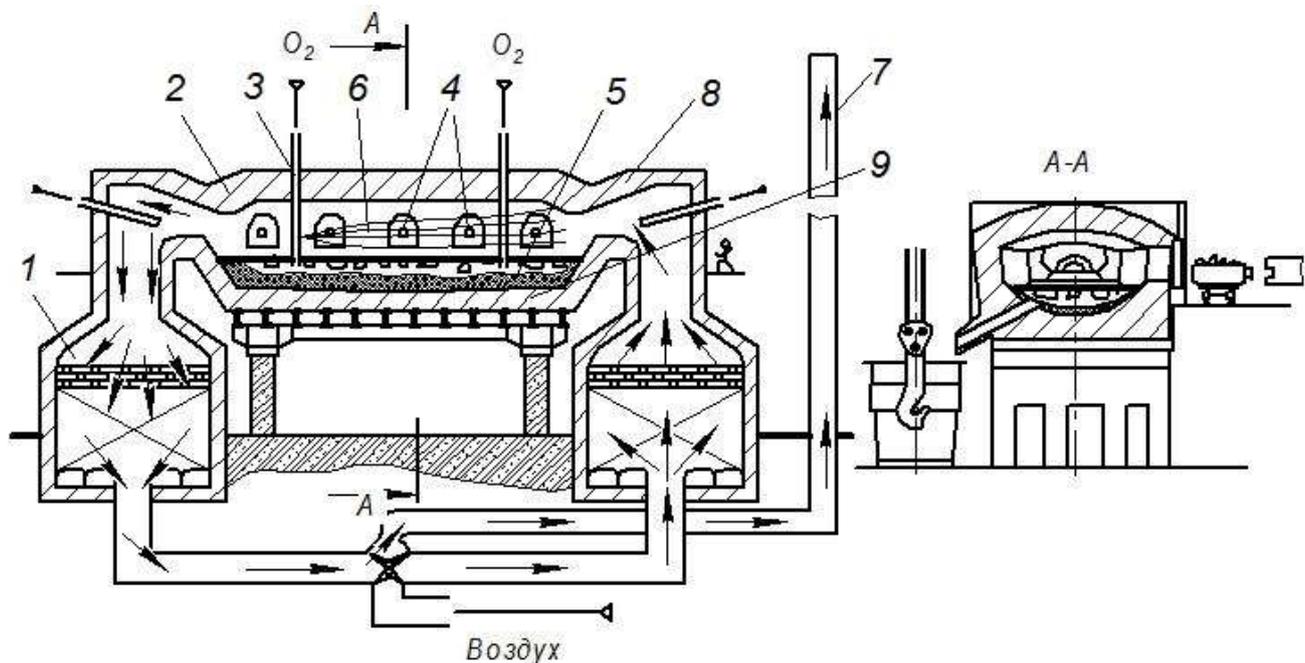


Рис. 10.2. Схема устройства мартеновской печи:

1 – регенераторы; 2 – головки; 3 – фурма (труба) для подачи кислорода;
4 – загрузочные окна; 5 – шихта; 6 – факел; 7 – дымовая труба; 8 – свод; 9 – подина

По бокам расположены две *головки 2*, служащие для попеременной подачи и смешения газообразного топлива и воздуха, предварительно подогретых в регенераторах. *Регенераторы 1* представляют собой камеры со специальными кирпичными насадками. Благодаря периодическому переключению горячего воздуха, поступающего из рабочего пространства печи, и холодного воздуха и газообразного топлива, поступающих в рабочее пространство печи, насадка нагревается, а затем отдает тепло холодному воздуху и газу, подогревая их до температуры 1000 – 1200 °С.

В мартеновских печах под, стены и свод рабочего пространства выложены огнеупорными материалами. Огнеупорные материалы делят на кислые (динас с наваркой из кварцевого песка) и основные (магнезит, доломит, хромомагнезитовый кирпич).

Емкость мартеновских печей от 200 до 900 т. Для печи вместимостью 900 т площадь пода составляет 115 м². Средний съём стали с 1 м² в сутки составляет 10 т/ м², а расход условного топлива до 80 кг/т, т. е. 0,08.

Мартеновская печь позволяет выплавлять сталь высокого качества, но ввиду длительного процесса плавки и высоких энергозатрат, во всем мире идет вытеснение данного вида печей кислородными конвертерами (более экономичными и позволяющими выплавлять сталь примерно такого же качества).

Конвертер (рис. 10.3) представляет собой сосуд грушевидной или цилиндрической формы, выполненный из стального листа и футерованный основным огнеупорным кирпичом.

Вместимость конвертера 130 – 350 т жидкого чугуна. В процессе работы конвертер может поворачиваться на цапфах вокруг горизонтальной оси на 360° для заливки чугуна, завалки скрапа, слива стали и шлака (рис. 8.4).

Для выплавки стали конвертер сначала наклоняют (рис. 10.4) и загружают в него металлический лом (*скрап*). Количество металлолома не должно превышать 30 %. Затем в конвертер заливают жидкий передельный чугун при температуре 1250 – 1400 °С.

После этого конвертер приводят в вертикальное положение и осуществляют продувку кислородом (или воздухом). При этом происходит окисление железа и примесей и выделяется тепло.

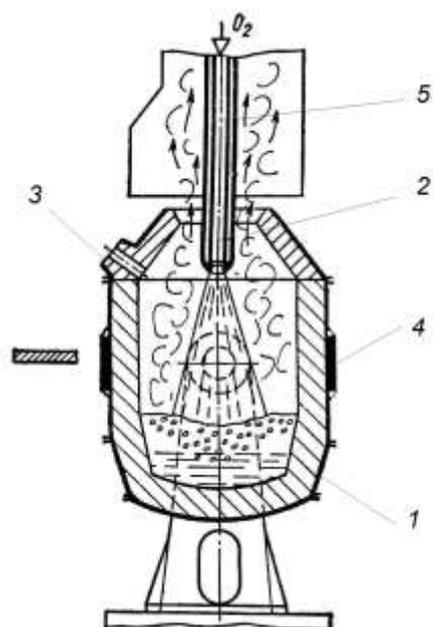


Рис. 10.3. Схема устройства кислородного конвертера:
 1 – корпус конвертера; 2 – горловина; 3 – сталевыпускное отверстие;
 4 – опорный пояс; 5 – водоохлаждаемая фурма

Продувка осуществляется через водоохлаждаемый наконечник трубопровода – фурму под давлением 0,8–1,4 МПа. Применение кислородного дутья вместо воздушного позволяет получать сталь с низким содержанием азота (0,002 – 0,006 %).

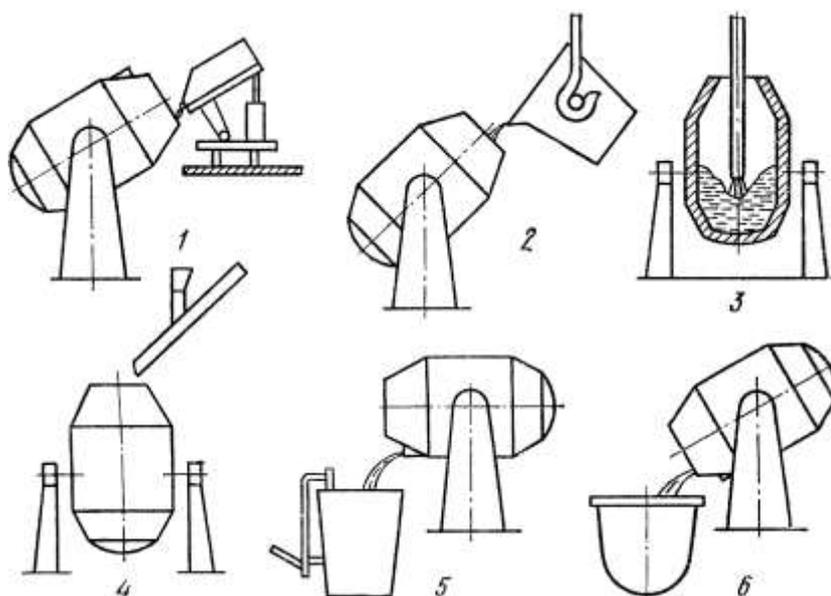


Рис. 10.4. Процесс выплавки стали в кислородном конвертере:
 1 – загрузка стального скрапа; 2 – заливка расплавленного чугуна; 3 – продувка кислородом; 4 – загрузка извести и железной руды с началом продувки и по ходу плавки; 5 – выпуск металла; 6 – выпуск шлака

Для наведения шлака используют известь, железную руду, боксит (Al_2O_3), плавиновый шпат CaF_2 (для разжижения шлака). Поскольку высокое содержание в шлаке FeO (от 7 до 20 %) затрудняет удаление серы, в качестве исходных материалов применяют чугун с содержанием серы не более 0,07 %.

Плавка в конвертерах вместимостью 130–300 т заканчивается через 25–50 мин, причем расходы на топливо вообще отсутствуют.

Конверторный процесс наиболее часто применяется в сталеплавильных цехах металлургических комбинатов (заводов) для переделки чугуна в сталь путем продувки его в конвертере газами, содержащими кислород, либо технически чистым кислородом. При этом в результате окисления железа и примесей выделяется тепло в количестве, достаточном для сохранения расплавленного состояния металла в течение всего процесса без подвода тепла из каких-либо других источников.

10.2.2 ПРОИЗВОДСТВО СТАЛИ В ЭЛЕКТРОПЕЧАХ

Электросталеплавильный процесс имеет ряд преимуществ перед кислородно-конверторным и мартеновским. Так как в печи не происходит сгорание топлива, можно получать высокую температуру, создавать окислительную, восстановительную или нейтральную атмосферу и вакуум, раскислять металл с образованием минимального количества неметаллических включений – продуктов раскисления. Процесс требует значительных затрат, поэтому в дуговых печах выплавляют в основном высоколегированные, инструментальные, специальные стали и сплавы.

В металлургии нашли применение дуговые и индукционные электропечи, печи электрошлакового переплава, а также электронно-лучевые и плазменно-дуговые печи.

Дуговая плавильная электропечь (рис. 10.5) имеет три угольных электрода.

Питание на электроды подается от трехфазного трансформатора переменного тока. Между электродами и металлической шихтой зажигают электрические дуги при рабочем напряжении 160–600 В и токе 1–10 кА. Длина дуги автоматически регулируется путем перемещения электродов. Вместимость печи составляет от 0,5 до 400 т.

Плавильное пространство печи ограничено стенками, подиной и сводом, футерованными огнеупорным кирпичом. Для загрузки печи свод

снимают. Печь имеет возможность наклоняться в сторону загрузочного окна или летки. В металлургических цехах используют электропечи с основной футеровкой, в литейных – с кислой футеровкой.

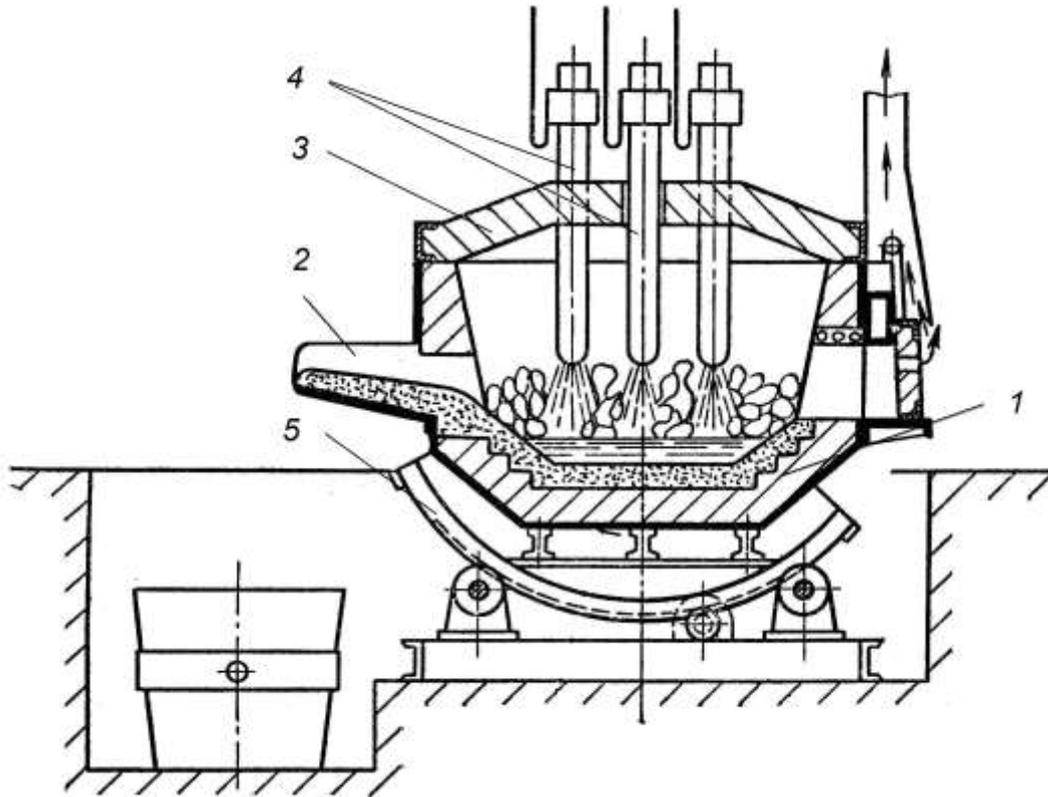


Рис. 10.5. Схема дуговой электрической плавильной печи:
1 – подина печи; 2 – желоб для выпуска металла; 3 – свод печи;
4 – электроды; 5 – привод наклона печи

В основной дуговой печи можно осуществлять плавку методом переплава (на шихте из легированных отходов) или с окислением примесей (на углеродистой шихте).

При плавке методом дугового переплава шихта должна иметь меньше Mn , Si , P , чем в выплавляемой стали. После расплавления шихты наводят основной шлак для удаления серы, регулируют содержание углерода и затем проводят диффузионное раскисление.

Плавку на углеродистой шихте применяют для производства конструкционных сталей. В печь загружают стальной лом (до 90 %), чушковый передельный чугун (до 10 %), электродный бой или кокс для науглероживания металла и известь (2–3 %).

Для определения химического состава металла берут пробы и при необходимости в печь вводят ферросплавы. После этого сталь раскисляют и выпускают в ковш.

При выплавке легированных сталей в дуговых печах в сталь вводят легирующие элементы.

В индукционной тигельной плавильной печи (рис. 10.6) металл помещается в металлический сосуд (тигель), футерованный огнеупорным материалом, и подвергается воздействию переменного электромагнитного поля, в результате чего в нем индуцируются вихревые токи, нагревающие металл.

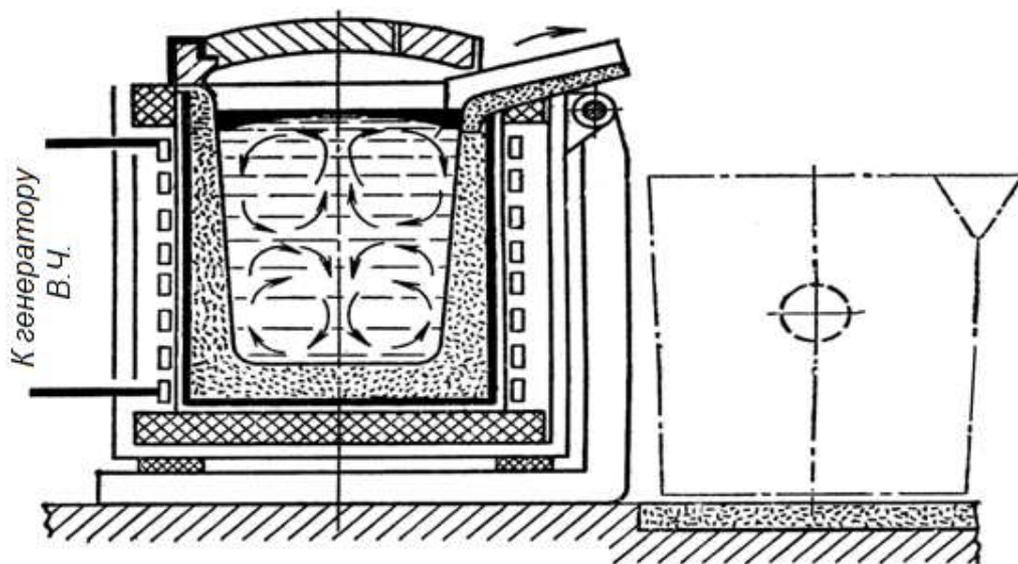


Рис. 10.6. Схема индукционной тигельной электрической плавильной печи

Переменное магнитное поле создается индуктором и по характеру тока, питающего индуктор, индукционные печи подразделяются на:

- высокочастотные (10 – 1000 кГц);
- печи, работающие на повышенной частоте (500 – 10000 Гц);
- печи, работающие на промышленной частоте (50 – 60 Гц).

Емкость индукционных тигельных печей от 60 кг до 25 т.

Индукционные тигельные печи позволяют получать очень чистые металлы с минимальным содержанием примесей. Они характеризуются высокой скоростью нагрева, легкостью регулирования температуры, незначительным угаром металла, возможностью плавки в защитной газовой среде или в вакууме. При вакуумной индукционной плавке индуктор с тиглем, дозатор шихты и изложницы помещают в вакуумные камеры. Плавка, введение легирующих добавок, раскислителей, разливка металла в излож-

ницы производятся без нарушения вакуума в камере, благодаря чему получают сплавы высокого качества с малым содержанием газов, неметаллических включений, легированные любыми элементами.

Для повышения качества металла используют:

- обработку синтетическим шлаком;
- вакуумную дегазацию, электрошлаковый переплав;
- вакуумно-дуговой переплав;
- вакуумно-индукционный переплав;
- переплав в электронно-лучевых и плазменных печах.

Обработка синтетическим шлаком, состоящим из CaO (55 %), Al_2O_3 (40 %) и небольшого количества SiO_2 , MgO , FeO , заключается в том, что выплавленный в электропечи шлак заливают в ковш непосредственно перед заливкой стали. Благодаря перемешиванию стали и шлака реакции между ними протекают быстрее, чем в плавильной печи. В результате снижается содержание серы, кислорода и неметаллических включений, увеличивается пластичность и прочность стали.

При *вакуумной дегазации* стали ковш с жидкой сталью помещают в герметичную камеру, в которой создается давление 0,27–0,67 кПа (рис. 10.7).

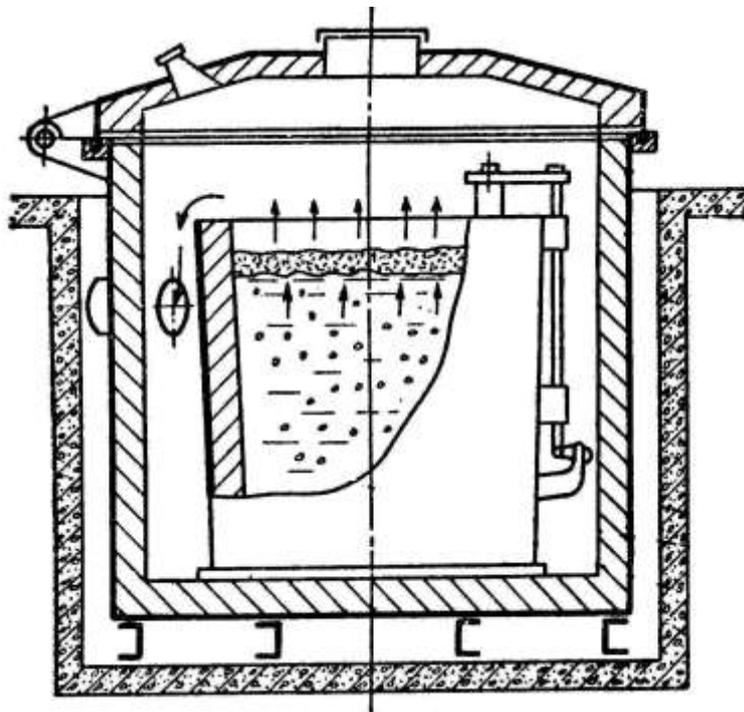


Рис. 10.7. Схема вакуумной дегазации стали в ковше

Электрошлаковый переплав – бездуговой процесс электроплавки сталей (и других сплавов), при котором необходимое для плавки тепло выделяется при прохождении электрического тока через расплавленный электропроводящий шлак. Под действием выделяющейся в шлаке теплоты металл электродов плавится и стекает под шлак, где застывает в слиток.

Изоляция кристаллизующегося металла от атмосферы слоем шлака позволяет получать сталь высокого качества даже без применения вакуума. Электрошлаковые печи по конструкции проще дуговых, тем более вакуумных, а электрический режим в них гораздо стабильнее.

Вакуумно-дуговой переплав и вакуумно-индукционный переплав стали осуществляют в вакуумных дуговых или индукционных печах при пониженном остаточном давлении 100–0,1 МПа. Вакуумный переплав позволяет эффективно очистить металл от газов (азота, кислорода, водорода), примесей и неметаллических включений. Эти методы используются в производстве сплавов для особо ответственных изделий (например, для изготовления дисков и валов турбин и компрессоров).

Переплав в электронно-лучевых и плазменных печах применяют для выплавки сплавов и сталей особо высокого качества.

10.2.3 ВНЕДОМЕННЫЕ СПОСОБЫ ПОЛУЧЕНИЯ ЖЕЛЕЗА (СТАЛИ)

Так как около 90% чугуна идет на производство стали, весьма актуальна задача прямого получения железа (стали) из руды. Существуют следующие способы прямого восстановления железа:

Способ восстановления в кипящем слое заключается в том, что мелкозернистая руда или концентрат восстанавливается на решетке в потоке водорода или другого восстановительного газа под давлением около 1,5 МПа.

Получение губчатого железа в капсулах (в тиглях) заключается в следующем: в тигли из карбида кремния диаметром 500 мм и высотой 1500 мм загружается послойно руда и смесь твердого топлива с известняком. Восстановление происходит при температуре 1200 °С в течение 100 часов. В результате получается губчатое железо, которое затем дробят и перемалывают в порошок.

Металлизация рудно-флюсо-угольных окатышей в печах различного типа. Окатыши со степенью металлизации 85-95 % используют для произ-

водства стали, а со степенью металлизации 20-80 % - для производства чугуна.

Металлургический комбинат в Новом Осколе производит сталь по дующей технологии: руда → богатый концентрат → производство металлизированных окатышей (90 – 95 %) → электросталеплавильное производство → сталь.

10.3 РАЗЛИВКА СТАЛИ

Из печи сталь выпускают в ковш, который при помощи подъемно-транспортных механизмов доставляют к месту разлива. Ковш представляет собой стальную сварную конструкцию, футерованную изнутри шамотным кирпичом. В днище ковша находится закрываемое отверстие для выпуска стали в изложницу. Как правило сталь разливают в слитки от 1 до 10 т. при необходимости получают слитки массой сотни тысяч тонн. Из ковша сталь разливают в изложницы (чугунные или стальные толстостенные формы). Для получения сортового проката используют слитки квадратного сечения, для листового – прямоугольного сечения, дляковки – слитки круглого или многогранного сечения. Существуют два основных способа разлива стали. Способ разлива стали сверху представлен на рисунке 10.8.

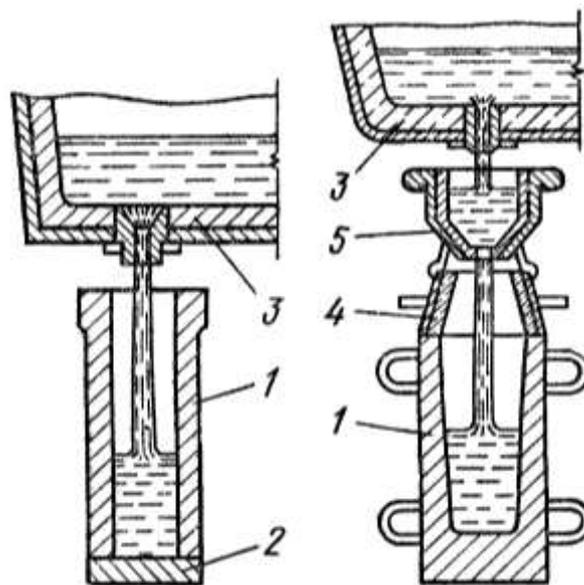


Рис.10.8. Схема разлива сверху:

- 1 – изложница; 2 – поддон; 3 – сталеразливочный ковш;
4 – утепленная прибыльная надставка; 5 – воронка

Способ разливки стали сифоном представлен на рисунке 10.9.

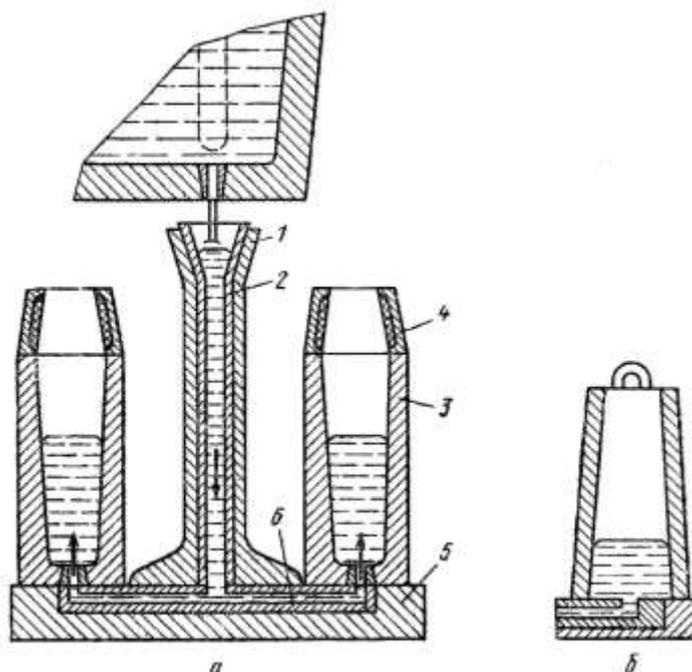


Рис. 10.9. Схема разливки сифоном:

а – спокойной стали; б – кипящей стали; 1 – центровой литник (центровая); 2 – шамотная футеровка; 3 – изложница; 4 – утепленная прибыльная надставка; 5 – поддон; б – литниковые каналы

Оборудование для разливки стали сверху проще. При этом отсутствуют потери металла на литники, но поверхность слитка менее качественная из-за оксидных включений от брызг металла, затвердевших на стенке изложницы. Для уменьшения разбрызгивания стали в процессе разливки применяют промежуточные воронки или ковши. Также следует отметить, что разливка сверху более длительный процесс по сравнению с разливкой сифоном.

Разливка сифоном дает более чистую поверхность слитка и обеспечивает высокую производительность. Однако, этот процесс сопряжен со сложностью сборки поддонов и центровых литников, потерей металла на литники, возможностью загрязнения стали неметаллическими включениями при протекании по центральному литнику и литниковым каналам.

Наиболее прогрессивным способом разливки является непрерывная разливка стали. Схема процесса на установках непрерывной разлики стали (УНРС) представлена на рисунке 10.10.

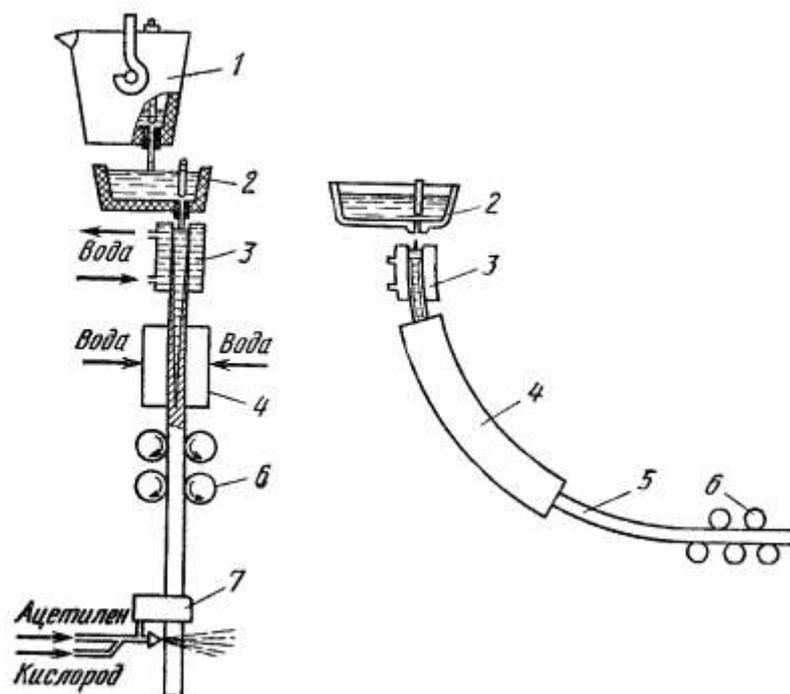


Рис. 10.10. Схемы установок непрерывной разливки стали:

слева – вертикальной; справа – радиальной; 1 – сталеразливочный ковш; 2 – промежуточный ковш; 3 – водоохлаждаемый кристаллизатор; 4 – зона вторичного охлаждения; 5 – слиток; 6 – тянущие валки; 7 – ацетилено-кислородный резак

Из ковша сталь подается в промежуточное устройство и далее в водоохлаждаемый медный кристаллизатор.

Дном кристаллизатора является затравка – стальная штанга со сменной головкой, имеющей паз в виде «ласточкиного хвоста». После прохождения тянущих валков затравку отделяют. Окончательная кристаллизация слитка происходит в зоне вторичного охлаждения водой из брызгал. По мере вытягивания слитка в кристаллизатор заливается жидкая сталь для обеспечения процесса. В нижней части установки слиток разрезается на мерные заготовки.

УНРС вертикального типа имеют существенный недостаток – их высота достигает 45 м. Поэтому все большее распространение получают установки радиального типа. Эти установки дешевле, имеют небольшую высоту, но в случае поломки возникают большие проблемы с извлечением дугообразного слитка из установки.

УНРС бывают одноручьевыми и многоручьевыми – до восьми ручьев. Скорость вытягивания слитка от 0,5 до 10 м/мин. Производительность одноручьевой установки 100 – 150 т/ч. Слитки сечением 300x300 мм или

500x2000 мм поступают на прокатку. Применение УНРС дает целый ряд технологических и экономических преимуществ:

- исключается необходимость иметь большое количество изложниц и другого оборудования;
- исключается обработка на крупных обжимных станах (блюмингах, слябингах);
- сталь имеет плотную мелкозернистую структуру.

10.4 ПРОИЗВОДСТВО МЕДИ

Медь - один из важнейших металлов для электротехники и электронной промышленности. Высокая электропроводность является важнейшим свойством этого металла. Кроме того, сплавы меди (латуни и бронзы) широко применяются в машиностроении.

Сырьем для производства меди служат сульфидные и оксидные медные руды. 80 % меди получают из сульфидных руд, содержащих халькопирит CuSFeS и халькозин CuS , 20 % - из оксидных, содержащих куприт Cu_2O . По сравнению с железными рудами содержание металла в медных рудах очень мало и составляет, в среднем, 1 – 5 %. Перед плавкой медную руду обогащают методом флотации. Частицы обогащенной руды под воздействием специального реагента всплывают на поверхность при продувке ванны воздухом. Полученную пену снимают с поверхности воды и сушат, получая медный концентрат (15 – 20 % Cu). После этого медный концентрат подвергают обжигу при температуре 600 – 900 °С, что удаляет значительную часть серы в виде сернистого газа, который идет на производство серной кислоты. Затем в пламенных печах при температуре 1500 – 1600 °С осуществляют плавку на штейн – сплав, состоящий из Cu_2S и FeS и содержащий 30 – 50 % Cu, 20 – 40 % Fe, 22 – 25 % S. Штейн служит сырьем для получения черновой меди в конверторе путем продувки воздухом. На первом этапе окисляется FeS и, частично, Cu_2S :



FeO ошлаковывается загруженным заранее в конвертор кварцем и всплывает:



В конверторе создаются условия для протекания следующей реакции:



В результате этих реакций получают черновую медь, содержащую 98,5 – 99,5 % Cu, которую рафинируют огневым способом, а затем электролитически. Огневое рафинирование осуществляется в пламенных печах (до 400 т.) и состоит из двух периодов: окислительного и восстановительного. В процессе окисления в ванну с расплавленной медью подают сжатый воздух. При этом примеси, которые окисляются легче, чем медь (Al, Si, Mn, Sn, Fe, As, Sb, Pb) переходят в шлак или выводятся из печи с газами в виде паров. Также при продувке кислородом окисляется и сама медь, что ухудшает ее свойства. Поэтому перед выпуском из печи металл раскисляют сырыми березовыми дровами для протекания следующих реакций:



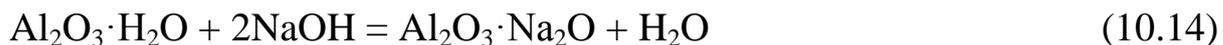
Окончательной операцией в производстве меди является электролитическое рафинирование. Его суть состоит в следующем: из меди, прошедшей огневое рафинирование изготавливаются анодные плиты; катодом служат тонкие листы меди, уже прошедшие электролитическое рафинирование; электролитом служит 10 – 16 % раствор серной кислоты с добавками медного купороса. При пропускании тока с плотностью 100 – 300 А/дм² происходит окончательная очистка меди.

10.5 ПРОИЗВОДСТВО АЛЮМИНИЯ

Алюминий является одним из важнейших материалов для современной промышленности. Он используется для производства токопроводов, теплообменников, пищевой тары. Сплавы алюминия с кремнием – силумины применяются в качестве легкого литейного сплава. Очень широкое применение в различных областях техники нашли деформируемые сплавы алюминия с медью и магнием (дюралюмины и др.). Они характеризуются

малым весом, высокой удельной прочностью и, как правило, высокой коррозионной стойкостью.

Основным сырьем для производства алюминия являются бокситы, которые содержат 30 – 50 % Al_2O_3 (глинозем), 3 – 13 % SiO_2 , 2 – 4 % TiO_2 и 10 – 18 % гидратной влаги. На первой стадии производства алюминия из бокситов выделяют чистый глинозем. Для этого их обрабатывают щелочью при температуре 150 °С и избыточном давлении:



Образовавшийся алюминат натрия переходит в раствор и подвергается затем гидролизу при 40 °С, а примеси выпадают в осадок (красный шлам):



Полученный гидроксид алюминия прокаливают, отделяя влагу и получая чистый глинозем. Al_2O_3 является весьма устойчивым химическим соединением и имеет высокую температуру плавления. Для восстановления алюминия применяют процесс электролиза в расплаве криолита (Na_3AlF_6), который растворяет глинозем при температуре около 1000 °С.

Схема электролизной ванны приведена на рисунке 10.11.

К медным шинам 1 с помощью стальных стержней 3 подвешены угольные аноды 2. Подина и стены ванны 9 выложены из углеродистых блоков, в которые вмонтированы медные шины 10. После расплавления в ванне слоя криолита (200 – 250 мм) в нее загружают глинозем 4. Жидкий алюминий 7 постепенно собирается под слоем криолита 6, а по периметру образуется твердая корка электролита 5.

Электролизные ванны соединяют последовательно по 80 – 100 шт. они работают при напряжении 4 – 4,5 В и силе тока 40 – 100 кА. Электроэнергия в процессе расходуется не только на сам электролиз, но и на поддержание рабочей температуры в ванне.

Полученный в результате процесса алюминий затем очищается в жидком состоянии путем продувки хлором с последующим электролитическим рафинированием (аналогично меди). На производство 1 т. алюми-

ния затрачивается 2 т. глинозема 80 – 90 кг криолита и 16500 – 18000 кВт·ч электроэнергии.

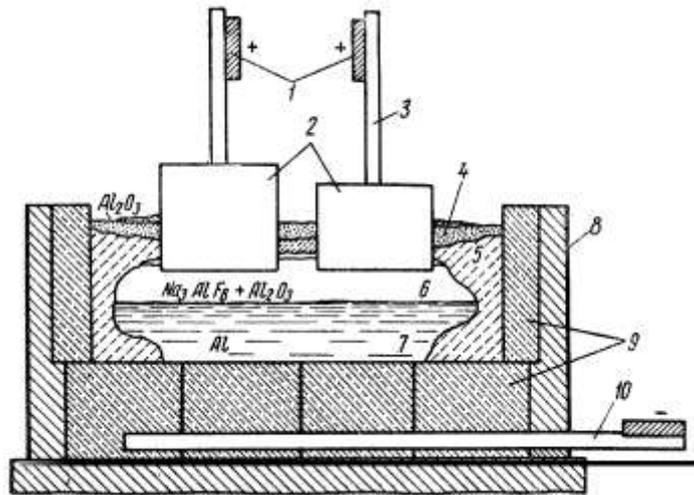


Рис.10.11. Схема устройства электролизной ванны для получения алюминия:

1 – медные шины; 2 – угольные электроды (аноды); 3 – стальной стержень; 4 – глинозем; 5 – корка электролита; 6 – слой расплавленного криолита; 7 – жидкий алюминий; 8 – кожух (листовое железо); 9 – уголеродистые блоки; 10 – медные шины

10.6 ПРОИЗВОДСТВО ТИТАНА

Титан – один из самых распространенных в земной коре металлов. Он обладает высокой коррозионной стойкостью, низкой плотностью высокими механическими характеристиками и может использоваться в качестве материала криогенной техники. Однако, производство титана является весьма энергоемким, что определяет его высокую стоимость и ограниченность применения. В перспективе с разработкой дешевых источников энергии и истощением запасов полезных ископаемых титановые сплавы смогут заменить многие марки легированных сталей.

Промышленное значение имеют следующие титановые минералы: титанит $TiO_2 \cdot SiO_2 \cdot CaO$, ильменит $FeO \cdot TiO_2$, рутил TiO_2 .

При производстве вначале переводят оксид титана (рутил) в смеси с коксом хлорид титана:



Затем хлорид титана восстанавливают водородом при температуре 2000 °С:



Полученный таким образом титан имеет большое количество растворенного водорода, который удаляется последующим вакуумированием расплава.

11. СПОСОБЫ ЛИТЬЯ В МАШИНОСТРОЕНИИ

11.1 ИЗГОТОВЛЕНИЕ ПЕСЧАНЫХ ЛИТЕЙНЫХ ФОРМ

Литье является одним из экономичных способов получения деталей и заготовок сложной формы, больших и малых размеров из различных металлов, сплавов, пластмасс и других материалов. Этот способ заключается в заливке расплавов в специально приготовленные литейные формы. Внутренняя полость литейной формы имеет конфигурацию будущей отливки. При охлаждении залитый металл затвердевает и сохраняет форму этой полости.

Детали литейного производства называются *отливками*.

В литейном производстве для получения металлических отливок применяют более 50 разновидностей литья: литье в песчаные формы, в оболочковые формы, по выплавляемым моделям, литье в кокиль, центробежное литье, литье под давлением и др.

Преимущества получения заготовок литьем:

- изготовление заготовок с наибольшими коэффициентами использования металла и весовой точности;
- изготовление отливок практически неограниченных габаритов и массы;
- получение заготовок из сплавов, не поддающихся пластической деформации и трудно обрабатываемых резанием (магниты).

Литейные формы изготавливают как из неметаллических материалов для одноразового использования (песчаные формы; формы, получаемые по выплавляемым моделям; оболочковые формы), так и из металлов для многократного использования (кокили, изложницы для центробежного литья).

Литье в песчаные формы – это способ получения отливок в литейных формах, изготовленных из песчано-глинистых формовочных материалов.

Литейная форма состоит из собственно формы для воспроизведения наружных контуров отливок и литейных стержней для образования внутренних полостей и отверстий (рис. 11.1). Рабочая часть литейной формы представляет собой полость, в которой материал, охлаждаясь, затвердевает и принимает требуемые конфигурацию и размеры.

Литейный стержень 9 (см. рис. 11.1, з) – это отъемная часть литейной формы, оформляющая внутренние полости (а при необходимости и наружные части) отливки. Литейные стержни устанавливаются на специальные опорные поверхности литейной формы, называемые *знаками*.

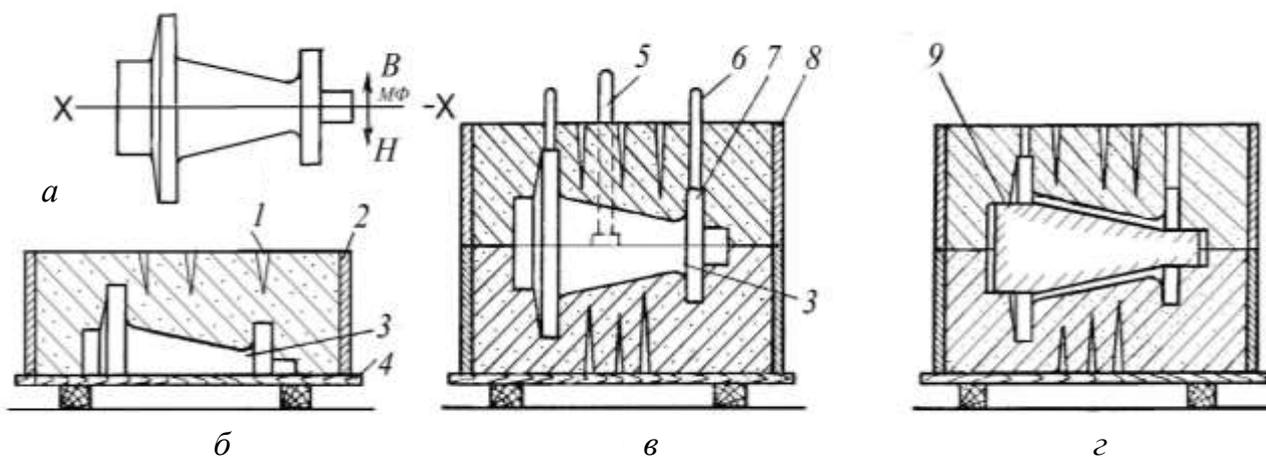


Рис. 11.1. Изготовление формы в двух опоках по разъемной модели:

- 1 – вентиляционные наколы; 2 – нижняя опока; 3 – нижняя часть литейной формы; 4 – модельная плита; 5 – модель стояка; 6 – модель выпора; 7 – верхняя половина модели; 8 – верхняя опока; 9 – литейный стержень

Литниковой системой называется совокупность каналов, служащих для заполнения рабочей полости литейной формы расплавленным металлом, питания отливки при затвердевании и улавливания первых порций металла, шлака и загрязнений. Основными элементами литниковой системы являются чаша, стояк, шлакоуловитель, питатель, боковая прибыль, шейка. Для образования при формовке рабочей полости литейной формы необходим *модельный комплект*. В него входит литейная модель, стержневые ящики, модели литниковой системы, шаблоны для конкретной отливки, модельные плиты и др.

Литейная модель – служит для образования в литейной форме отпечатка, соответствующего конфигурации и размерам отливки (рис. 11.2, а).

Литейные модели изготавливают из древесины, металлических и специальных модельных сплавов и из пластмасс.

Модельная плита – это плита, оформляющая разъем литейной формы и несущая на себе различные части модели, включая литниковую систему, и служащая для набивки формовочной смесью одной из парных опок (рис. 11.2, б).

Стержневой ящик – приспособление, служащее для изготовления стержней. Конструкция стержневого ящика зависит от формы и размеров стержня, способа его изготовления (рис. 11.2, в). Для свободного удаления стержня из ящика на соответствующих поверхностях предусматривают формовочные уклоны. Стержневые ящики могут быть изготовлены из дерева, металла или пластмассы.

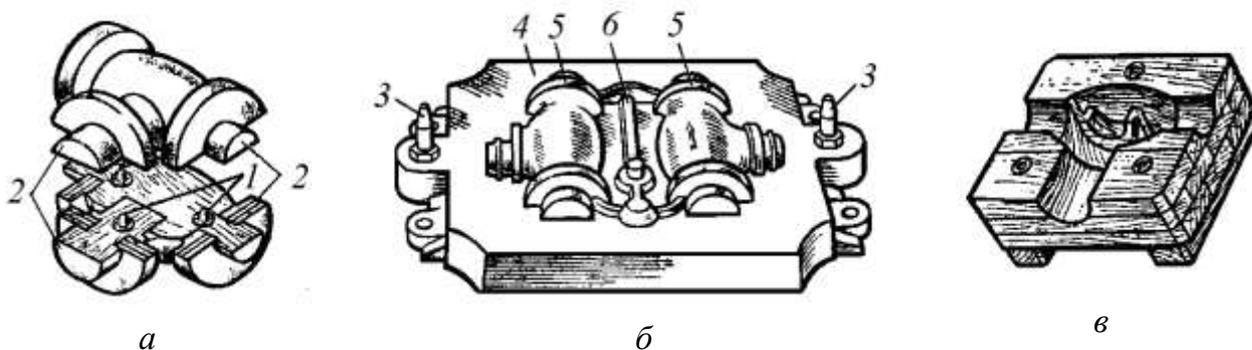


Рис. 11.2. Литейная модель (а), модельная плита (б), стержневой ящик (в) для изготовления корпуса вентиля:

1 – центрирующие шипы; 2 – стержневые знаки; 3 – центрирующие штыри; 4 – металлическая плита; 5 – модели отливок; б – модели элементов литниковой системы

В *формовочный комплект* входят опоки, штыри, скобы и другие приспособления, необходимые для получения разовой песчаной формы.

Опокой называют приспособление в виде жесткой рамы (открытого ящика), служащее для удержания в нем формовочной смеси при изготовлении разовых песчаных форм, транспортирования и заливки металлом. Опоки изготавливают из стали, чугуна и алюминиевых сплавов.

Изготовление литейной формы начинают с того, что на модельную плиту 4 устанавливают нижнюю половину 3 модели и нижнюю опоку 2 рабочей плоскостью вниз (рис. 11.1, б).

Далее производят засыпку песчано-глинистой смеси и формовку. Различают ручную формовку и машинную.

Ручную формовку применяют для получения одной или нескольких отливок в условиях опытного производства, а также при изготовлении крупных отливок (более 200 т). Подразделяется на:

- формовку в парных опоках по разъёмной модели;
- формовку шаблонами;
- в кессонах;
- в стержнях;
- с использованием жидкостекольных смесей.

Машинную формовку применяют для производства отливок в массовом и серийном производствах. При формовке на машинах формы изготавливают в парных опоках с использованием односторонних модельных плит. Машинная формовка механизмирует установку опок на машину, засыпку формовочной смеси в опоку, уплотнение смеси, удаление моделей из формы, транспортирование и сборку форм.

Машинная формовка обеспечивает высокую геометрическую точность полости формы по сравнению с ручной формовкой, повышает производительность труда, исключает трудоёмкие ручные операции, сокращает цикл изготовления отливок. При машинной формовке формовочную смесь уплотняют прессованием, встряхиванием, пескомётом и др.

Опоку с заформованной в ней половиной модели поворачивают на 180° и вновь устанавливают на модельную плиту. На нижней половине модели 3 фиксируют ее верхнюю половину 7 (рис. 11.1, в), устанавливают модели стояка 5 и выпоров 6.

На нижнюю опоку устанавливают верхнюю опоку 8, извлекают модели стояка и выпора. Верхнюю полуформу снимают, поворачивают на 180° и извлекают половины моделей отливки и литниковой системы. Затем в нижнюю полуформу устанавливают литейный стержень 9, который оформляет внутреннюю полость отливки, и на нижнюю полуформу с помощью штырей – верхнюю полуформу (рис. 11.1, г).

Для улучшения газопроницаемости формы делают вентиляционные наколы 1. После скрепления опок литейная форма считается подготовленной к заливке.

Формовочные и стержневые смеси служат для изготовления песчаных литейных форм и стержней. В зависимости от литейного сплава, массы и толщины стенок отливки в состав формовочной смеси входят в определенной пропорции неорганические материалы (кварцевый песок, огне-

упорная глина и др.) и органические материалы (опилки, каменноугольная пыль и др.).

По характеру использования различают единую, облицовочную и наполнительную формовочные смеси.

Единую формовочную смесь применяют при серийном и массовом производстве мелких и средних отливок и полностью перерабатывают после каждого употребления.

Облицовочную формовочную смесь используют для изготовления средних и крупных отливок для замены части смеси, соприкасающейся с жидким металлом. В нее добавляют значительное количество свежих формовочных материалов, увеличивающих огнеупорность и газопроницаемость формы. Остальную часть формы набивают *наполнительной формовочной смесью*.

Формовочные смеси должны иметь достаточную прочность, пластичность, податливость, текучесть, негигроскопичность, выбиваемость и огнеупорность. Кроме того, формовочные смеси должны пропускать газы, выделяющиеся при заливке и охлаждении из расплава, стержня и формы, и воздух, находившийся в полостях формы до заливки металла.

К стержневым смесям предъявляются более жесткие требования, чем к формовочным. Это связано с тем, что стержни находятся внутри отливки, т. е. окружены расплавленным металлом до его кристаллизации и поэтому нагреваются более равномерно и до более высоких температур. После кристаллизации металла из-за его усадки стержни испытывают значительные механические воздействия.

В зависимости от содержания влаги различают сухую, сырую и подсушенную литейные формы.

Сырые песчаные смеси по сравнению с сухими имеют более высокие теплофизические характеристики (табл. 11.1).

Повышение теплоемкости и теплопроводности смеси с увеличением влажности связано с испарением воды и с переносом теплоты испаряющейся водой.

Теплофизические характеристики формовочной смеси существенно снижаются при добавлении в ее состав опилок.

Увеличение перечисленных характеристик может быть достигнуто путем введения в состав смесей хромомангезита, хромистого железняка и

циркониевых песков, а также повышением степени уплотнения смесей или снижением их пористости.

Таблица 11.1

**Теплофизические характеристики песчаной
формовочной смеси и некоторых литейных сплавов**

Вид песчаной смеси	ρ , кг/м ³	c , кДж/(кг·К)	C_V , МДж/(м ² ·К)	λ , Вт/(м·К)	ε , кДж/(м ² ·К·с ^{1/2})
Песок сухой	1600	0,84	1,344	0,87	1,081333
Смесь сырая	1800	1,05	1,89	0,29	0,740338
Смесь сухая	1700	0,84	1,428	0,17	0,492707
Сырая с опилками	300	1,7	0,51	0,07	0,188944
Сталь	7200	0,84	6,048	29	13,24356
Чугун серый	7000	0,77	5,39	40	16,68332
Алюминиевые сплавы	2600	1,15	2,99	290	29,44656

11.2 ОСНОВНЫЕ ОПЕРАЦИИ ПОЛУЧЕНИЯ ОТЛИВОК В ПЕСЧАНЫХ ФОРМАХ

Изготовление отливок в песчаных формах включает следующие основные технологические операции: заливку литейной формы расплавленным металлом, охлаждение отливки в литейной форме, выбивку отливки из литейной формы, обрубку отливок и очистку отливок.

Заливка литейной формы заключается в равномерном заполнении литейной формы расплавленным металлом. Важное значение при заливке имеет обеспечение рациональной температуры заливки расплавленного металла. Она должна быть примерно на 100–150 °С выше температуры линии ликвидуса (табл. 11.2).

Продолжительность заливки расплава в форму зависит от степени сложности конфигурации отливок, литейного сплава и металлоемкости литейной формы (рис. 11.3).

Поскольку реальные детали имеют различную толщину стенок, элементов, то в первую очередь кристаллизуются и затвердевают более тонкие части детали, тогда как ее более массивные элементы остаются все еще жидкими. Выравнивание процессов затвердевания различных элементов отливок может быть достигнуто с помощью регулирования теплооб-

мена. С этой целью в литейную форму встраивают имеющие высокую теплопроводность элементы, называемые холодильниками. Холодильники обычно изготавливают из чугуна, реже из графита, магнезита. Между холодильником и внутренней поверхностью формы оставляют стенку из формовочной смеси, через которую достаточно быстро устанавливается стационарный теплообмен.

Таблица 11.2

Примерные температуры заливки для различных сплавов

Материал отливок	Форма отливок	Температура заливки, °С
Серый чугун	Крупные отливки	1230–1300
	Средние и мелкие	1320–1400
	Тонкостенные	1360–1450
Высокопрочный и белый чугун	–	1320–1450
Углеродистые и низколегированные стали	–	1520–1560
Коррозионно-стойкая сталь 12Х18Н9ТЛ	Тонкостенные	1620
Бронза и латунь	–	1000–1100
Алюминиевые и магниевые сплавы	–	680–760
титановые сплавы	–	1800–1860

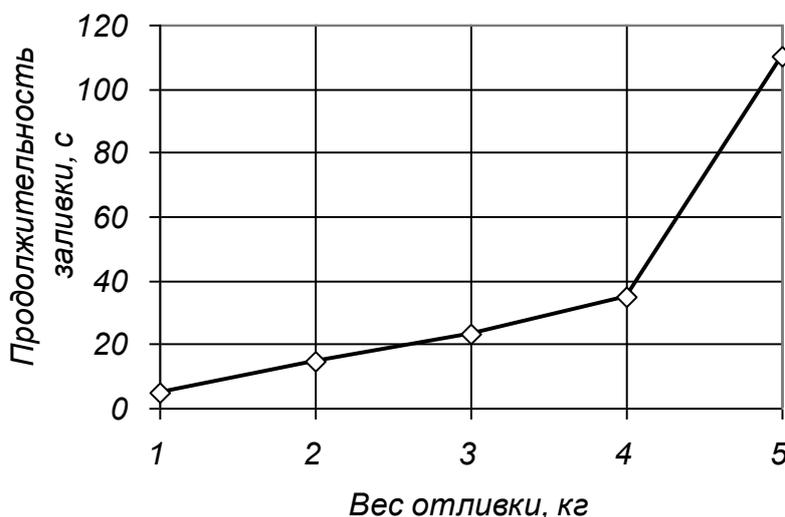


Рис. 11.3. Влияние веса отливки на продолжительность заливки

Так как небольшие тонкостенные отливки охлаждаются в форме несколько минут, а толстостенные, крупные (массой 50–60 т) – в течение нескольких суток и даже недель. Для сокращения времени охлаждения мас-

сивных отливок используют различные методы принудительного охлаждения: обдувают воздухом, в формы при формовке укладывают змеевики, по которым пропускают воздух или воду.

Важным свойством литейных сплавов является *усадка*. Жидкий металл имеет больший объем чем закристаллизовавшийся. Уменьшение объема металла в процессе кристаллизации и остывания слитка, а также неравномерность его остывания и затвердевания приводят к образованию пустот, называемых усадочными раковинами. Различают усадку линейную и объемную.

Линейную усадку в процентах определяют как отношение разности линейных размеров литейной формы и отливки к линейному размеру отливки при температуре 20 °С:

Для серого чугуна линейная усадка равна 0,9–1,3 %, для алюминиевых сплавов 0,9–1,5 %, для медных сплавов 1,4–2,3 %, для углеродистых сталей 2–2,4 %.

Объемная усадка в процентах определяется как отношение разности объемов полости литейной формы и отливки к объему отливки:

Усадочные раковины образуются в средней верхней части отливки (или слитка). В таких местах иногда размещают дополнительный объем – прибыль, которую впоследствии удаляют вместе с усадочной раковиной.

Неравномерность теплоотвода во времени и по объему отливки является одной из наиболее важных закономерностей, определяющих производительность литейного производства и качество отливок.

После затвердевания отливку выдерживают в форме для охлаждения до температуры выбивки. Теплота, содержащаяся в расплавленном металле с учетом скрытой теплоты кристаллизации, при охлаждении отливки до температуры ее выбивки из литейной формы переходит в литейную форму и неравномерно нагревает формовочную смесь. На периферии литейной формы, т. е. вблизи опоки температура формовочной смеси практически не должна существенно повышаться, поскольку это привело бы к замедлению процесса охлаждения отливки. На внутренней поверхности литейной формы температура формовочной смеси равна температуре выбивки.

Выбивка отливок – процесс удаления затвердевших и охлажденных до определенной температуры отливок из литейной формы, при этом литейная форма разрушается. Выбивку форм обычно выполняют на различ-

ных выбивных установках. Остатки стержней после выбивки из форм удаляют из отливок пневматическими зубилами или в гидравлических камерах и электрогидравлических установках.

Во избежание искажения формы отливок, образования трещин и других дефектов отливок выбивка должна производиться только после завершения процессов кристаллизации, формирования отливок и приобретения ими достаточной прочности.

Обрубка отливок представляет собой процесс удаления литников, прибылей, выпоров и заливов (облоев). Ее осуществляют с помощью дисковых и ленточных пил, пневматических зубил, а также электродуговой или газовой резкой.

Очистка отливок – процесс удаления пригара, остатков формовочной смеси с поверхностей отливок. Она производится во вращающихся барабанах за счет трения между деталями и чугунными «звездочками», загружаемыми в барабаны вместе с отливками; в гидропескоструйных установках струей воды с песком под давлением до 3 МПа; в дробеструйных (дробеструйных) барабанах и камерах струей чугунной или стальной дроби, химической или электрохимической обработкой и другими способами.

Распространенность способа литья в песчаные формы связана с его относительно невысокой себестоимостью, сравнительно небольшими затратами на изготовление оснастки и приспособлений, возможностью изготовления отливок из различных сплавов различной массы (от мелких до очень крупных, до нескольких десятков тонн).

Наряду со многими достоинствами, литье в песчаные формы обладает и рядом существенных недостатков. Технологический процесс изготовления отливок весьма трудоемкий: необходимо приготовить формовочные и стержневые смеси, изготовить формы и стержни, собрать их и подготовить к заливке, выдержать отливки в медленно охлаждающейся песчаной форме, выбить их и очистить от формовочной и стержневой смеси, переработать бывшие в употреблении смеси для их повторного использования. Параллельно этому производят подготовку шихтовых материалов, готовят расплав металла для его заливки в литейную форму.

Расплавленный металл при его заливке оказывает тепловое, силовое и химическое воздействие на песчаную форму, что отражается на точности и качестве отливок и служит причиной образования на их поверхности труднообрабатываемой литейной корки, пригара.

Для преодоления этих недостатков были разработаны и изобретены различные специальные способы литья.

11.3 ЛИТЬЕ В ОБОЛОЧКОВЫЕ (КОРКОВЫЕ) ФОРМЫ И ПО ВЫПЛАВЛЯЕМЫМ МОДЕЛЯМ

Литье в оболочковые формы – процесс получения отливок из расплавленного металла в формах, изготовленных по горячей модельной оснастке из специальных песчано-смоляных смесей.

Оболочковая (корковая) форма – разовая литейная форма, изготовленная из двух скрепленных рельефных полуформ с толщиной стенок 6–10 мм.

Оболочковые формы изготавливают из смеси, состоящей из мелкого кварцевого песка и крепителя – фенолоформальдегидной порошкообразной термореактивной смолы (пудльвербакелита) на специальных автоматических или полуавтоматических машинах. Термореактивная смола плавится при нагревании и обволакивает зерна песка, при дальнейшем нагревании затвердевает и связывает зерна песка в прочную оболочку.

Технологические операции формовки при литье в оболочковые формы представлены на рисунке 11.4.

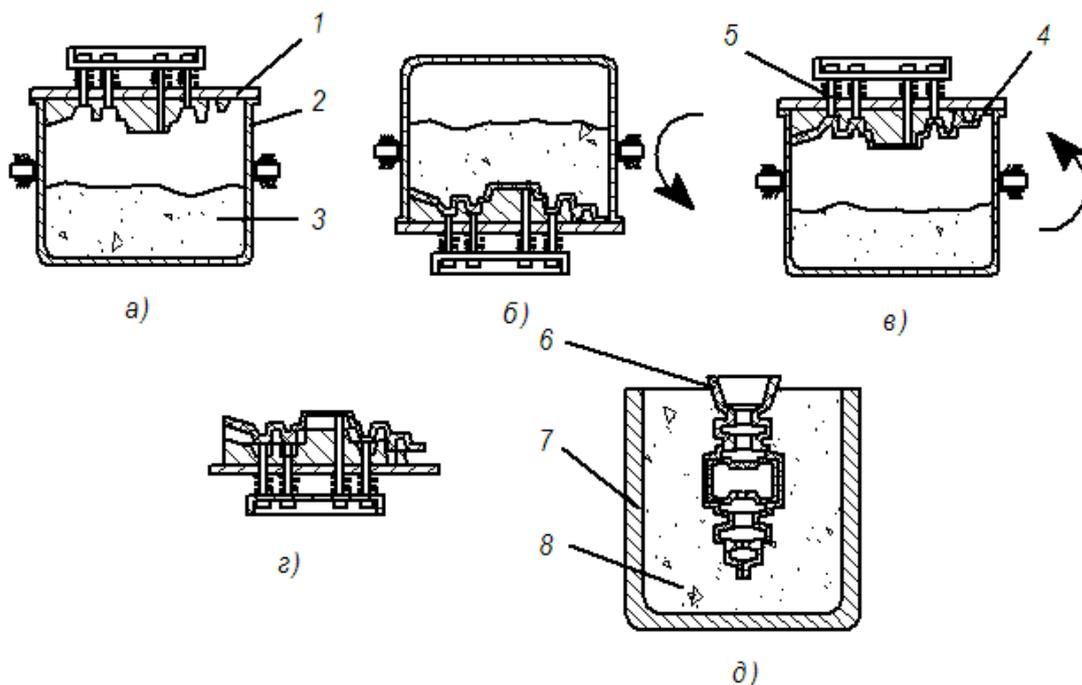


Рис. 11.4. Схема изготовления оболочковой формы:

1 – металлическая модельная плита; 2 – опрокидывающий бункер; 3 – формовочная смесь; 4 – песчано-смоляная оболочка; 5 – толкатели; 6 – литейная оболочковая форма; 7 – опоки-контейнеры; 8 – кварцевый песок или металлическая дробь

Металлическую модельную плиту 1 с моделью нагревают в печи до 200–250 °С.

Затем плиту 1 закрепляют на опрокидывающемся бункере 2 с формовочной смесью 3 (рис. 11.4, *а*) и поворачивают на 180° (рис. 11.4, *б*). Формовочную смесь выдерживают на плите 10–30 с. Под действием теплоты, исходящей от модельной плиты, термореактивная смола в приграничном слое расплавляется, склеивает песчинки и отвердевает с образованием песчано-смоляной оболочки 4, толщиной 5–15 мм. Бункер возвращается в исходное положение (рис. 11.4, *в*), излишки формовочной смеси осыпаются с оболочки. Модельная плита с полутвердой оболочкой 4 снимается с бункера и прокаливается в печи при температуре 300–350 °С, при этом смола переходит в твердое необратимое состояние. Твердая оболочка снимается с модели с помощью выталкивателей 5 (рис. 11.4, *в, г*). Аналогичным образом получают вторую полуформу.

Соединение полуформ производят по фиксаторам, с помощью скоб, струбцин или склеиванием.

Собранные формы небольших размеров с горизонтальной плоскостью разъема укладывают на слой песка. Формы с вертикальной плоскостью разъема *б* и крупные формы для предохранения от коробления и преждевременного разрушения устанавливают в контейнеры 7 и засыпают чугунной дробью 8 (рис. 11.4, *д*).

Оболочковые формы характеризуются достаточно высокой прочностью, газопроницаемостью и податливостью. Благодаря меньшей толщине стенок оболочковые формы позволяют обеспечивать интенсивный и стационарный отвод тепла. В связи с этим отливки, полученные в оболочковых формах, имеют более плотную, однородную и мелкозернистую структуру, высокие механические свойства, меньшие усадку и внутренние напряжения, чем при литье в песчаные формы. Тепловой поток, отводящийся из расплава или от отливки в литейную форму, может регулироваться изменением материала наполнителя формы. В кварцевом песке отливка охлаждается медленнее, чем в металлической дроби.

Отливки в оболочковых формах получают 5–7-го класса точности с шероховатостью поверхности, соответствующей 4–6-му классу, что позволяет сократить или исключить процесс очистки.

Литьем в оболочковые формы получают отливки массой от 0,25 до 100 кг практически из любых литейных сплавов. Этим способом изготавливают ребристые мотоциклетные цилиндры, коленчатые валы автомобильных двигателей.

Преимущества способа литья в оболочковые формы:

- возможность получения тонкостенных отливок сложной формы;
- гладкая и чистая поверхность отливок; небольшой расход смеси – в 8–10 раз меньше, чем при литье в песчано-глинистые формы;
- качественная структура металла за счет повышенной газопроницаемости форм и регулирования теплоотвода;
- широкая возможность автоматизации;
- небольшие допуски на обработку резанием.

Недостаток этого способа состоит в высокой стоимости материалов, оснастки и оборудования. Затраты на материалы, оснастку и оборудование окупаются при больших программах выпуска отливок, т. е. в крупносерийном и массовом производствах.

Литье по выплавляемым моделям – это способ получения фасонных отливок из металлических сплавов в неразъемной оболочковой форме, рабочая полость которой образована удалением литейной модели выжиганием, растворением или выплавлением в горячей воде.

Выплавляемую модель (рис. 11.5, а) отливки получают путем заполнения металлической пресс-формы жидким или пастообразным модельным составом.

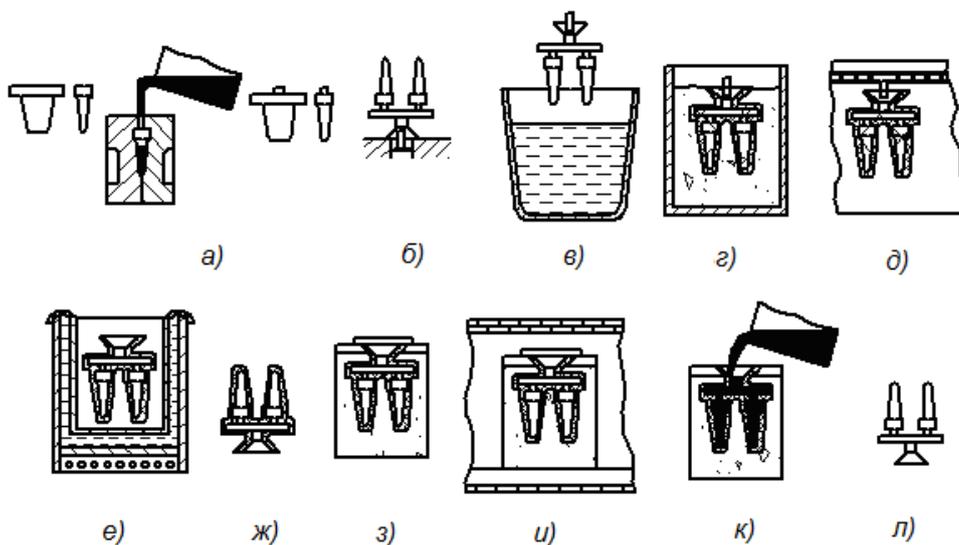


Рис. 11.5. Схема процесса изготовления отливок по выплавляемым моделям

Жидким модельным составом пресс-форму заполняют свободной заливкой или под давлением. Пастообразным модельным составом пресс-форму заполняют запрессовкой твердожидкого состава с 8–20 % воздуха. В пресс-формах модельный состав затвердевает и остывает. Затем модели отливок извлекают и объединяют в блоки путем соединения с отдельно изготовленными выплавляемыми моделями литниковой системы (рис. 11.5, б). Для получения оболочковой формы полученный модельный блок помещают в огнеупорную суспензию (рис. 11.5, в), вынимают и обсыпают песком (рис. 11.5, г, и), кварцевым песком, крошкой шамота. Полученное огнеупорное покрытие подвергают сушке на воздухе или в парах аммиака (рис. 11.5, д). Затем на блок наносятся второй и последующие слои. Первый слой обсыпают мелкозернистым песком (размер частиц 0,2–0,315 мм); последующие слои – крупнозернистым песком. Обычно керамическая оболочка состоит из трех-восьми последовательно наносимых слоев (может достигать 20 и более), обеспечивающих общую толщину стенок формы от 2 до 5 мм. В ряде случаев допускаются и меньшие значения толщины стенок (0,5–1,5 мм) керамической оболочкой.

После сушки последнего слоя модель выплавляют. Легкоплавкие составы удаляют в ваннах с горячей водой (рис. 11.5, е), а тугоплавкие выплавляют горячим воздухом, перегретым паром под высоким давлением при температуре до 120 °С и более, высокочастотным нагревом и др. Затем оболочковую форму подсушивают на воздухе (рис. 11.5, ж).

Перед заливкой расплавленным металлом оболочку засыпают в опоке (рис. 11.5, з) опорным наполнителем (чаще кварцевым песком) с целью упрочнения, защиты от резких изменений температуры при прокаливании и заливке металлом. Опорный наполнитель обеспечивает длительное сохранение высокой температуры в полости формы после прокаливании и, как следствие, хорошую заполняемость формы металлом при литье тонкостенных деталей.

После этого форма помещается в печь для прокаливании (рис. 11.5, и) при температуре 800–1100 °С с целью удаления остатков модельных составов, влаги, продуктов неполного гидролиза, а также завершения процессов ее твердения. Это способствует улучшению условий заливки металла.

Заливка металла (рис. 11.5, к) осуществляется в горячие или охлажденные формы. Температура формы зависит от состава литейного сплава.

ва: при заливке стали она составляет 800–900 °С, сплавов на основе никеля – 900–1000 °С, меди – 600–700 °С, алюминия и магния – 200–250 °С.

Преимущества способа литья по выплавляемым моделям:

- получение отливок сложной формы из различных сплавов массой 0,02–15 кг с толщиной стенок 0,5–5 мм;
- получение отливок высокой точности (*IT* 9–10) и малой шероховатости поверхности;
- уменьшение расхода формовочных материалов;
- получение отливок из жаропрочных и коррозионно-стойких сталей и сплавов.

Качество металла отливки и его свойства зависят от состава сплава, условий его плавки и заливки расплава в форму, а также от характера процесса кристаллизации отливки.

Благодаря термостойкости и прочности высокоогнеупорных оболочковых форм при литье по выплавляемым моделям достаточно широко используется направленная кристаллизация отливок. Это обеспечивает формирование столбчатой и монокристаллической структуры с высоким уровнем физико-механических и других эксплуатационных свойств.

К недостаткам этого способа литья следует отнести многооперационность, трудоемкость и длительность процесса, многообразие материалов, используемых для изготовления формы.

Способом литья по выплавляемым моделям изготавливают сложные отливки высокого качества, например: турбинные лопатки из жаропрочных сплавов, колеса насосов из коррозионно-стойких сплавов, детали турбомашин, постоянные магниты с определенной кристаллографической ориентацией структуры, художественные изделия и др. При этом может быть существенно уменьшена или полностью исключена механическая обработка деталей.

11.4 ЛИТЬЕ В МЕТАЛЛИЧЕСКИЕ ФОРМЫ, ПОД ДАВЛЕНИЕМ, ЦЕНТРОБЕЖНОЕ ЛИТЬЕ

Кокильное литье – это способ получения фасонных отливок в металлических формах – кокилях. При получении отливок в кокиле заполнение формы сплавом и его затвердевание происходят без какого-либо внешнего воздействия, т. е. посредством свободной заливки расплавленного металла в многократно используемые металлические формы.

Кокиль – металлическая литейная многократно используемая форма, состоящая из двух или более частей в зависимости от сложности конфигурации отливки. Кокили изготавливают из чугуна, стали, медных и алюминиевых сплавов. Полости в отливках получают с помощью песчаных, оболочковых или металлических стержней.

По наличию разъемных частей и расположению в пространстве поверхности раздела различают кокили неразъемные (вытряхные) (рис. 11.6, *а*) и разъемные со стержнями (рис. 11.6, *б*).

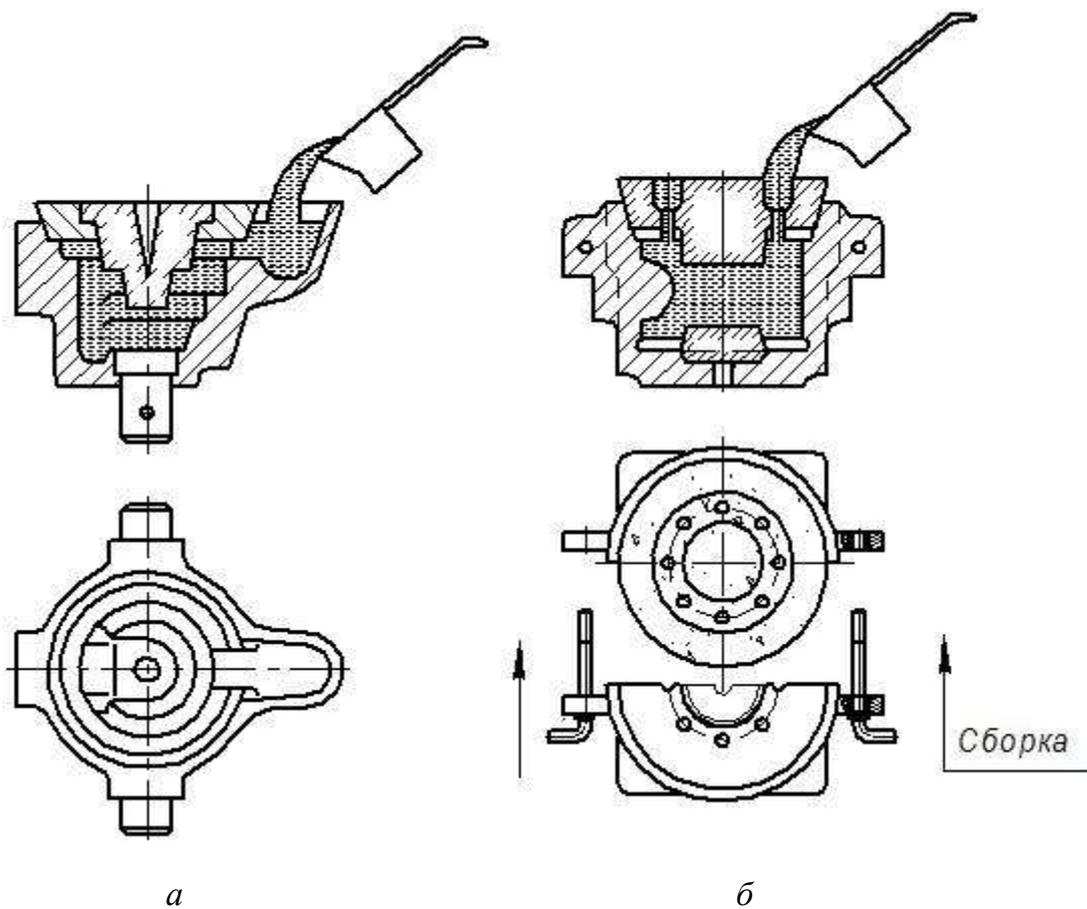


Рис. 11.6. Конструкции кокилей:

а – вытряхного для алюминиевой отливки; *б* – разъемного со стержнями

Технологический процесс литья в кокиль требует специальной подготовки кокиля к заливке и включает очистку рабочей поверхности кокиля; нагрев или охлаждение кокиля до оптимальной температуры (в пределах 115–475 °С); нанесение специальных теплоизоляционных слоев и противопожарных красок; сборку формы; заливку расплава; охлаждение отливок; разборку кокиля с извлечением отливки.

Для удаления воздуха и газов из рабочих полостей кокилей используют естественные зазоры между элементами формы, стыки деталей кокиля. По этим стыкам устраивают газоотводные каналы глубиной 0,2–0,5 мм, выполняя их в виде рисок-насечек или тонких щелей. Глубокие полости вентилируются через специально устанавливаемые в стенках кокиля вентиляционные пробки и игольчатые вставки.

После охлаждения отливки извлекают из кокиля с помощью толкателей. Металлический стержень извлекается из отливки до ее удаления из кокиля. После этого отливки подвергаются обрубке, в случае необходимости – очистке или термической обработке.

Кокиль обладает по сравнению с песчаной формой значительно большей теплопроводностью, теплоемкостью, прочностью, практически нулевыми газопроницаемостью и газотворностью. Эти свойства материала кокиля обуславливают особенности его взаимодействия с металлом отливки. Высокая эффективность теплового взаимодействия между отливкой и формой: расплав и затвердевающая отливка охлаждаются в кокиле быстрее, чем в песчаной форме, т. е. при одинаковых гидростатическом давлении и температуре заливаемого расплава заполняемость кокиля обычно хуже, чем песчаной формы. Это осложняет получение в кокилях отливок из сплавов с пониженной жидкотекучестью и ограничивает минимальную толщину стенок и размеры отливок. Вместе с тем повышенная скорость охлаждения способствует получению плотных отливок с мелкозернистой структурой, что повышает прочность и пластичность металла отливок.

В связи с высокой скоростью затвердевания при литье в кокиль тонкостенных отливок возникают проблемы. В частности, поверхности чугуновых отливок отбеливаются, т. е. в поверхностном слое образуется цементит Fe_3C , поверхности стальных легированных отливок закаляются, жидкотекучести сплава недостаточно для заполнения узких полостей литейной формы, увеличиваются усадочные раковины, возникают трещины в отливках и т. д.

Скорость отвода теплоты, а, следовательно, и интенсивность затвердевания отливки, а также ее отдельных частей регулируют температурой предварительного подогрева кокиля и толщиной теплоизоляционной краски.

Для регулирования скорости отвода тепла и повышения стойкости кокилей в крупносерийном и массовом производствах рабочие поверхно-

сти литейной формы перед каждой заливкой покрывают слоем песчано-смоляной смеси (толщиной 6–8 мм). С применением облицовки кокилей изготавливают, например, коленчатые валы дизельных двигателей из высокопрочного чугуна.

Чтобы уменьшить слишком быстрый отвод тепла непосредственно после заливки в него расплавленного металла, кокиль предварительно нагревают. При изготовлении крупных отливок, для обеспечения возможности отвода большего количества тепла от охлаждаемого расплава и отливки, начиная с определенного момента времени, кокиль принудительно охлаждают проточной водой или продувкой воздухом. Охлаждение отливок и формы осуществляют до достижения температуры выбивки, соответствующей 0,6–0,8 температуры плавления сплава.

Кокиль практически неподатлив и более интенсивно препятствует усадке отливки, что затрудняет извлечение ее из формы, и может вызвать появление внутренних напряжений, коробление и трещины в отливке.

Однако размеры рабочей полости кокиля выполняются точнее песчаной формы. При литье в кокиль отсутствуют погрешности, вызываемые расталкиванием модели, упругими и остаточными деформациями песчаной формы, снижающими точность ее рабочей полости и соответственно отливки. Поэтому отливки в кокилях получаются более точными.

Физико-химическое взаимодействие металла отливки и кокиля минимально, что способствует повышению качества поверхности отливки. Отливки в кокиль не имеют пригара. Шероховатость поверхности отливок определяется составами облицовок и красок, наносимых на поверхность рабочей полости формы.

Операции технологического процесса литья в кокиль обычно механизированы и автоматизированы.

Наибольшую стойкость кокили имеют при изготовлении отливок из легкоплавких сплавов, имеющих соответственно меньшую температуру заливки металла в форму: цинковых, алюминиевых и магниевых сплавов. Наименьшую стойкость имеют кокили при изготовлении крупных стальных отливок.

Стойкость кокилей зависит от температуры заливки литейного сплава и размеров отливки (табл. 11.3).

Рациональные температуры заливки различных сплавов

Сплавы:	Цинковые	Алюминиевые	Магние- вые	Медные	Чугун	Сталь
Температура заливки, °С	420–480	660–770	680–780	1000–1180	1280–1400	1420–1560

Достоинствами кокильного литья являются:

- возможность многократного использования форм;
- удобства автоматизации процесса труда;
- хорошие механические свойства отливок, обусловленные их мелкозернистой структурой, формирующейся в условиях интенсивного теплообмена между отливкой и кокилем;
- высокая геометрическая точность размеров и малая шероховатость поверхности отливок;
- снижение припусков на механическую обработку; сокращение расхода формовочной смеси.

Недостатками литья в кокиль являются трудоемкость изготовления кокилей, их высокая стоимость, отсутствие податливости, особенно при получении сложных фасонных отливок из легированных сталей и тугоплавких металлов.

Кокильное литье применяется в массовом и серийном производствах для изготовления отливок из чугуна, стали, цветных сплавов с толщиной стенок от 3 до 100 мм, массой от нескольких граммов до нескольких сотен килограммов.

Литье под давлением – способ получения отливок из сплавов цветных металлов и сталей, при этом заливку металла в форму и формирование отливки осуществляют под давлением.

Этот способ максимально приближает размеры и форму отливки к размерам и форме готовой детали, что позволяет уменьшить или совсем исключить их последующую механическую обработку.

Литье под давлением осуществляется в металлических формах. Этому способу так же, как литью в кокиль соответствует короткое время остывания и кристаллизации отливок. Так, производительность машин для литья под давлением достигает 50 заливок в 1 мин. При такой высокой скорости

охлаждения и затвердевания жидкотекучесть литейного сплава оказывается недостаточной для заполнения литейной формы самотеком. Этот недостаток эффективно устраняется с помощью подачи расплава в полость литейной формы под давлением.

Литье под давлением производят на литейных машинах с холодной и горячей камерами прессования.

Сущность литья под давлением с холодной камерой прессования состоит в том, что на расплавленный металл (расплав), залитый в камеру прессования, сообщающуюся с оформляющей полостью формы (рис. 11.7 *а*), давит поршень. В результате этого расплав быстро заполняет форму (рис. 11.7, *б*) и застывает в ней, приобретая очертания отливки. При литье под давлением металлическая форма (пресс-форма) заполняется расплавом под избыточным давлением (до 300 МПа), и формирование отливки также осуществляется под избыточным давлением. Благодаря этому надежно обеспечивается заполняемость формы даже при пониженной температуре заливки расплава. После застывания отливки форма разъединяется (рис. 11.7, *в*), и отливка извлекается.

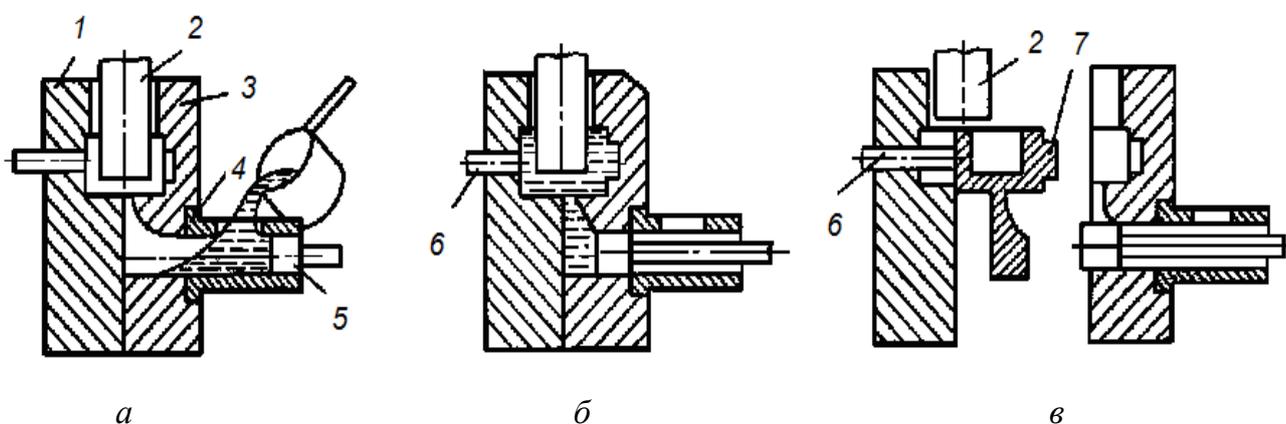


Рис. 11.7. Схема процесса изготовления отливок на машинах с горизонтальной холодной камерой прессования:

1 – первая половина пресс-формы; 2 – стержень; 3 – вторая половина пресс-формы; 4 – цилиндр; 5 – поршень; 6 – толкатель; 7 – деталь

По роду применяемых сплавов различают машины для литья оловянных, свинцовых и цинковых сплавов; магниевых и алюминиевых сплавов; черных металлов (чугуна и стали). Каждая из машин той или иной группы может отливать сплавы более легкоплавкие, чем те, для которых она предназначена.

В зависимости от массы отливок различают малые машины – для отливок массой от 50 до 300 г, средние – для отливок от 0,3 до 3 кг и крупные, позволяющие получать отливки до 15 кг.

Технологический процесс литья под давлением характеризуется коротким циклом и малым числом операций.

Малые машины для литья под давлением выполняются полуавтоматическими или автоматическими. Автоматические машины осуществляют до 1000–1200 операций в час. Располагая детали по несколько штук в форме (обычно до 6–10), можно получить производительность до 10 000 отливок в час. Средние машины для литья под давлением выполняются полуавтоматическими, реже автоматическими – для отливок простой формы. Производительность таких машин обычно до 250 операций в час. Большие машины менее автоматизированы и более тихоходны и позволяют выполнять до 100 операций в час.

На машинах с горячей камерой прессования (рис. 11.8) камера прессования расположена в обогреваемом тигле с расплавленным металлом. При верхнем положении плунжера 4 расплавленный металл через отверстие 2 заполняет камеру прессования. При движении плунжера вниз отверстия перекрываются, сплав под давлением 10–30 МПа заполняет полость пресс-формы 6. После затвердевания отливки плунжер возвращается в исходное положение, остатки расплавленного металла из канала сливаются в камеру прессования, а отливка из пресс-формы удаляется выталкивателями 5.

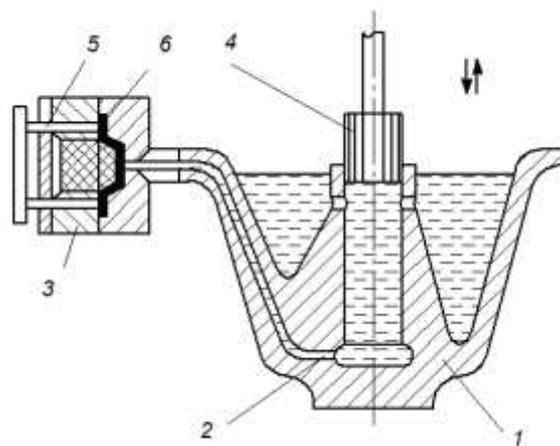


Рис. 11.8. Схема процесса изготовления отливок на машинах с горячей камерой прессования:

- 1 – тигель; 2 – жидкий металл в камере прессования; 3 – пресс-форма;
4 – плунжер; 5 – выталкиватель; 6 – готовая деталь

Машины с горячей камерой прессования используют при изготовлении отливок малых размеров и незначительной массы (до нескольких граммов), благодаря медленному охлаждению расплава – в основном для литья легкоплавких сплавов – цинковых и магниевых.

Особенности способа литья под давлением определяются условиями заполнения пресс-форм и питания отливок. Расплавленный сплав заполняет пресс-форму за доли секунды (0,001–0,6 с) при скорости до 120 м/с. С такой скоростью поступления сплава в форму турбулентный поток металла, ударяясь о стенку формы, разбивается на отдельные капли. При этом происходит закупорка вентиляционных каналов мелкодисперсными каплями металла. Вихревой поток расплава захватывает оставшиеся в полости формы газы (компоненты воздуха и пар от смазывающего материала), образуя при этом газометаллическую эмульсию, быстро затвердевающую в форме. Вследствие этого отливки имеют специфический дефект – газовую пористость, низкую плотность, низкие пластичность и механические свойства. Их нельзя подвергать термической обработке, так как при нагреве поверхность вспучивается вследствие расширения газа в порах.

В момент окончания заполнения полости формы движущийся с большой скоростью сплав мгновенно останавливается. Энергия движения потока преобразуется в энергию давления, которое мгновенно повышается. Происходит гидравлический удар, действующий в течение малого времени. Повышенное давление прижимает металл к рабочей поверхности пресс-формы и способствует четкому оформлению конфигурации отливки. Отливка тонкостенная с гладкой поверхностью точно воспроизводит конфигурацию полости пресс-формы. Благодаря тесному контакту между пресс-формой и отливкой увеличивается интенсивность теплообмена, уменьшается время затвердевания отливки. Вследствие гидравлического удара поверхностный слой (0,02–0,2 мм) отливок получается плотным, без газовой пористости, лишь внутренние части отливки имеют пористость.

Весь процесс литья под давлением автоматизирован, автоматически производятся смазывание пресс-форм, регулирование их теплового режима, подача расплавленного металла в камеру прессования, извлечение отливки и транспортировка ее к обрезающему прессу для удаления литников.

Для уменьшения возможности образования газовой и усадочной пористости в отливках применяют вакуумирование полости пресс-формы и сплава, а также толстые питатели (вместо тонких щелевых).

Преимуществами данного вида литья являются:

- высокая производительность;
- точность размеров и хорошее качество поверхности отливок;
- автоматизация процессов литья;
- снижение в 10 раз трудоемкости изготовления отливок по сравнению с литьем в песчаные формы, без механической обработки или с минимальными припусками, изготовление деталей с готовой резьбой.

Недостатки литья под давлением – высокая стоимость пресс-форм и оборудования; ограниченность габаритных размеров и массы отливок; наличие воздушной пористости в массивных частях отливок, снижающей прочность деталей и др.

Литье под давлением используют в массовом и крупносерийном производствах отливок. Получают детали различных приборов, электрических машин, карбюраторов и др.

Литье центробежное – способ получения отливок, как правило, в металлических формах (изложницах), при котором расплавленный металл, под действием центробежных сил отбрасывается к стенкам формы и затвердевает, образуя отливку.

Центробежным способом получают отливки из чугуна, стали и из цветных сплавов (алюминия, цинка, меди, титана и др.) на литейных центробежных машинах. В зависимости от расположения оси вращения центробежные машины подразделяются на машины с горизонтальной (рис. 11.9, а), вертикальной (рис. 11.9, б) и наклонной осью вращения.

Внутренняя поверхность отливки при центробежном литье формируется без непосредственного контакта с литейной формой и без стержней.

Расплав заполняет полость литейной формы и затвердевает под воздействием центробежной силы, значительно превышающей силу тяжести.

Литейные формы (изложницы) предварительно нагревают или охлаждают до 300 °С, затем на рабочую поверхность наносят огнеупорное покрытие в виде красок, облицовок из сыпучих материалов. Это повышает стойкость изложниц, снижает скорость охлаждения отливки, предупреждает образование спаев и трещин.

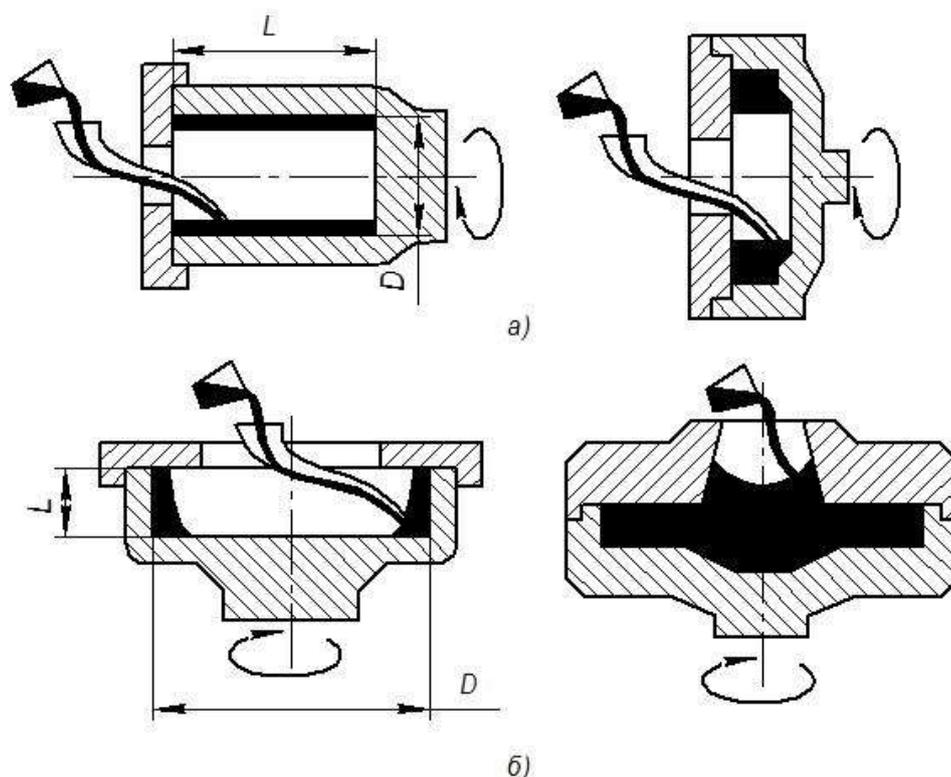


Рис. 11.9. Схемы центробежного литья

При оптимальной частоте вращения происходит хорошее заполнение форм жидким металлом, и неметаллические включения, шлаки и газовая пористость оттесняются к внутренней поверхности отливок. При превышении оптимальной частоты вращения возрастает ликвация в отливке, а также образуются трещины из-за роста давления. При невысоких частотах вращения отливка плохо очищается от шлаков и газов, поверхности отливки приобретают шероховатость.

Этот способ литья широко используется в промышленности, особенно для получения пустотелых отливок со свободной поверхностью – чугунных и стальных труб, колец, втулок, цилиндрических или конических барабанов (обечаек) и др.

Центробежное литье применяют для получения пустотелых отливок типа тел вращения (втулки, роторы). Фасонные отливки получают в центробежных машинах с вертикальной осью вращения в песчаных, металлических, керамических и других формах.

Преимуществами данного способа литья являются:

- высокий выход годного литья (90–95 %);
- высокая плотность и мелкозернистость металла;

- возможность получения тонкостенных отливок из сплавов с низкой жидкотекучестью;
- возможность получения двухслойных отливок;
- большая производительность данного способа и возможность его автоматизации.

Недостатки способа:

- химическая неоднородность в толстостенных отливках;
- возможность деформации формы под давлением жидкого металла;
- разностенность по высоте отливок, полученных в центробежных машинах с вертикальной осью вращения;
- высокие внутренние напряжения в поверхностном слое, способствующие образованию трещин.

Вопросы для самопроверки

- 1. В чем заключается доменный процесс?*
- 2. Основные компоненты, используемые для выплавки чугуна.*
- 3. Суть и этапы передела чугуна в сталь.*
- 4. Характеристика мартеновского и конверторного способов производства стали.*
- 5. Основные способы производства стали в электропечах и их характеристика.*
- 6. Способы внедоменного производства железа (стали) и их характеристика.*
- 7. Способы разлива стали и их характеристика.*
- 8. Способы производства меди и их характеристика.*
- 9. Способы производства алюминия и их характеристика.*
- 10. Способы производства титана и их характеристика.*
- 11. Составные части и последовательность изготовления песчано-глинистой литейной формы.*
- 12. Порядок изготовления отливки в песчано-глинистой литейной форме.*
- 13. Литье в оболочковые формы. Характеристика, достоинства и недостатки процесса.*

14. Литье в кокиль. Характеристика, достоинства и недостатки процесса.

15. Литье по выплавляемым моделям. Характеристика, достоинства и недостатки процесса.

16. Литье под давлением. Характеристика, достоинства и недостатки процесса.

17. Литье центробежное. Характеристика, достоинства и недостатки процесса.

РАЗДЕЛ V ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ ДАВЛЕНИЕМ В МЕТАЛЛУРГИИ И МАШИНОСТРОЕНИИ

Обработка металлов давлением основана на способности материалов в определённых условиях пластически деформироваться в результате воздействия на деформируемое тело внешних сил.

Способы обработки металлов давлением по производственному назначению разделяют на два вида:

– *металлургические*, предназначенные для получения заготовок постоянного поперечного сечения (прутков, проволоки, листов и др.), применяемых в качестве заготовок для последующего изготовления из них деталей с помощью предварительного пластического формоизменения и обработки резанием; основными металлургическими способами обработки давлением являются прокатка, волочение и прессование;

– *машиностроительные*, предназначенные для получения деталей или заготовок, имеющих форму и размеры, приближенные к форме и размерам деталей; основными способами получения деталей заготовок в машиностроении являются ковка и штамповка.

12. МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ СПОСОБЫ ОБРАБОТКИ МЕТАЛЛОВ ДАВЛЕНИЕМ

12.1 НАГРЕВ ПЕРЕД ОБРАБОТКОЙ МЕТАЛЛОВ ДАВЛЕНИЕМ

В зависимости от температурно-скоростных условий деформирования различают холодную и горячую деформацию.

Холодной называют деформацию, осуществляющуюся при температуре ниже температуры рекристаллизации. Если обработка давлением ведется выше температуры рекристаллизации и не сопровождается поверхностным упрочнением, то она называется *горячей*.

Для металлов обычной технической чистоты отношение абсолютной температуры рекристаллизации к абсолютной температуре плавления (т. е. *гомологическая температура*):

$$T' = \frac{T_{рек}}{T_{пл}} \approx 0,2 - 0,4.$$

Для сплавов (особенно для жаропрочных), рекристаллизация соответствует более высоким гомологическим температурам, которые в некоторых случаях достигают 0,8.

Холодная обработка давлением обеспечивает получение деталей с чистыми поверхностями и точными размерами, а также с повышенными механическими свойствами в сравнении со свойствами исходного материала. Она применяется для получения небольших деталей, иногда в сочетании с предварительным нагревом до температуры ниже температуры рекристаллизации.

При горячей обработке давлением сопротивление деформированию примерно в 10 раз меньше, чем при холодной. Так, для углеродистых сталей при горячей прокатке предел текучести находится в пределах 100 – 300 МПа, при холодной прокатке 800 – 1500 МПа.

Перед горячей обработкой давлением, металл нагревают в нагревательных печах или в электронагревательных устройствах.

Простейшим нагревательным устройством является кузнечный горн, в котором металл непосредственно соприкасается с горящим топливом. Его используют для нагрева небольших заготовок при ручной ковке.

Для нагрева под прокатку на обжимных станах (блюмингах или слябингах) стальные слитки помещаются в печь с верхней загрузкой и выгрузкой – нагревательные колодцы (или колодезные печи). В качестве топлива в нагревательных колодцах обычно применяют доменный или природный газ.

Пламенные печи, применяющиеся в машиностроении, работают на жидком и газообразном топливе. Различают пламенные печи с периодической или с непрерывной загрузкой заготовок. Печи с периодической загрузкой заготовок называют *камерными* (рис. 12.1).

В них заготовки 2 загружают и разгружают через одно и то же окно 4, в процессе нагрева они остаются неподвижными, а температура в конкретный момент времени во всей зоне нагрева одинакова.

Рабочее пространство камерной печи нагревается путем передачи тепла конвекцией и излучением из окружающего пространства нагревательной камеры до необходимой и контролируемой температуры сжиганием газообразного или жидкого топлива (мазута).

Для нагрева металла используется только часть теплоты, образующейся при сгорании топлива. Большая часть теплоты (до 60 %) теряется

с отходящими газами, имеющими высокую температуру (1000–1200 °С) при выходе из печи. Эта теплота может быть использована для подогрева воздуха, газа или мазута, которые подаются к нагревательной печи. Для этого печи оборудуются специальными теплообменными аппаратами – *рекуператорами*.

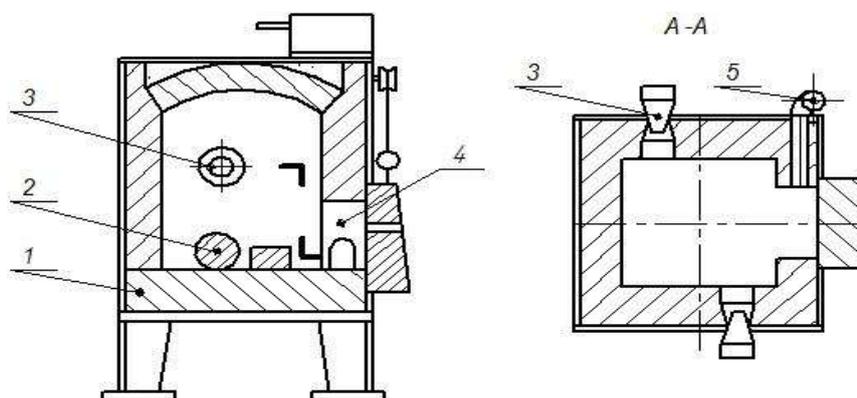


Рис. 12.1. Камерная нагревательная печь:

1 – под печи; 2 – заготовки; 3 – горелки; 4 – окно для загрузки и выгрузки заготовок; 5 – дымоход

Нагрев заготовок в нагревательных печах происходит медленнее, чем в электронагревательных устройствах. Этот способ менее производителен, экологически менее чист, однако он с большей надежностью позволяет избежать перегрева и пережога. Это связано с тем, что внутри рабочего пространства печи устанавливается требуемая максимальная контролируемая и регулируемая температура, которая не может быть превышена.

Расход топлива для камерных печей составляет 10–30 % массы нагреваемого металла.

Камерная печь удобна для нагрева сравнительно небольших партий заготовок. Постоянная и равномерная регулируемая температура в печи позволяет нагревать заготовки до высокой температуры (1200 °С), не опасаясь превышения этой температуры и наступления перегрева или пережога.

Одним из недостатков камерных печей является низкий коэффициент полезного действия, составляющий для печей без рекуператоров всего 10–15 %, а с рекуператорами 20–30 %.

В печах с непрерывной загрузкой, называемых *методическими* (рис. 12.2), заготовки в процессе нагрева передвигаются от окна загрузки 1

к окну выгрузки 5. Температура рабочего пространства в таких печах повышается от места загрузки к месту выгрузки заготовок. Это обеспечивает более равномерный нагрев и позволяет снизить расход топлива до 5–12 % от массы нагреваемого металла.

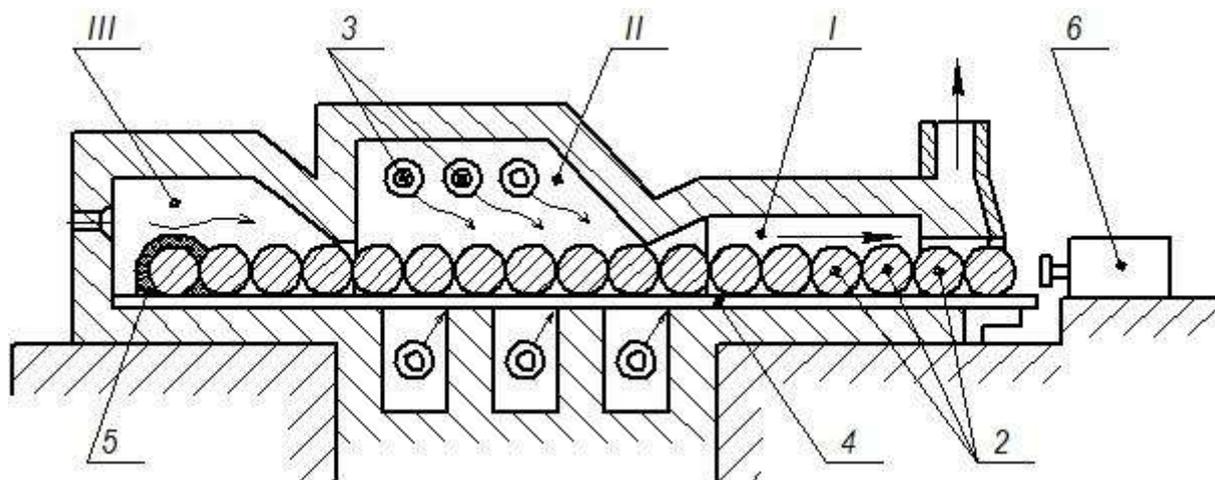


Рис. 12.2. Схема методической печи:

1 – окно загрузки; 2 – заготовки; 3 – газовые форсунки;
4 – под печи; 5 – окно выгрузки; 6 – толкатель

КПД методических печей без рекуператоров составляет 15–30 %, с рекуператорами 35–45 %.

В электронагревательных устройствах теплота выделяется в самой заготовке либо при пропускании через нее тока в контактных устройствах, либо при возбуждении в ней вихревых токов в индукционных устройствах. Для нагрева перед обработкой давлением заготовки 1 пропускают через многovitковый индуктор 2 (рис. 12.3, а) со скоростью v .

При электроконтактном нагреве (рис. 12.3, б) концы заготовки 1 зажимают между медными контактами 3, к которым подводится большой ток I .

Электронагреву присущ целый ряд преимуществ: более высокая производительность нагрева, почти полное отсутствие окалины, удобство автоматизации. Теплота выделяется не только на поверхности заготовки, но и в глубине ее. В качестве недостатка необходимо отметить, что данный способ применяется только при нагреве достаточно большого количества одинаковых заготовок диаметром до 200 мм.

При индукционном нагреве толщина слоя, в котором происходит выделение теплоты, зависит от частоты тока. Поэтому с увеличением диа-

метра нагреваемых заготовок частоту тока уменьшают (от 8 000 Гц для заготовок малых диаметров до 50 Гц для заготовок диаметром 180 мм). Однако при применении электрических методов нагрева заготовок труднее регулировать заданную температуру заготовок, в связи с чем необходимо тщательно согласовывать применяемые мощности нагревателей и время нагрева (скорости перемещения заготовок).

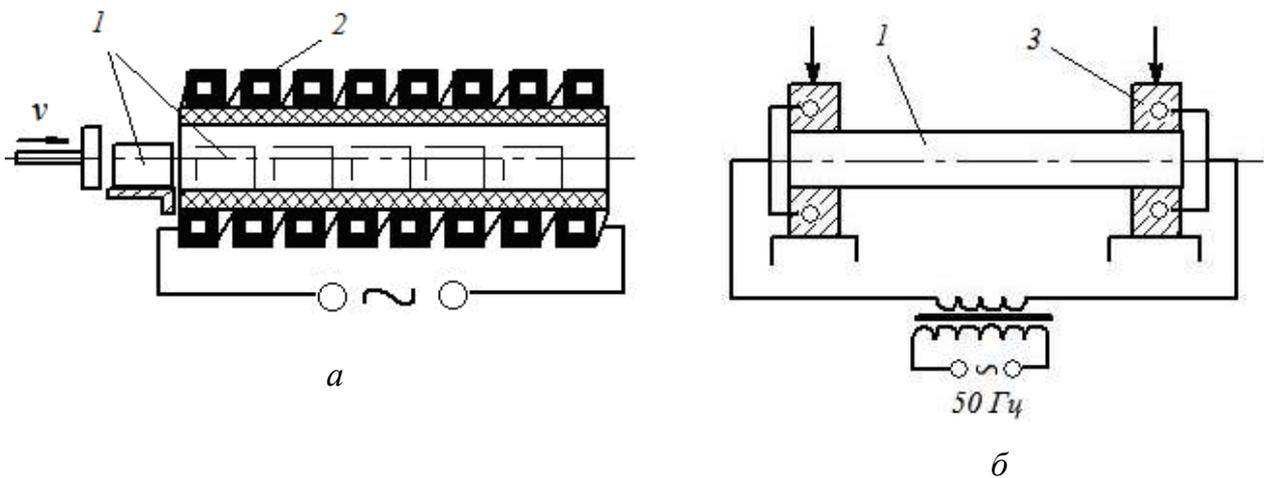


Рис. 12.3. Схемы электронагревательных устройств:

a – индукционного; *б* – контактного

(1 – заготовки; 2 – многовитковый индуктор; 3 – медные контакты)

Рациональные температуры нагрева различных материалов определяются на основании опытных или теоретических данных с учетом диаграмм состояния сплавов.

При неправильном назначении температуры нагрева заготовки может произойти пережог или перегрев металла.

Пережег проявляется в окислении границ между зернами и появлении хрупкой пленки, вызывающей потерю пластичности. Пережог не подлежит исправлению, такой металл отправляется в переплавку.

Перегрев металла происходит при несколько более низких температурах, чем пережог. Перегрев проявляется в чрезмерном росте размеров аустенитных зерен при первичной кристаллизации и, как следствие, в крупнозернистой вторичной кристаллизации (феррит и перлит или перлит и цементит). Это приводит к снижению механических характеристик. Последствия перегрева в большинстве случаев удается устранить с помощью термообработки, однако это сопряжено со значительными трудностями и дополнительными затратами.

При большом времени нагрева увеличивается окисление поверхности металла, в результате чего образуется окалина – слой, состоящий из оксидов железа: Fe_2O_3 , Fe_3O_4 , FeO . Кроме того, происходит обезуглероживание поверхностного слоя металла. Толщина обезуглероженного слоя в отдельных случаях достигает 1,5–2 мм. Для уменьшения окисления заготовки нагрев следует производить в нейтральной или восстановительной атмосфере.

12.2 ПРОКАТКА: СХЕМЫ ПРОЦЕССА, ПРОДУКЦИЯ, ОБОРУДОВАНИЕ И ИНСТРУМЕНТ

Прокатка представляет собой механическую обработку металлов путем обжатия между вращающимися валками прокатного стана с целью уменьшения сечения прокатываемого слитка или заготовки и придания им заданной формы (профиля).

Прокатке подвергают до 90 % всей выплавляемой стали и большую часть цветных металлов. По расположению валков различают прокатку продольную, поперечную или винтовую (рис. 12.4).

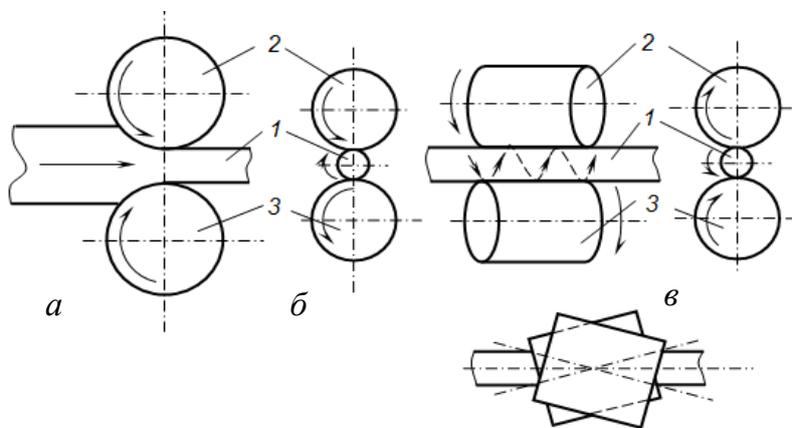


Рис. 12.4. Схемы продольной (а), поперечной (б) и винтовой (в) прокатки (1 – заготовка; 2, 3 – валки)

При поперечной прокатке металлу придаётся вращательное движение относительно его оси и, следовательно, он обрабатывается в поперечном направлении. При винтовой прокатке вследствие косо́го расположения валков металлу, кроме вращательного, придаётся ещё поступательное движение в направлении его оси.

Наиболее распространенным в практике является процесс продольной прокатки металла между двумя принудительно вращающимися валками (рис. 12.4, а).

В процессе прокатки металл непрерывно втягивается в зазор между валками под действием сил трения между металлом и валками. Для осуществления захвата металла валками необходимо, чтобы коэффициент трения между валками и заготовкой был больше тангенса угла захвата α . Так, при горячей прокатке этот угол равен $15-24^\circ$, при холодной – $3-8^\circ$.

Основная часть проката (заготовка, сортовой и листовой металл, трубы, шары и т. д.) производится горячей прокаткой. Холодная прокатка применяется главным образом для производства листов и ленты толщиной менее 6 мм, прецизионных сортовых профилей и труб.

Все типы машиностроительных профилей, получаемых прокаткой, можно разделить на пять групп: сортовые профили простой геометрической формы (квадрат, круг, шестигранник, прямоугольник) и фасонные (швеллер, рельс, тавр и т.д.); листовой металл; трубы; специальные виды проката (колеса, шары, бандажки и др.); профили, имеющие периодически изменяющуюся форму и площадь поперечного сечения вдоль оси заготовки (рис. 12.5).



Рис. 12.5. Примеры профилей сортового проката

Прокатка металла осуществляется с помощью системы машин и агрегатов, называемых прокатными станами (рис. 12.6).

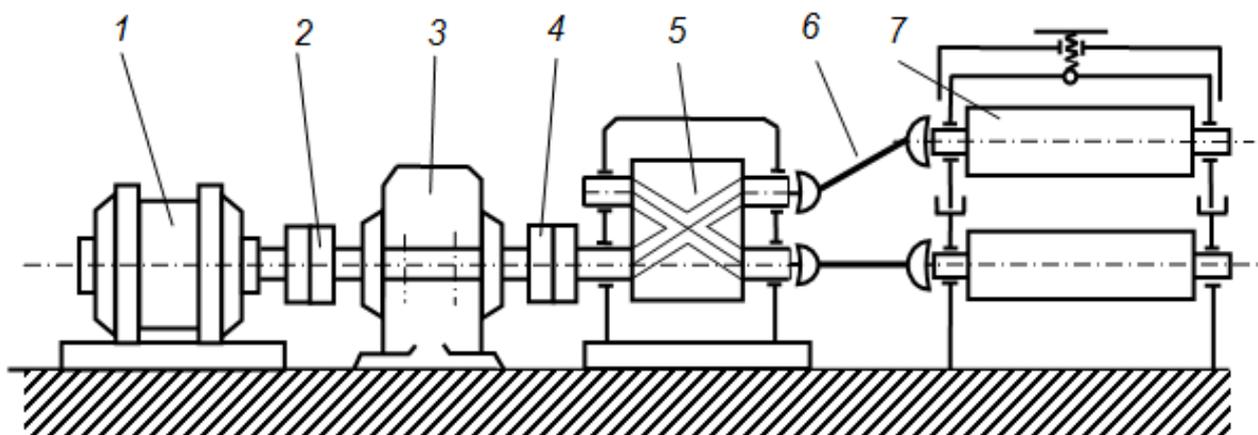


Рис. 12.6. Схема устройства прокатного стана:

1 – электродвигатель; 2 – упругая муфта; 3 – редуктор; 4 – главная муфта;
5 – шестеренная клеть; 6 – шпиндели; 7 – рабочие валки

Основной частью прокатного стана является рабочая клеть. В подшипниках станины рабочей клетки вращаются рабочие валки 7. Подшипники верхнего валка могут перемещаться специальным нажимным устройством для изменения расстояния между валками и регулирования взаимного расположения их осей. Вращение валкам передается от электродвигателя 1 через упругую муфту 2, редуктор 3, главную муфту 4, шестеренную клеть 5 и шпиндели 6. Для соединения шпинделей с прокатными валками рабочей клетки и валами шестеренной клетки служат соединительные тrefовые муфты.

По назначению прокатные станы подразделяют на пять типов: 1) обжимные и заготовочные (блюминги, слябинги, заготовочные сортовые, трубозаготовочные); 2) сортовые (рельсобалочные, крупно-, средне- и мелкосортовые, проволочные); 3) листовые; 4) трубокатные; 5) специальные.

Инструментом для прокатки являются *валки* (рис. 12.7). Прокатный валок имеет рабочую часть 1, называемую бочкой, шейки 2, опирающиеся на подшипники станины клетки, и тrefы 3 для передачи крутящего момента. Бочка валка может быть гладкой (рис. 12.7, а) (для прокатки листов) или ручьевой (рис. 12.7, б) (для получения сортового проката).

Ручьем называют кольцевой вырез на боковой поверхности валка. Ручьи верхнего и нижнего валков образуют калибры (рис. 12.7, б). Калибр называют *открытым*, если линия раздела проходит по оси симметрии,

параллельной оси валков, и *закрытым*, если линия раздела является ломанной и смещенной на одну из границ калибра.

Кроме рабочих валков, непосредственно осуществляющих деформацию металла, в прокатных станах часто используются также опорные валки. Это позволяет применять рабочие валки меньшего диаметра, благодаря чему снижается усилие деформирования.

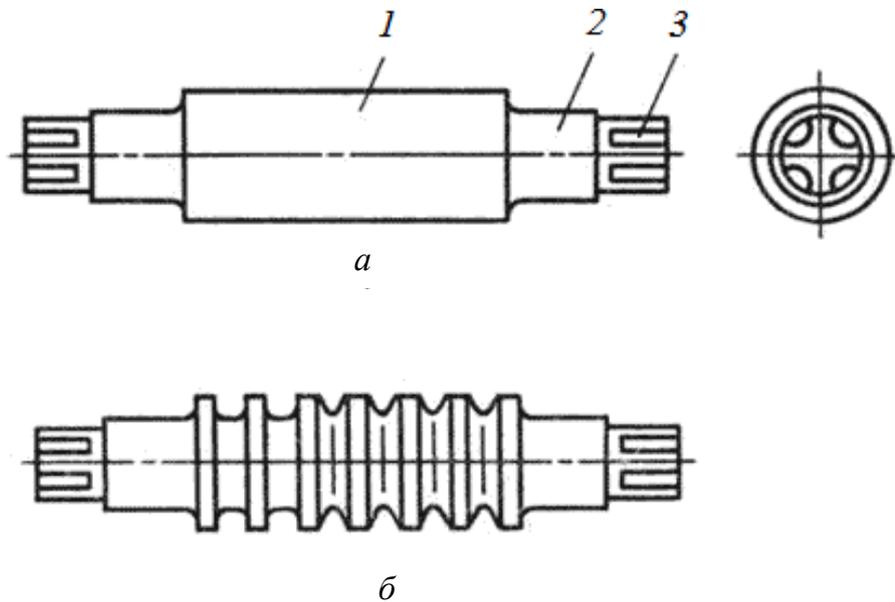


Рис. 12.7. Прокатные валки:

а – гладкий валок для листа; б – ручьевого валок для сортового проката (1 – бочка, 2 – шейки, 3 – тrefы)

Усилие на валок при прокатке стальной проволоки, узких стальных полос составляет около 200–1000 кН, а при прокатке листов шириной 2–2,5 м доходит до 30–60 Мн. Момент, необходимый для вращения обоих валков при прокатке стальной проволоки и мелких сортовых профилей, составляет 40–80 кН·м, а при прокатке слябов и широких листов достигает 6000–9000 кН·м.

12.3 ВОЛОЧЕНИЕ: СХЕМА ПРОЦЕССА, ПРОДУКЦИЯ, ОБОРУДОВАНИЕ И ИНСТРУМЕНТ

При волочении заготовка протягивается через соответствующее отверстие в волочильном инструменте (волоке, фильере). При этом площадь поперечного сечения исходной заготовки уменьшается, а длина увеличивается (рис. 12.8).

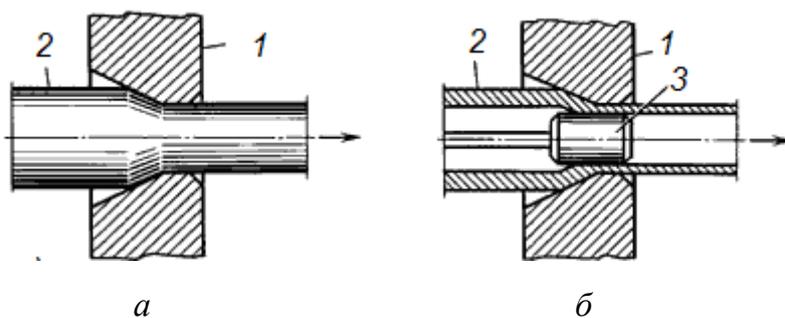
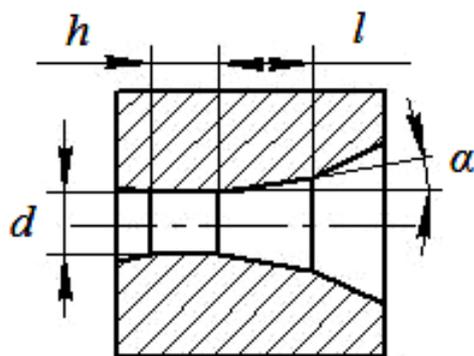


Рис. 12.8. Схема волочения проволоки (а), трубы (б):
 1 – волока, 2 – деформируемая заготовка, 3 – оправка

Волочением обрабатывают стали, медь и ее сплавы, алюминий и его сплавы, а также другие сплавы в холодном состоянии.

Волочение широко применяется для производства проволоки диаметром от 0,1 до 8 мм; калиброванного металла и точного фасонного профиля; труб повышенной точности от малых диаметров (капилляров) до 200 мм в диаметре, стальных калиброванных прутков диаметром от 3 до 150 мм.

Благодаря неразъемному инструменту (фильере, волоке) (рис. 12.9), волочение обеспечивает более высокую точность размеров, чем прокатка: стальная проволока диаметром 1–1,6 мм имеет допуск на диаметр 0,02 мм.



а)

б)

Рис. 12.9. Фильера (волока):

а – конструкция; б – общий вид

Волоки изготавливают из углеродистых и легированных инструментальных сталей (У8А...У12, ШХ15, Х12М и др.); вольфрамокобальтовых твердых сплавов (ВК2, ВК3, ВК6, ВК8); из технических сортов алмазов (волоки малого диаметра).

Угол деформирующего конуса назначается с учетом материала и профиля: $\alpha = 3-9^\circ$ – при волочении сплошных профилей и $\alpha = 5-12^\circ$ – при деформировании труб.

Отношение диаметров малоуглеродистой стальной проволоки до и после волочения относительно невелико и находится в пределах 1,1–1,3. Однако при этом вследствие малых углов α длина деформирующего конуса примерно на порядок больше разности радиусов проволоки до и после волочения.

Ширина калибрующего пояска во избежание повышения температуры и сил назначается небольшой (около 0,5–1,0 мм). Для уменьшения трения, износа и повышения качества поверхности цилиндрическая поверхность калибрующего пояска полируется.

Машины, служащие для обработки металлов волочением, называются *волочильными станами*.

Волочильные станы состоят из двух основных элементов: матрицы, называемой *фильерой* (или *волокой*), и тянущего устройства.

По способу осуществления тянущего усилия волочильные станы могут быть: 1) с прямолинейным движением (цепные (рис. 12.10), реечные, винтовые) и 2) с наматыванием обрабатываемого металла (барabanные) (рис. 12.11).

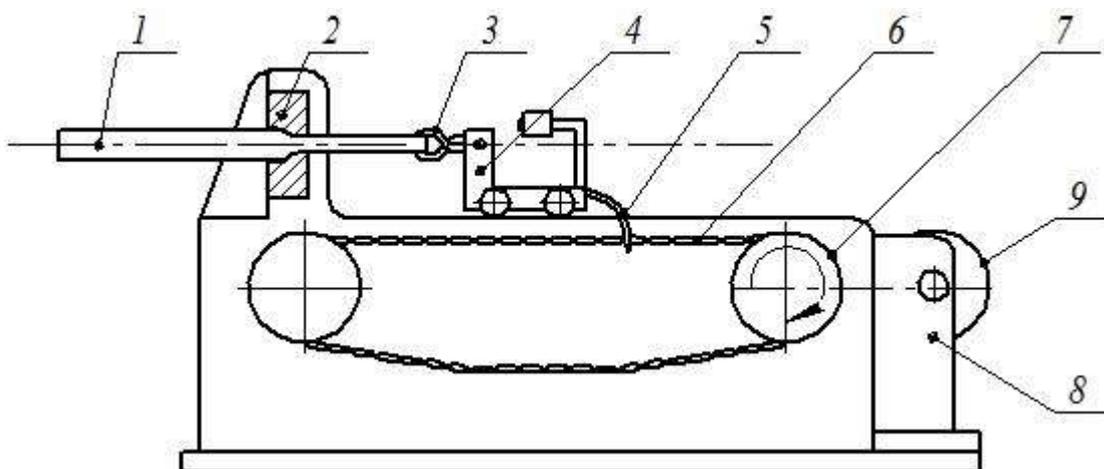


Рис. 12.10. Схема цепного волочильного стана:

- 1 – заготовка; 2 – волока; 3 – клещи; 4 – волочильная каретка; 5 – крюк;
6 – цепь; 7 – ведущая звездочка, 8 – станина; 9 – электродвигатель

Станы с прямолинейным движением применяются для волочения прутков, труб и прочих изделий, не подвергаемых сматыванию в бунты. В цепных волочильных станах, применяемых для волочения прутков,

профилей и труб длиной 8–10 м, усилие создается бесконечной шарнирной цепью 6, за звенья которой зацепляется крюк 5 волоочильной каретки 4. Каретка имеет самозахватывающие клещи 3, с помощью которых заготовка 1 протягивается сквозь волоку 2, прикрепленную к кронштейну станины 8; каретка передвигается по направляющим станины 8. Двигаясь вместе с цепью, каретка увлекает за собой захваченный клещами пруток. Шарнирная цепь получает движение от электродвигателя с редуктором через ведущую звездочку.

Цепные волоочильные станы изготавливаются с усилием тяги 5–500 кН, что позволяет протягивать прутки начальным диаметром до 150 мм и трубы диаметром до 200 мм. Скорость волочения на них может быть от 0,1 до 1,25 м/с, а число одновременно протягиваемых прутков до 10.

В барабанных станах (рис. 12.11) усилие волочения создается вращающим барабаном, на котором с помощью клещевого захвата закрепляется конец протягиваемой проволоки.

Эти станы применяются обычно для волочения длинной проволоки диаметром 0,02–6 мм и прутков диаметром до 16 мм, наматываемых в бунты на ведущий барабан. Такие станы могут иметь один барабан для однократного волочения проволоки через одну матрицу, или несколько последовательно расположенных барабанов и матриц для многократного волочения.

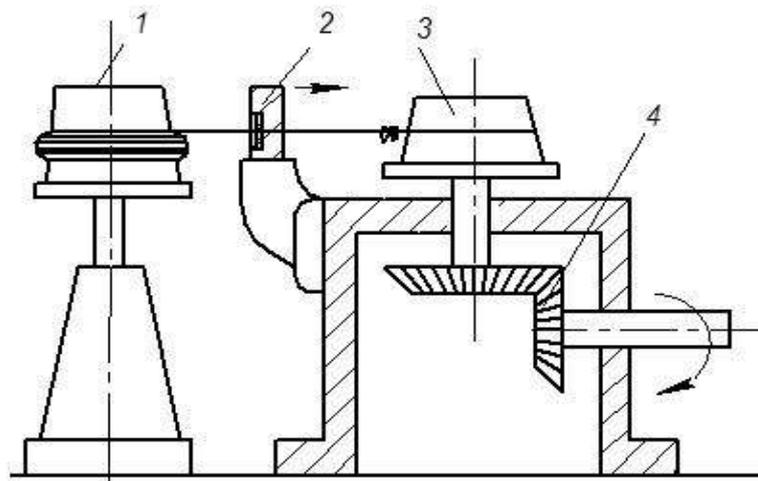


Рис. 12.11. Схема барабанного волоочильного стана:
1, 3 – барабаны; 2 – волока; 4 – редуктор

В станах многократного волочения проволока наматывается полностью на последний барабан, а на промежуточные барабаны наматывается лишь несколько витков проволоки, которая одновременно сматывается с

одной части барабана и наматывается на другую его часть. Диаметры барабанов обычно находятся в пределах 150–1000 мм. Скорость волочения проволоки на барабанных волочильных станах в зависимости от диаметра и материала проволоки может быть в пределах от 1,5 до 40 м/с.

При многократном волочении последовательная деформация приводит к повышению температуры деформации. Кроме того, для натяжения проволоки в некоторых конструкциях волочильных станов предусматривается ее проскальзывание относительно поверхности барабана, что также вызывает ее дополнительный нагрев. Поэтому при работе с большими скоростями и многократном волочении требуется интенсивное охлаждение проволоки. Охлаждение проволоки осуществляется эмульсией, а барабанов – водой. При волочении высокоуглеродистой и легированной стальной проволоки применяется воздушное охлаждение проволоки.

12.4. ПРЕССОВАНИЕ: СХЕМЫ ПРОЦЕССА, ПРОДУКЦИЯ, ИНСТРУМЕНТ

Прессование – это процесс придания металлу формы путем выдавливания его из замкнутого объема (контейнера) через канал, образуемый прессовым инструментом. Эту операцию называют также *выдавливанием*.

К наиболее распространенным разновидностям прессования относятся прессование с прямым истечением и прессование с обратным истечением.

Прессование с прямым истечением (прямое прессование) (рис. 12.12) применяют для получения сплошных или полых профилей.

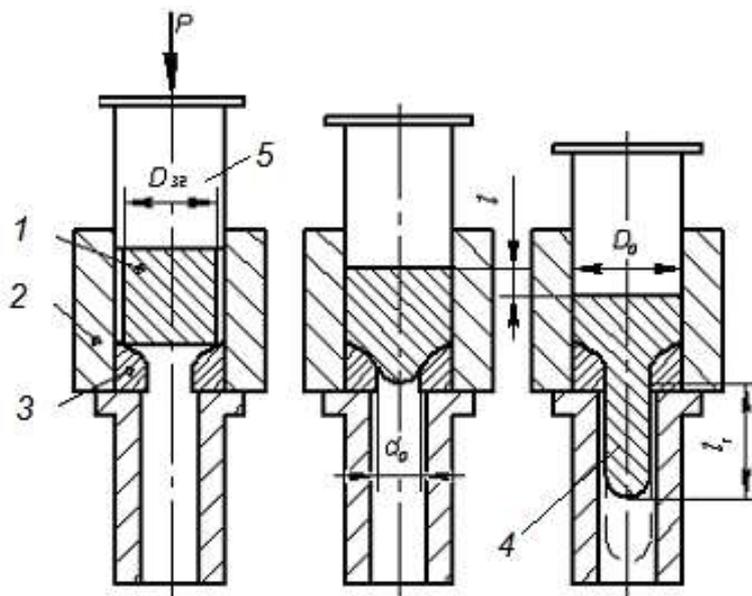


Рис. 12.12. Схема прессования с прямым истечением:

1 – слиток; 2 – контейнер; 3 – матрица; 4 – изделие; 5 – пуансон

Металл заготовки 1, заложенной в контейнер прессы 2 под воздействием сил, создаваемых движущимся в направлении стрелки пуансоном 5, затекает в канал матрицы 3. В результате получается заданное пресс-изделие 4, истекающее в процессе прессования относительно контейнера в направлении, прямо совпадающим с движением пуансона. При прямом прессовании требуется прикладывать значительно большее усилие, так как часть его затрачивается на преодоление трения при перемещении металла заготовки внутри контейнера. Пресс-остаток составляет 18–20 % от массы заготовки (в некоторых случаях до 30–40 %), но процесс характеризуется более высоким качеством поверхности и простой схемой прессования.

Прессование с обратным истечением (обратное прессование) применяется также при прессовании сплошных или полых профилей. В конструктивном исполнении, соответствующем схеме на рисунке 12.13, выпрессованный металл заготовки 2 движется в направлении, обратном направлению движения пуансона 3 относительно контейнера 1. Важная особенность этого способа прессования – отсутствие перемещения заготовки относительно контейнера. Обратное прессование требует меньших усилий, пресс-остаток составляет 5–6 %. Однако меньшая деформация приводит к тому, что прессованный пруток сохраняет следы структуры литого металла.

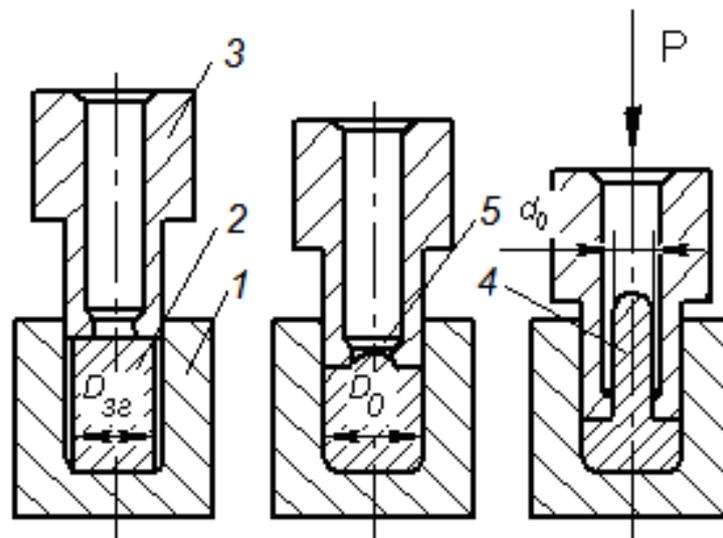


Рис. 12.13. Схема прессования с обратным истечением:

1 – контейнер; 2 – слиток; 3 – пуансон; 4 – изделие; 5 – матрица

Прессование чаще всего производится при высоких гомологических температурах, то есть в условиях горячей деформации. В холодном состоянии прессуют металлы со сравнительно невысокими прочностными свойствами.

Для снижения усилия деформирования и повышения равномерности деформации по сечению прессуемого профиля при прессовании применяются смазки: при холодном прессовании – мыло и минеральные масла, а при горячем – жидкое стекло и порошкообразный графит.

Прессованием получают сложные профили различного сечения длиной до 25–35 м, прутки диаметром 5–200 мм, трубы гладкие и ребристые диаметром до 400 мм и выше при толщине стенок 1,5–8 мм.

К технологическим преимуществам процесса прессования относятся высокая пластичность прессуемого материала за счет создания условий всестороннего неравномерного сжатия; возможность получения прессованием сложных профилей; быстрота и легкость переналадки прессования с одних видов и размеров профилей на другие путем замены матриц; повышенные качество и точность профилей изделий; высокая производительность (до 5 м/мин).

К технологическим недостаткам процесса прессования относятся ограничение длины и веса заготовок; значительный расход металла из-за оставления пресс-остатков, а также увеличение технологических усилий деформирования и износа инструмента, особенно при прямом прессовании.

13. СПОСОБЫ ОБРАБОТКИ МЕТАЛЛОВ ДАВЛЕНИЕМ В МАШИНОСТРОЕНИИ

13.1 ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА ОПЕРАЦИЙ КОВКИ И ШТАМПОВКИ

13.1.1 КОВКА

Ковка – способ обработки металлов давлением, осуществляемый с помощью кузнечного инструмента или штампов, при котором инструмент оказывает многократное, прерывистое воздействие на нагретую заготовку, в результате чего она, деформируясь, постепенно приобретает заданные форму и размеры.

Ковку обычно применяют в мелкосерийном или единичном производстве, а также для изготовления крупных поковок.

Ковка может быть свободной или в подкладных штампах, ручной или машинной, осуществляемой на паровоздушных молотах или на ковочных гидравлических прессах.

При ручной ковке применяют наковальни, большие и малые молотки (кувалды и ручники), клещи для захвата и поддержания заготовки, бородки, зубила, подбойники, обжимки, при машинной – бойки, обжимки, раскатки, пережимки, патроны.

Основные операцииковки – осадка, высадка, протяжка, прошивка, отрубка, гибка и др.

Осадкой называют такую технологическую операцию обработки давлением, при которой уменьшается высота исходной заготовки при одновременном увеличении площади ее поперечного сечения (рис. 13.1).

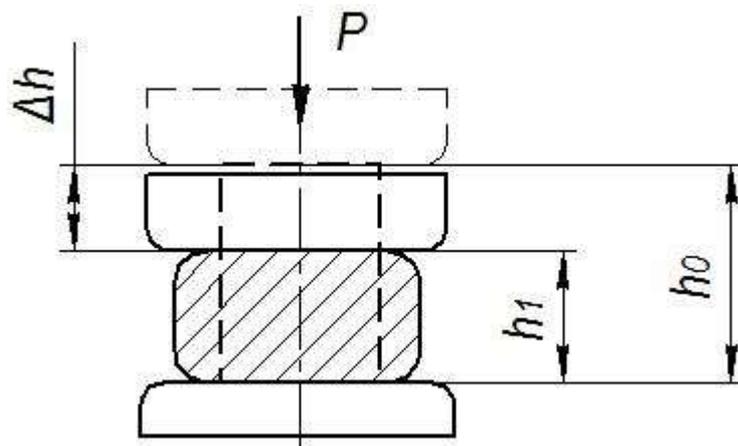


Рис. 13.1. Операция осадки цилиндрического образца

Для устойчивости при осадке цилиндрических заготовок высота заготовки должна быть не более двух с половиной ее диаметров: $h_0 < 2,5 d$.

Высадка является разновидностью осадки. При этом металл осаживают лишь на части длины заготовки (рис. 13.2, а).

Прошивка – операция получения полостей за счет вытеснения металла (рис. 13.2, б). Инструментом для прошивки служат прошивни.

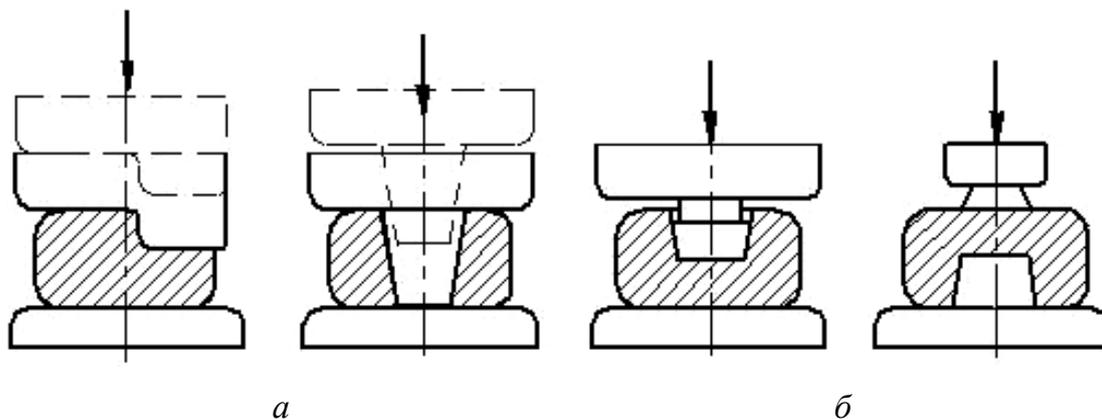


Рис. 13.2. Схемы операций высадки (а) и двусторонней прошивки (б)

Прошивка разделяется на открытую и закрытую (рис. 13.3). При открытой прошивке боковые поверхности заготовки свободны от нагрузки. При этом исходная высота заготовки уменьшается (заготовка осаживается, а диаметр неравномерно увеличивается). Форма заготовки при открытой прошивке искажается (приобретает бочкообразность) тем больше, чем меньше отношение D/d исходного диаметра цилиндрической заготовки к диаметру прошивня.

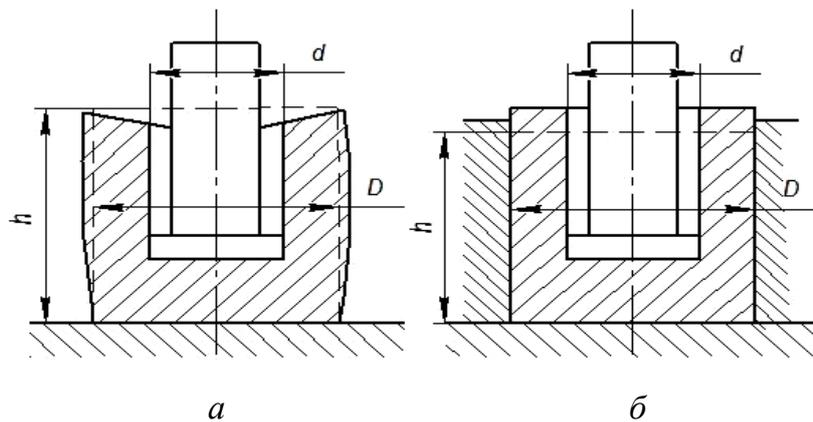


Рис. 13.3. Схемы прошивки:
a – открытая; *б* – закрытая

При закрытой прошивке диаметр заготовки равен диаметру матрицы, а высота заготовки увеличивается, причем тем больше, чем меньше отношение D/d . Высота заготовки может быть вычислена из условия постоянства объема.

13.1.2 ОБЪЕМНАЯ И ЛИСТОВАЯ ШТАМПОВКА

Холодная штамповка – это штамповка без предварительного нагрева металла. Подразделяется на объемную и листовую штамповки.

Основные разновидности холодной объемной штамповки: холодное выдавливание, холодная высадка и холодная объемная формовка.

При листовой штамповке, как правило, пластическую деформацию, обеспечивающую необходимые форму и размеры, получает лишь часть заготовки. Толщина стенок штампованных деталей незначительно отличается от толщины заготовок. В качестве заготовок используют лист, полосу или ленту, толщиной не более 10 мм. Операции, в которых лишь изменяются форма и размеры заготовки без разрушения ее в процессе деформирования, называются формоизменяющими. Операции, включающие разрушение материала заготовки, называются разделительными.

К числу формоизменяющих операций листовой штамповки относятся: гибка, вытяжка, отбортовка, обжим, раздача и др.

Гибка (рис. 13.4) применяется для изменения кривизны заготовки практически без изменения ее линейных размеров. В результате такого деформирования часть заготовки поворачивается относительно другой на определенный угол.

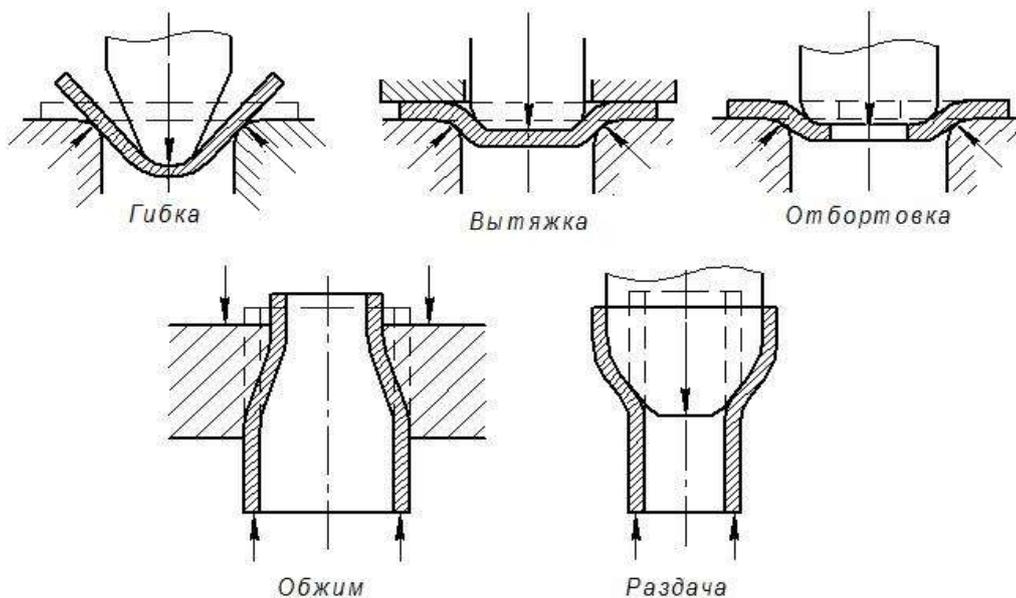


Рис. 13.4. Операции листовой штамповки

Пластическая деформация при гибке сосредотачивается на узком участке, контактирующем с пуансоном. При гибке не допускается разрушение материала, образование трещин, складок. Наиболее слабым местом является зона деформаций растяжения в наружном слое детали на участке закругления пуансона. При уменьшении отношения радиуса закругления r к толщине заготовки s деформация увеличивается. Поэтому для предотвращения появления трещин, складок или разрушения заготовки ограничивают минимальные размеры радиуса закругления пуансона:

$$r_{\min} = (0,1 - 2)s.$$

Вытяжка заключается в протягивании заготовки через отверстие матрицы, причем плоская заготовка превращается в полое изделие, а пространственная заготовка получает уменьшение поперечных размеров (см. рис. 13.4). Вытяжка может осуществляться без утонения стенки или с утонением ее.

При вытяжке с утонением толщина стенки за один переход может быть уменьшена в 1,5–2 раза. При вытяжке с утонением стенки зазор между пуансоном и матрицей должен быть меньше толщины стенки. Удельные усилия при вытяжке с утонением стенки больше, чем при вытяжке без утонения. Вытяжку с утонением применяют для устранения опасности складкообразования, а также для получения деталей со стенками, толщина которых меньше толщины доннышка.

При отбортовке часть заготовки, граничащая с предварительно пробитым отверстием, вдавливается в матрицу, при этом размеры отверстия увеличиваются и этот участок заготовки приобретает цилиндрическую форму (см. рис. 13.4). Допустимое без разрушения увеличение диаметра отверстия при отбортовке: $d_6/d_0 = 1,2 \dots 1,8$, и зависит от механических свойств материала заготовки и от ее относительной толщины s/d_0 .

При обжиме полая тонкостенная цилиндрическая заготовка заталкивается в отверстие матрицы, причем заготовка в очаге деформации получает уменьшение поперечных размеров (см. рис. 13.4).

При раздаче пуансон внедряется в полую тонкостенную цилиндрическую заготовку и ее поперечные размеры в очаге деформации увеличиваются (см. рис. 13.4).

Листовой штамповкой получают разнообразные плоские и пространственные детали: от секундной стрелки часов до деталей облицовки автомобилей, самолетов, ракет. Листовую штамповку применяют в автомобильной, авиационной, электротехнической промышленности, в тракторостроении, приборостроении и др.

Листовая штамповка снижает объем обработки резанием, обеспечивает высокие точность размеров и производительность (до 30–40 тыс. деталей в смену с одной машины)

Горячая объемная штамповка – это вид обработки металлов давлением, при котором формообразование поковки из нагретой заготовки осуществляют с помощью специального инструмента – штампа.

При штамповке течение металла ограничивается поверхностями полостей или выступов в отдельных частях штампа. В конечный момент штамповки металл занимает всю замкнутую полость штампа (ручей) в соответствии с конфигурацией поковки. Благодаря этому горячей объемной штамповкой можно получать поковки сложной конфигурации с мини-

мальными напусками (или без них) и с меньшими допусками, чем при ковке.

По наличию или отсутствию заусенца различают *штампы открытые* и *закрытые* (рис. 13.5).

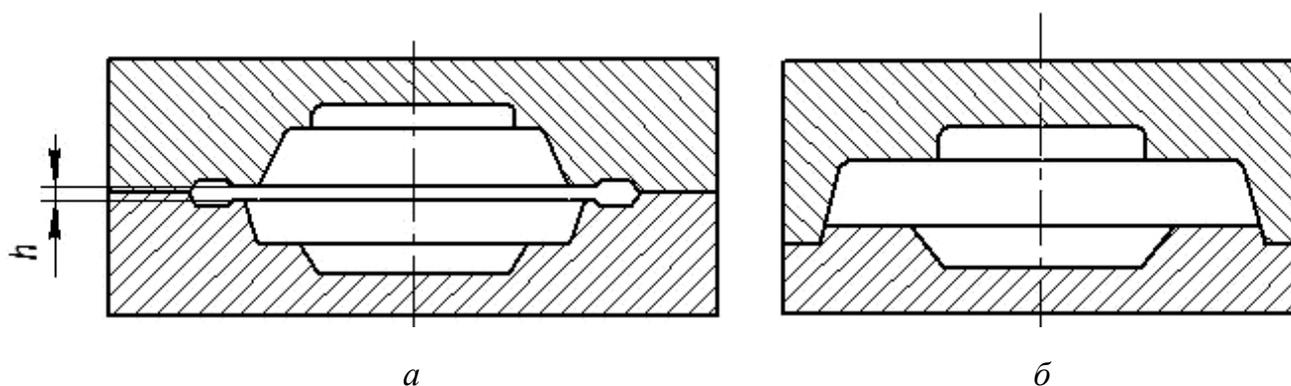


Рис. 13.5. Схема штамповки в открытых (а) и закрытых (б) штампах

В зависимости от температуры нагрева заготовок штампы для холодного и горячего штампования, по виду операций - формовочные, высадочные, прошивные и т. д., по применяемому оборудованию – молотовые и прессы. Основные детали штампа – пуансон и матрица. Штампы молотовые и для кривошипных горячештамповочных прессов состоят из верхней и нижней частей, на соприкасающихся частях которых имеются ручки для последовательного формообразования изделия. Изготавливают штампы из углеродистых и легированных, главным образом, хромом штамповых сталей.

Штамповка в открытых штампах характеризуется зазором между подвижной и неподвижной частями штампа. В зазор вытекает заусенец (облой). По мере уменьшения зазора металл, находящийся в этом зазоре между частями штампа, интенсивно охлаждается, увеличивается предел текучести металла и возрастает сопротивление перемещению заусенца. Благодаря этому заполняется вся полость штампа, и только излишки металла вытесняются в заусенец. Заусенец впоследствии обрезается в специальных (обрезных) штампах.

При *штамповке в закрытых штампах* зазор между подвижной и неподвижной частями штампа достаточен для относительного перемещения частей штампа, но не для образования заусенца. Поэтому необходимо строго соблюдать равенство объемов заготовки металла и поковки. К штамповке в закрытых штампах можно отнести и штамповку выдавливанием.

Прессовые штампы необходимо более эффективно и тщательно охлаждать в перерывах между штамповкой деталей, чем молотовые штампы. Для предотвращения чрезмерного повышения температуры штампов их в процессе работы непрерывно охлаждают водяной пылью, получаемой с помощью сжатого воздуха. Охлаждение струей воды или эмульсии не допускается, так как в условиях колебаний контактной температуры одно вызывает интенсивное растрескивание поверхности штампа. Кроме того, поверхности штампов периодически (после каждой штамповки) смачивают мазутом или соевым раствором, а также посыпают тонким слоем деревянных опилок. После выгорания нанесенных веществ на поверхности штампов образуются пленки, препятствующие идеальному контакту и теплообмену штампа с нагретой заготовкой. Это особенно важно для нижней половины штампа, так как заготовка находится в контакте с ней больше времени, чем с верхней.

При штамповке сложных деталей, характеризующихся большой удельной работой и большим тепловыделением в процессе их деформирования (например, деталей типа коленчатых валов) во избежание перегрева штампов несколько уменьшают температуру нагрева заготовок.

Для уменьшения перегрева штампов нередко вынуждены ограничивать производительность штамповки, давая время на выравнивание температуры и отвод тепла в массивные части кузнечно-прессового оборудования.

Колебания температуры поверхности штампа представляют большую опасность в связи с возникающими при этом температурными напряжениями и деформациями, приводящими к возникновению трещин на поверхности штампа. Для уменьшения амплитуды колебаний температуры и тепловых потоков, поступающих в штамп из заготовки, штамп перед началом работы предварительно нагревают до температуры 200–250 °С.

В связи с характером работы кузнечно-прессового оборудования температура контактных поверхностей штампов циклически изменяется. Колебания температуры вызывают в материале штампа термические напряжения. С течением времени работы штампа на его рабочих поверхностях могут возникать и развиваться термические трещины, являющиеся причиной искажения профиля или разрушения ручьев штампа.

Горячая объемная штамповка применяется в крупно-серийном или массовом производствах. Она позволяет получать поковки сложной кон-

фигурации с минимальными напусками и меньшими допусками. Производительность штамповки значительно выше, чемковки.

В то же время штамп – дорогостоящий инструмент, предназначенный для изготовления только одной конкретной поковки.

Усилия при штамповке больше, чем дляковки одинаковых поковок. Поэтому вес поковок, изготавливаемых объемной штамповкой, редко превышает 20–30 кг. Производительность штамповки значительно выше, чемковки.

13.2 ОБОРУДОВАНИЕ ДЛЯ КОВКИ И ШТАМПОВКИ

Ковку и штамповку выполняют на ковочных и штамповочных молотах и прессах.

Ковочный молот – машина для обработки металлических заготовок ударами падающих частей.

По роду привода молоты бывают паровоздушные (рис. 13.6, а), пневматические (рис. 13.6, б), механические и гидравлические.

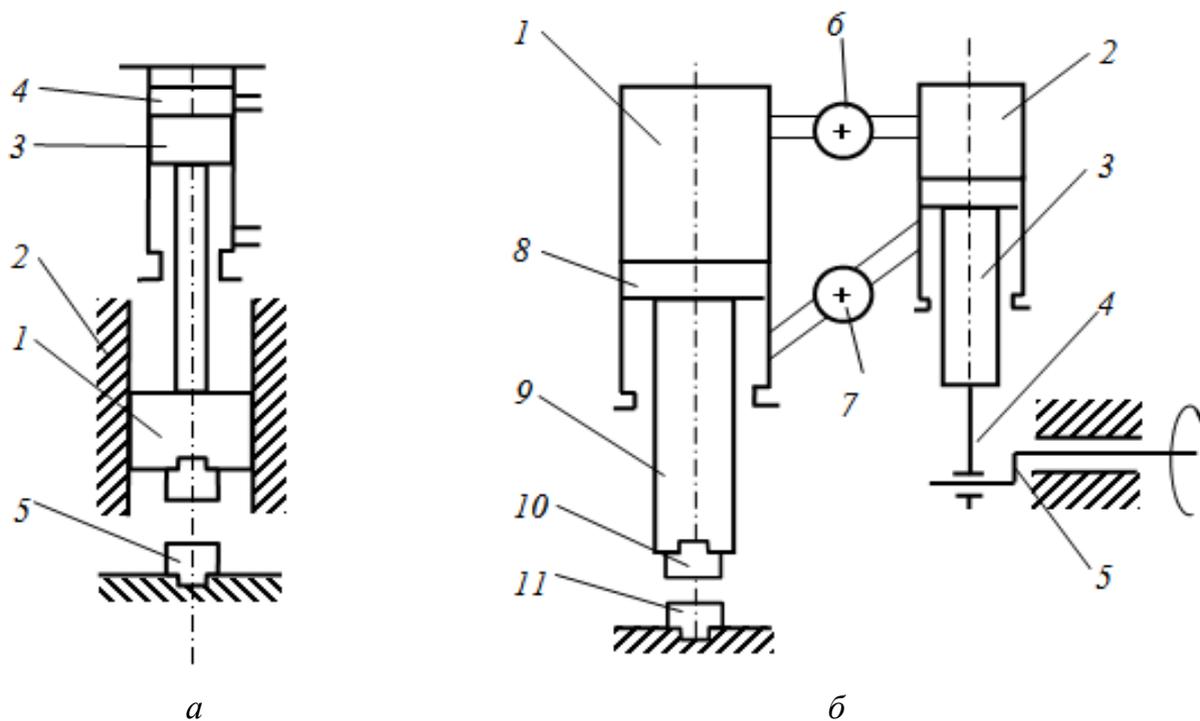


Рис. 13.6. Принципиальные схемы паровоздушного (а) и пневматического (б) молота

Паровоздушные молоты приводятся в действие паром или сжатым воздухом давлением 0,7–0,9 МПа. Перемещение бабы 1 относительно

направляющих 2 происходит при движении поршня 3 под действием сжатого пара или воздуха. При подаче пара (или воздуха) в верхнюю полость цилиндра 4 падающие части перемещаются вниз и наносят удар по заготовке, уложенной на нижний боек 5. При подаче пара (или сжатого воздуха) в нижнюю полость цилиндра падающие части поднимаются в верхнее положение.

Пневматический молот имеет два цилиндра: рабочий 1 и компрессорный 2. Поршень 3 компрессорного цилиндра перемещается шатуном 4 от кривошипа 5. При этом воздух поочередно сжимается до 0,2–0,3 МПа в верхней или нижней полостях цилиндра и при нажатии на педаль или рукоятку, открывающих золотники 6 и 7 поступает в рабочий цилиндр 1. Здесь он действует на поршень 8. Поршень вместе с массивным штоком 9 одновременно является бабой молота, в которой крепится верхний боек 10. При перемещении падающих частей вниз верхний боек ударяет по заготовке, уложенной на неподвижный нижний боек 11.

Основание ковочного молота (шабот) имеет массу, значительно (примерно в 8–15 раз) превышающую массу падающих частей. Шаботы штамповочных молотов еще массивнее – в 20–30 раз больше массы падающих частей. Это обеспечивает высокий КПД удара ($\eta = 0,8 - 0,9$) и высокую точность соударения частей штампа. Кроме того, для этой же цели они имеют усиленные регулируемые направляющие для движения бабы.

По способу работы различают *молоты простого* и *двойного действия*. В первых падающая часть (баба) падает свободно, под действием собственного веса, а в других – дополнительно разгоняется. Скорости бабы высокоскоростных молотов достигают до 25 м/с вместо 3–6 м/с у обычных молотов. Паровоздушные ковочные молоты строят с массой падающих частей 500–5000 кг, а штамповочные – 500–30 000 кг. На ковочных молотах изготавливают поковки от 20 до 2000 кг, как правило, из прокатанных заготовок или из слитков. Максимальный вес штампованных поковок 1000 кг.

У бесшаботных паровоздушных молотов шабот заменен нижней подвижной бабой, соединенной с верхней бабой механической или гидравлической связью.

Необходимый молот выбирают на основании расчета или по справочным таблицам.

Кривошипные штамповочные прессы имеют постоянный ход, равный удвоенному радиусу кривошипа (рис. 13.7). Штамповка на кривошипных прессах характеризуется высокой производительностью и точностью по высоте заготовок.

Заготовка извлекается из штампа при обратном ходе его верхней части с помощью выталкивателей. Благодаря этому удобно штамповать в закрытых штампах выдавливанием и прошивкой.

Кривошипные штамповочные прессы усилием 6,3–100 МН успешно заменяют штамповочные молоты с массой падающих частей 630–10 000 кг. Однако стоимость кривошипного горячештамповочного прессы в 3–4 раза выше стоимости эквивалентного по технологическим возможностям молота.

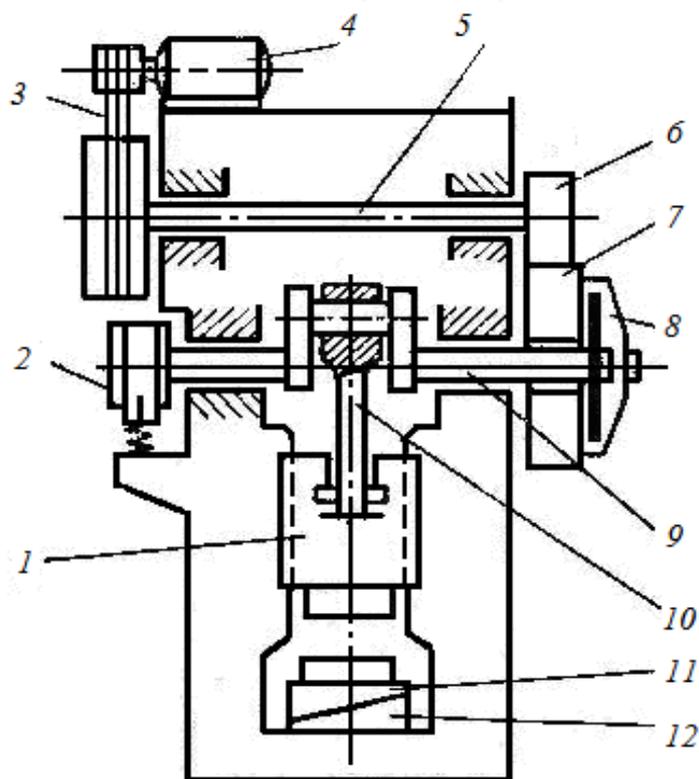


Рис. 13.7. Кинематическая схема кривошипного горячештамповочного прессы:

- 1 – ползун; 2 – тормоз; 3 – шкив с маховиком, соединенные клиноременной передачей; 4 – двигатель; 5 – промежуточный вал; 6 – шестерня, находящаяся в зацеплении с зубчатым колесом; 7; 8 – многодисковая фрикционная муфта; 9 – коленчатый вал; 10 – шатун; 11 – штамп; 12 – стол штампового прессы

Горизонтально-ковочные машины (ГКМ) (рис. 13.8) имеют штампы, состоящие из трех частей: неподвижной 8 и подвижной матриц 1, размыкающихся в двух взаимно перпендикулярных плоскостях, и пуансона.

Пруток с нагретым участком, обращенным к пуансону, закладывают в неподвижную матрицу 8. Положение прутка определяется упором. При включении ГКМ подвижная матрица 1 прижимает пруток к неподвижной матрице 8, упор отводится в сторону, а пуансон ударяет на выступающую часть прутка, деформируя ее.

Главный ползун 7, несущий пуансон, приводится в движение от кривошипного вала 6 с помощью шатуна 5. Подвижная матрица 1 приводится от бокового ползуна 3 системой рычагов 2. Боковой ползун приводится в движение кулачками 4, сидящими на конце кривошипного вала 6.

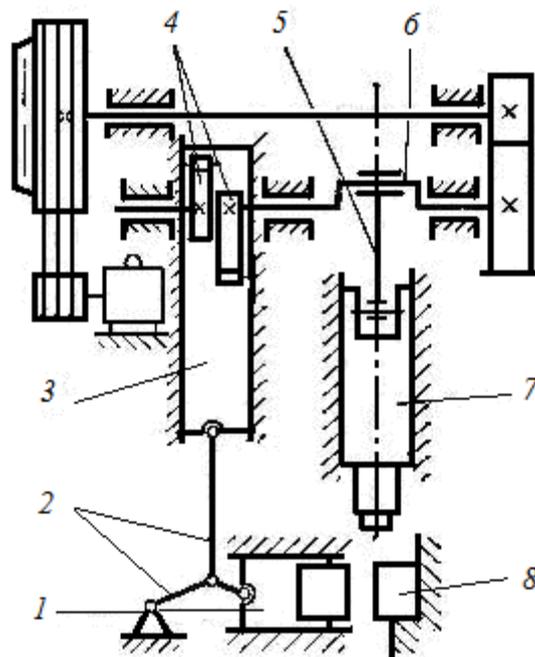


Рис. 13.8. Кинематическая схема горизонтально-ковочной машины:

- 1 – подвижная матрица; 2 – система рычагов;
- 3 – боковой ползун; 4 – кулачки; 5 – шатун;
- 6 – кривошипный вал; 7 – ползун;
- 8 – неподвижная матрица

ГКМ обычно строят с усилием до 30 МН. Основными операциями, выполняемыми на ГКМ, являются высадка, прошивка и пробивка.

Штамповку на ГКМ можно выполнять за несколько проходов в отдельных ручьях, оси которых расположены горизонтально одна над другой. Каждый переход выполняется за один рабочий ход машины.

Схема гидравлического пресса дляковки показана на рисунке 13.9. Эти машины – статического действия, продолжительность деформации составляет от единиц до десятков секунд. Чтобы преодолеть сопротивление со стороны заготовки при ее деформировании, в рабочие цилиндры гидравлических прессов подают жидкость высокого давления (до 32 МПа и более). Скорость перемещения подвижной поперечины редко превышает 30 см/с, поэтому кинетическая энергия поступательного движения подвижных частей пресса очень мала по сравнению с накапливаемой жидкостью потенциальной энергией и ею обычно пренебрегают.

Принцип действия гидравлического пресса состоит в том, что под давлением жидкости, являющейся носителем энергии (рабочим телом), плунжер 2 выталкивается из рабочего цилиндра 1, перемещает подвижную поперечину 6 с установленным на ней верхним бойком 3 и после упора в заготовку, расположенную на столе, пластически деформирует ее.

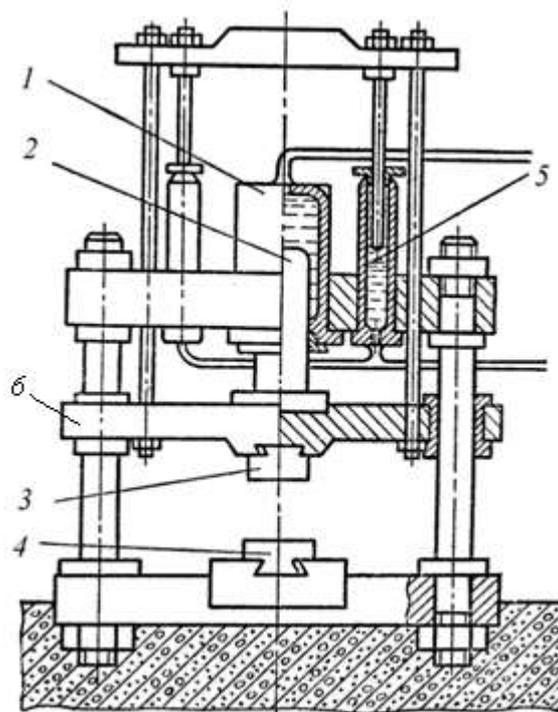


Рис. 13.9. Принципиальная схема гидравлического пресса:

- 1 – рабочий цилиндр; 2 – плунжер; 3 – верхний боек;
- 4 – нижний боек; 5 – возвратный цилиндр; 6 – подвижная поперечина

Подвижная поперечина возвращается в исходное положение под давлением жидкости, подаваемой в возвратные цилиндры 5. Описанный принцип действия гидравлического прессы остается неизменным, несмотря на разнообразие технологического назначения, конструктивных форм и типов привода. Усилие современных гидравлических штамповочных прессов достигает 750 МН.

Вопросы для самопроверки

1. *Прокатка. Характеристика процесса, оборудование, инструмент, достоинства и недостатки.*
2. *Прессование. Характеристика процесса, оборудование, инструмент, достоинства и недостатки.*
3. *Волочение. Характеристика процесса, оборудование, инструмент, достоинства и недостатки.*
4. *Ковка. Характеристика процесса, оборудование, инструмент, достоинства и недостатки.*
5. *Объемная штамповка. Характеристика процесса, инструмент, достоинства и недостатки.*
6. *Пламенные нагревательные устройства. Характеристика, оборудование, достоинства и недостатки.*
7. *Способы нагрева заготовок в электронагревательных устройствах. Характеристика, оборудование, достоинства и недостатки.*
8. *Холодная и горячая обработка металлов давлением.*
9. *Листовая штамповка. Характеристика процесса, инструмент, достоинства и недостатки.*
10. *Оборудование для ковки и штамповки. Характеристика и устройство.*

РАЗДЕЛ VI ОБРАБОТКА РЕЗАНИЕМ

14. ХАРАКТЕРИСТИКИ СПОСОБОВ ОБРАБОТКИ РЕЗАНИЕМ, СТАНКИ И ИНСТРУМЕНТЫ

14.1. КЛАССИФИКАЦИЯ И ХАРАКТЕРИСТИКА СПОСОБОВ ОБРАБОТКИ РЕЗАНИЕМ

Классификация способов обработки резанием может быть проведена по таким признакам, как геометрическая определенность (или неопределенность) режущих элементов, расположение обработанных поверхностей (внутренних или внешних), направления движений резания и подачи, способы установки и закрепления заготовок, особенности конструкции режущих инструментов, и др. Схемы некоторых способов лезвийной обработки представлены на рисунке 14.1.

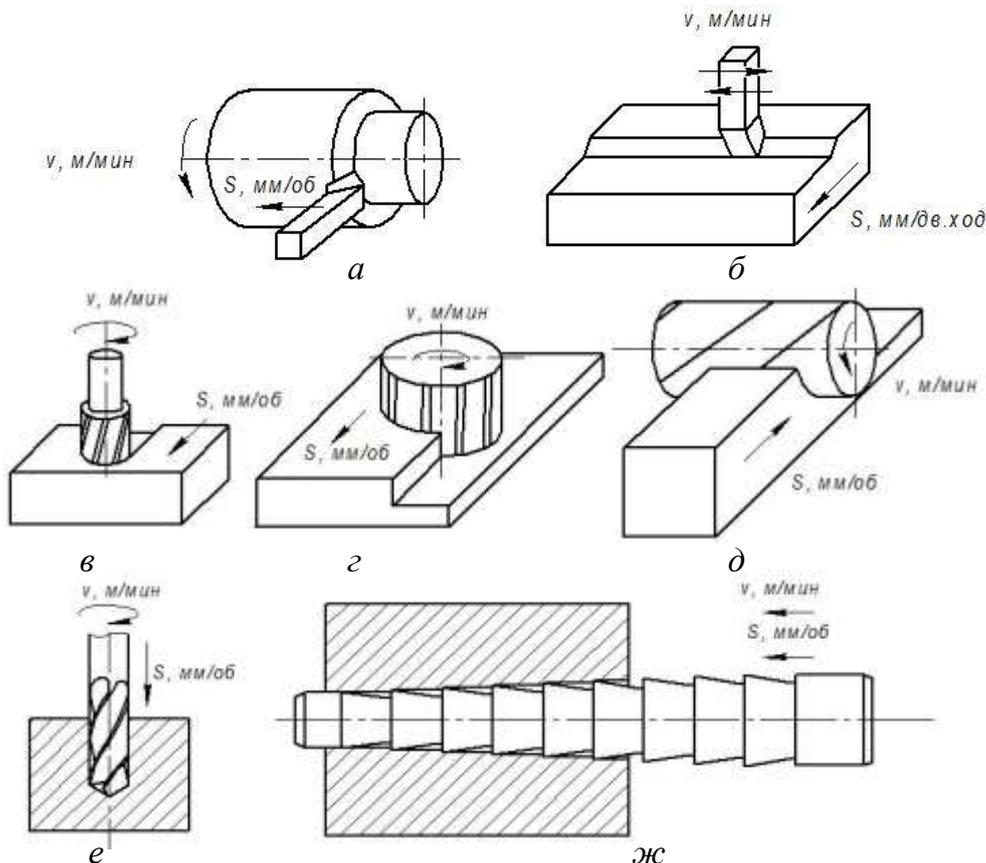


Рис. 14.1. Способы лезвийной обработки:

- a* – продольное точение; *б* – строгание; *в* – фрезерование концевой фрезой;
г – торцовое фрезерование; *д* – фрезерование цилиндрической фрезой;
е – сверление; *ж* – протягивание

Движение резания – это такое относительное движение детали и инструмента, которое без движения подачи осуществило бы только однократный сьем срезаемого слоя за один оборот или ход.

Движение подачи совместно с движением резания обеспечивает многократный или постоянный сьем срезаемого слоя в течение нескольких оборотов или ходов.

Давая определения способам лезвийной обработки, необходимо охарактеризовать движение резания, движение подачи и режущий инструмент.

Под *точением* обычно имеют в виду обработку резцом с замкнутым (чаще всего круговым) движением резания и любым движением подачи в плоскости, перпендикулярной направлению движения резания (рис. 14.2).

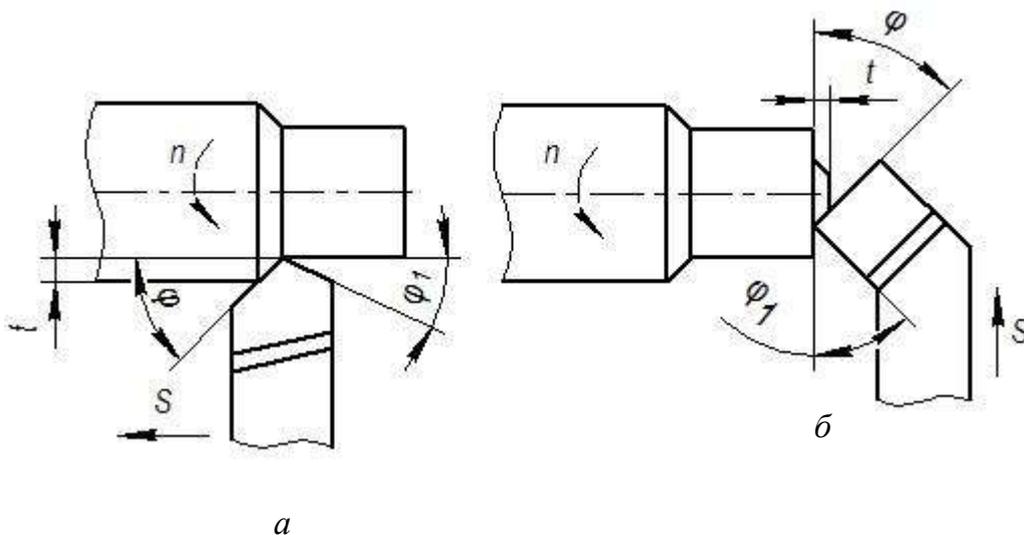


Рис. 14.2. Схемы точения:

а – продольное; б – поперечное точение

При движении подачи вдоль оси вращения детали точение называют *продольным*. Обработанная поверхность в этом случае представляет собой цилиндр.

При *поперечном (торцовом) точении* движение подачи перпендикулярно оси вращения, при токарной обработке цилиндрических, торцовых и конических поверхностей направление подачи составляет с осью вращения постоянный угол. При токарной обработке фасонных поверхностей этот угол изменяется.

Строгание – способ лезвийной обработки при прямолинейном возвратно-поступательном движении резания и дискретном прямолинейном движении подачи, осуществляемом в направлении, перпендикулярном движению резания (рис. 14.3).

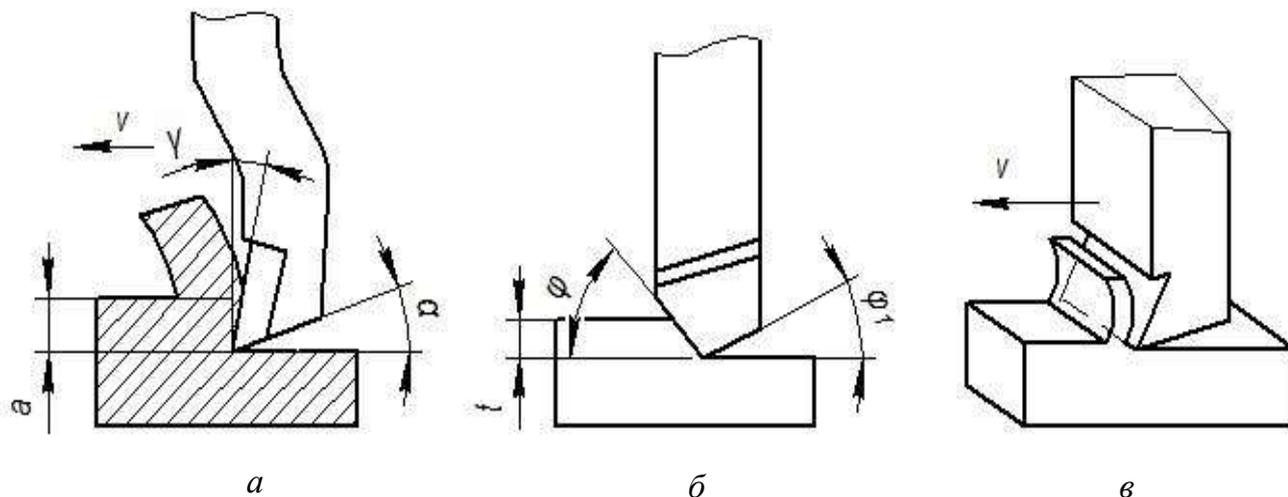


Рис. 14.3. Схема строгания:

a – в плоскости стружкообразования; *б* – в основной плоскости,
в – в плоскости резания

При протягивании (рис. 14.4), нарезании резьбы, зубообработке сьем металла обеспечивается за счет относительного смещения различных режущих кромок (зубьев). В этих случаях имеет место «скрытая» или «конструктивная» подача.

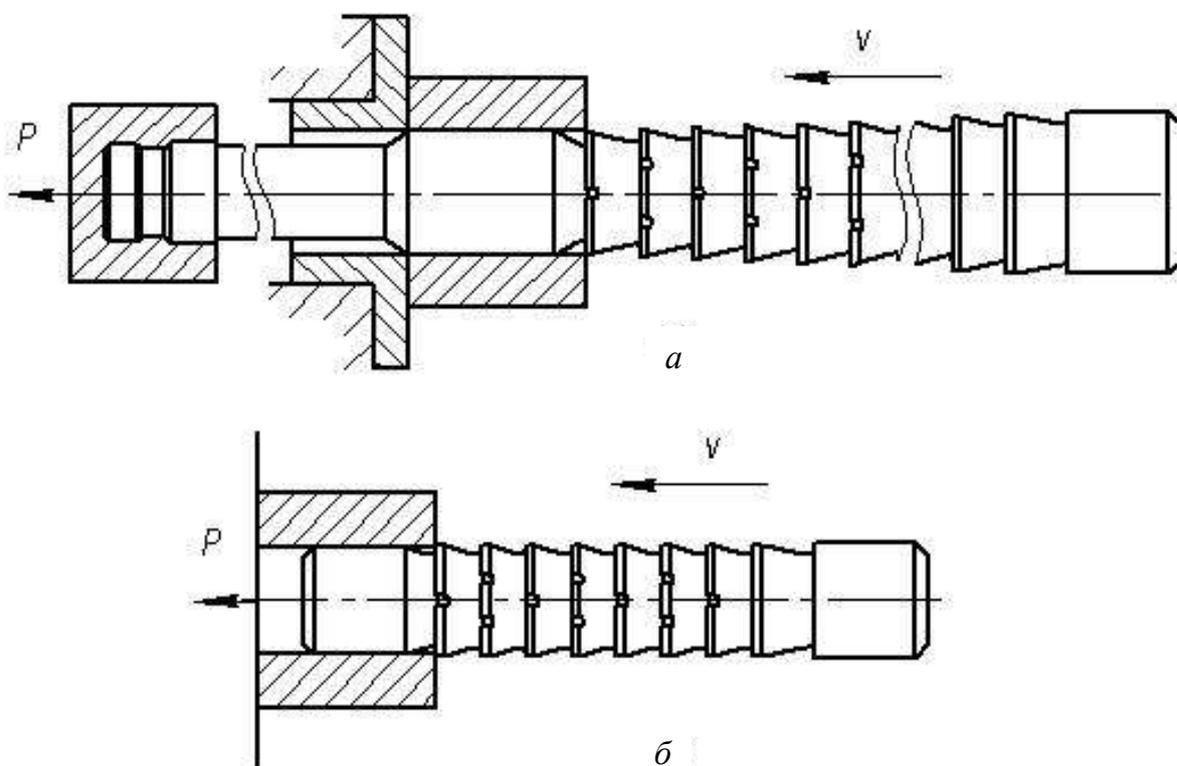


Рис. 14.4. Обработка отверстия протяжкой (*a*) и прошивкой (*б*)

При строгании, точении, сверлении угол контакта θ постоянен и равен 90° . Поэтому эти способы относят к стационарному резанию.

К обработке отверстия с замкнутым круговым движением резания и движением подачи в направлении оси вращения могут быть отнесены сверление, зенкерование, развертывание, растачивание цилиндрических поверхностей. При этом скорости движения резания и подачи перпендикулярны.

В этих случаях несколько различных способов обработки имеют одну и ту же принципиальную кинематическую схему.

Сверление – это обработка отверстия, как правило, в сплошном материале с замкнутым кругообразным движением резания при движении подачи инструмента в направлении оси вращения (рис. 14.5).

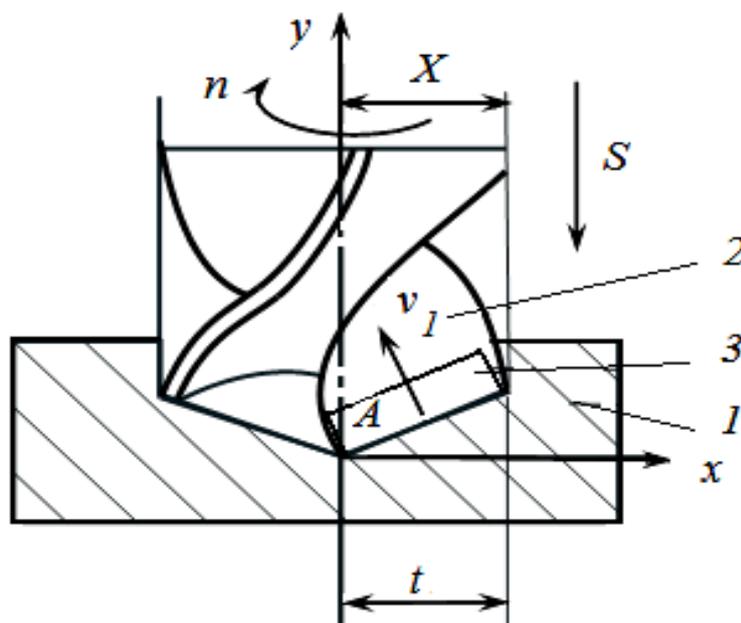


Рис. 14.5. Схема сверления в основной плоскости:
1 – деталь, 2 – сверло, 3 – стружка

Аналогичные определения могут быть даны для зенкерования и развертывания. Отличия состоят лишь в том, что производится обработка отверстий, ранее полученных другими способами (литьем, давлением, сверлением), а также в конструкции режущих инструментов (зенкеров, разверток). Это означает, что эти способы обработки отверстий могут быть осуществлены на одном и том же металлорежущем станке.

Обработку инструментом, которому сообщается вращательное движение резания при любых направлениях подачи в плоскости, перпендикулярной оси вращения (рис. 14.6), называют *фрезерованием*.

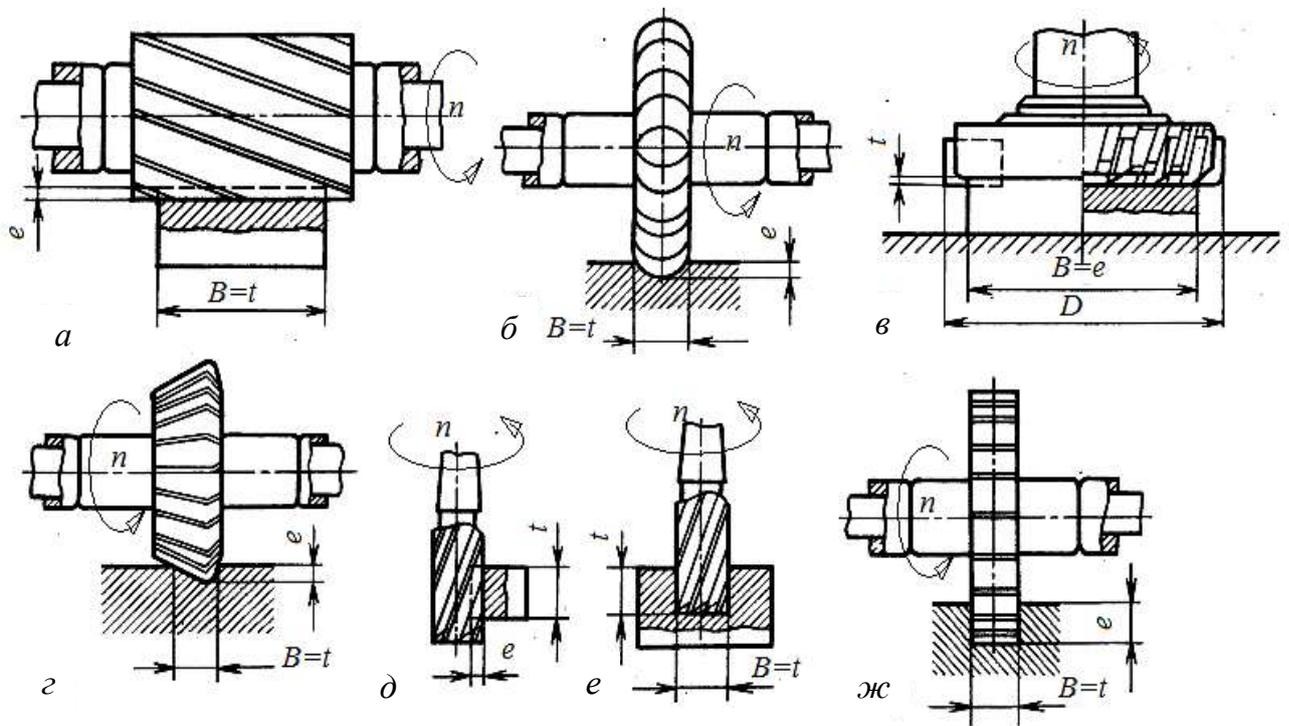


Рис. 14.6. Способы фрезерования:

a – цилиндрической фрезой; *б* – фасонной фрезой; *в* – торцевой фрезой;
г – угловой фрезой; *д*, *е* – концевой фрезой; *жс* – дисковой двухсторонней фрезой

Угол между скоростью резания v и подачей s является угловой координатой, характеризующей положение зуба, его называют **углом контакта** θ (рис. 14.7).

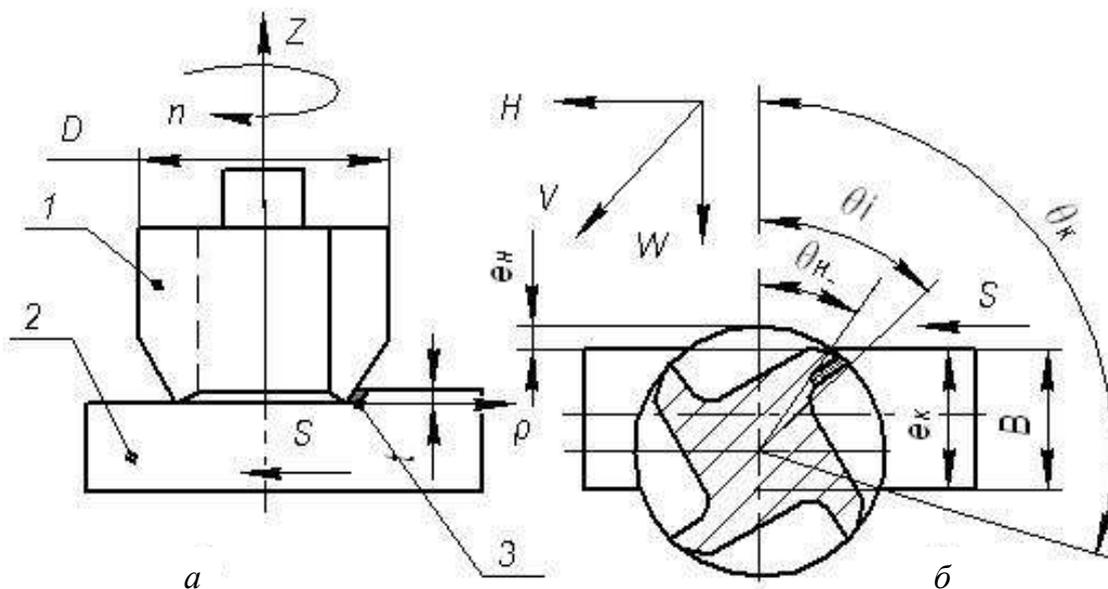


Рис. 14.7. Схема торцевого фрезерования в основной плоскости (*a*),
 в рабочей плоскости (*б*):

1 – фреза; *2* – деталь; *3* – стружка в основной плоскости

Особенностью процессов фрезерования в сравнении со строганием является переменность угла контакта θ . Способы лезвийной обработки с изменяющимся углом θ между скоростью резания v и подачей S относят к *нестационарному резанию*. Это связано с изменением нормальной к скорости резания составляющей подачи S_θ , влияющей на толщину срезаемого слоя.

Фрезерование применяется также для обработки резьб и зубьев. Зубчатые колеса обрабатывают методом копирования профиля (рис 14.8) и методом обкатки (рис. 14.9)

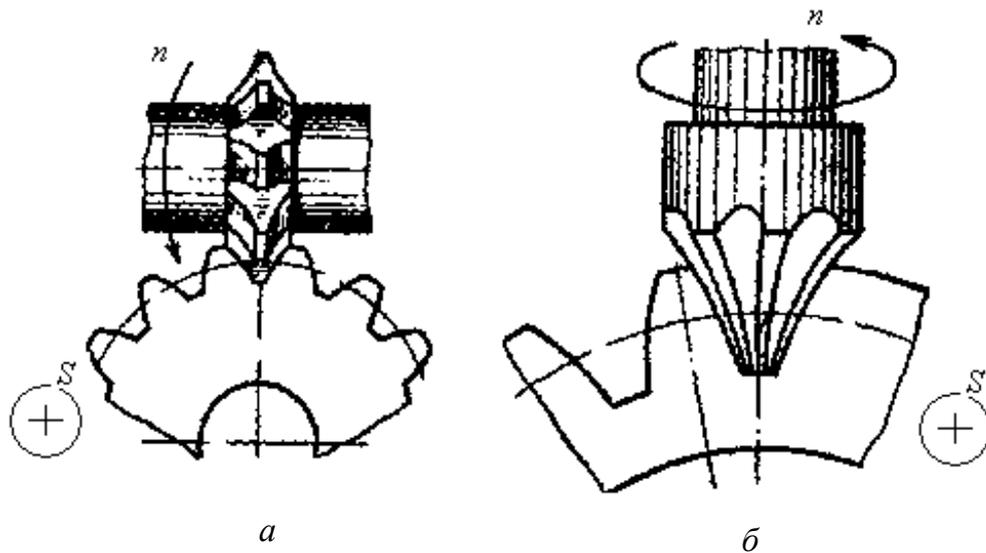


Рис. 14.8. Фрезерование зубчатых колес методом копирования дисковыми (а) и пальцевыми (б) фрезами

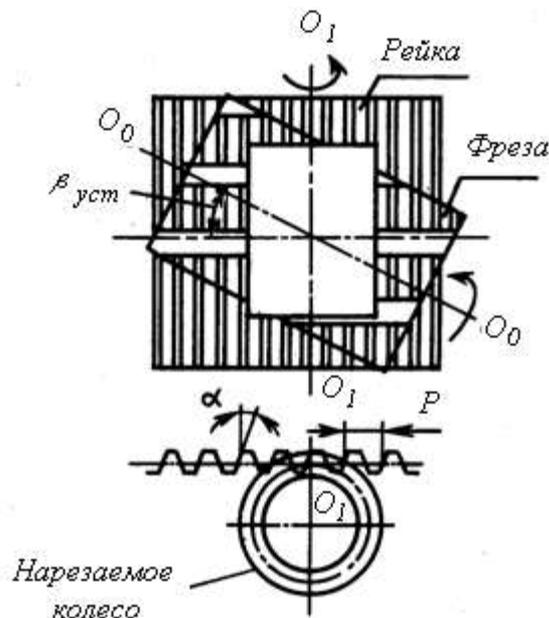


Рис. 14.9. Схема зубонарезания червячной фрезой по методу обкатки зубчатого колеса с рейкой

Червячная фреза изготавливается на базе червяка, на котором прорезаны стружечные канавки. Пересечение стружечных канавок с витками червяка образует рейку. Вращение червяка имитирует перемещение рейки. При этом колесо должно вращаться, обкатываясь с рейкой. Движение подачи фрезы (или колеса) осуществляется вдоль оси вращения нарезаемого колеса.

Шлифование – это обработка инструментом, имеющим много режущих элементов (зерен), геометрическая неопределенность которых образуется большим числом абразивных зерен из природных или синтетических шлифовальных материалов, случайным образом расположенных и сориентированных в абразивном инструменте (шлифовальном круге).

При шлифовании главным движением является вращение шлифовального круга, а перемещение круга в любом направлении относительно детали является движением подачи.

Основными схемами шлифования являются: плоское, круглое, внутреннее (рис. 14.10).

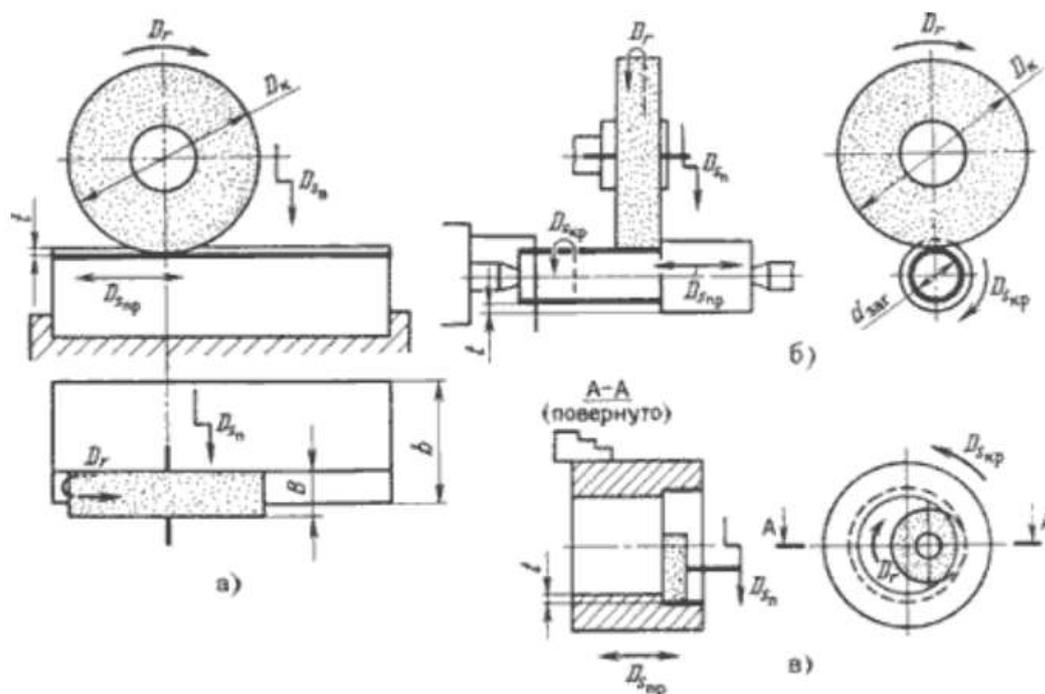


Рис. 14.10. Схемы шлифования:

а – плоское; б – круглое; в – внутреннее

При плоском шлифовании (рис. 14.10,а) возвратно-поступательное движение заготовок необходимо для обеспечения продольной подачи $V_{спр}$.

Для обработки поверхности на всю ширину b заготовка или круг должны иметь поперечную подачу $D_{СП}$, которая осуществляется прерывисто при крайних положениях заготовки в конце продольного хода. Периодически осуществляется движение вертикальной подачи $D_{СВ}$, в крайних положениях заготовки в конце поперечного хода.

Плоское шлифование может осуществляться периферией или торцом шлифовального круга.

При круглом шлифовании (рис. 14.10, б) движение продольной подачи осуществляется возвратно-поступательным перемещением заготовки. Подача $D_{СПр}$ соответствует осевому перемещению заготовки за один ее оборот. Вращение заготовки является движением круговой подачи $D_{Скр}$. Подача $D_{СП}$ на глубину резания происходит при крайних положениях заготовки.

При внутреннем шлифовании (рис. 14.10, в) движения аналогичны круглому шлифованию.

Процесс шлифования характеризуется весьма малыми значениями толщины слоя, срезаемого каждым зерном. Однако благодаря одновременному участию в процессе шлифования большого числа абразивных зерен может быть достигнута относительно высокая производительность резания и небольшая шероховатость обработанной поверхности.

Абразивная обработка существенно расширяет технологические возможности формообразования резанием. Это относится к окончательной обработке деталей с высокими требованиями к точности и шероховатости, прошедших термическую обработку и имеющих высокую твердость. При шлифовании, например, сравнительно легко можно обеспечить допуск до 0,5 мкм по некруглости, до 4 мкм – по точности сопряжения. При обычном шлифовании достигается шероховатость поверхности $Ra = 0,63–1,25$ мкм (7–8-й класс), при тонком шлифовании $Ra = 0,16–0,32$ мкм (9–10-й класс), а при отделочных операциях (притирке, доводке, хонинговании, полировании, суперфинишировании) $Ra = 0,04–0,08$ мкм (11–12-й класс) и выше.

14.2. МЕТАЛЛОРЕЖУЩИЕ СТАНКИ

Различные способы обработки резанием осуществляются на соответствующих металлорежущих станках. Металлорежущие станки принято делить на следующие группы: токарные, сверлильные, фрезерные, стро-

гальные и долбежные, протяжные станки, для разрезания пилами, шлифовальные, хонинговальные, доводочные, зуборезные, резьбонарезные и др.

Основные виды *токарных станков*: универсальные, револьверные, токарные автоматы, токарно-копировальные, токарно-карусельные, токарные лобовые, специальные.

В универсальных токарных станках движение резания $D_{\text{дв. резания}}$ сообщается заготовке, а движение подачи $D_{\text{дв. подачи}}$ – инструменту (рис. 14.11). Станки предназначены для обработки деталей типа валов, дисков, которые закрепляют в центрах, в патроне или на планшайбе.

Универсальные токарные станки имеют, как правило, горизонтальное расположение шпинделя.

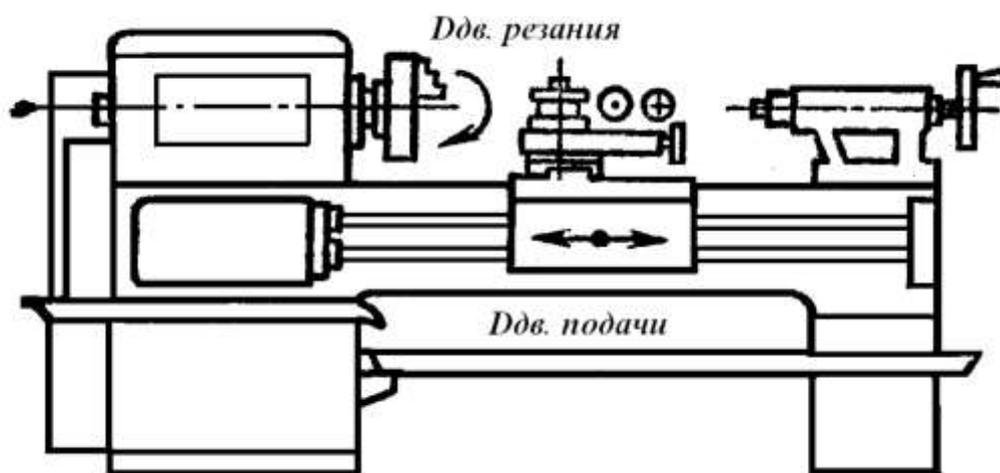


Рис. 14.11. Универсальный токарный (токарно-винторезный) станок

Важными геометрическими параметрами являются высота центров, определяющая максимальный диаметр обрабатываемой детали, и расстояние между центрами, определяющее наибольшую длину обрабатываемой детали. Перемещение инструмента в продольном направлении, как правило, осуществляется на большую длину, чем в поперечном. Универсальные токарно-винторезные станки имеют ходовой винт и ходовой валик. Ходовой винт используется для более точного согласованного с вращением детали перемещения инструмента при нарезании резьбы.

Основное назначение сверлильных станков – обработка отверстий в заготовках деталей (рис. 14.12). Для этих станков характерно вращательное главное движение V и поступательное движение подачи S . Как правило, оба эти движения совершает инструмент. Сверлильные станки можно разделить на вертикальные и горизонтальные, одно- и многошпиндель-

ные, переносные и стационарные, радиально-сверлильные, для глубокого сверления и др.

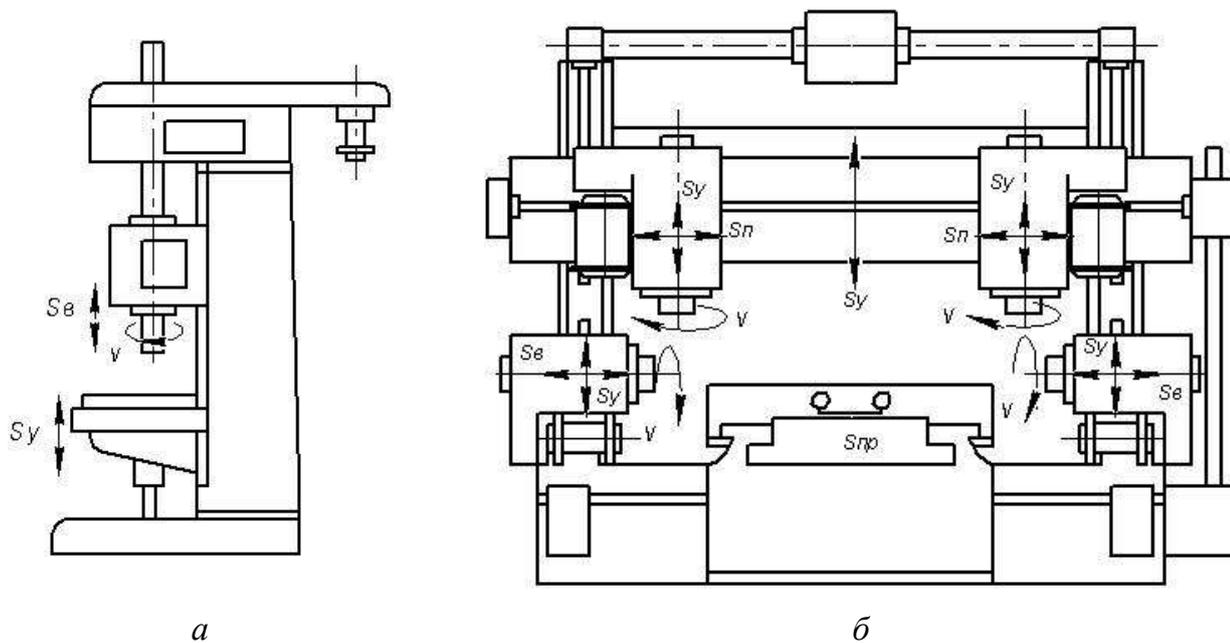


Рис. 14.12. Некоторые типы сверлильных станков:
а – вертикально-сверлильный; б – радиально-сверлильный

Вертикально-сверлильные станки (рис. 14.12, а) являются широкоуниверсальными станками, используемыми во всех отраслях промышленности. В зависимости от типоразмера станка позволяют получать отверстия диаметром до 100 мм.

Радиально-сверлильные станки (рис. 14.12, б) предназначены для обработки отверстий в крупногабаритных заготовках.

Координатно-расточные станки имеют системы измерения перемещений, которые позволяют с высокой точностью позиционировать инструмент по осям X, Y, Z. Координатно-расточные станки, оснащенные числовым программным управлением, называют *многооперационными станками* или *обрабатывающими центрами*.

Фрезерные станки предназначены для обработки резанием с помощью вращающегося инструмента с одной или несколькими режущими кромками (зубьями). Для фрезерования характерно непрерывное вращательное главное движение инструмента и поступательное движение подачи заготовки.

Консольные фрезерные станки (горизонтально-фрезерные и вертикально-фрезерные) (рис. 14.13, а, б) состоят, как правило, из вертикальной

станины, отливаемой вместе с плитой основания, и консоли, которая может перемещаться в вертикальном направлении.

Продольно-фрезерные станки (рис. 14.13, в) предназначены для обработки крупногабаритных деталей в основном торцовыми фрезами.

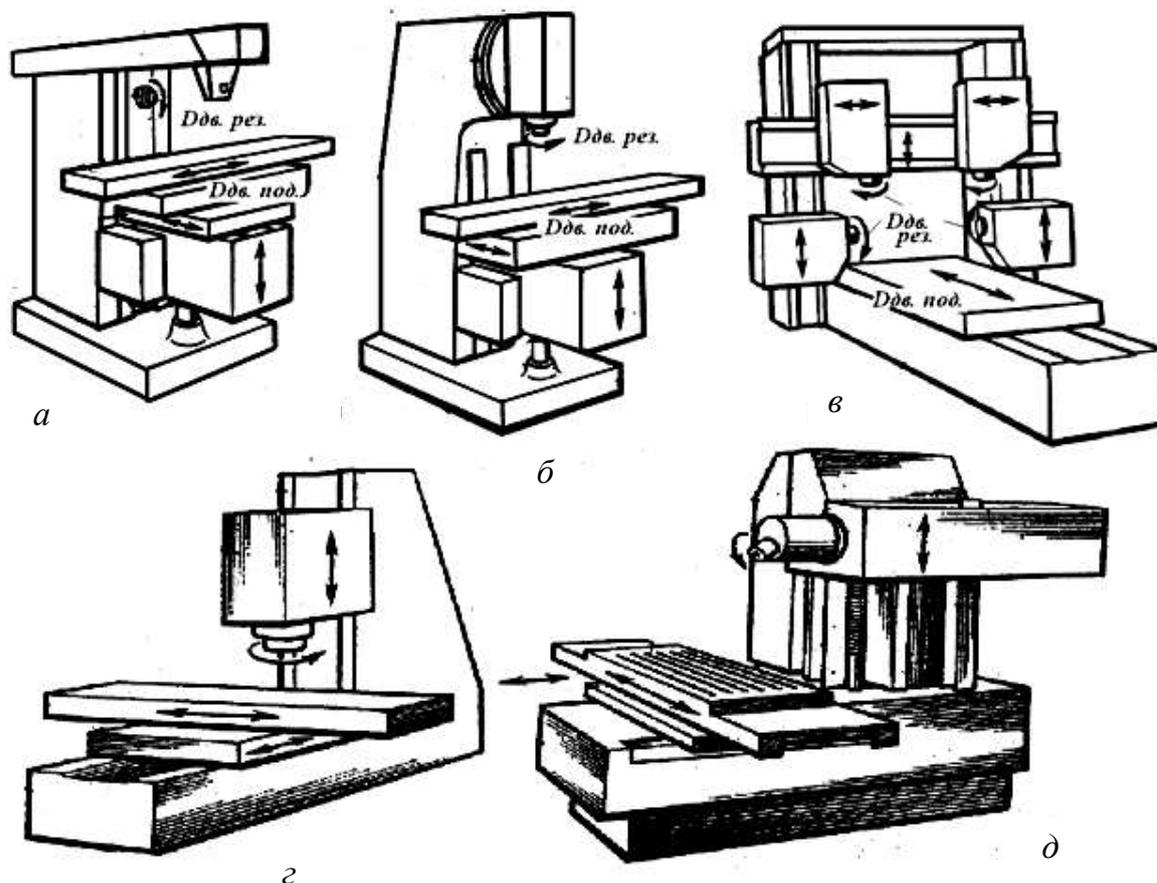


Рис. 14.13. Фрезерные станки:

- а – консольный вертикально-фрезерный;
- б – консольный горизонтально-фрезерный;
- в – продольно-фрезерный;
- г – бесконсольный вертикальный;
- д – бесконсольный горизонтальный

На консоли выполняются направляющие, обеспечивающие возможность поперечных перемещений промежуточной плиты вместе со столом станка, а также направляющие для продольных перемещений стола. Для большей жесткости консоль часто снабжают дополнительной опорой.

Консольные фрезерные станки имеют недостаточную жесткость (особенно в крайних положениях стола) и поэтому преобладают в парке малых фрезерных станков с приводом главного движения менее 25 кВт.

Универсальные инструментальные фрезерные станки оснащаются поворотной фрезерной головкой и поворотным столом и имеют мощности до 15 кВт.

В тех случаях, когда необходимы более высокая жесткость, простая загрузка деталей и высокая грузоподъемность стола применяют *бесконсольные фрезерные станки* (рис.14.13, *г, д*). Жесткость таких станков значительно выше, чем консольных. В продольном направлении она составляет около 65 Н/мкм, в поперечном – около 125 Н/мкм. Точность позиционирования на станках с ЧПУ находится в пределах 20–40 мкм на длине перемещения 1 м.

Многооперационные станки с ЧПУ имеют, по крайней мере, три линейные оси с числовым контурным управлением и одну или две оси вращения инструмента (рис. 14.14). На этих станках могут выполняться операции сверления, растачивания и фрезерования. Для автоматической смены инструмента предусмотрен инструментальный магазин. При необходимости станок оснащается системой автоматической смены деталей. Весь технологический процесс обработки детали управляется системой ЧПУ. Многооперационные станки являются основой гибких автоматизированных производств.

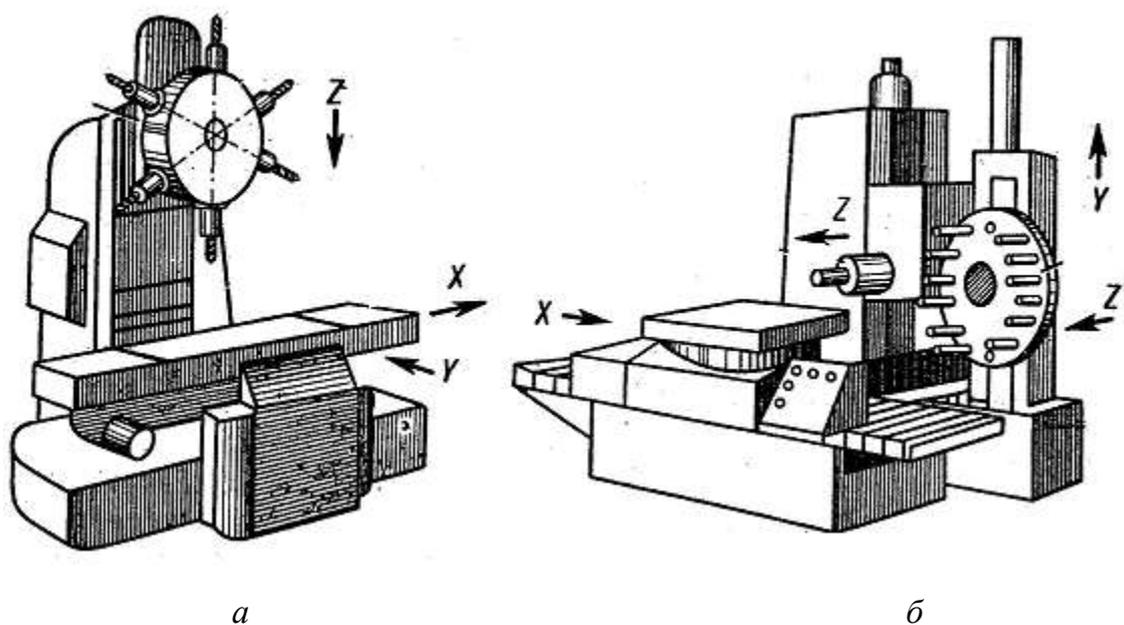


Рис. 14.14. Вертикальный (а) и горизонтальный (б) многооперационные станки

14.3 РЕЖУЩИЕ ИНСТРУМЕНТЫ, ДЕЙСТВИТЕЛЬНЫЕ УГЛЫ РЕЖУЩЕГО ЛЕЗВИЯ

Лезвийные режущие инструменты чрезвычайно разнообразны. В качестве примеров рассмотрим некоторые из них.

Резцы – одни из наиболее распространенных режущих инструментов. Основные типы резцов: проходные, подрезные, расточные и отрезные

(рис. 14.15). По конструкции они могут быть напайными или с механическим креплением сменных многогранных режущих пластин.

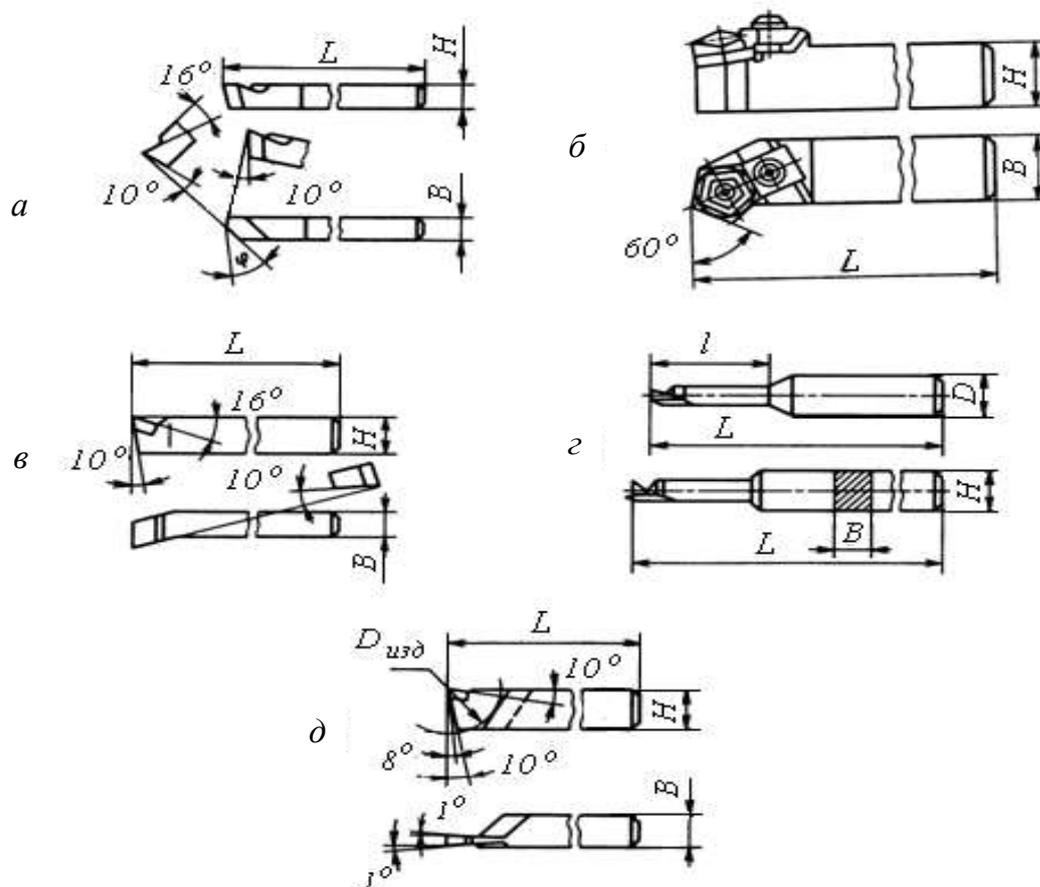


Рис. 14.15. Токарные резцы:

а – проходной; *б* – проходной резец с механическим креплением твердосплавной пластины; *в* – подрезной; *г* – расточной; *д* – отрезной

Для обработки отверстий используются осевые инструменты: сверла, зенкеры, развертки, расточные головки. Кинематика способов обработки этими инструментами характеризуется вращательным движением резания инструмента (или заготовки) и поступательным перемещением подачи инструмента по оси вращения.

Сверла – осевые режущие инструменты, предназначенные для образования отверстий в сплошном материале, а также для рассверливания отверстий, предварительно полученных сверлением, литьем, обработкой давлением. Основные типы сверл – перовые, спиральные (с винтовыми канавками), специальные (для сверления глубоких отверстий, кольцевые, комбинированные и др.). Наибольшее распространение получили спиральные сверла (рис. 14.16, *а*).

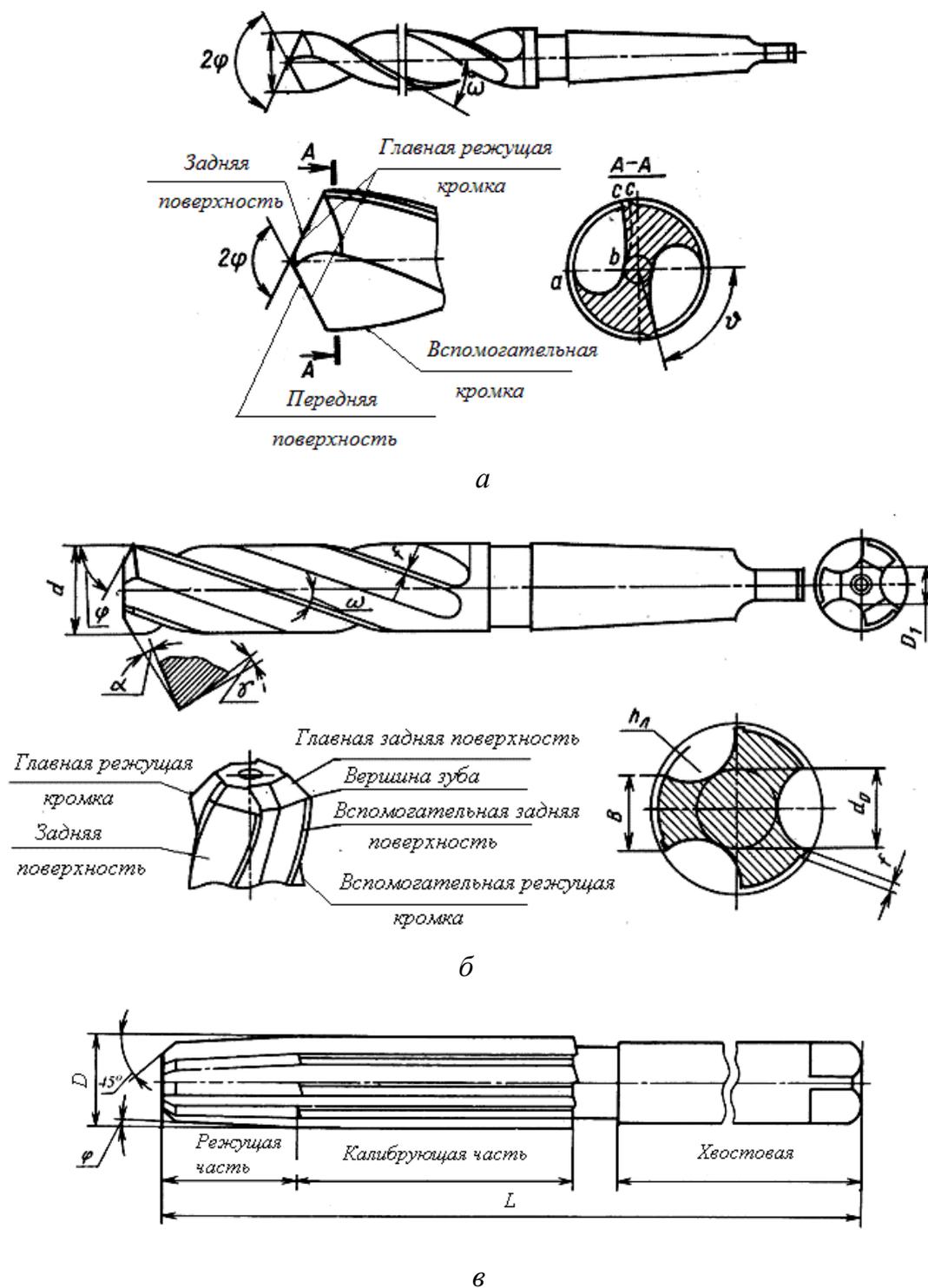


Рис. 14.16. Основные геометрические параметры:
 а – спирального сверла; б – зенкера; в - развертки

Зенкеры – осевые многолезвийные режущие инструменты для промежуточной или окончательной обработки отверстий, предварительно полученных сверлением, литьем, обработкой давлением (рис. 14.16, б).

Развертки – осевые многолезвийные режущие инструменты для окончательной обработки отверстий (рис. 14.16, в).

Фрезы – многозубые режущие инструменты с вращательным относительно оси инструмента движением резания и любым движением подачи в плоскости, перпендикулярной оси вращения (рис. 14.17).

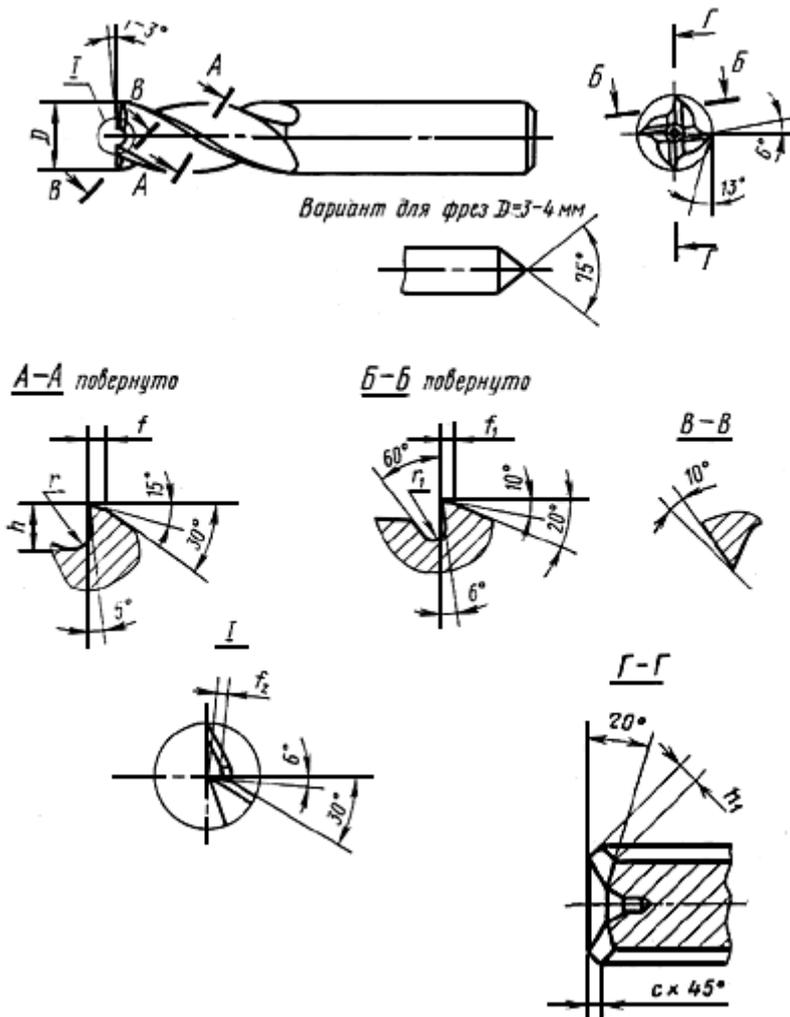


Рис. 14.17. Основные геометрические параметры концевой фрезы

Метчики – инструменты для нарезания резьбы в отверстиях (рис. 14.18 а, б).

Плашки – инструменты для нарезания наружных резьб (рис. 14.18 в).

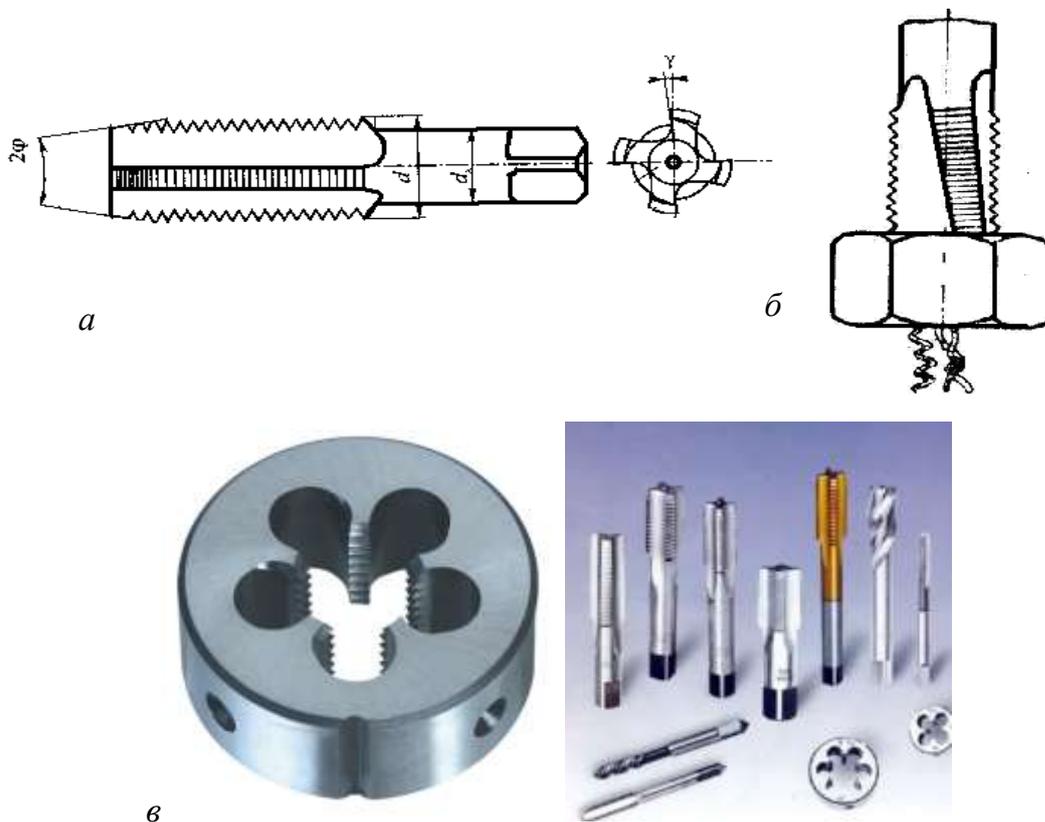


Рис. 14.18. Метчик (а) и схема нарезания резьбы метчиком (б); в – плашка

Для определения действительных углов режущего лезвия, параметров сечения срезаемого слоя используются следующие координатные плоскости: *основная, рабочая, плоскость резания и плоскость стружкообразования*.

Основная плоскость перпендикулярна скорости действительного главного движения (рис. 14.19).

Рабочая плоскость содержит векторы скорости резания v и подачи S .

Плоскость резания проводится через режущую кромку и скорость резания v . Если режущая кромка криволинейная, то плоскость резания касается режущего лезвия в рассматриваемой точке.

Плоскость стружкообразования (для всей стружки) проходит через перпендикуляр к режущей кромке в плоскости резания и через вектор схода стружки v_1 . В данной точке режущей кромки (для элементарного участка стружки шириной Δb) плоскость стружкообразования перпендикулярна режущей кромке.

Действительные углы режущего лезвия: угол в плане, задний угол, угол наклона режущей кромки и передний угол – определяются соответ-

ственно в основной плоскости, рабочей плоскости, плоскости резания и плоскости стружкообразования.

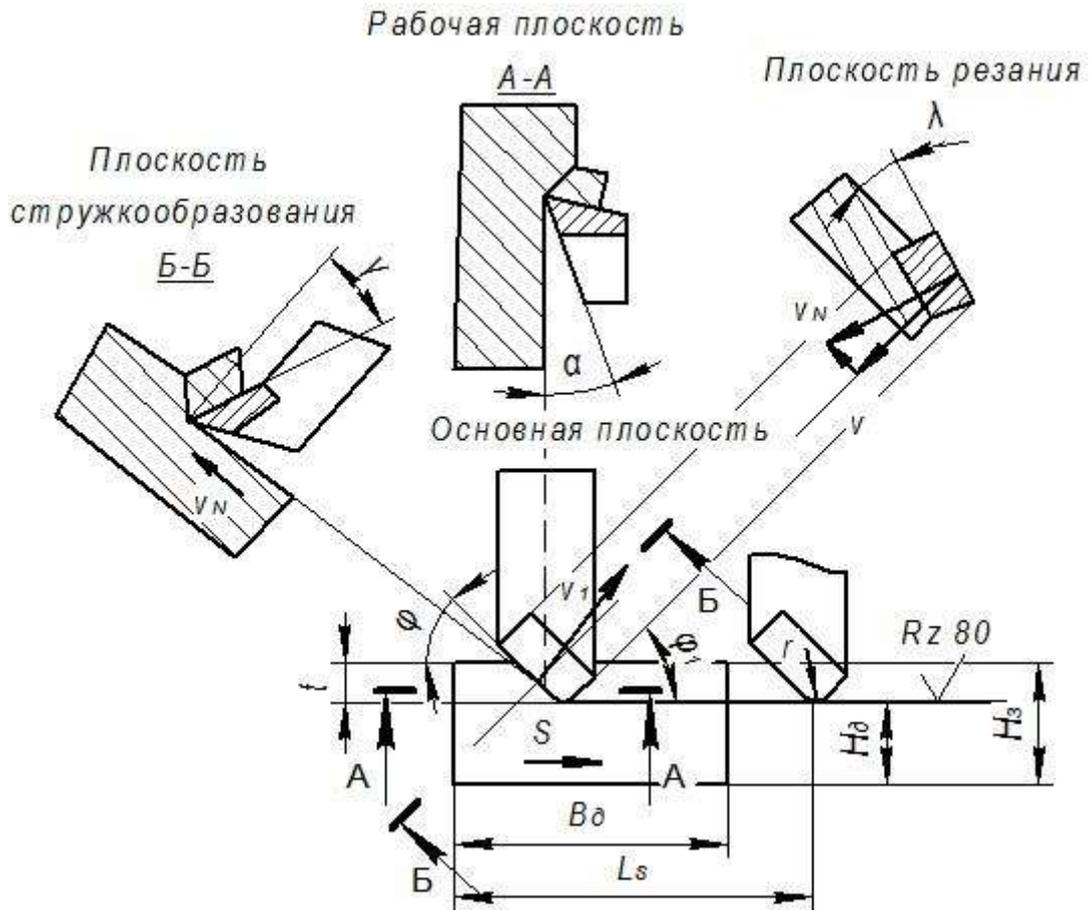


Рис. 14.19. Действительные углы режущего лезвия при строгании

Действительный угол в плане φ измеряют в основной плоскости между проекцией режущей кромки и рабочей плоскостью. В этой же плоскости измеряют и радиус r при вершине (радиус закругления вершины).

Действительный задний угол α измеряют в рабочей плоскости как угол между задней поверхностью и направлением вектора скорости движения резания.

В плоскости резания измеряют угол наклона режущей кромки λ между режущей кромкой и основной плоскостью. Положительным считается угол λ , если вершина резца – самая низкая точка режущей кромки.

При крупных сечениях срезаемого слоя пластину располагают под углом наклона главной режущей кромки ($\lambda \approx 5^\circ$). Положительные углы наклона режущей кромки способствуют возникновению в режущей пластине благоприятных сжимающих напряжений, что необходимо для уве-

личения хрупкой прочности режущей пластины. При этом образующаяся стружка упирается в обработанную поверхность детали, что способствует стружколоманью.

При фрезеровании цилиндрической фрезой (рис. 14.20) угол λ наклона режущей кромки является углом наклона винтового зуба. Соответственно для прямозубой фрезы угол λ равен нулю.

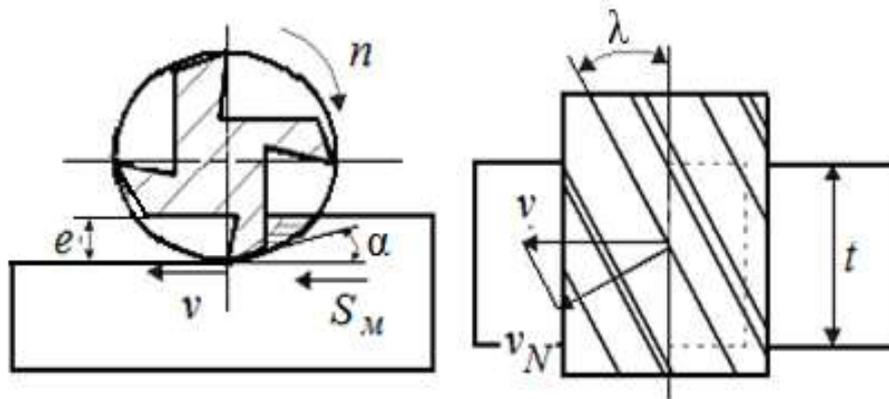


Рис. 14.20. Схема фрезерования цилиндрической фрезой с винтовым зубом

Действительный передний угол γ_o измеряют в плоскости стружкообразования как угол между основной плоскостью и направлением вектора скорости v_l схода стружки. Направление схода стружки в плоскости стружкообразования зависит от многих факторов и может существенно изменяться при изменении условий резания. Увеличение действительного переднего угла γ_o может быть вызвано возникновением на режущем лезвии наростов или застойных зон.

14.4. ХАРАКТЕРИСТИКИ РЕЖИМА РЕЗАНИЯ И СЕЧЕНИЯ СРЕЗАЕМОГО СЛОЯ

К числу основных характеристик режима резания относятся *глубина резания t и глубина врезания e , подачи на оборот S_0 , на зуб S_z , минутная подача S_m , скорость резания v .*

Глубина резания t характеризует величину врезания режущей кромки, измеренную перпендикулярно рабочей плоскости. При прямых срезах, т. е. при $t/\sin \varphi > s$, глубина резания вместе с углом в плане определяет ширину срезаемой стружки (рис. 14.2, а).

При обратных срезах, т. е. при $t/\sin \varphi < s$, глубина резания более тесно связана с толщиной срезаемого слоя.

При торцовом фрезеровании на вертикально фрезерном станке (см. рис. 14.6) рабочая плоскость расположена горизонтально и глубина резания измеряется перпендикулярно этой плоскости, т. е. вдоль оси вращения фрезы. При цилиндрическом фрезеровании (рис. 14.6) рабочая плоскость расположена вертикально. Глубина резания и в этом случае измеряется вдоль оси вращения фрезы, но в горизонтальной плоскости.

Глубина врезания e измеряется в рабочей плоскости в направлении, перпендикулярном подаче. Этот параметр рассматривают только для таких способов обработки, в которых угол между векторами скорости резания и подачи изменяется, например для торцового и цилиндрического фрезерования. Глубина врезания инструмента e вместе с его диаметром D характеризует путь режущего лезвия за один оборот, часть траектории, при прохождении которой зуб находится в контакте с деталью.

Подача характеризуется несколькими различными параметрами. Скорость подачи, как правило, измеряют в миллиметрах в минуту (мм/мин) и называют *минутной подачей S_m* . Кроме минутной подачи S_m , используют *подачу S_0 на один оборот инструмента (или детали)* (мм/об) или *подачу на один двойной ход* (мм/дв. ход), а также подачу на одно режущее лезвие или зуб (мм/зуб) – *подачу на зуб S_z* .

Все три перечисленные характеристики измеряют в направлении движения подачи S_m , а следовательно, в рабочей плоскости. Они связаны между собой следующими соотношениями:

$$S_0 = \frac{S_m}{n}; \quad (14.1)$$

$$S_z = \frac{S_0}{Z} = \frac{S_m}{nZ}, \quad (14.2)$$

где n – частота вращения; Z – число зубьев (режущих лезвий) инструмента.

Поскольку в общем случае подача не перпендикулярна скорости резания v и, следовательно, не обязательно находится в основной плоскости, целесообразно рассматривать также *нормальную к скорости резания составляющую подачи S_z – подачу S_θ* :

$$S_{\theta} = S_Z \sin \theta. \quad (14.3)$$

Для точения, например:

$$S_{\theta} = S_Z = S_0 = S, \quad (14.4)$$

а минутная подача

$$S_m = Sn. \quad (14.5)$$

Скорость резания v при вращательном движении инструмента или детали рассчитывается по формуле

$$v = \frac{\pi D n}{1000}, \quad (14.6)$$

где D и n – диаметр и частота вращения инструмента или детали.

При прямолинейном движении, например при строгании с длиной хода ползуна L и частотой n , скорость резания v определяется следующим образом:

$$v = \frac{2Ln}{1000}. \quad (14.7)$$

При значительном превышении длины главной режущей кромки в сравнении с длиной зачищающей (вспомогательной) кромки, т. е. при

$$\frac{t}{\sin \varphi} \gg S, \quad (14.8)$$

отклонением скорости v_l от нормали можно пренебречь ($v = 0$), а угол ψ между диагональю AC и подачей считать равным углу в плане φ . При этом приближенное (статическое) значение ширины срезаемого слоя b_c вычисляется по простой формуле

$$b = b_c = \frac{t}{\sin \varphi}. \quad (14.9)$$

При косоугольном резании (т. е. когда угол λ не равен нулю) ширина срезаемого слоя будет несколько больше:

$$b = b_c = \frac{t}{\sin \psi \cos \lambda}. \quad (14.10)$$

Толщина срезаемого слоя a может быть охарактеризована действительной толщиной a_d , действительной максимальной толщиной a_m , действительной средней толщиной a_{cp} , и статической толщиной срезаемого слоя a_c .

Действительная толщина срезаемого слоя a_d измеряется в основной плоскости в направлении скорости стружки v_l , т. е. перпендикулярно диагонали сечения срезаемого слоя. Поскольку в направлении скорости v_l расстояние между ломаными линиями ABC и ADC переменное, то и действительная толщина срезаемого слоя может быть переменной по ее ширине.

При прямоугольном резании ($\lambda = 0$) и выполнении условия (14.10) толщина срезаемого слоя приближенно оценивается статической толщиной срезаемого слоя $a_c = BF$, измеренной в направлении нормали к проекции главной режущей кромки:

$$a = a_c = S \sin \varphi. \quad (14.11)$$

При свободном резании (одной прямолинейной режущей кромкой), а также при несвободном резании, не вызывающем отклонения вектора стружки v_l от нормали к проекции главной режущей кромки на основную плоскость (например, при отрезке, сверлении и др.), используют статические значения толщины и ширины срезаемого слоя ($\psi = \varphi$; $v = 0$).

Рассмотрим определение толщины срезаемого слоя при скрытой (конструктивной) подаче, например при нарезании резьбы метчиком (рис. 14.21).

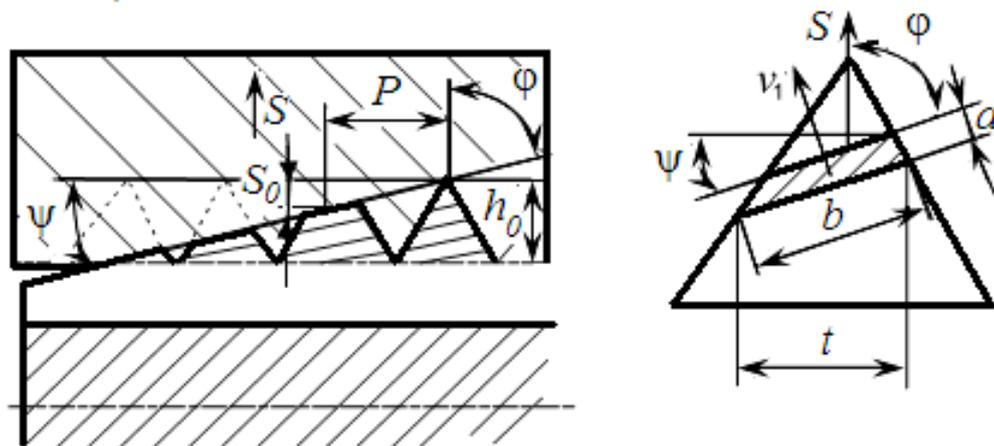


Рис. 14.21. Схема к определению параметров сечения срезаемого слоя при нарезании резьбы метчиком

Будем считать направление скрытой (конструктивной) подачи S перпендикулярным оси метчика. При этом глубина резания t должна измеряться перпендикулярно рабочей плоскости, т. е. в направлении оси метчика.

За один оборот метчика подъем зуба равен подаче S_0 , мм/об:

$$S_0 = p \operatorname{tg} \psi, \quad (14.12)$$

где p – шаг резьбы, ψ – угол заборного конуса метчика.

Поскольку на одном витке резьбы метчика число режущих элементов равно числу зубьев (или перьев) Z , то подача на зуб

$$S_Z = \frac{S_0}{Z} = \frac{p \operatorname{tg} \psi}{Z}. \quad (14.13)$$

С учетом формул (14.11) и (14.13) *толщина срезаемого слоя при нарезании резьбы метчиком*

$$a = S_Z \sin \varphi = S_Z \sin (\pi/2 - \psi) = \frac{p}{Z} \sin \psi. \quad (14.14)$$

Сведения о толщине срезаемого слоя при нарезании резьбы метчиками необходимо учитывать при конструировании метчиков. Так, для машинных метчиков при обработке сталей толщина срезаемого слоя не должна превышать 0,03–0,05 мм, а при обработке чугуна 0,04–0,07 мм.

Рассмотрим определение характеристик режима резания на примере наружного круглого шлифования (рис. 14.22).

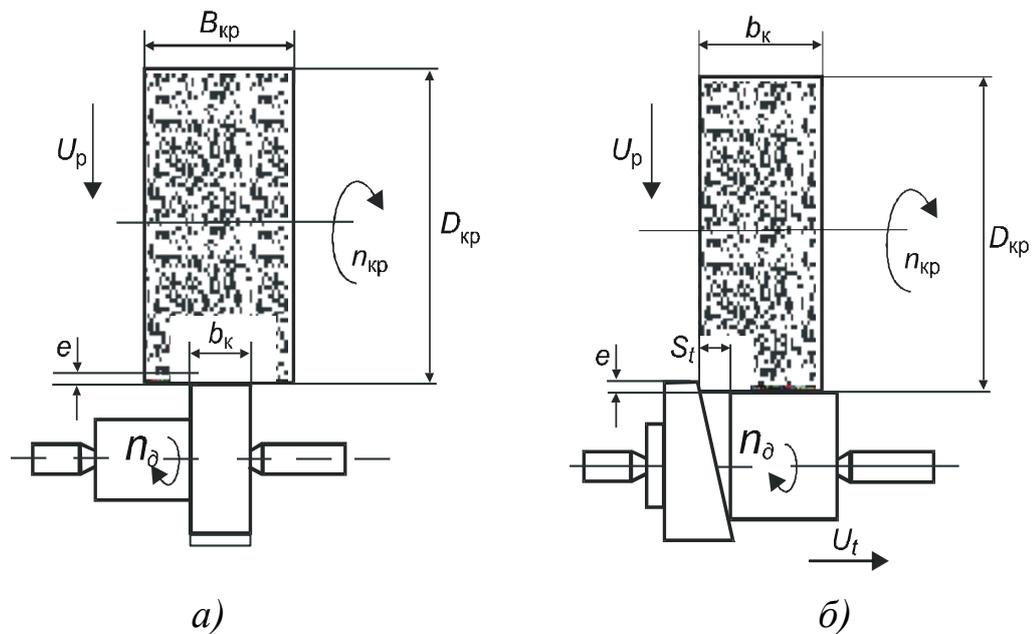


Рис. 14.22. Параметры наружного круглого шлифования:

a – врезного, *б* – продольного

При наружном круглом шлифовании используются:

ширина шлифовального круга $B_{кр}$;

ширина контакта шлифовального круга $b_к$;

скорость резания или окружная скорость шлифовального круга, м/с:

$$v_{кр} = \frac{\pi D_{кр} n_{кр}}{60000}, \quad (14.15)$$

где $D_{кр}$ – диаметр круга, мм; $n_{кр}$ – частота вращения круга, об/мин;

окружная скорость детали или скорость круговой подачи, м/мин:

$$U_{\partial} = \frac{\pi D_{\partial} n_{\partial}}{1000}, \quad (14.16)$$

где D_{∂} – диаметр детали, мм; n_{∂} – частота вращения детали, об/мин;

продольная подача круга (или детали) на один оборот детали, мм/об:

$$S_t = \frac{U_t}{n_{\partial}}, \quad (14.17)$$

где U_t – скорость продольной подачи, мм/мин;

поперечная подача врезания круга на один оборот детали, мм/об:

$$S_p = \frac{U_p}{n_{\partial}}, \quad (14.18)$$

где U_p – скорость поперечной подачи (врезания), мм/мин.

При наружном круглом продольном или врезном шлифовании поперечная подача на один оборот детали является также глубиной врезания, т. е. $S_p = e$. Глубина резания измеряется в направлении, перпендикулярном рабочей плоскости, т. е. $t = S_t$. Если рабочая ширина круга больше подачи S_b , то вычисляют коэффициент перекрытия при шлифовании $K_b = b_k / S_t$.

14.5. СИЛЫ РЕЗАНИЯ

К технологическим силовым характеристикам точения относят составляющую силы резания P_z , направленную по скорости резания v , проекцию P_x силы резания на направление подачи S , перпендикулярную названным направлениям силу P_y , а также крутящий момент $M_{кр}$ и мощность резания N_e .

Сила P_x (рис. 14.23) нагружает механизм подачи станка и ограничивается прочностью наиболее слабых звеньев этого механизма. Сила P_y отжимает резец в направлении, перпендикулярном обработанной поверхности. Величина этой силы ограничивается требованиями к точности обработки, а также виброустойчивостью процесса резания.

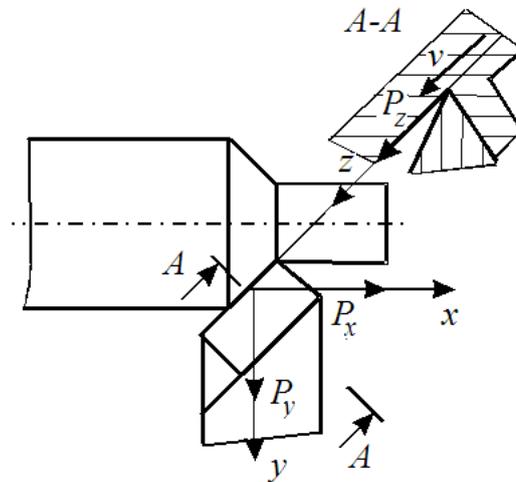


Рис. 14.23. Схема технологических осей x, y, z и технологических составляющих P_x, P_y, P_z силы резания при продольном точении

Силу P_z , перпендикулярную основной плоскости, часто называют *главной составляющей силы резания*. Это связано с тем, что она, как правило, превышает по величине силы P_x и P_y и, кроме того, совпадая по направлению со скоростью резания, определяет мощность резания N_e , кВт:

$$N_e = P_z(v/60) \cdot 10^{-3}. \quad (14.19)$$

Вместе с диаметром D обработки сила P_z определяет также крутящий момент, Н·м:

$$M_{кр} = P_z \cdot D / 2. \quad (14.20)$$

Силы P_x, P_y, P_z , крутящий момент $M_{кр}$, мощность резания N_e необходимо знать при определении допустимых режимов резания, а также при проектировании станков, приспособлений и металлорежущих инструментов.

При сверлении, зенкеровании, развертывании в качестве технологических составляющих используется осевая сила и крутящий момент. При торцовом фрезеровании с вертикальной осью вращения фрезы используют крутящий момент, осевую силу P_w (вертикальную) и две силы в горизонтальной плоскости – силу подачи P_H и перпендикулярную ей силу P_V .

Физические составляющие силы резания относят к тем площадкам (или зонам), где они в действительности возникают, т. е. к условной плоскости сдвига, к передней и задней поверхностям режущего инструмента и застойной зоны. Таким образом, при этом отдельно учитываются силы на передней и задней поверхностях инструмента (рис. 14.24).

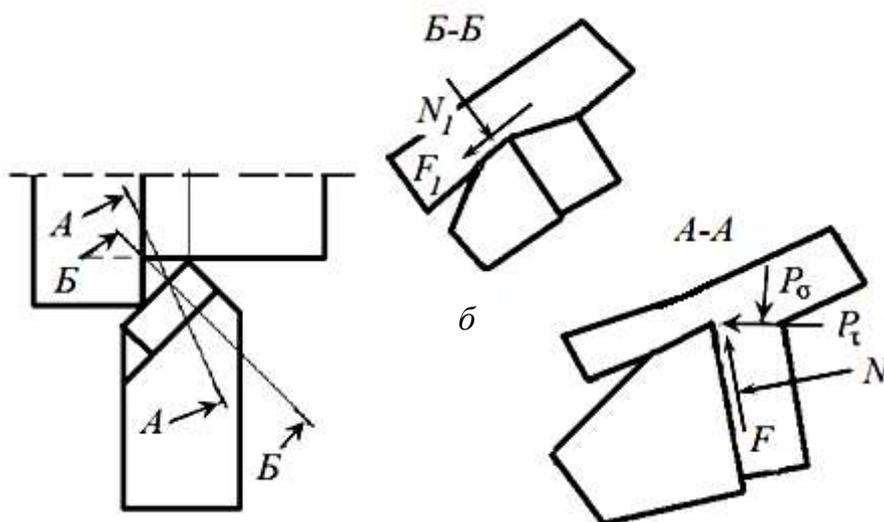


Рис. 14. а Физические составляющие сил б резания

Раздельно рассматриваются также силы на главной и вспомогательной задних поверхностях. Для повышения точности расчета сил целесообразно раздельно учитывать силы на задних поверхностях застойной зоны и фаски износа.

Методика расчета сил резания в каждом конкретном случае должна учитывать закономерности и специфику рассматриваемого способа обработки. По числу, форме и расположению режущих кромок точение может представлять собой одну из четырех разновидностей лезвийной обработки: *свободное прямоугольное, несвободное прямоугольное, свободное косоугольное и несвободное косоугольное резание*. Каждая из названных схем имеет свои особенности, которые проявляются, главным образом, в положении плоскости стружкообразования относительно системы технологических координат x, y, z .

Наиболее простым является случай свободного прямоугольного резания, когда резание осуществляется одной прямолинейной кромкой, перпендикулярной к скорости резания v (рис. 14.25).

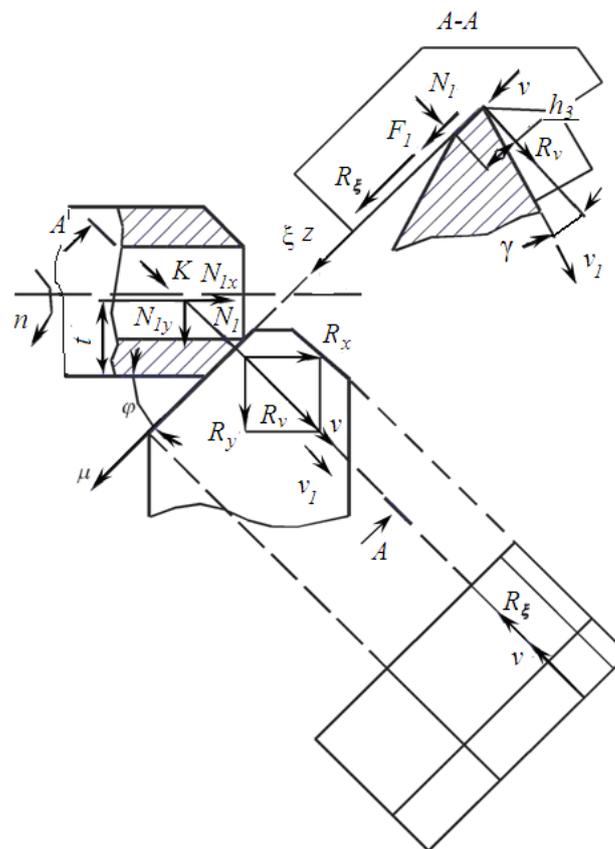


Рис. 14.25. Положение плоскости стружкообразования и схема сил при свободном прямоугольном точении

При свободном прямоугольном точении плоскость стружкообразования перпендикулярна режущей кромке, т. е. совпадает с главной секущей плоскостью, и содержит векторы скоростей схода стружки v_1 и резания v .

Введем систему координат v, μ, ξ , связанную с плоскостью стружкообразования. Ось v совпадает с проекцией вектора скорости схода стружки на основную плоскость, а ось ξ – с вектором скорости резания. При этом третья ось координат μ направлена вдоль режущей кромки резца. Силы на задней поверхности (F_1 и N_1), определяющиеся в главной секущей плоскости (см. рис. 14.25), и проекции силы стружкообразования (R_v и R_ξ), определяющиеся в плоскости стружкообразования, в данном случае находятся в одной плоскости. Проекция силы резания на ось μ равна нулю.

Таким образом, формулы для определения сил P_x, P_y, P_z при свободном прямоугольном точении имеют вид:

$$\begin{aligned} P_x &= (R_v + N_1) \sin \varphi = \left(K_v S_b S t + \sigma_b h_3 \frac{t}{\sin \varphi} \right) \sin \varphi; \\ P_y &= (R_v + N_1) \cos \varphi = \left(K_v S_b S t + \sigma_b h_3 \frac{t}{\sin \varphi} \right) \cos \varphi; \\ P_z &= R_\xi + F_1 = K_\xi S_b S t + \mu_1 \sigma_b h_3 t / \sin \varphi. \end{aligned} \quad (14.21)$$

Рассмотрим особенность определения сил при торцевом фрезеровании. Технологические оси при данной схеме выбирают неподвижными относительно станка. Две оси (H и V) располагают в рабочей плоскости, причем ось H – в направлении подачи S_m , а третью ось W – перпендикулярно рабочей плоскости (рис. 14.26).

Таким образом, при фрезеровании система координат X, Y, Z , связанная с режущим лезвием, вращается относительно оси Y и оси X, Z изменяют свое положение относительно осей H и V .

Вследствие изменения толщины срезаемого слоя на каждом из работающих зубьев крутящий момент и мощность будут функциями угла θ .

Не меньшее значение имеют изменения величины и направления сил P_H и P_V , действующих на механизмы перемещения стола фрезерного станка, а также изменения величины силы P_Y , отжимающей фрезу от обработанной поверхности детали и влияющей на точность обработки. При повороте фрезы силы P_H и P_V могут изменяться не только по величине, но

и направлению. Все это способствует возникновению вынужденных колебаний.

Для определения сил P_H и P_V , действующих в рабочей плоскости, на оси H и V проектируются силы P_{zi} и P_{xi} .

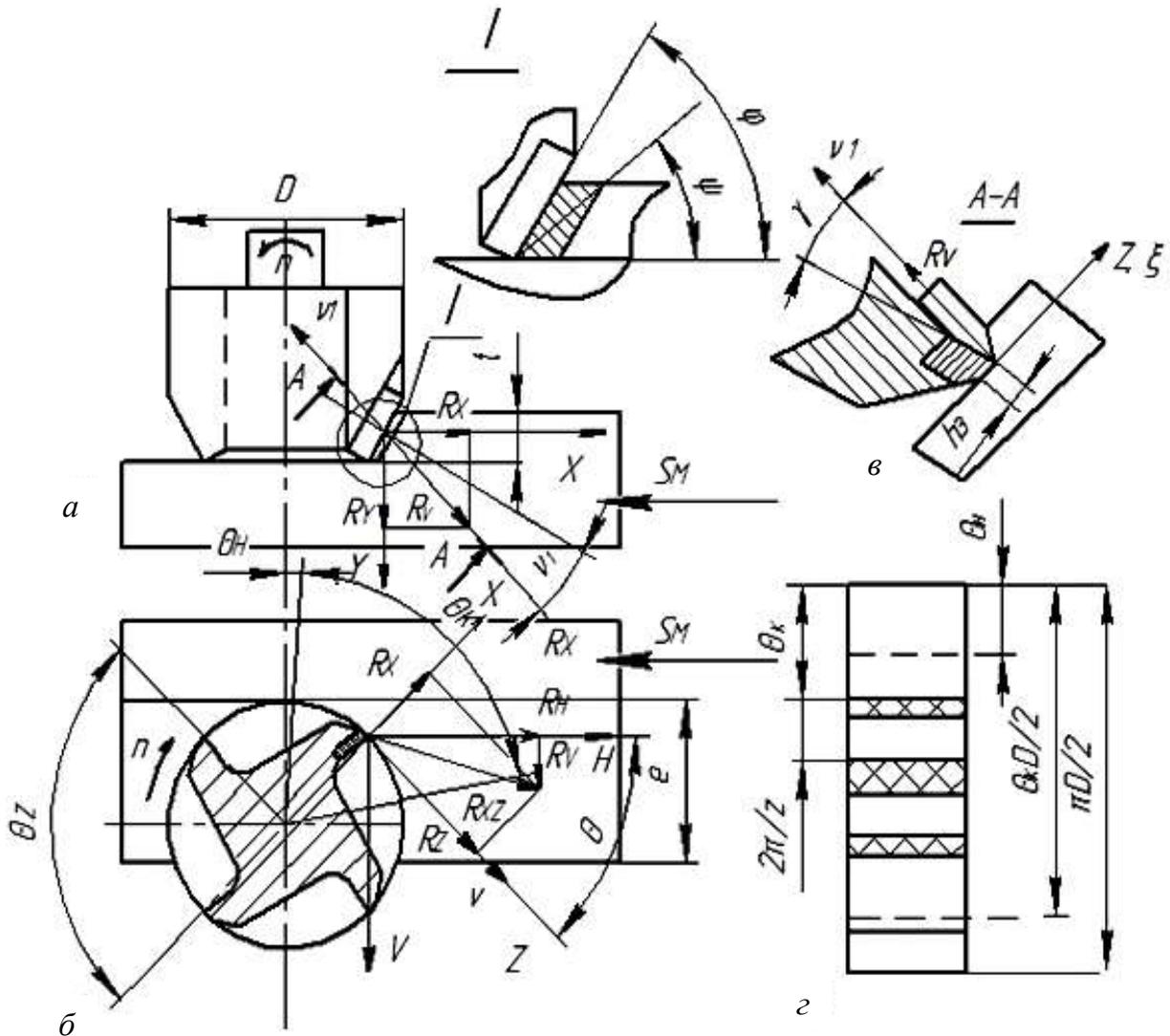


Рис. 14.26. Схема сил при несвободном прямоугольном фрезеровании торцово-конической фрезой:

a – в основной плоскости; b – в рабочей плоскости;

$в$ – в плоскости стружкообразования; $г$ – развертка поверхности резания

Суммируя проекции сил P_{zi} и P_{xi} на оси H и V по всем зубьям Z_p , контактирующим с обрабатываемой деталью, получим:

$$P_H = \sum_{i=1}^{Z_p} (P_{xi} \sin \theta_i + P_{zi} \cos \theta_i); \quad (14.22)$$

$$P_V = \sum_{i=1}^{Z_p} (-P_{xi} \cos \theta_i + P_{zi} \sin \theta_i). \quad (14.23)$$

15. ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ИНСТРУМЕНТА И РЕЖИМЫ РЕЗАНИЯ

15.1. ИЗНАШИВАНИЕ И ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ РЕЖУЩИХ ИНСТРУМЕНТОВ

Природа изнашивания. В различных условиях резания изнашивание инструмента может иметь различную физическую природу.

Пластические деформации инструментального материала происходят при высоких температурах и напряжениях в режущем лезвии. Они приводят к изменению формы режущего лезвия и могут отразиться на работоспособности инструмента. Пластическое состояние инструментального материала способно резко интенсифицировать процессы изнашивания инструмента. Характерны для обработки жаропрочных труднообрабатываемых материалов (никелевых сплавов), черновой обработки сталей с большими сечениями срезаемого слоя, для обработки закаленных сталей.

Адгезионное взаимодействие между инструментальным и обрабатываемым материалами (схватывание) проявляется в возникновении межмолекулярных связей на поверхности соприкасающихся материалов. При этом необходимо, чтобы соприкасающиеся поверхности были чистыми (без оксидных пленок и т. п.) и контакт осуществлялся при высоких нормальных давлениях и температурах.

Все эти условия выполняются при резании. Движение стружки и детали относительно инструмента приводит к разрушению межмолекулярных связей и к образованию новых. Таким образом, зерна карбидов в твердых сплавах (или иные частицы инструментальных материалов) находятся под воздействием многократно повторяющихся нагрузок. В результате через некоторое время достигается предел усталостной прочности и происходит микроразрушение частицы инструментального материала.

Объяснения механизма изнашивания на основе явлений *диффузионного растворения* инструментального материала в обрабатываемом были даны Т. Н. Лоладзе, а также Е. М. Трентом. В обычных условиях диффу-

зия в металлах является весьма медленным процессом. Скорость диффузии зависит от температуры, взаимной растворимости металлов друг в друге. По данным Т. Н. Лоладзе, скорость диффузии удваивается при повышении температуры на каждые 20 °С. Поэтому предполагают, что диффузионный износ становится преобладающим при высоких контактных температурах.

Другим фактором, влияющим на скорость диффузии, является концентрация диффундирующего вещества в металле растворителе. При увеличении концентрации (для неподвижных соприкасающихся металлов – увеличении времени) скорость диффузии резко снижается.

Абразивный износ обусловлен наличием в материале заготовки твердых частиц. Интенсивность абразивного изнашивания может возрасти при окислении инструментального материала. При температурах 700–800 °С и выше кислород воздуха вступает в химическую реакцию с кобальтом и карбидами. Твердость продуктов окисления в 40–60 раз ниже твердости твердых сплавов.

Геометрия износа. Режущие инструменты изнашиваются по задним и передним поверхностям. Изнашивание задней и передней поверхностей происходит одновременно. По мере изнашивания инструмента на его задних поверхностях возникает и увеличивается фаска износа (рис. 15.1).

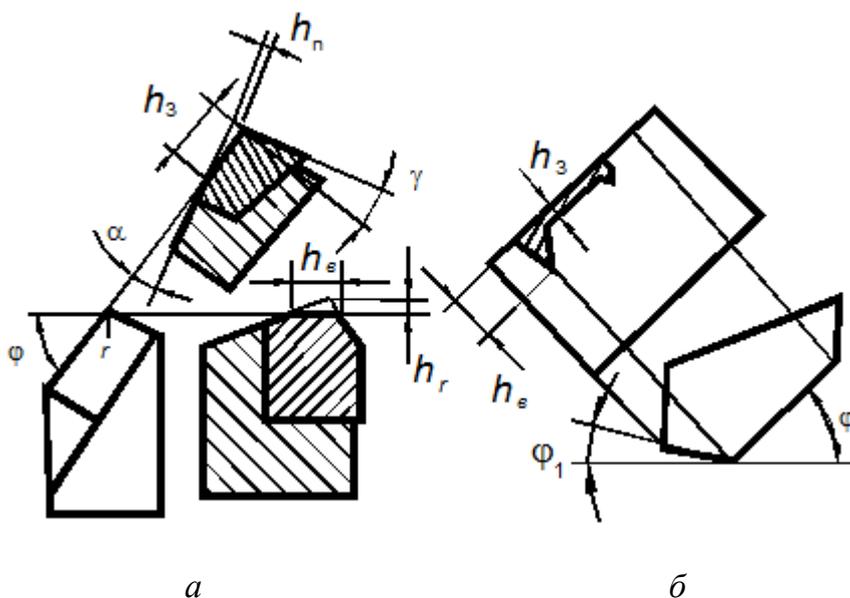


Рис. 15.1. Схема износа задних поверхностей на участке главной режущей кромки и вблизи вершины режущего лезвия:
a – в секущих плоскостях; *б* – в плоскости резания

Ширина фаски износа используется в качестве одной из характеристик износа. Она может быть неодинаковой по длине режущих кромок. При несвободном резании очень часто наибольшая ширина фаски износа наблюдается в окрестности вершины инструмента. Отношение ширины фаски износа у вершины режущего лезвия к ширине фаски износа на главной задней поверхности характеризует неравномерность износа задних поверхностей инструмента.

Неравномерность износа задних поверхностей уменьшается при уменьшении действительных углов в плане в окрестности вершины на участке длиной $(1,5-2,0)S$. Это может быть достигнуто увеличением радиуса закругления вершины инструмента.

Исследования показывают, что, как правило, при $r/S \approx 10$ отношение $h_b/h_3 \approx 1,0$.

Предельная ширина фаски износа h_3^* обычно используется в качестве одного из критериев затупления инструмента.

С тангенциальным износом связана другая характеристика – нормальный износ h_n или у вершины инструмента – радиальный износ h_r (рис. 15.2):

$$h_n = K_n h_3, K_n = \frac{1}{\operatorname{ctg} \alpha_n - \operatorname{tg} \gamma_f} = \frac{\sin \alpha_n \cos \gamma_f}{\cos(\alpha_n + \gamma_f)}. \quad (15.1)$$

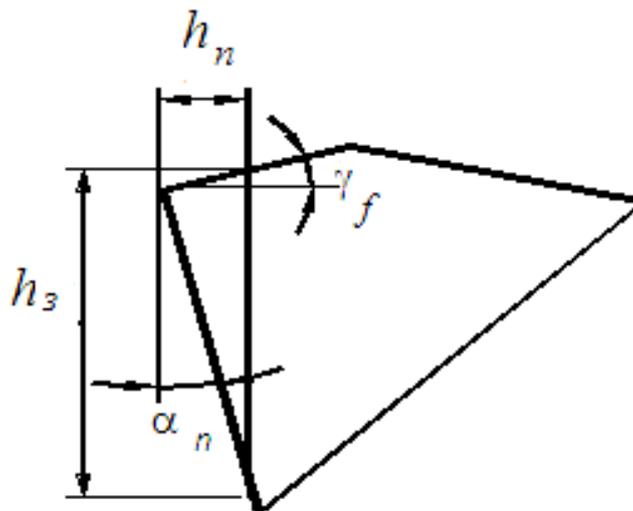


Рис. 15.2. Схема к расчету соотношения между тангенциальным и нормальным износами инструмента

Удвоенная величина радиального износа определяет погрешность обработки, связанную с износом инструмента.

С физической точки зрения использование нормального износа в качестве характеристики износа предпочтительнее тангенциального (ширины фаски износа). Понятие нормального износа сохраняется и для передней поверхности инструмента. Это позволяет применить единый подход к описанию процессов изнашивания задней и передней поверхностей.

Форма износа передней поверхности зависит от того, в каком месте происходит наибольший нормальный износ. Если наибольший нормальный износ удален от режущей кромки, то на передней поверхности образуется лунка (рис. 15.3, а).

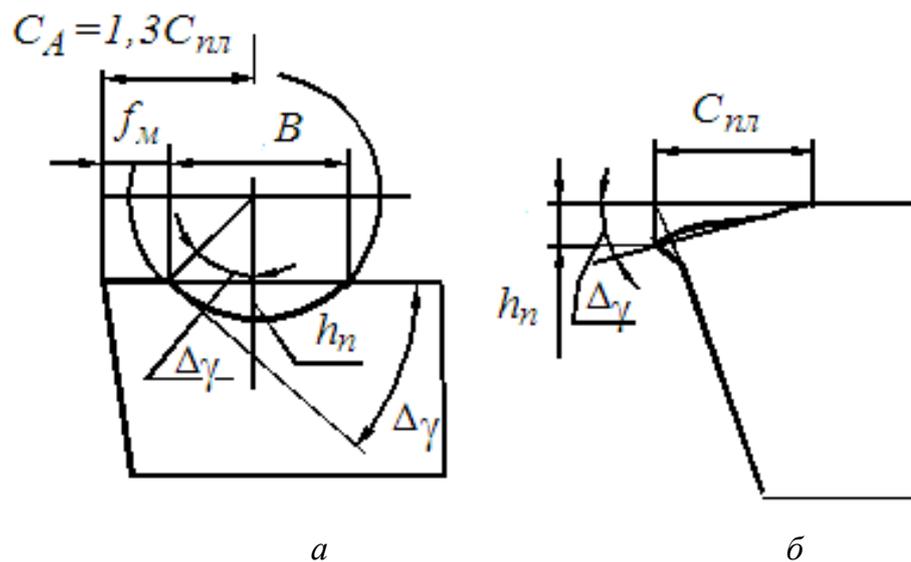


Рис. 15.3. Схемы износа передней поверхности инструмента в виде:
а – образования лунки; б – опускания режущей кромки

При этом действительный передний угол увеличивается, а наибольший нормальный износ характеризует глубину лунки. Если же преобладают пластические деформации и максимальный нормальный износ передней поверхности происходит вблизи режущей кромки, то наблюдается округление и опускание режущей кромки, вследствие чего действительный передний угол режущего лезвия уменьшается (рис. 15.3, б).

Характеристики изнашивания. Процесс изнашивания инструмента может быть охарактеризован изменением характеристик износа инструмента (h_3 , h_n) в зависимости от пути L резания. В простейшем частном случае зависимости $h(L)$ могут быть линейными, однако в общем случае

параметры износа нелинейно изменяются с ростом пути резания (рис. 15.4).

Производные от параметров износа по пути резания в каждый конкретный момент времени резания (или при конкретном значении пройденного пути резания) называют *интенсивностями изнашивания* поверхностей инструмента:

$$\delta_{L3} = \frac{dh_3}{dL}, \quad \delta_{Ln} = \frac{dh_n}{dL}. \quad (15.2)$$

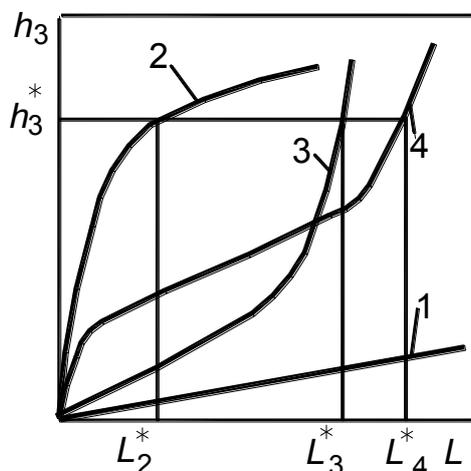


Рис. 15.4. Различные зависимости характеристик износа инструмента от пути резания:

- 1 — линейная; 2 — выпуклая; 3 — вогнутая;
- 4 — типичная кривая с выпуклым, линейным и вогнутым участками

Изменение условий резания может оказывать большое влияние на характеристики изнашивания инструмента. Число факторов, характеризующих условия резания, велико. В качестве такого обобщенного фактора часто использовалась температура резания, измерявшаяся методом естественной термопары.

Интенсивности изнашивания рабочих поверхностей зависят от соответствующих температур при фиксированных геометрии и параметрах износа инструмента, а при наличии пластических деформаций режущего лезвия — от температуры режущего лезвия (температуры формоустойчивости) и напряжения.

Некоторый достаточно высокий уровень интенсивности изнашивания задней поверхности инструмента условно может быть принят как верхний предельный. На рисунке 15.5 в качестве верхнего предельного уровня для обработки никелевого сплава резцом ВК8 принята интенсивность изнашивания $\delta_{L1}^* \approx 8 \cdot 10^{-6}$, а для обработки сталей резцом Т5К10 $\delta_{L1}^* \approx 0,3 \cdot 10^{-6}$.

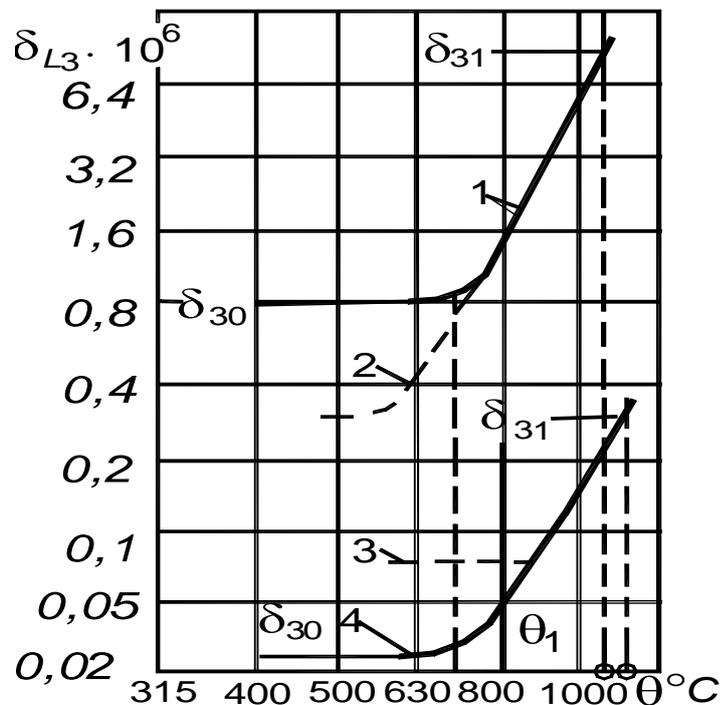


Рис. 15.5. Зависимости интенсивностей изнашивания задней поверхности от температуры этой поверхности при тчении никелевого сплава ЭИ698 ВД резцом ВК8 (кривая 1) и сталей резцом Т5К10 (кривая 2)

В диапазоне изменения температуры задней поверхности $\theta_3 > (700 \dots 800)^\circ\text{C}$ интенсивность изнашивания δ_{L3}^* возрастает с ростом температуры. Минимальные интенсивности изнашивания δ_{L0} и для обработки никелевого сплава резцами ВК8 и для обработки сталей резцами Т5К10 наблюдались при температуре $\theta_{30} \approx (700-800)^\circ\text{C}$, а интенсивности изнашивания δ_{L1} , принятые в качестве верхних уровней, соответствовали температуре $\theta_{31} \approx (1150-1200)^\circ\text{C}$.

Критерии затупления инструмента. Характеристики износостойкости инструмента определяются при достижении одним или несколькими параметрами износа предельных значений – критериев затупления по задней h_3^* либо передней h_n^* поверхностям. В качестве критериев затупления

могут использоваться и другие прямые или косвенные характеристики износа, например: изменение переднего угла $\Delta\gamma^*$, достижение некоторого предельного уровня шероховатости обработанной поверхности, интенсивности изнашивания инструмента и т. д.

Характеристики износостойкости инструмента. Имея зависимости параметров износа от пути резания (кривые износа) $h(L)$, можно определить интенсивности изнашивания $\delta_{L3}(L)$ и $\delta_{Ln}(L)$ графическим дифференцированием.

Одной из характеристик износостойкости является *путь резания* L^* . Большему пути резания, пройденному до достижения критерия затупления, соответствует более высокая износостойкость инструмента.

С практической точки зрения во многих случаях удобнее использовать не путь резания L^* , а связанное с ним время работы инструмента до достижения одного из критериев затупления. Это время называют *стойкостью* T (или периодом стойкости) инструмента. При резании с постоянной скоростью v стойкость $T = L^* / v$.

Кроме стойкости T , пути резания L^* , в качестве характеристики износостойкости применяют также площадь обработанной поверхности $F^* = L^*S = vST$.

Путь резания L^* , стойкость T , площадь F^* обработанной до затупления поверхности и средние интенсивности изнашивания $\delta_{3,cp}$, $\delta_{n,cp}$ являются интегральными характеристиками: они зависят от изменения скорости резания, интенсивностей изнашивания инструмента и критериев затупления. В связи с этим при задании характеристик износостойкости необходимо указывать критерии затупления, которым они соответствуют.

Износостойкость инструмента является одним из наиболее важных его качеств. Чаще всего уровни стойкости T либо площади обработанной поверхности F^* задают в качестве требований к инструменту на основании технологических ограничений или экономической целесообразности. Эти требования к износостойкости инструмента учитываются при выборе марки инструментального материала, расчете допускаемых режимов резания и назначении рациональных геометрических параметров инструмента.

15.2. ОБРАБАТЫВАЕМОСТЬ МАТЕРИАЛОВ, ХАРАКТЕРИСТИКИ ОБРАБАТЫВАЕМОСТИ

В широком смысле обрабатываемость характеризует совокупность качеств материалов, определяющих производительность обработки резанием. Полное исследование обрабатываемости материала включает определение оптимальных марок инструментального материала применительно к различным способам обработки резанием, оптимальных геометрических параметров режущих инструментов, составов СОЖ, установление зависимостей сил резания, стойкости инструмента, шероховатости обработанной поверхности от условий резания, установление оптимальной термической обработки материала или даже способов легирования материала с целью повышения показателей обрабатываемости.

В более узком смысле под обрабатываемостью понимают соотношения между скоростями, соответствующими фиксированной стойкости инструмента, при обработке различных материалов. В этом смысле большое значение имеет установление зависимости допускаемой скорости резания от прочностных, теплофизических характеристик обрабатываемого материала.

Эмпирическое определение стойкости инструмента по критерию затупления основано на осреднении интенсивности изнашивания инструмента за период стойкости. Эмпирические зависимости стойкости T от скорости резания v впервые были использованы для назначения рациональной скорости резания Φ . Тейлором. опыты проводились при различных, но постоянных в течение всего периода стойкости скоростях резания. Результаты эксперимента аппроксимировались степенной функцией, так называемым *уравнением Тейлора*:

$$Tv^m = C. \quad (15.3)$$

График функции (15.3) в координатах с логарифмическими шкалами представляет собой прямую линию $lgT + m lgv = lgC$.

Степенные функции (15.3) нашли широкое практическое применение благодаря своей простоте, возможности графической обработки результатов эксперимента и минимизации при этом относительных ошибок аппроксимации во всем диапазоне изменения стойкости. На основе исполь-

зования степенных функций разрабатывались нормативы режимов резания.

Считается, что степенные функции хорошо аппроксимируют результаты эксперимента при резании сталей в области высоких скоростей резания, т. е. таких скоростей, при которых температура резания приближалась к предельным значениям, характеризующим теплостойкость инструментального материала.

Уравнение (15.3) используется для определения скорости резания v_T по заданной стойкости инструмента

$$v_T = \frac{C}{T^{1/m}}. \quad (15.4)$$

Сопоставление скоростей v_T для различных материалов при прочих равных условиях резания используется для характеристики обрабатываемости материалов. В связи с этим скорости резания, допускаемые износостойкостью инструмента, относят к характеристикам обрабатываемости материалов.

Во избежание катастрофического износа и поломок инструмента в связи с пластическими деформациями режущего лезвия необходимо использовать в качестве критериев выбора допускаемой скорости резания интенсивности изнашивания поверхностей инструмента.

Скорости резания, соответствующие конкретному уровню интенсивности изнашивания поверхностей инструмента, будем обозначать v_δ , в частности верхнему уровню интенсивности изнашивания соответствуют *наибольшие целесообразные скорости* v_1 , а нижнему (минимальному) уровню – *минимальные целесообразные скорости* v_0 (рис. 15.6).

Работа со скоростями резания, меньшими, чем v_0 , нецелесообразна, так как при этом не только уменьшается производительность обработки, но и возрастает расход режущего инструмента.

Одним из недостатков уравнения Тейлора является несоответствие расчетных значений стойкости, экстраполированных на малые скорости резания, фактическим. При уменьшении скорости резания графики зависимостей стойкости от скорости в координатах с логарифмическими шкалами не являются прямыми линиями. С практической точки зрения представляет интерес уменьшение скорости резания лишь до *минимальной целесообразной скорости* v_0 , при которой достигаются минимальная средняя

интенсивность изнашивания и соответственно максимальный путь резания L^*_{\max} :

$$L^* = vT = \max \text{ при } T=T(v). \quad (15.5)$$

В координатах с логарифмическими шкалами соответствующие максимальному пути резания минимальная целесообразная скорость резания v_0 и стойкость T_0 определяются точкой касания прямой линии с углом наклона 135° к графику $T=T(v)$ (рис. 15.6).

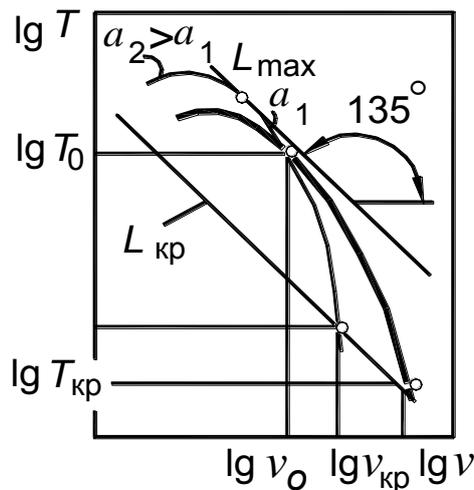


Рис. 15.6. Схема к определению минимальной целесообразной скорости резания по графику $T(v)$ в координатах с логарифмическими шкалами

Эти скорости называются *оптимальными* (по критерию износостойкости инструмента).

Кроме перечисленных выше понятий скорости резания, используется понятие *скорости v_θ , соответствующей постоянной температуре*.

Скорости резания $v_T, v_F, v_{\delta,ср}$ соответствуют интегральным характеристикам износостойкости (стойкости, площади обработанной поверхности и средней интенсивности изнашивания инструмента), а скорости v_δ, v_I и v_0 – фиксированным интенсивностям изнашивания рабочих поверхностей инструмента, скорость $v_{кр}$, – потере формоустойчивости режущего лезвия.

Обрабатываемые материалы обычно делят на группы обрабатываемости. В пределах каждой группы материалы имеют близкий химический состав, структуру и теплофизические характеристики. Влияние этих факторов на допускаемые скорости резания учитывается эмпирическими кон-

стантами, постоянными или мало изменяющимися в пределах одной группы обрабатываемости.

Как было указано выше, на обрабатываемость при резании существенное влияние оказывает выбор оптимальных марок инструментальных материалов. Обработку резанием условно принято разделять на черновую и чистовую. Учитывая, что при черновой обработке имеют место значительные колебания припуска и сил резания, а при наличии литейной корки – и твердые включения в виде песка, в качестве инструментального материала для черновых (обдирочных) инструментов применяют наиболее прочные, но несколько менее износостойкие твердые сплавы. При черновой обработке сталей на ферритной основе чаще всего используют титановольфрамкобальтовый твердый сплав Т5К10 (Р30–Р40). Альтернативой сплаву Т5К10 могут быть более износостойкие, но менее прочные сплавы ТТ20К9 (Р25), Т14К8 (Р20) и при спокойных условиях работы – Т15К6 (Р10). Для тяжелых условий работы с ударами вместо сплава Т5К10 может быть применен менее износостойкий, но более прочный сплав ТТ7К12 (Р50). При точении никелевых, титановых сплавов, аустенитных сталей применяют вольфрамкобальтовый сплав ВК8 или ВК8М (К30).

Для чистовой обработки применяют более износостойкие, но менее прочные инструментальные материалы.

Для точения сталей на ферритной основе, не прошедших термообработку, применяются твердые сплавы Р01–Р10 (Т30К4, Т15К6). Сплав Р10 применяют для получистовых режимов и несколько более толстых срезов. Для чистовой обработки закаленных сталей применяют сплав Т15К6, оксидную минералокерамику (ВОК60 и др.), сверхтвердые материалы на основе кубического нитрида бора. При обработке жаропрочных сплавов на никелевой основе лучшие результаты показали мелкозернистые сплавы (ВК10–ОМ, ВК10–ХОМ).

Все более широко применяются также инструменты с износостойкими покрытиями. Для более износостойких и хрупких инструментальных материалов, а также для режущих пластин с износостойкими покрытиями характерно применение более высокой скорости резания и меньших толщин срезаемого слоя.

Вопросы для самопроверки

1. Способы лезвийной и абразивной обработки, координатные плоскости.
2. Действительные углы режущего лезвия.
3. Характеристики режима резания и сечения срезаемого слоя.
4. Характеристики износа, изнашивания, износостойкости и критерии затупления режущего инструмента.
5. Природа явлений, приводящих к изнашиванию и деформации инструмента.
6. Обрабатываемость материалов.
7. Выбор материала инструмента для черновой и чистовой обработки резанием.
8. Силы резания при точении и фрезеровании.
9. Оборудование, применяемое при обработке резания

РАЗДЕЛ VII СВАРОЧНОЕ ПРОИЗВОДСТВО

16. ХАРАКТЕРИСТИКА СПОСОБОВ СВАРКИ И СХЕМАТИЗАЦИЯ СВАРОЧНЫХ ПРОЦЕССОВ

16.1. КЛАССИФИКАЦИЯ И ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ РАЗЛИЧНЫХ СПОСОБОВ СВАРКИ

Сваркой называют образование неразъемного соединения заготовок или деталей машин путем их местного сплавления, совместного деформирования, сдавливания, в результате чего возникают прочные связи между атомами (молекулами) соединяемых тел.

Основные физические процессы, лежащие в основе различных способов сварки, заключаются:

- в местном расплавлении материала свариваемых заготовок (деталей) и последующем сплавлении, кристаллизации расплавленного металла с образованием общих для соединяемых заготовок кристаллических решеток;

- в создании условий, благоприятных для адгезии (схватывания) поверхностей свариваемых заготовок путем очищения контактируемых поверхностей от оксидов, загрязнений, нагрева и совместного пластического деформирования;

- в создании условий, благоприятных для взаимной диффузии атомов в поверхностных слоях контактирующих материалов, находящихся в твердом состоянии;

- в объединении частей молекулярных цепей при сварке пластмасс.

Сваркой соединяют однородные и разнородные металлы и их сплавы, металлы с некоторыми неметаллическими материалами (керамикой, графитом, стеклом и др.), а также пластмассы.

Существует свыше 60 различных способов сварки, отличающихся друг от друга способами нагрева заготовок, источниками энергии, наличием или отсутствием расплавления материала свариваемых заготовок, применением присадочных материалов или плавящихся электродов, совместного пластического деформирования, диффузии и т. д. Классифицируют различные способы сварки по большому числу признаков.

С учетом природы физических процессов, обеспечивающих получение неразъемных соединений, различные способы сварки принято подразделять на две основные группы: *термические* (или способы сварки плав-

лением) и *термомеханические*, сочетающие применение нагрева заготовок с механическим воздействием (давлением).

Кроме того, существует *холодная* или *механическая сварка*, при которой неразъемные соединения получают местной пластической деформацией без предварительного нагрева заготовок (рис. 16.1). Данный вид сварки применяется для пластичных металлов (алюминия, меди, кадмия, свинца, золота, серебра, цинка), так как благоприятные условия для образования неразъемного соединения проявляются уже при комнатной температуре окружающей среды.

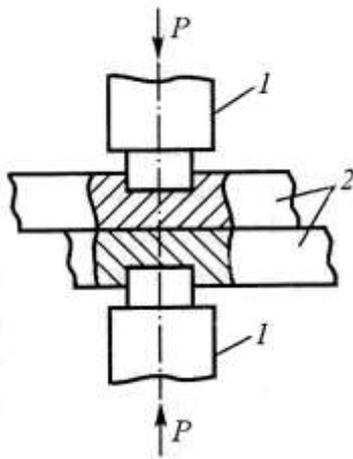


Рис. 16.1. Схема холодной сварки:
1 – пуансоны; 2 – свариваемые заготовки

К *термическому классу* относятся способы сварки, осуществляемые плавлением с использованием различного вида энергии.

Существующие виды термической сварки могут быть классифицированы по виду источников теплоты, способы сварки – по типу защиты ванны и свариваемого металла от взаимодействия с атмосферой воздуха, особенности введения теплоты, степени автоматизации процессов и другим признакам. По виду источника теплоты могут быть выделены способы сварки плавлением: дуговая, электрошлаковая, электронно-лучевая, лазерная, свето-лучевая, газовая, плазменная и термитная.

По виду защиты свариваемого металла и сварочной ванны от окружающей атмосферы могут быть выделены способы сварки со шлаковой, газшлаковой и газовой защитой.

По материалу и функциональному назначению электродов различают сварку плавящимся и неплавящимся электродом.

По роду применяемого электрического тока – сварка на постоянном или переменном токе, при непрерывной подаче тока или импульсами тока; в зависимости от знаков электрического заряда на электродах при постоянном токе: при прямой и обратной полярности.

В зависимости от формы сварного соединения различают: стыковую, точечную и шовную сварку.

По степени автоматизации процесса существующие способы сварки могут быть разделены на ручную, полуавтоматическую и автоматическую.

Термомеханическая сварка основана на сближении свариваемых поверхностей до образования межатомных связей путем схватывания (адгезии) или путем диффузии. Для возникновения адгезионных связей необходимы высокие значения давления, повышенные гомологические температуры, а также отсутствие оксидных пленок, наличие чистых поверхностей контактирующих металлов (материалов). Поскольку для такого сближения контактируемых поверхностей и создания высоких давлений необходимы большие удельные силы, в месте адгезионного соединения поверхностей свариваемых заготовок обычно происходит пластическая деформация.

При сварке металл нагревают при помощи источников тепла, распределенных различным образом по поверхности или по объему свариваемых заготовок. При сварке плавлением источники тепла должны проплавить кромки основного металла, расплавить в нужном количестве присадочный металл или металл электрода, образовать жидкую металлическую ванну. Для осуществления сварки в пластическом состоянии достаточно нагреть сдавливаемые участки поверхности металла до температуры, меньшей температуры плавления.

Как при сварке плавлением, так и при сварке в пластическом состоянии поверхности свариваемых частей металла готовят к осуществлению атомной или молекулярной связи путем местного нагрева до температуры, либо превышающей температуру плавления, либо несколько меньшей этой температуры.

При различных видах сварки используются разнообразные источники тепловой энергии: электрическая сварочная дуга (прямого или косвенного действия); струя разогретого до высоких температур газа, пропускаемого через электрическую дугу или совмещенную с электрической дугой; теп-

лота, образующаяся при прохождении электрического тока через расплавленную шлаковую ванну, через контакт свариваемых деталей, обладающий электрическим сопротивлением; трение контактирующих поверхностей свариваемых деталей; теплота от электрических вихревых токов, наводимых в проводнике переменным магнитным полем или теплота, выделяющаяся в металле за счет местного повышенного электрического сопротивления; электронный луч; лазерный луч; энергия удара и тепловая энергия, образующаяся при сгорании (детонации) взрывчатых веществ; пламя горючих газов, сгорающих в струе чистого кислорода и др.

Различают способы сварки неплавящимся (вольфрамовым или угольным) или плавящимся (металлическим) электродом, расплавлением только основного металла 3 либо с применением присадочного металла 4 или металла плавящегося электрода, дугой, горящей между электродом и заготовкой, между двумя неплавящимися электродами (косвенной дугой), трехфазной дугой, горящей между двумя электродами и заготовкой (рис. 16.2).

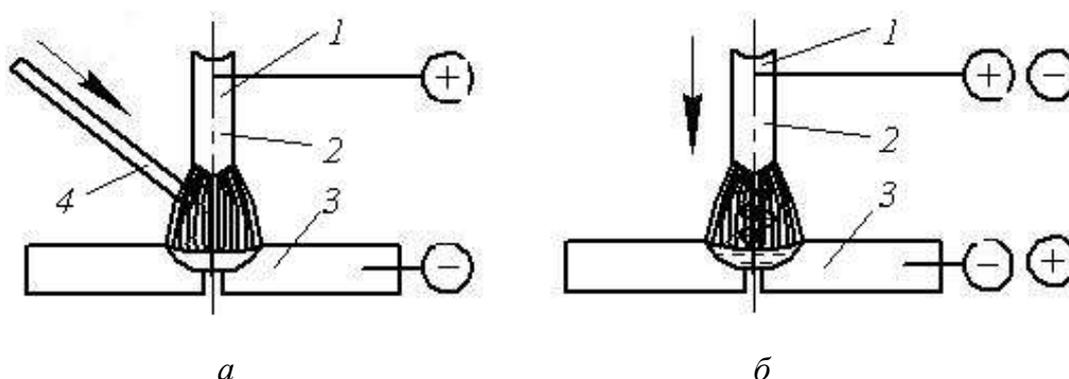


Рис. 16.2. Схемы дуговой сварки:

a – сварка неплавящимся электродом; *б* – сварка плавящимся электродом:
(1 – электрод, 2 – электрическая дуга, 3 – свариваемая деталь,
4 – присадочный материал)

Практически все основные виды дуговой сварки: плавящимся и неплавящимся электродом, ручная, полуавтоматическая и автоматическая, незащищенной дугой и в среде защитного газа предложил и осуществил Н. Н. Бернадос в 1880–1890 гг.

Им же в 1887 г. изобретены основные способы контактной (термомеханической) электросварки – точечной и шовной, при которых кратковре-

менный нагрев места соединения без оплавления или с оплавлением сочетается с осадкой свариваемых заготовок.

В конце 1880-х гг. Н. Г. Славянов осуществил и широко внедрил сварку плавящимся металлическим электродом, разработал основы металлургии сварочного процесса и, в частности, предложил вести сварку под шлаковой защитой, под флюсом.

Прочность сварного шва, образующегося при термической сварке, обычно ниже, чем у основного металла. Это связано частично с тем, что в качестве присадочных материалов или плавящихся электродов, как правило, используют материалы, менее легированные, чем основной металл. Качество сварного шва нередко снижается из-за насыщения расплавленного металла атмосферными газами. В некоторой области заготовок, непосредственно прилегающей к сварному шву, зачастую возникают высокие и быстроизменяющиеся температуры, вызывающие в материале структурные изменения: укрупнение зерен, оплавление границ зерен, образование микроструктуры закалочного типа и т.д. Эту область материала называют зоной термического влияния (рис. 16.3).

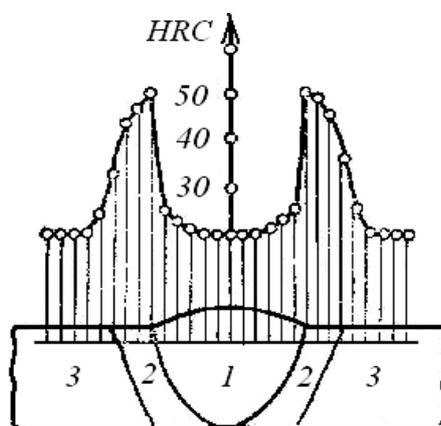


Рис. 16.3. Распределение твердости после термической сварки стали 40ХФА:
1 – сварной шов; 2 – зона термического влияния;
3 – основной материал свариваемых заготовок

Неравномерный местный нагрев заготовок вызывает в них термические деформации, а после остывания – термические напряжения. Термические деформации и напряжения при сварке могут вызвать образование и развитие горячих и холодных трещин (рис. 16.4).

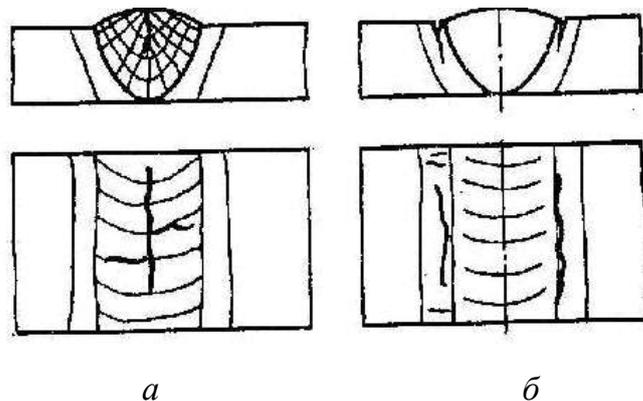


Рис. 16.4. Трещины в сварных соединениях:
a – горячие в шве; *б* – холодные в зоне термического влияния

Быстрое охлаждение металла сварного шва при насыщении его газами способно привести к повышенной пористости металла из-за затрудненного выхода пузырьков газа при кристаллизации металла в атмосферу.

Основной технологической характеристикой процесса является *свариваемость* – свойство металла (или сочетания металлов) образовывать при установленной технологии сварки соединение, отвечающее конструктивным и эксплуатационным требованиям.

Хорошей свариваемостью обладают низкоуглеродистые и низколегированные стали.

Углеродистые стали с содержанием углерода более 0,3 % (например, сталь 45) и легированные стали (30ХГСА, 40ХНМА и др.) при типовых режимах сварки закаляются в зоне термического влияния. Для устранения этого явления разрабатывают специальные технологические мероприятия, обеспечивающие более благоприятный температурный режим.

При сварке аустенитных высоколегированных коррозионно-стойких сталей, содержащих более 12 % *Cr* и 8 % *Ni* возможно обеднение приграничных участков зерен хромом, следствием чего может быть возникновение межкристаллитной коррозии. Более медленное охлаждение менее теплопроводных аустенитных сталей может привести к крупнозернистости, к образованию горячих трещин. Для устранения этих недостатков в сварочные материалы вводят необходимые легирующие элементы, способствующие измельчению зерен.

При сварке чугуна металл шва получает структуру белого чугуна, а зона термического влияния закаляется. Для устранения этих недостатков свариваемые заготовки перед сваркой предварительно подогревают.

При сварке меди и ее сплавов в связи с их высокой теплопроводностью применяют предварительный подогрев заготовок, повышенные мощности тепловых источников.

Проблемы, возникающие при сварке алюминия и его сплавов, связаны с образованием тонкой прочной и тугоплавкой ($\theta_{пл} = 2050 \text{ }^\circ\text{C}$) поверхностной пленки оксида Al_2O_3 , а также склонностью к образованию горячих трещин и газовой пористости. Проблемы насыщения расплавленного металла газами (кислородом, водородом, азотом) актуальны при сварке титана, циркония, молибдена, ниобия и их сплавов. Для устранения этих недостатков сварку ведут в атмосфере защитных газов.

16.2 СПОСОБЫ ТЕРМИЧЕСКОЙ СВАРКИ

16.2.1 Ручная дуговая сварка

Электрическая сварочная дуга (вольтова дуга) представляет собой устойчивый электрический разряд в сильно ионизированной газовой среде между двумя электродами. Разрядные явления сосредоточены в светящемся плазменном столбе. При горизонтальном расположении электродов светящийся плазменный столб под воздействием восходящих потоков нагретого разрядом газа принимает форму дуги.

Температура плазмы в столбе электрической дуги около 5000–6000 °С. При обдувании плазменного столба потоком газа температура плазмы еще выше.

При дуговой сварке электрическая дуга (рис. 16.5) находится между электродом и свариваемой заготовкой, которые подключены к выходным клеммам источника тока.

Питание дуги может осуществляться постоянным или переменным током. При применении постоянного тока полярность, при которой электрод служит отрицательным полюсом (катодом), а заготовка – положительным (анодом), называют *прямой*. Если же электрод является анодом, а заготовка – катодом, то полярность называют *обратной*.

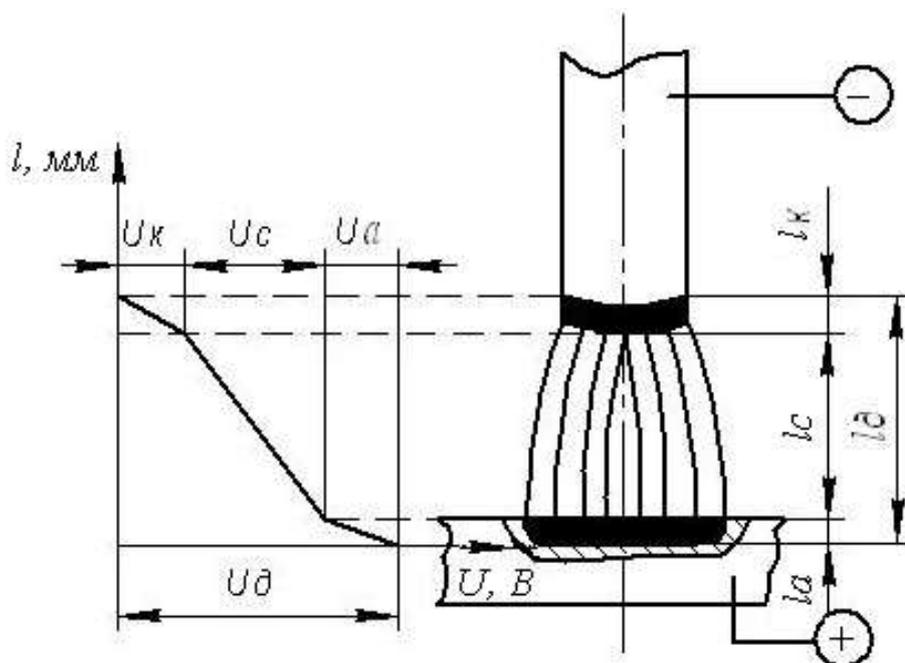


Рис. 16.5. Падение напряжения по оси OZ сварочной дуги при постоянном токе и прямой полярности

Падение напряжения распределено неравномерно по длине дуги (рис. 16.5). Наибольшие местные падения напряжения наблюдаются у катодного и анодного пятен. Поэтому именно в области этих пятен сосредоточена основная часть выделяемого дугой тепла. Анодное и катодное пятна дуги нагреваются до температуры, приближающейся к температуре испарения материала электрода. На стальном электроде эта температура составляет около 2100–2300 °С.

При возникновении электрического разряда (при зажигании дуги) увеличение тока сопровождается уменьшением напряжения между электродами. При увеличении тока эта зависимость стабилизируется (рис. 16.6, а), а при очень больших токах даже возрастает (рис. 16.6, б).

Зависимость напряжения от тока электрической дуги называется *статической вольт-амперной характеристикой электрической дуги 1* (рис. 16.6). Термин «статическая» относится к постоянству длины дуги (расстояния между электродом и деталью).

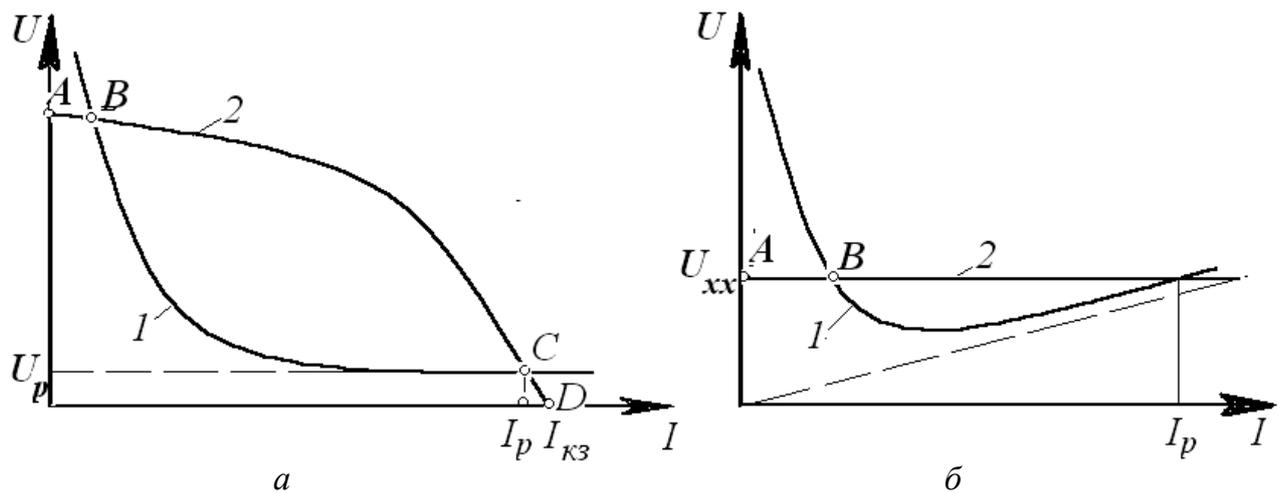


Рис. 16.6. Вольт-амперные характеристики электрической дуги (1) и сварочного трансформатора (2) для ручной (а) и автоматической (б) дуговой сварки

Рассмотрим различные стадии процесса зажигания электрической дуги (рис. 16.7). Если между электродом и свариваемой заготовкой имеется неионизированный воздушный промежуток, то ток отсутствует. Такой режим работы трансформатора называется *режимом холостого хода*. На рисунке 16.6 ему соответствует точка А. При этом *напряжением холостого хода* на вторичной обмотке трансформатора максимально.

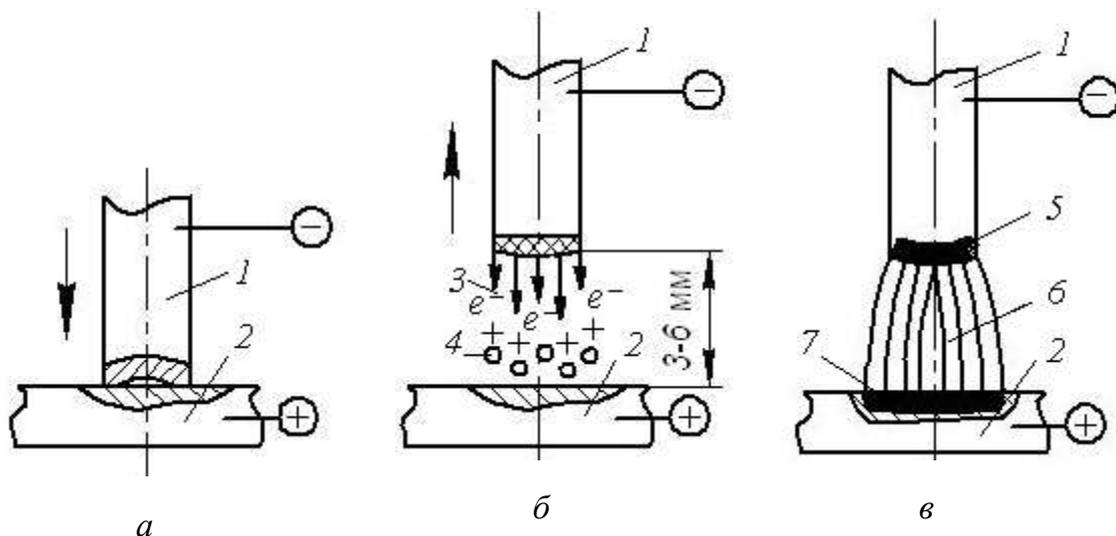


Рис. 16.7. Схема зажигания электрической дуги:

а – короткое замыкание; б – ионизация воздушного промежутка за счет эмиссии электронов; в – устойчивый дуговой разряд:
(1 – электрод; 2 – заготовка; 3 – поток электронов; 4 – поток положительно заряженных ионов; 5 – катодное пятно; 6 – дуга; 7 – анодное пятно)

Для ионизации воздушного промежутка необходимо повысить температуру поверхностей анода и катода (электрода и заготовки). Для этого предусмотрен режим *короткого замыкания*. На рисунке 16.6 режиму короткого замыкания соответствует точка Д.

В режиме короткого замыкания электрод касается поверхности детали. При этом напряжение падает до минимального значения, а ток возрастает до наибольшего значения – тока короткого замыкания. При прохождении тока через контакт электрода и детали в месте контакта выделяется тепло и поверхности электрода и участка детали нагреваются.

При отрыве электрода от заготовки под действием тепловой энергии ускоряется движение свободных электронов, происходит эмиссия электронов в газовое пространство, воздушный промежуток ионизируется, его электрическое сопротивление уменьшается, среда становится электропроводной. Возникает неустойчивый слабый электрический разряд. Этому режиму соответствует точка В (см. рис. 16.6).

Возможно зажигание дуги и без короткого замыкания и отвода электрода. Для этого в сварочную цепь на короткое время подключают источник высокочастотного переменного тока высокого напряжения (осциллятор).

Возникновение электрического разряда также способствует большей ионизации воздушного промежутка и приводит к увеличению тока и уменьшению напряжения, необходимого для устойчивого электрического разряда, то есть для устойчивого горения дуги. Устойчивому горению дуги, то есть рабочему режиму соответствует точка С (см. рис. 16.6).

Для питания сварочной дуги применяются специальные источники тока, в частности – сварочные трансформаторы, рассчитанные на достаточно большие токи (до 300 А – при ручной дуговой сварке покрытым электродом и до 1000 А – при автоматической дуговой сварке под флюсом) при низких выходных рабочих напряжениях (порядка 20 В). На первичную обмотку трансформатора подается переменный ток напряжением 220 (или 380) В. Со вторичной обмотки, имеющей меньшее число витков, снимается меньшее напряжение.

Сварочные трансформаторы, как правило, имеют падающую внешнюю характеристику и используются для ручной или автоматической дуговой сварки.

Внешнюю вольт-амперную характеристику сварочного трансформатора изменяют с целью обеспечения безопасного напряжения холостого хода трансформатора и регулирования сварочного тока и тока короткого замыкания. Для ручной дуговой сварки покрытым электродом сварочный трансформатор должен иметь крутопадающую в области больших токов вольт-амперную характеристику (2) (см. рис. 16.6). Это необходимо для ограничения тока короткого замыкания и уменьшения колебания тока при изменении расстояния между электродом и свариваемой заготовкой. В то же время в области малых токов внешняя вольт-амперная характеристика должна быть пологой, стационарной. Это необходимо для ограничения напряжения холостого хода и облегчения возникновения первого электрического разряда.

Наиболее простую схему имеют сварочные трансформаторы с отдельным дросселем, состоящие из понижающего трансформатора 1 и переменного индуктивного сопротивления (дросселя) 2, включенного последовательно в сварочную цепь (рис. 16.8).

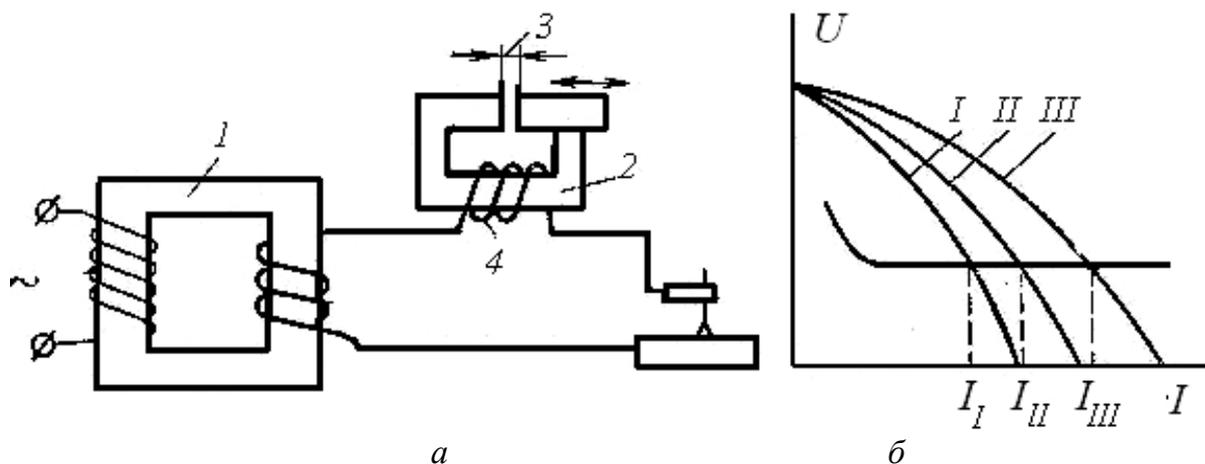


Рис. 16.8. Схема сварочного трансформатора с последовательно включенным дросселем (а) и три различных падающих характеристики трансформатора и вольтамперная характеристика дуги (б): 1 – понижающий трансформатор, 2 – дроссель, 3 – регулируемый зазор, 4 – катушка индуктивности

Сварочные агрегаты состоят из двигателя внутреннего сгорания и сварочного генератора постоянного тока. Агрегаты монтируют на подвижных платформах, прицепах и используют в монтажных и полевых условиях для ручной сварки (рис. 16.9).

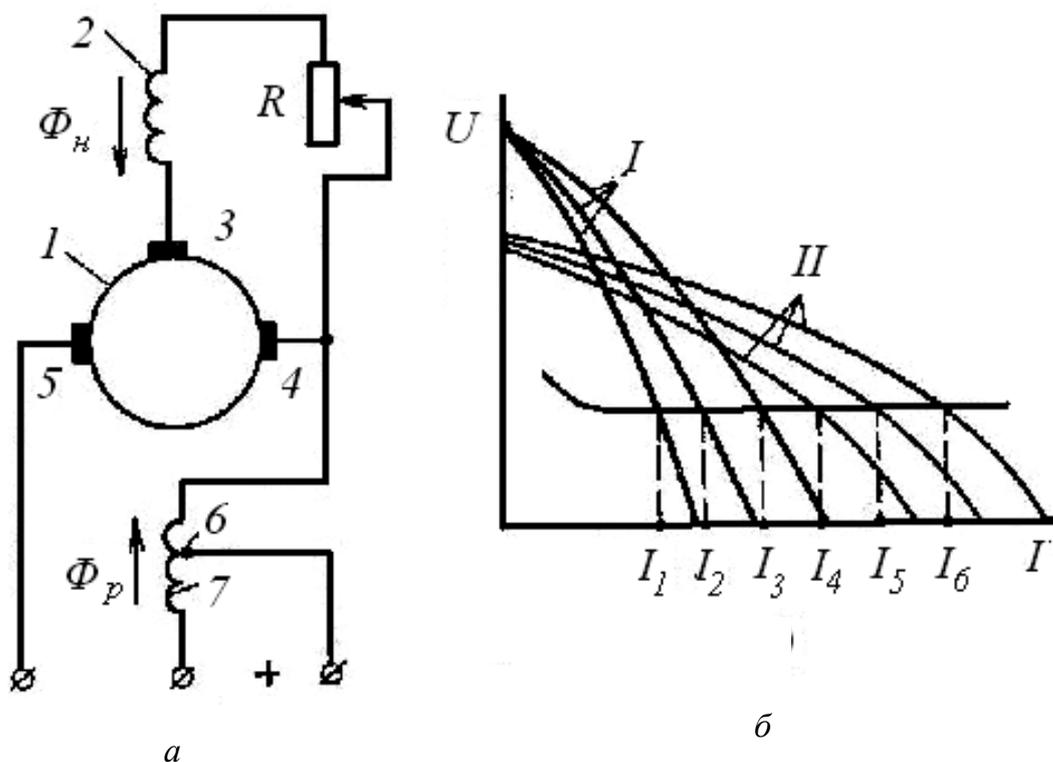


Рис. 16.9. Схема сварочного генератора с параллельной намагничивающей и последовательной размагничивающей обмотками возбуждения (а) и различные сочетания падающих характеристик сварочного генератора и вольт-амперной характеристики дуги (б):
 (1 – сварочный генератор; 2 – намагничивающая обмотка возбуждения; 3, 4, 5 – контакты; 6 – подвижный контакт размагничивающей обмотки возбуждения; 7 – размагничивающая обмотка возбуждения)

Сварочные выпрямители состоят из трехфазного понижающего трансформатора 1, выпрямительного моста 2, собранного из кремниевых полупроводниковых диодов по трехфазной мостовой схеме (рис. 16.10).

Падающая внешняя характеристика выпрямителя обеспечивается повышенным индуктивным сопротивлением понижающего трансформатора. Плавное регулирование тока достигается перемещением подвижной первичной обмотки. Эта же задача может быть решена заменой в выпрямительном мосте диодов тиристорами, управляемыми путем подачи на них управляющего напряжения от 0 до 10 В.

Выпрямители бесшумны, имеют большой КПД, удобны в эксплуатации, обеспечивают высокую стабильность горения дуги и возможность работы с малыми токами.

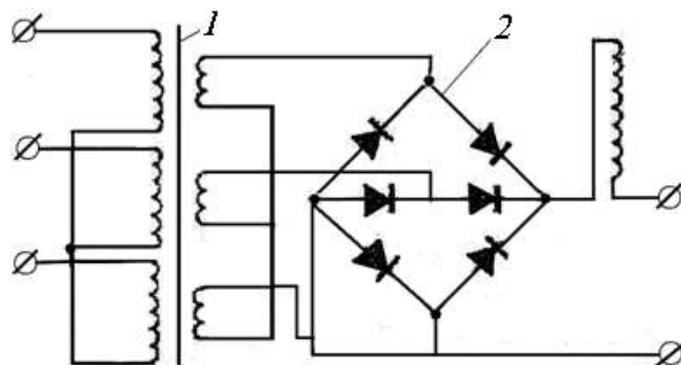


Рис. 16.10. Схема трехфазного выпрямителя:
1 – понижающий трансформатор; 2 – выпрямительный мост

Ручную дуговую сварку выполняют сварочными электродами, которые вручную подают в дугу и перемещают вдоль сварного шва заготовки (рис. 16.11).

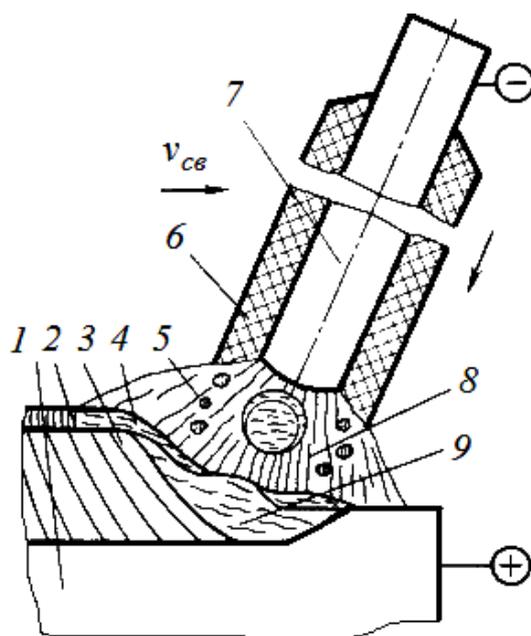


Рис. 16.11. Схема дуговой сварки:
1 – деталь; 2 – шлаковая корка; 3 – сварной шов; 4 – жидкая шлаковая ванна;
5 – газовая защитная атмосфера; 6 – обмазка (покрытие) электрода;
7 – электрод; 8 – электрическая дуга, 9 – металлическая ванна

Электрод 1 перемещают относительно детали вдоль сварного шва с некоторой рациональной скоростью $V_{св}$, вследствие чего жидкие шлаковая и металлическая ванны остывают и переходят в твердое состояние,

образуя шлаковую корку 2 и сварной шов 3. По мере плавления электрода для соблюдения рациональной длины дуги электрод подают в направлении заготовки с подачей S .

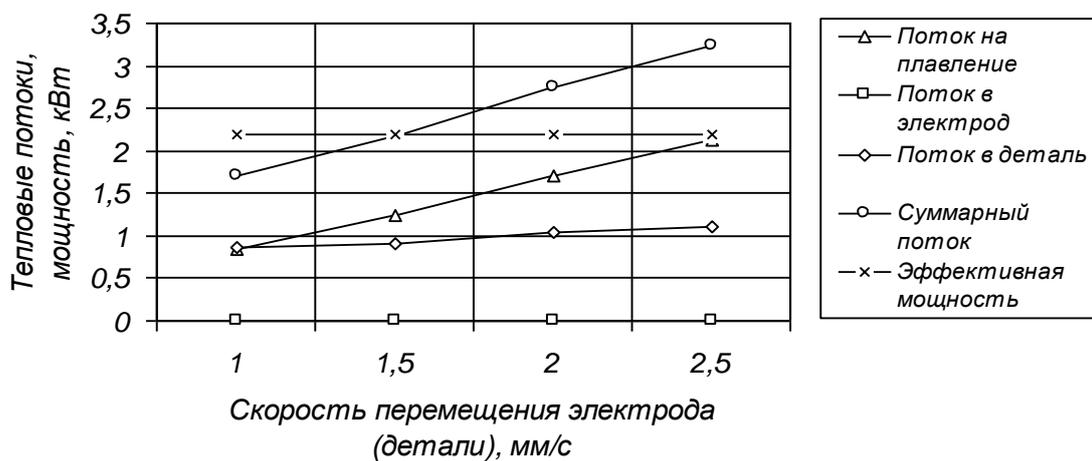
Металлические электроды изготавливают из проволоки диаметром от 0,3 до 12 мм. Электрод имеет специальное покрытие 6, облегчающее возникновение электрического разряда и повышающее его устойчивость, а также способствующее возникновению газовой защитной атмосферы 5 на периферии воздушного промежутка между электродом и заготовкой. Для облегчения возникновения электрического дугового разряда и улучшения его стабильности в состав поверхностного покрытия электрода включают химические соединения, имеющие более низкий потенциал ионизации, чем кислород (13,6 эВ) и азот (14,5 эВ), например, калий, имеющий потенциал ионизации 4,3 эВ.

Электрод покрывают обмазкой не только с целью ионизации воздушного промежутка, но и для улучшения качества сварного шва. Для этого в состав обмазки включают легирующие и раскисляющие химические вещества. Расплавленное покрытие электрода образует жидкую шлаковую ванну 4. Капли расплавленного электрода стекают на заготовку и образуют металлическую ванну 9.

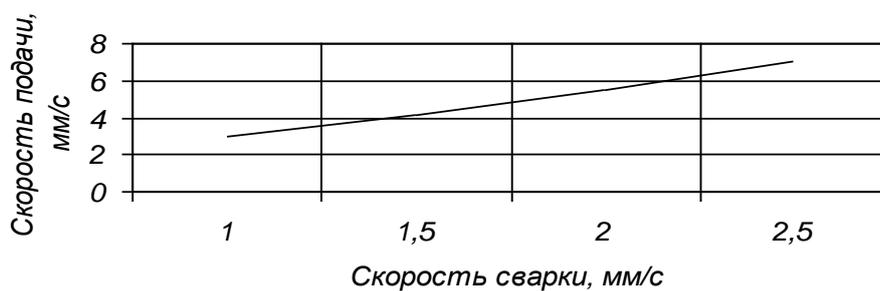
Основными составляющими теплового баланса при ручной дуговой сварке являются поток тепла, поглощаемый металлом электрода при его плавлении, и поток тепла, поступающий в деталь (рис. 16.12).

Оптимальная скорость сварки (т. е. скорость перемещения электрода вдоль сварного шва относительно детали) определяется из условия равенства суммы этих потоков и эффективной мощности электрической дуги.

Поток тепла, поступающий в деталь, хотя и неизбежен, но для заполнения сварочного шва не является необходимым. С ростом скорости сварки поток тепла в деталь увеличивается, хотя и значительно медленнее, чем поток тепла, расходуемый на плавление металла, заполняющего шов. Поэтому увеличение скорости сварки благоприятно с точки зрения рационального использования энергии и снижения себестоимости. Однако при ручной сварке увеличение скорости ограничивается рядом факторов: трудностями ручного управления перемещением и подачей электрода, невозможностью существенного увеличения сварочного тока из-за нагрева электрода и отслоения обмазки электрода.



а



б

Рис. 16.12. Баланс тепловых потоков при ручной дуговой сварке (а) и соотношение скоростей перемещения и подачи электрода (б)

Таким образом, к недостаткам ручной дуговой сварки необходимо отнести невозможность использования больших сварочных токов вследствие разогрева электрода и увеличение разбрызгивания и угара расплавленного металла, насыщение сварного шва газами из-за непосредственного контакта металлической и лаковой ванн с атмосферой и, как следствие, — низкие производительность сварки и качество сварного шва. Кроме того, ручная дуговая сварка экологически вредна для сварщика и требует его высокой квалификации для регулирования оптимального расстояния между электродом и свариваемой деталью и скорости перемещения дуги.

16.2.2 АВТОМАТИЧЕСКАЯ ДУГОВАЯ СВАРКА ПОД ФЛЮСОМ

Основными задачами совершенствования электрической дуговой сварки являются повышение качества и надежности сварного соединения, повышение производительности сварки, экономия электроэнергии, расходуемой на сварку, улучшение экологических условий работы сварщика-оператора.

Эти задачи наиболее эффективно решаются за счет механизации или автоматизации подачи электродной проволоки в зону сварки, а также за счет увеличения сварочных токов. При автоматической дуговой сварке под флюсом перемещение сварочной головки вдоль сварного шва и подача электродной проволоки в зону сварки механизированы (рис. 16.13).

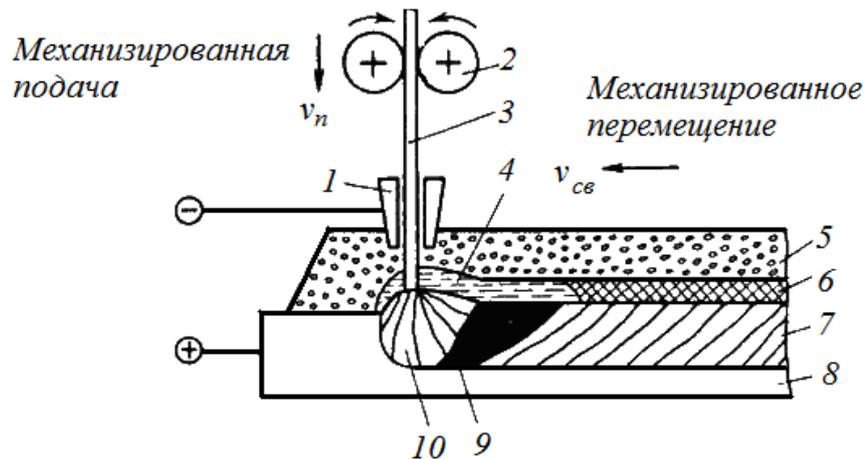


Рис. 16.13. Схема автоматической дуговой сварки:
 1 – токопровод; 2 – механизм подачи; 3 – проволока;
 4 – жидкий шлак; 5 – флюс; 6 – шлаковая корка; 7 – сварной шов;
 8 – основной металл; 9 – сварочная ванна; 10 – дуга

Слой флюса толщиной 30–50 мм используется для защиты дуги и сварочной ванны от воздуха, для раскисления и легирования расплавленного металла, для повышения устойчивости горения дуги. Благодаря наличию флюса в качестве электрода используется непокрытая электродная проволока, которую автоматически подают в дугу и перемещают вдоль шва с помощью механизмов подачи и перемещения.

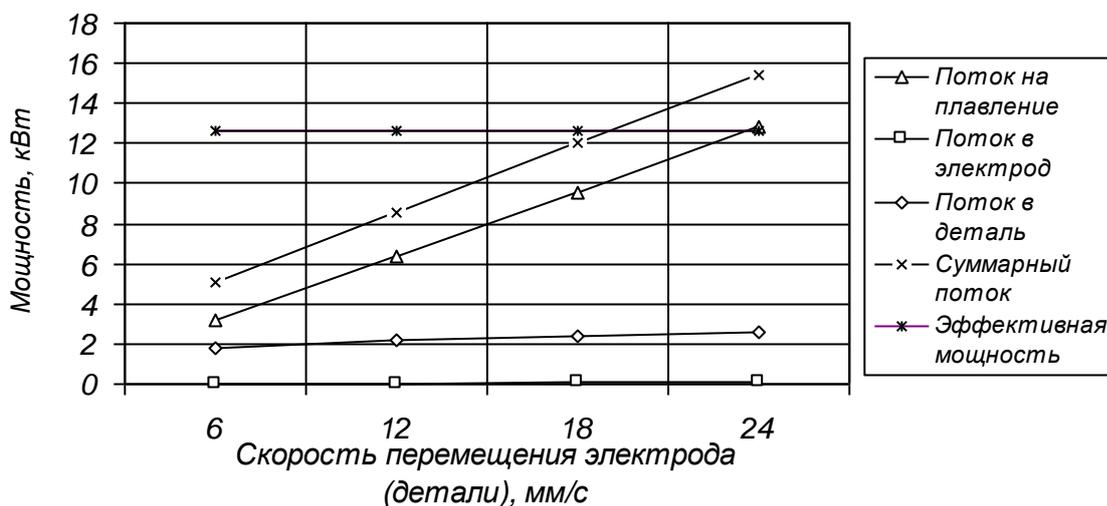
Применение непокрытой проволоки позволяет приблизить токопровод на расстояние 30–50 мм от дуги и тем самым уменьшить разогрев электродной проволоки при применении больших токов.

При автоматической сварке под флюсом дуга 10 горит между электродной проволокой 3 и основным металлом 8. Столб дуги 10 и металлическая ванна жидкого металла 9 со всех сторон плотно закрыты слоем флюса 5. Благодаря этому снижаются потери тепла в окружающую среду, повышается КПД сварки. Часть флюса расплавляется, в результате чего вокруг дуги образуется газовая полость, а на поверхности расплавленного металла – ванна жидкого шлака 4.

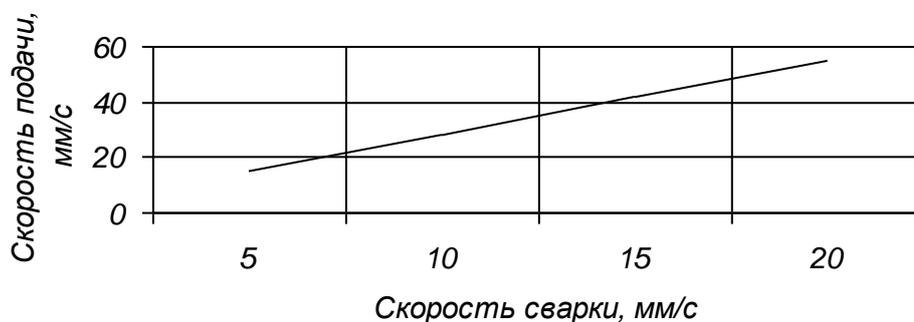
Благодаря описанной схеме сварки удается применять повышенные сварочные токи (до 2000 А) и, соответственно, более высокие мощности источника (до 30–40 кВт). При этом внешняя вольтамперная характеристика может быть стационарной.

При автоматической дуговой сварке под флюсом за один проход возможно сваривать металл большой толщины (до 20 мм) без разделки кромок и значительно увеличивать скорость перемещения дуги относительно

Как показывает анализ результатов расчета (рис. 16.14, а), при автоматической сварке расход тепла на переплавку электродной проволоки составляет основную часть мощности электрической дуги. Потери тепла на разбрызгивание, отвод в окружающую среду и в электрод теплопроводностью несущественны, а отвод тепла в деталь также существенно ниже, чем при ручной сварке.



а



б

Рис. 16.14. Баланс тепловых потоков при автоматической дуговой сварке (а) и соотношение скоростей перемещения и подачи электрода (б)

При этом существенно увеличивается производительность сварки, значительно уменьшается себестоимость сварочных работ (рис. 16.14, б).

Автоматическую сварку применяют при изготовлении котлов, резервуаров для хранения жидкостей и газов, корпусов судов, мостовых балок и других изделий. Она является одним из основных звеньев автоматических линий для изготовления сварных автомобильных колес и станков для производства сварных труб.

16.2.3. СВАРКА В ЗАЩИТНЫХ ГАЗАХ

Для защиты электрода, зоны дуги и сварочной ванны используется не только флюс, но и струя защитного газа. Чаще всего применяют аргон (Ar) или углекислый газ (CO_2).

Аргон – бесцветный инертный газ, в 1,38 раз тяжелее воздуха, не растворим в металлах. Поставляют и хранят Ar в стальных баллонах в сжатом газообразном состоянии под давлением 15 МПа.

Углекислый газ CO_2 – бесцветный, со слабым запахом, в 1,52 раза тяжелее воздуха, не растворим в металлах. Для сварки углекислый газ поставляют и хранят в стальных баллонах в сжиженном состоянии под давлением 7 МПа.

По сравнению с автоматической сваркой под флюсом сварка в атмосфере защитных газов обеспечивает более надежную защиту расплавленного металла от воздействия воздуха, получение чистой поверхности шва без оксидов и шлаковых включений, возможность ведения процесса в любых пространственных положениях и наблюдения за процессом формирования сварочного шва. Те же преимущества сварка в защитных газах имеет и перед ручной дуговой сваркой покрытыми электродами, кроме того, она обеспечивает и более высокую производительность.

Аргонодуговая сварка может осуществляться неплавящимся (вольфрамовым) или плавящимся электродами.

Сварка в атмосфере защитных газов может быть ручной, полуавтоматической и автоматической. Аргонодуговую сварку применяют для тугоплавких и цветных металлов, а также легированных и высоколегированных сталей (узлы летательных аппаратов, атомных установок, химических аппаратов и т. п.)

При сварке неплавящимся вольфрамовым электродом (рис. 16.15) ($T_{пл} = 3370\text{ }^\circ\text{C}$) швы до 3 мм получают расплавлением основного металла, а

от 3 до 6 мм с применением присадочного материала (прутка или проволоки). Сварку ведут на постоянном токе прямой полярности (минус – на электроде). Это облегчает зажигание и повышает устойчивость горения дуги при напряжении 10–15 В.

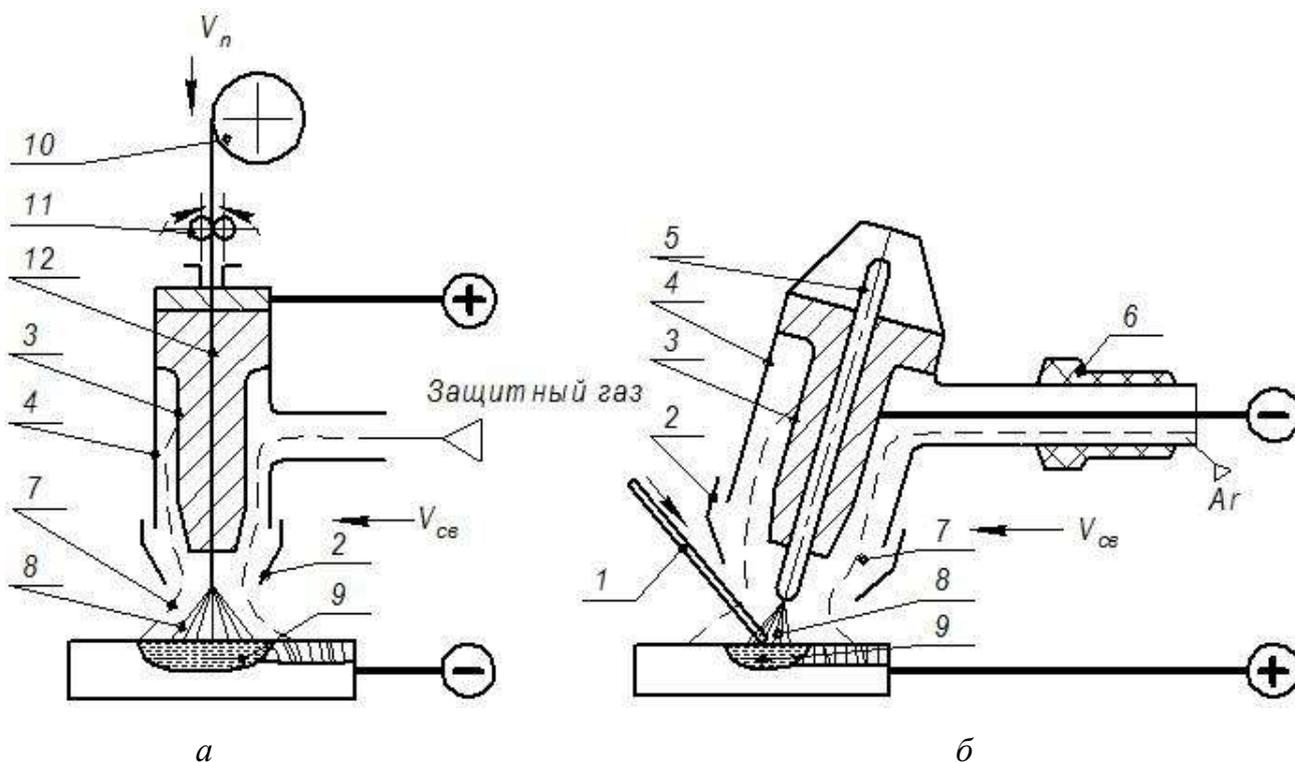


Рис. 16.15. Схема сварки в защитных газах плавящимся (а) и неплавящимся электродом при прямой полярности с присадочным прутком (б);

1 – присадочный пруток; 2 – сопло; 3 – токопроводящий мундштук;

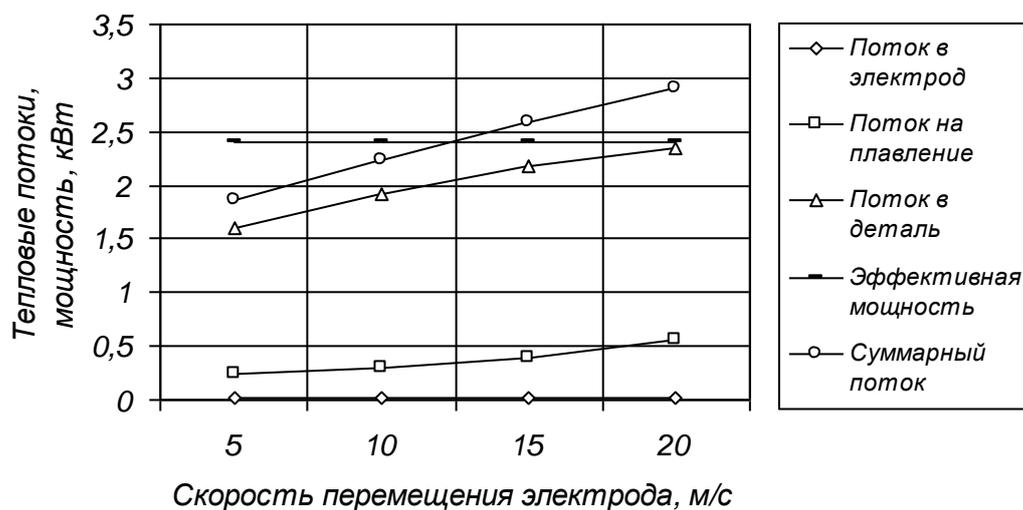
4 – корпус горелки; 5 – неплавящийся вольфрамовый электрод,

6 – рукоятка горелки; 7 – атмосфера защитного газа; 8 – сварочная дуга;

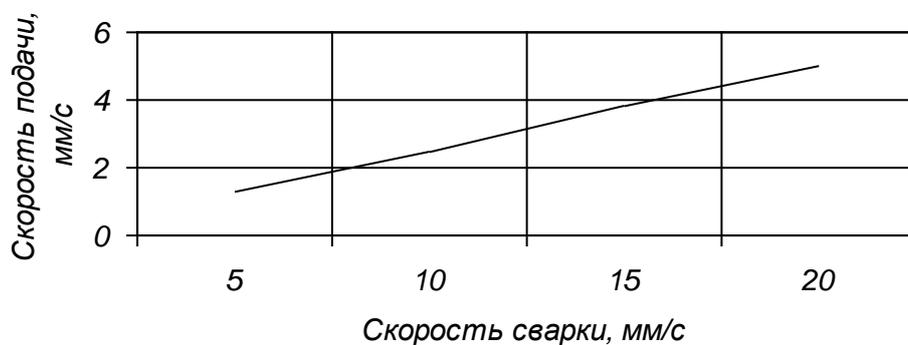
9 – ванна расплавленного металла

Дуга обратной полярности удаляет с поверхности свариваемого металла оксиды. Это улучшает свариваемость деталей из алюминия, магния и их сплавов. Однако обратная полярность уменьшает устойчивость горения и снижает стойкость вольфрамового электрода.

При сварке алюминиевых заготовок (рис. 16.16) в защитных газах поток тепла, поступающий в деталь, составляет более 80 % от эффективной мощности, а тепловой поток, затрачиваемый на плавление металла намного меньше (чуть более 15 %).



а



б

Рис. 16.16. Баланс тепловых потоков при сварке алюминиевых заготовок ($\lambda = 223 \text{ Вт}/(\text{м}\cdot\text{К})$, $C_V = 2,7 \text{ МДж}/(\text{м}^3\cdot\text{К})$, $\omega = 84 \text{ мм}^2/\text{с}$) в защитных газах (а) и соотношении скоростей перемещения и подачи электрода (б) (напряжение $U = 10 \text{ В}$, ток $I = 400 \text{ А}$, $\eta = 0,6$, $N = 2,4 \text{ кВт}$)

Производительность сварки достаточно высокая и может быть еще повышена за счет применения больших токов.

Сварку в аргоне плавящимся электродом применяют для сварки толщин более 10 мм. Нормальное протекание процесса сварки обеспечивается при достаточно больших плотностях тока ($100 \text{ А}/\text{мм}^2$ и более). Высокая плотность тока достигается большой скоростью подачи сварочной проволоки малого диаметра (0,5–3 мм). При этом осуществляется мелкокапельный или струйный перенос расплавленного металла электродной проволоки, глубокое проплавление основного металла, формирование плотного шва с ровной и чистой поверхностью. Этот процесс ведется на постоянном токе обратной полярности, т. к. при прямой полярности возрастает разбрызгивание металла и снижается устойчивость горения дуги.

16.2.4. ПЛАЗМЕННАЯ СВАРКА И РЕЗКА

Плазма образуется при электрических разрядах в газах или при нагреве газа до температуры, достаточно высокой для протекания интенсивной термической ионизации (10000–20000 °С). Она отличается от обычного газа рядом качественных особенностей, позволяющих считать ее особым, «четвертым» состоянием вещества (после жидкого, твердого и газообразного).

Для сварки плазму получают в виде плазменной струи, пропуская газ через столб сжатой дуги в плазменных горелках. Различают плазменную струю, выделенную из дуги (рис. 16.17, а), и плазменную дугу, совмещенную с плазменной струей (рис. 16.17, б). Плазменная дуга представляет собой дуговой разряд между нагреваемым или расплавляемым телом (анодом) и катодом электродугового плазмотрона.

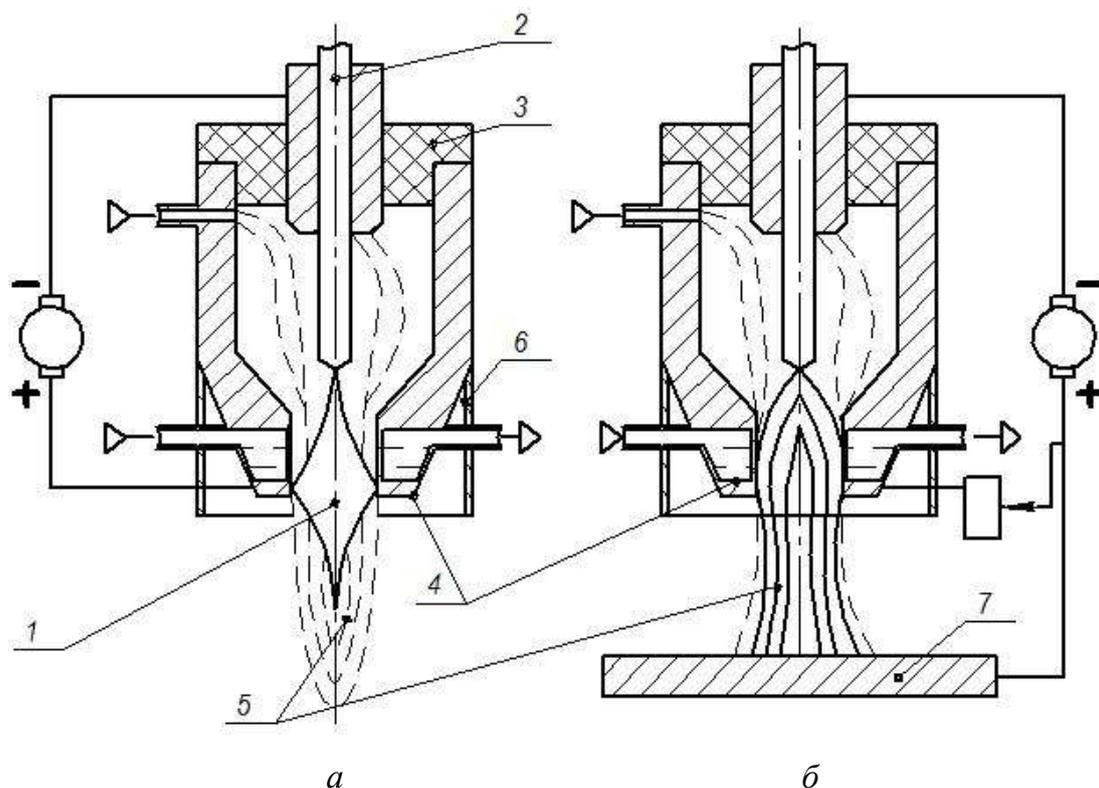


Рис. 16.17. Схемы получения плазменной струи, выделенной из дуги (а), и плазменной дуги, совмещенной с плазменной струей (б):

1 – дуга; 2 – вольфрамовый электрод; 3 – керамическая прокладка;
4 – корпус горелки; 5 – сопло; 6 – плазменная струя; 7 – заготовка

В горелках для получения плазменной струи дуга 1 горит между вольфрамовым электродом 2 и соплом 4, к которому подключен положительный полюс источника тока (рис. 16.17, а). Электрод изолирован от

корпуса горелки керамической прокладкой 3. Сопло интенсивно охлаждается водой. Из сопла выходит ярко светящаяся плазменная струя 6. Горелка питается постоянным током прямой полярности от источников с падающей характеристикой. Дугу зажигают с помощью осциллятора.

Горелки, предназначенные для сварки, снабжены для уменьшения температуры, вторым концентрическим соплом 5, через которое подается защитный газ.

Недостаток плазменной сварки (резки) заключается в недолговечности горелок из-за высокой температуры.

Плазменная струя представляет собой независимый источник теплоты, характеризующийся очень высокой температурой и относительно небольшой тепловой мощностью. Распределение температуры в свариваемой детали качественно соответствует функции точечного источника тепла при очень малых значениях времени выравнивания τ_1 . При этом температура плавления достигается очень близко к поверхности, и в тонких слоях поверхностного слоя сосредотачивается тепловая энергия, достаточная для расплавления материала. Поэтому плазменную струю можно применять для сварки (или резки) очень тонких металлических листов и неэлектропроводных (нетеплопроводных) материалов, а также для напыления тугоплавких материалов на поверхность заготовки.

Плазменная дуга (рис. 16.17, б) горит между электродом и заготовкой 7. Для облегчения зажигания дуги вначале возбуждается маломощная вспомогательная дуга между электродом и соплом. Для этого к соплу подключен токопровод от положительного полюса источника тока. При прикосновении плазменной струи заготовки зажигается основная дуга, а вспомогательная выключается.

Из-за относительно больших тепловых потоков в деталь при равных мощностях производительность плазменной сварки меньше, чем при электрической дуговой сварке (рис. 16.18).

Однако для плазменной сварки характерно применение малых мощностей, что дает ей преимущество при выполнении сложных технологических работ с мелкими деталями из тугоплавких металлов.

Плазменная дуга имеет большую тепловую мощность в сравнении с плазменной струей. Ее используют для сварки и резки тугоплавких (титана, никеля, молибдена, вольфрама), а также для резки цветных металлов, характеризующихся высокой теплопроводностью (меди, алюминия).

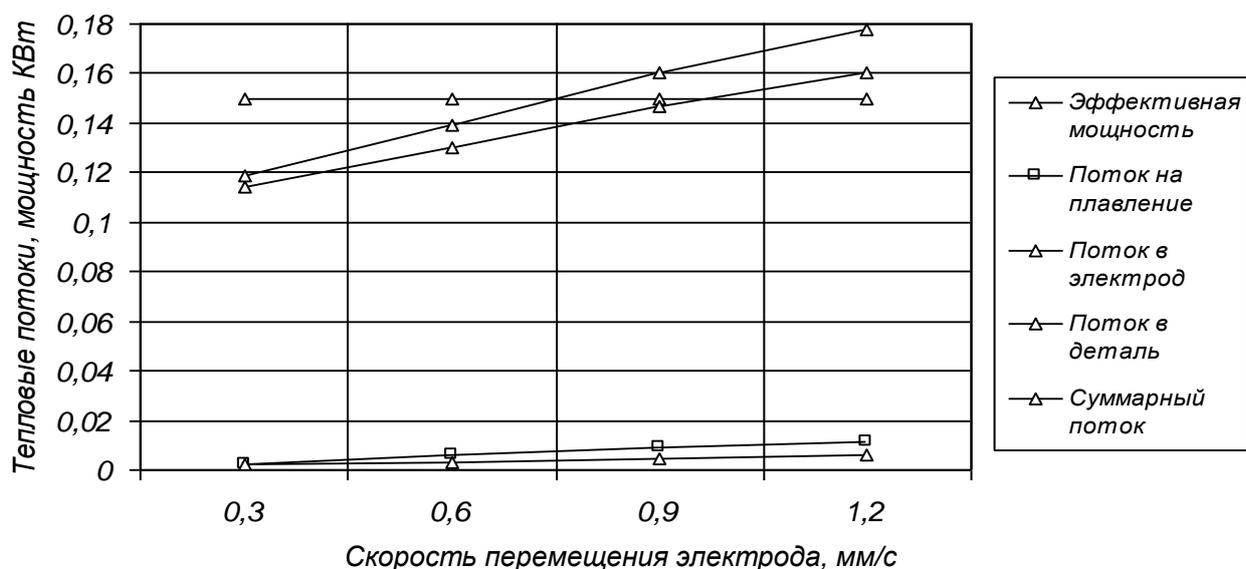


Рис. 16.18. Баланс тепловых потоков при плазменной сварке стальной заготовки при токе $I = 10$ А, $U = 20$ В, ширина фаски сварного шва $f = 1$ мм

Вследствие большой тепловой мощности температурное поле концентрируется вблизи источника, уменьшается тепловое влияние дуги на свариваемый металл, повышается КПД источника сварки, увеличивается проплавливающая способность, расширяются технологические возможности. Плазменной дугой (струей) можно сваривать металл до 10 мм без разделки кромок и применения присадочного материала.

Плазменная дуга имеет высокую стабильность горения. Она позволяет сваривать очень тонкие листы металла (0,025–0,8 мм) на малых токах 0,5–10 А.

В отличие от автоматической сварки под флюсом, где основная доля мощности затрачивается на плавление электрода, при плазменной сварке почти вся мощность отводится в виде теплового потока в деталь.

Высокая температура плазменной струи позволяет легко плавить металл, но иногда она слишком высока для сварки. Увеличивая ток и расход газа, можно осуществлять плазменную резку расплавлением. При резке плазменной дугой металл выплавляется из полости реза направленным потоком плазмы, совпадающим с токоведущим столбом создающей его дуги прямого действия. Этим способом разрезают толстые (до 80–120 мм) листы алюминия и его сплавов, медные сплавы, высоколегированную сталь.

Плазменной струей, полученной в столбе дугового разряда независимой дуги, разрезают неэлектропроводные материалы (например, керами-

ку), тонкие стальные листы, алюминиевые и медные сплавы, жаропрочные сплавы.

Скорость резки плазменной дугой выше, чем плазменной струей.

16.2.5. ЭЛЕКТРОШЛАКОВАЯ СВАРКА

Электрошлаковую сварку (рис. 16.19) применяют в тех случаях, когда сварной шов необходимо заполнить большим количеством расплавленного металла. Такая необходимость наиболее часто возникает в тяжелом машиностроении, при сварке крупных деталей мостов, котлов высокого давления и гидротурбин. Она используется для изготовления ковано-сварных и литейно-сварных конструкций станин и деталей прессов, молотов, станков, коленчатых валов судовых двигателей и др.

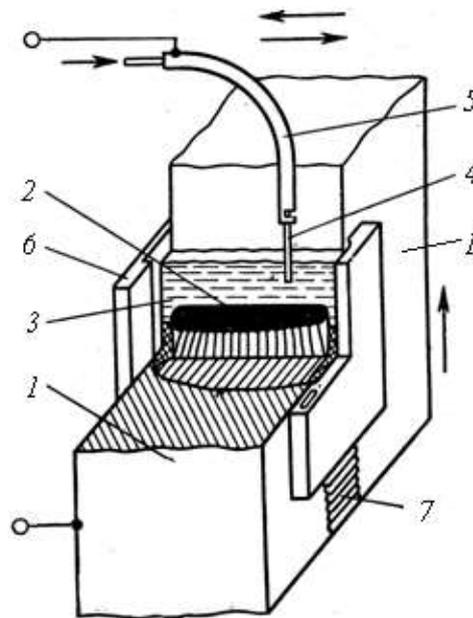


Рис. 16.19. Схема электрошлаковой сварки:
1 – свариваемые заготовки; 2 – сварочная ванна расплавленного металла; 3 – шлаковая ванна;
4 – сварочная проволока; 5 – мундштук; 6 – ползуны (формирующие устройства); 7 – затвердевший сварной шов

Как правило, электрошлаковую сварку выполняют при вертикальном положении свариваемых заготовок. Сварной шов заполняет зазор между свариваемыми поверхностями заготовок. В этом зазоре (или пространстве), ограниченном с двух сторон поверхностями свариваемых заготовок

6, а с двух других сторон формирующими устройствами (ползунами) 7, создается шлаковая ванна.

При электрошлаковой сварке теплота образуется при пропускании электрического тока через шлаковую ванну. Высокая температура расплавленного шлака (до 2000 °С) достаточна для расплавления металла электродной проволоки (или электродных пластин) и основного металла. Высокая температура поддерживается за счет больших токов (750–1000 А), обеспечивающих, соответственно, большую мощность источника тепла.

В связи с наличием перемещения электродной проволоки по ширине шва, вертикальное перемещение мундштука вдоль шва осуществляется с очень малой скоростью. Высокая производительность электрошлаковой сварки определяется большим объемом заполняемого в единицу времени металлом сварочного шва, а не скоростью перемещения мундштука в вертикальном направлении. В отличие от плазменной сварки при электрошлаковой сварке тепловые потоки в деталь относительно невелики (рис. 16.20).

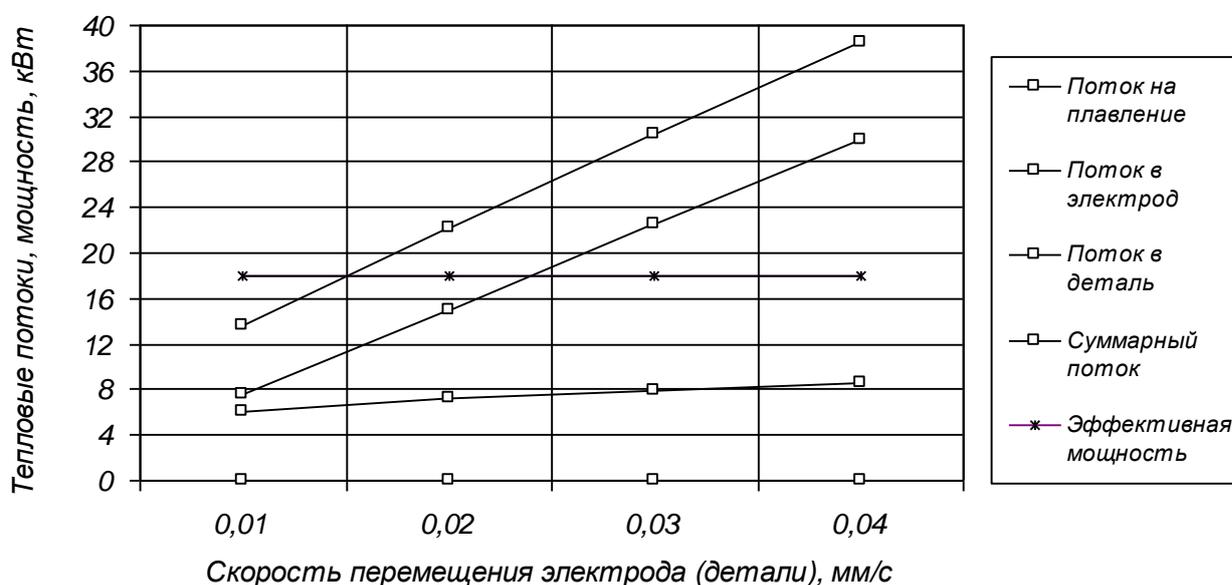


Рис. 16.20. Баланс тепловых потоков при электрошлаковой сварке стальной заготовки при токе $I = 1000$ А; $U = 20$ В; ширина и длина сварного шва $B \cdot H = 300 \cdot 150$ мм

Из-за большого объема расплавляемого металла подача электродной проволоки при электрошлаковой сварке осуществляется с гораздо более высокой скоростью, чем скорость перемещения ползунов.

16.2.6. ГАЗОВАЯ СВАРКА

При газовой сварке источником теплоты является сгорание горючих газов (чаще всего – ацетилена) в атмосфере кислорода.

Ацетилено-кислородное пламя состоит из внутреннего ядра 1, средней зоны 2 и наружного факела (рис. 16.21).

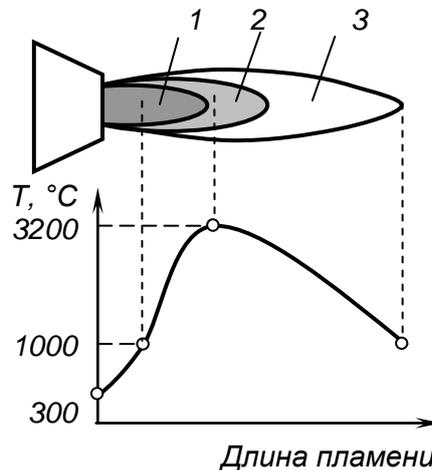


Рис. 16.21. Газосварочное пламя:

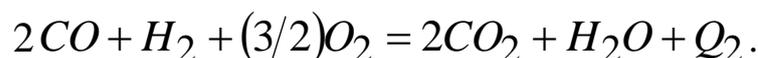
1 – ядро пламени; 2 – средняя зона; 3 – факел пламени

Внутреннее ядро и средняя зона пламени соответствуют двум последовательным стадиям горения ацетилена. Во внутреннем ядре горючая смесь находится в стадии тепловой и химической подготовки к воспламенению. В средней зоне пламени 2 начинается активное воздействие кислорода и происходит неполное сгорание ацетилена в соответствии с экзотермической реакцией. Ацетилен разлагается с образованием водорода и оксида углерода:

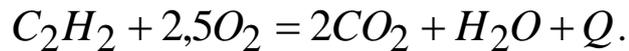


В средней зоне выделяется около 44 % теплоты. В факеле выделяется около 56 % теплоты ($Q_1 \approx 21$ МДж/м³). Температура в середине факела составляет 2400–2600 °С.

Благодаря этому именно в средней зоне пламени достигается максимальная температура – около 3100 °С. В факеле горючие газы догорают: водород образует водяной пар, а оксид углерода – углекислый газ:



Уравнение полного сгорания ацетилена имеет вид:



Низшая теплотворная способность ацетилена $Q \approx 48$ МДж/м³.

При газовой сварке место соединения нагревают до расплавления высокотемпературным газовым пламенем (рис. 16.22).

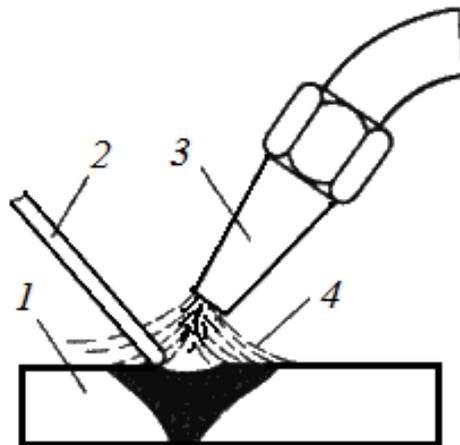


Рис. 16.22. Схема газовой сварки:
1 – свариваемые заготовки; 2 – присадочный пруток; 3 – горелка; 4 – пламя

При нагреве газовым пламенем 4 кромки свариваемых заготовок 1 расплавляются, а зазор между ними заполняется присадочным материалом 2, который вводят в пламя горелки 3 извне.

При газовой сварке заготовки нагреваются медленнее, чем при дуговой. Этим определяются области рационального применения газовой сварки: для сварки листов металла малой толщины (0,2–3 мм), легкоплавких цветных металлов и сплавов, инструментальных сталей, для пайки и наплавочных работ и др.

Для образования газосварочного пламени используют газосварочные горелки. Наиболее распространены инжекторные горелки (рис. 16.23).

В инжекторной горелке кислород под давлением 0,1–0,4 МПа через регулировочный вентиль 6 и трубку подается к инжектору 5. Выходя с большой скоростью из узкого канала инжекторного конуса, кислород создает разрежение в камере 4 и засасывает горючий газ, поступающий че-

рез вентиль в ацетиленовые каналы горелки и камеру смешения 3, где образуется горючая смесь. Горючая смесь поступает к наконечнику 2 к мундштуку 1, на выходе из которого при сгорании образуется сварочное пламя. Горелки имеют сменные наконечники с различными диаметрами выходных отверстий инжектора и мундштука для регулирования мощности ацетилено-кислородного пламени.

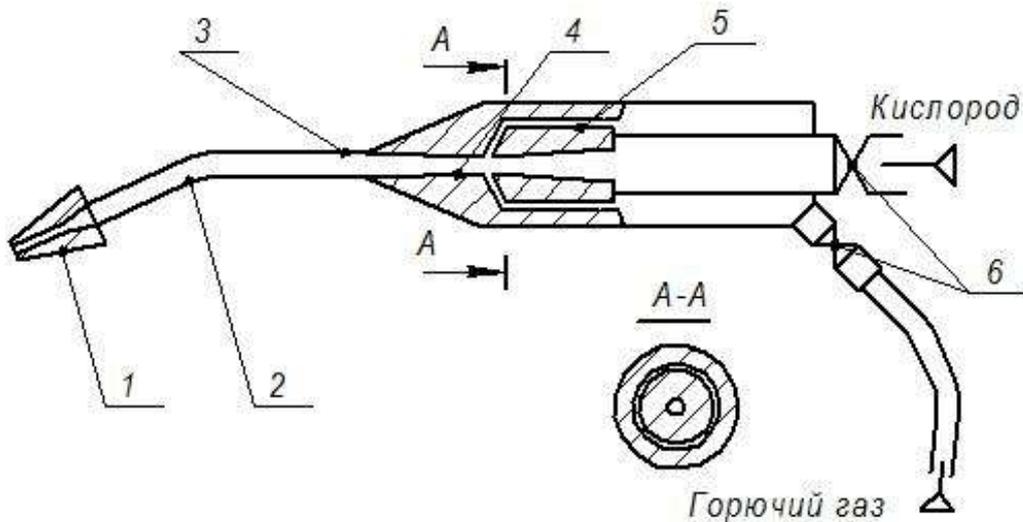


Рис. 16.23. Схема газосварочной инжекторной горелки:
 1 – мундштук; 2 – наконечник; 3 – камера смешения;
 4 – камера; 5 – инжектор; 6 – регулировочные вентили

Эффективный КПД процесса нагрева металла газовым пламенем равен отношению эффективной мощности пламени к полной мощности, соответствующей теплотворной способности горючего:

$$\eta = \frac{q}{q_{C_2H_2}}. \quad (16.1)$$

Мощность газового пламени хотя и возрастает с увеличением расхода горючего, но медленнее, чем увеличивается расход. При этом КПД уменьшается с увеличением расхода горючего (рис. 16.24).

Металл обычно нагревают средней зоной пламени. Расстояние от сопла до поверхности изделия выбирают равным от $1,2L$ до $1,5L$ (L – длина ядра пламени). При этом наиболее нагретая зона пламени соприкасает-

ся с нагреваемой поверхностью. Теоретически соотношение кислорода и ацетилена должно быть 1:1. Однако практически в горелку подают смесь при соотношении кислорода к ацетилену $\approx 1,15 \dots 1,2$.

Нагрев металла газовым пламенем обусловлен теплообменом между горячими газами пламени и омываемым ими участком поверхности нагреваемого тела. Вследствие растекания газового потока пламя нагревает значительную по размерам область поверхности изделия.

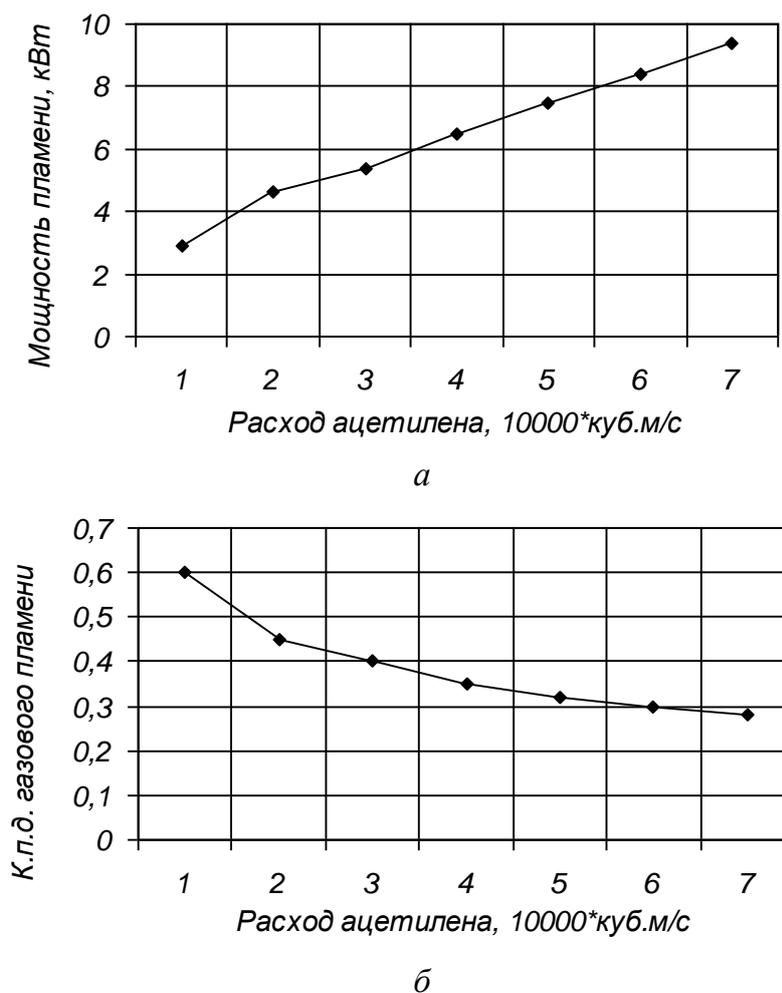


Рис. 16.24. Зависимости мощности (а) и КПД (б) газового пламени от расхода ацетилена

Газовое пламя горелки с наибольшим расходом ацетилена ($\approx 9,4$ кВт) развивает примерно в 8 раз меньшую плотность теплового потока, чем близкая по эффективной мощности электрическая дуга со стальными электродами при токе 550 А. При этом диаметр пятна нагрева газовым пламенем примерно втрое больше, чем электрической дугой.

Присадочную проволоку (или стержни) выбирают с учетом состава свариваемого сплава. Кроме того, для сварки цветных металлов и некоторых специальных сплавов используют флюсы в виде порошков или паст, которые растворяют оксиды, образуют шлаки и содержат элементы, раскисляющие и легирующие наплавленный металл (например, для сварки меди применяют кислые флюсы: буру, буру с борной кислотой).

16.3. ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИЕ СПОСОБЫ СВАРКИ

16.3.1. ЭЛЕКТРИЧЕСКАЯ КОНТАКТНАЯ СТЫКОВАЯ СВАРКА

Электрическая контактная сварка осуществляется с помощью нагрева свариваемых заготовок в месте контакта и пластической деформации контактируемых поверхностей, в ходе которой формируется сварное соединение.

Электрическую контактную сварку классифицируют по типу сварного соединения и роду тока. По типу сварного соединения электрическая контактная сварка может быть стыковой (рис. 16.25), точечной или шовной.

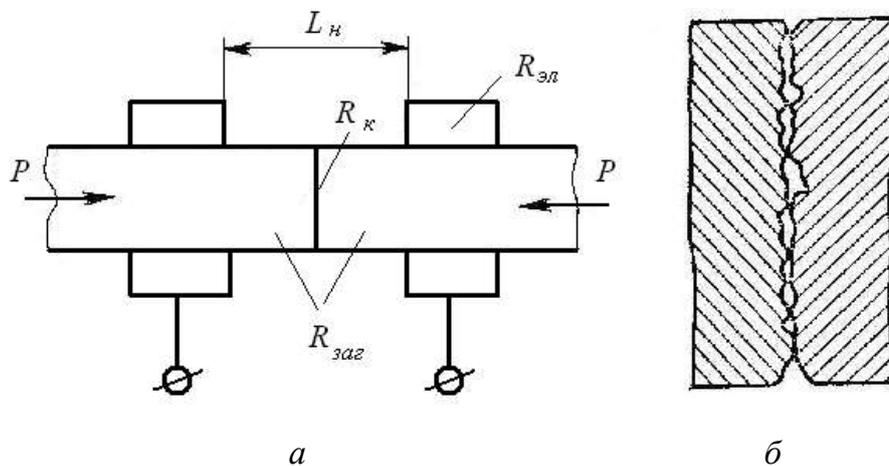


Рис. 16.25. Схема контактной сварки (а) и физического контакта (б) свариваемых деталей

По роду тока различают электрическую контактную сварку переменным током, импульсами постоянного тока, аккумулярованной энергией.

В зависимости от температуры нагревания стыка различают электрическую контактную стыковую сварку сопротивлением или оплавлением.

Стыковая сварка – разновидность контактной сварки, при которой заготовки свариваются по всей поверхности соприкосновения.

Свариваемые заготовки закрепляют в зажимах 2 и 3 стыковой машины (рис. 16.26). Зажим 2 укреплен на неподвижной плите 4, а зажим 3 – на подвижной плите 5, перемещающейся в направляющих. Электрическое напряжение подается на зажимы 2 и 3 через сварочный трансформатор 6. Подвижная плита способна перемещаться в направлении неподвижной плиты до осуществления контакта заготовок 1 и сжимать заготовки с усилием P , развиваемым механизмом осадки.

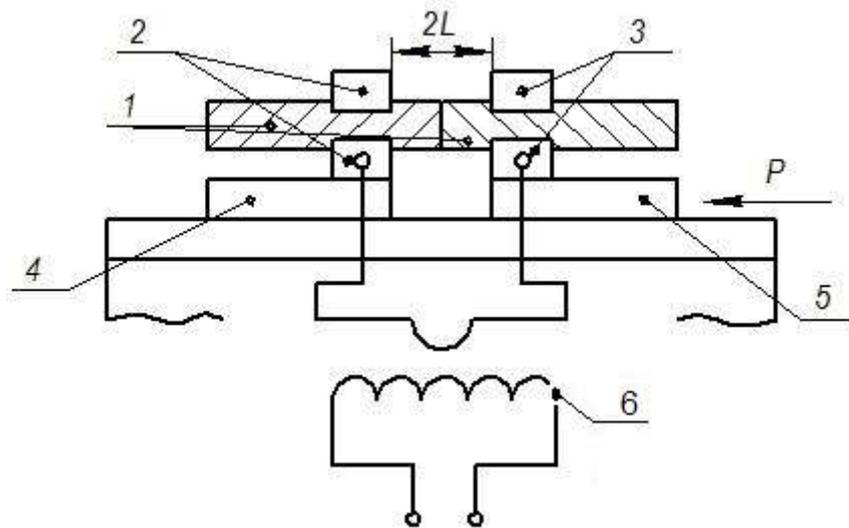


Рис. 16.26. Схема контактной стыковой сварки:

1 – свариваемые заготовки; 2, 3 – зажимы;

4 – неподвижная плита; 5 – подвижная плита; 6 – сварочный трансформатор

При увеличении площади поперечного сечения заготовок для достижения одной и той же плотности теплового потока потребуются большая мощность. Поэтому во избежание резкого увеличения мощностей, применяемых токов и связанных с этим технических трудностей, площадь поперечного сечения свариваемых заготовок при контактной стыковой сварке обычно не превышает 100 мм^2 .

При электрической контактной сварке (рис. 16.25, 16.26) теплота выделяется при пропускании электрического тока через место сварочного контакта, имеющее наибольшее электрическое сопротивление сварочного контура.

Электрическая схема контактных машин включает трансформатор 3, прерыватель тока 5 и переключатель ступеней мощности 4 (рис. 16.27).

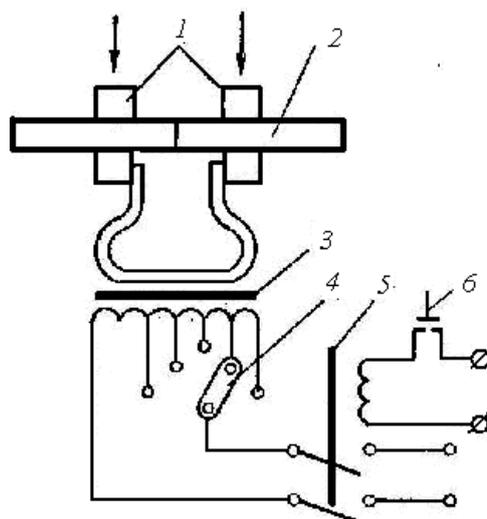


Рис. 16.27. Электрическая схема контактной машины:

1 – контактная колодка; 2 – свариваемое изделие; 3 – сварочный трансформатор; 4 – регулятор тока; 5 – электромагнитный прерыватель; 6 – включающая кнопка

На первичную обмотку подают напряжение 220–380 В. Первичная обмотка трансформатора имеет несколько секций для переключения ступеней мощности, вторичная – 1–2 витка. Поэтому напряжение на вторичной обмотке снижается до 1–12 В, а ток увеличивается до 1000–100000 А. Машины для стыковой сварки выпускают мощностью от 5 до 500 кВт.

При стыковой сварке сопротивлением разогрев стыка осуществляется до высоких температур, достаточных для приведения области контакта в пластическое состояние, но не превышающих температуру плавления. При сварке оплавлением достигается температура плавления металла (или несколько более высокая), в результате чего часть материала в области контакта оплавляется.

Сваркой сопротивлением можно сваривать низкоуглеродистые и низколегированные конструкционные стали, алюминиевые и медные сплавы.

Фактический ток во вторичной обмотке сварочного трансформатора обычно на два порядка больше, чем в первичной, а напряжение, соответственно меньше.

Зависимости тока I и усилия P от времени нагрева показывают на рисунке, называемом *циклограммой* (рис. 16.28).

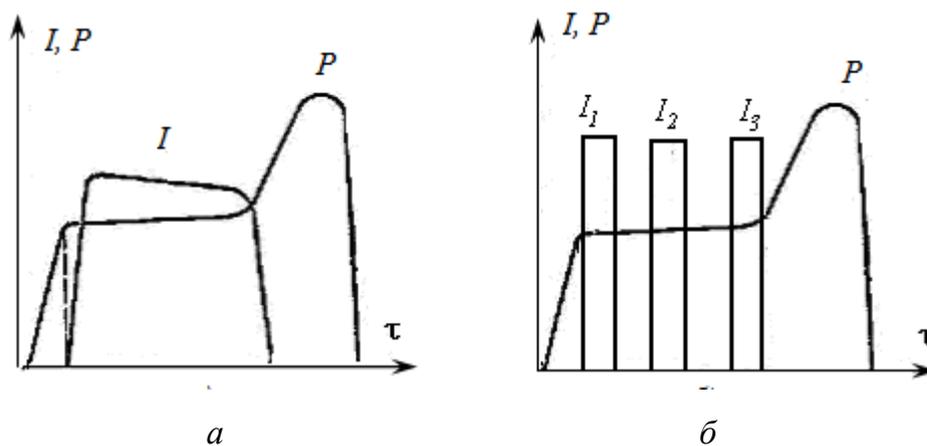


Рис. 16.28. Циклограмма контактной стыковой сварки сопротивлением:
a – нагрев одним импульсом; *б* – нагрев несколькими импульсами

Перед контактной стыковой сваркой сопротивлением торцы заготовок должны быть плотно пригнаны друг к другу. Для этого необходима механическая обработка торцов заготовок резанием. Кроме того, заготовки необходимо очищать от оксидных пленок. Все эти требования могут быть снижены при обеспечении более равномерного прогрева стержней вблизи торцовых поверхностей. На практике это достигается путем нагрева несколькими импульсами тока (рис. 16.28, *б*)

Сварка оплавлением не предъявляет высоких требований к качеству поверхностей свариваемых заготовок. В этом случае нагрев ведется до температур, превышающих температуру плавления. В процессе оплавления материала выравниваются неровности стыка, а оксиды и загрязнения удаляются. Сварка оплавлением характеризуется большей универсальностью. Она позволяет сваривать заготовки более сложного сечения и формы, заготовки, имеющие различные сечения и даже разнородные металлы (быстрорежущую и углеродистую стали, медь и алюминий и т. д.).

16.3.2. ЭЛЕКТРИЧЕСКАЯ КОНТАКТНАЯ ТОЧЕЧНАЯ СВАРКА

Точечная сварка – разновидность контактной сварки, при которой заготовки соединяются в отдельных точках (рис. 16.29).

Точечной сваркой соединяют штампованные элементы заготовок. Машины для точечной сварки выпускают мощностью от 0,1 до 250 кВт. Толщина свариваемых заготовок составляет 0,5–5 мм.

При точечной сварке заготовки собирают внахлест и зажимают с усилием P между двумя электродами, подводящими ток к месту сварки. При

этом соприкасающиеся с медными электродами поверхности свариваемых заготовок нагреваются меньше, чем внутренние слои. Нагрев продолжают в течение времени τ , необходимого для расплавления внутренних слоев (некоторой окрестности точки заданного радиуса r) и до пластического состояния внешних слоев. После выключения тока происходит кристаллизация расплавленного металла и образуется литая сварная точка.

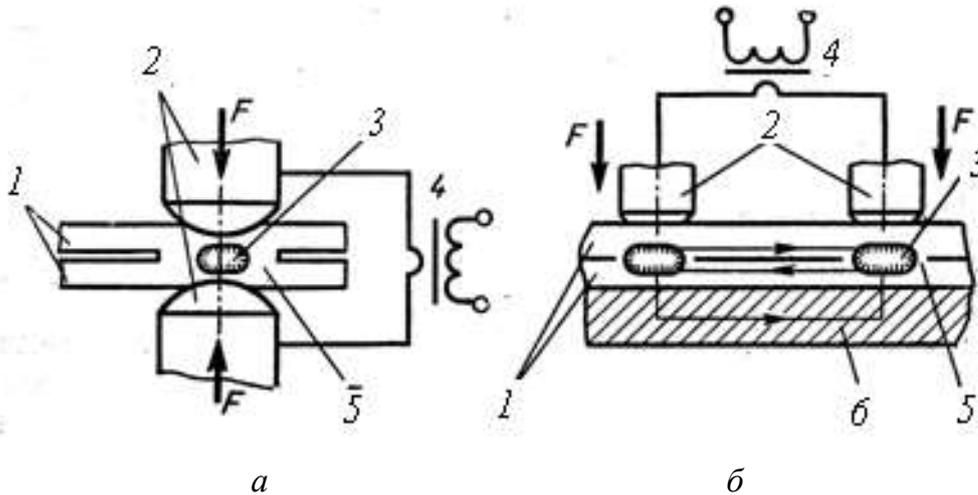


Рис. 16.29. Схемы контактной точечной сварки:

a – двусторонней; *б* – односторонней

(1 – свариваемые элементы; 2 – медные электроды;
3 – расплавленная зона металла; 4 – источник питания)

При проведении точечной сварки возможна одна из двух стратегий. Согласно первой: при меньшей мощности источника осуществлять прогрев и расплавление металла, не следя строго за временем, ориентируясь на предельное температурное состояние. Согласно второй – сварку производить при большей мощности, на более жестком режиме, но при этом своевременно отключать подачу тока, не доводя температуры до предельных значений. Второй путь более производительный, но для исключения перегрева необходимо точно выдерживать рациональное время подачи тока.

Как показывают расчеты, уже через 1,5–2 с температура становится достаточно близкой к предельной. Существенное влияние на температуру оказывают мощность источника и теплофизические характеристики свариваемого материала. Так, например, при точечной сварке медных пластин необходима на порядок большая мощность источника (рис. 16.30).

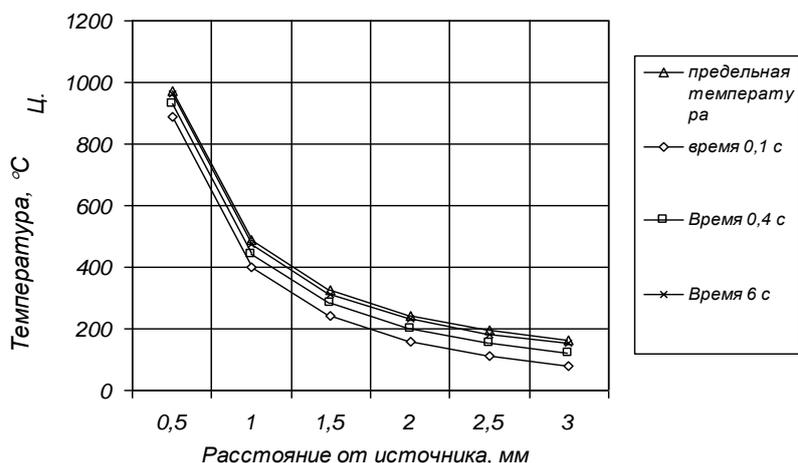


Рис. 16.30. Зависимости температуры от расстояния от источника тепла в различные моменты времени при точечной сварке медных пластин. (мощность источника $q=2,2$ кВт)

18.3.3. ЭЛЕКТРИЧЕСКАЯ КОНТАКТНАЯ ШОВНАЯ СВАРКА

Шовная сварка – разновидность контактной сварки, позволяющая получать прочное и плотное соединение листовых заготовок в виде сплошного герметичного шва. Электроды для шовной сварки выполняют в виде плоских роликов (дисков). Листовые заготовки 2 (рис. 16.31) соединяют внахлест, зажимают между электродами 1 и пропускают ток.

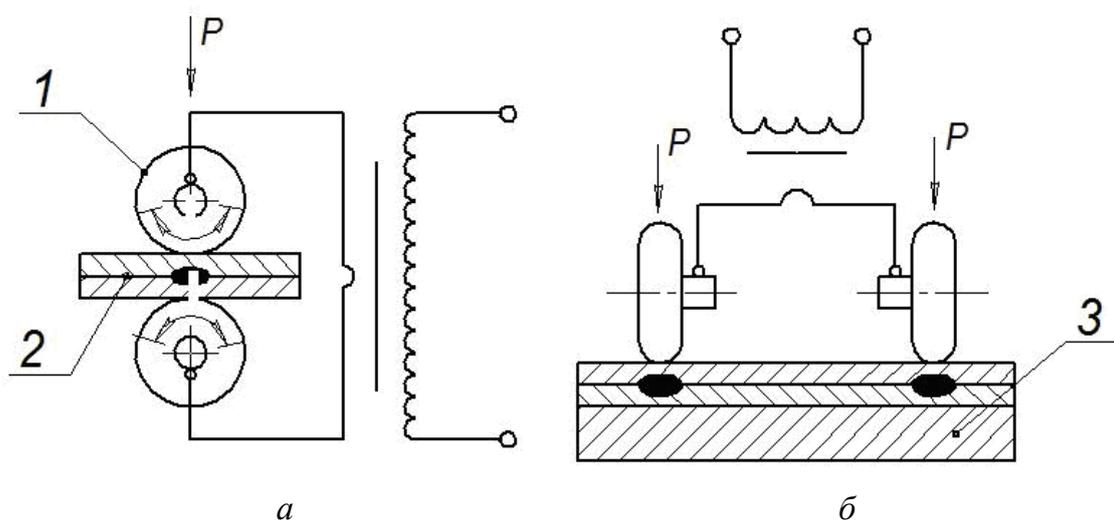
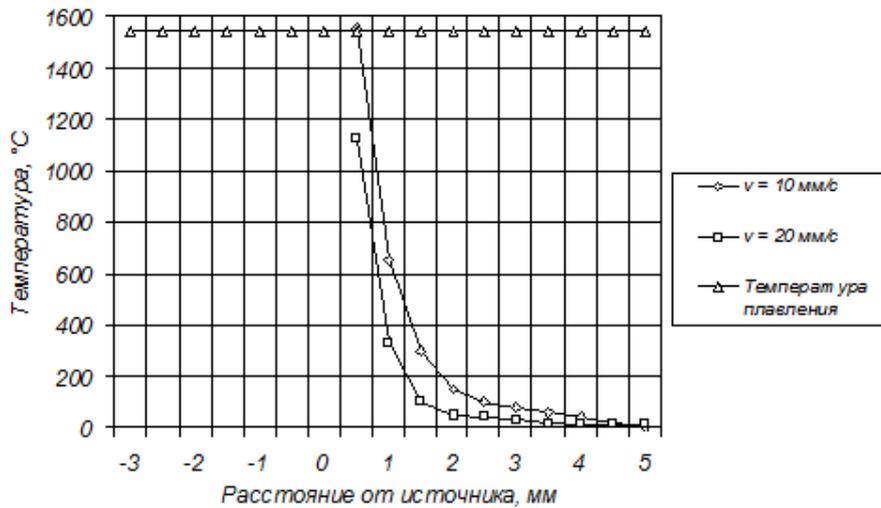


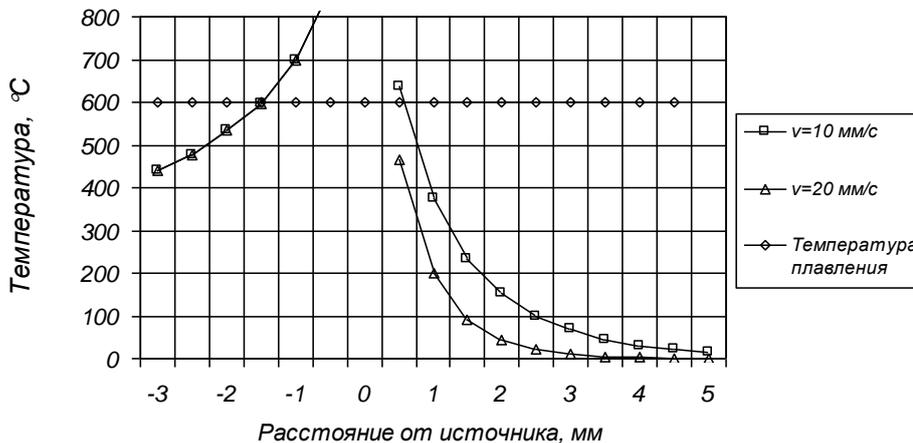
Рис. 16.31. Принципиальная схема шовной сварки:
а – двусторонней; *б* – односторонней
 (1 - электроды; 2 – заготовки; 3 – медная подкладка)

При движении роликов по заготовкам между заготовками в месте контакта электродов с ними выделяется тепло, нагревающее заготовки до расплавления металла в местах наибольшего тепловыделения. При перемещении электродов происходит охлаждение и кристаллизация расплавленного металла с образованием непрерывного шва.

На распределение температуры большое влияние оказывают мощность источника, толщина пластины, теплофизические характеристики материала свариваемых деталей. При прочих равных условиях с увеличением скорости сварки температура снижается (рис. 16.32).



a)



б)

Рис. 16.32. Распределение температуры:

a) в стальной пластине ($\delta = 3$ мм; $N_e = 1,2$ кВт);

б) в алюминиевой пластине ($\delta = 3$ мм; $N_e = 1$ кВт) при шовной сварке

Циклограммы процесса шовной сварки бывают с непрерывной или прерывистой подачей тока в виде импульсов (рис. 16.33).

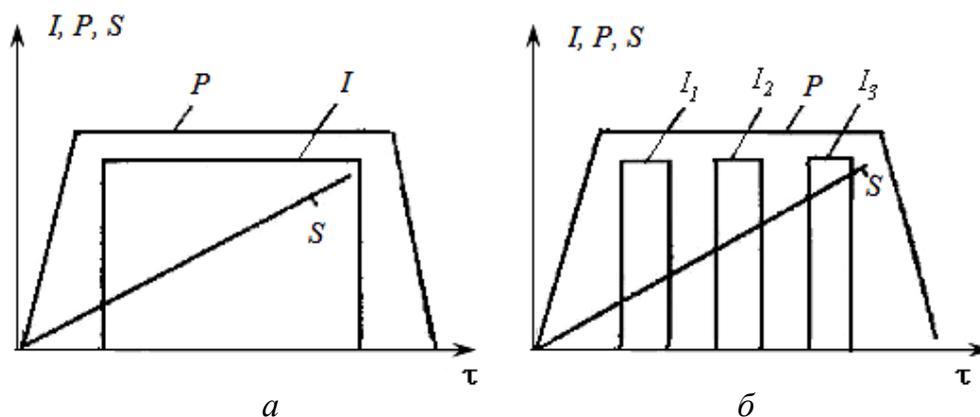


Рис. 16.33. Циклы шовной сварки:

а – непрерывного включения тока; *б* – прерывистого включения тока
(*P* – давление, *S* – перемещение роликов, *I* – сварочный ток, τ – время)

Шовную сварку применяют в массовом производстве при изготовлении различных сосудов. Машины для шовной сварки по конструктивному исполнению похожи на машины для точечной сварки и отличаются от них главным образом формой электродов, имеющих форму роликов. Мощность шовных сварочных машин может быть в пределах от 25 до 200 кВт. Толщина свариваемых листов обычно находится в пределах от 0,3 до 3 мм.

16.3.4. КОНДЕНСАТОРНАЯ СВАРКА

Конденсаторная сварка осуществляется за счет энергии, накопленной в батарее конденсаторов при их зарядке от источника постоянного тока.

Используются два способа конденсаторной сварки (рис. 16.34). Согласно первому способу конденсаторы разряжаются непосредственно на свариваемые детали, а согласно второму – на первичную обмотку сварочного трансформатора.

На рис. 16.34, *а* представлена схема ударной конденсаторной сварки, при которой концы обкладок конденсатора подключены непосредственно к свариваемым заготовкам 2 и 3. Одна из заготовок жестко закреплена, другая может перемещаться в направляющих 5. При освобождении защелки 4, заготовка 2 переместится к неподвижной заготовке 3 и замкнет цепь. При соударении возникает разряд, вызывающий оплавление торцов

обеих заготовок. В момент соударения заготовок в результате местной пластической деформации происходит схватывание поверхностей, необходимое для образования неразъемного соединения.

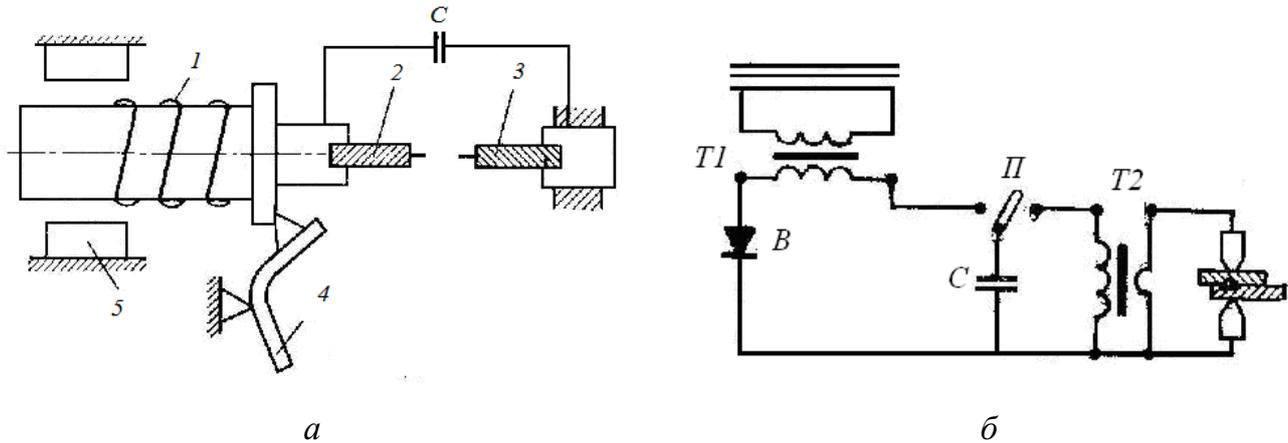


Рис. 16.34. Схемы конденсаторной сварки:

а – с подачей тока непосредственно от конденсатора на свариваемые заготовки (1 – пружина; 2, 3 – свариваемые заготовки; 4 – защелка; 5 – направляющие;

В – выпрямитель, П – переключатель, С – конденсаторная батарея);

б – с подачей тока от конденсатора на первичную обмотку сварочного конденсатора (Т1 – повышающий трансформатор, Т2 – сварочный трансформатор)

Схема конденсаторной сварки, при которой разряд конденсатора преобразуется с помощью сварочного трансформатора (рис. 16.34, б), используется для точечной и шовной сварки, но может быть использована и для стыковой сварки.

Время разрядки конденсаторной батареи измеряется тысячными или десятитысячными долями секунды (рис. 16.35).

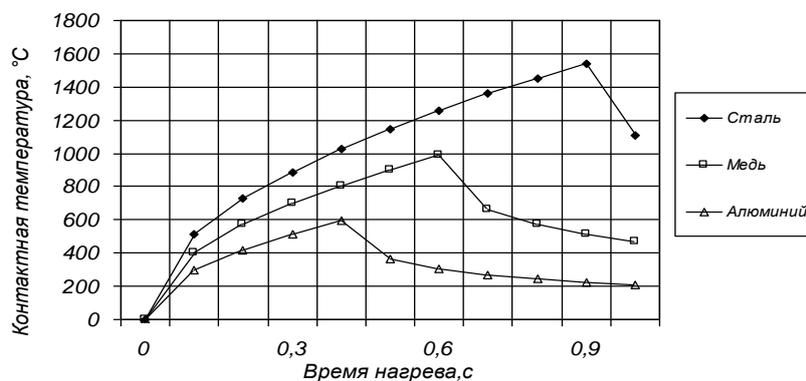


Рис. 16.35. Зависимости температуры от времени разряда при конденсаторной сварке стальных, медных и алюминиевых проводов диаметром 0,2 мм при количестве тепла $Q = 0,02-0,05$ Дж и мощности разряда 40–80 Вт

Благодаря этому при небольшой энергии ($Q = 0,02-0,05$ Дж) достигаются необходимые мощности и соответственно большие плотности теплового потока ($600-1200$ Вт/мм²).

Как показывают расчеты, при уменьшении времени действия источника тепла от 1 до 0,001 с, количество теплоты, необходимой для разогрева торцов заготовок до температуры плавления, уменьшается в 32 раза (от 1,15 до 0,036 Дж).

Конденсаторную сварку применяют в производстве электроизмерительных и авиационных приборов, часовых механизмов, фотоаппаратов и т. п.

16.3.5. СВАРКА ТРЕНИЕМ

Сварка трением осуществляется за счет адгезии (схватывания) контактируемых поверхностей. Как известно, схватывание поверхностей происходит при определенных условиях. К их числу относится повышенная температура (приближающаяся к температуре плавления), отсутствие на контактируемых поверхностях оксидных пленок и загрязнений, пластические деформации контактируемых поверхностей под действием сжимающих сил (осаживания). Особенностью сварки трением является то, что нагрев в зоне контакта осуществляется за счет трения (рис. 16.36).

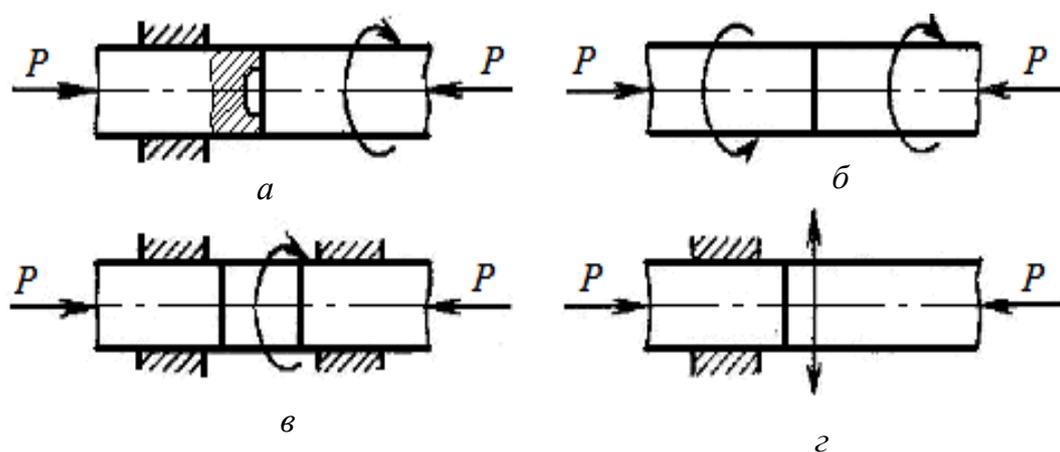


Рис. 16.36. Принципиальные схемы сварки трением:
а – вращение одной детали; *б* – вращение обеих деталей;
в – сварка неподвижных деталей с вращающейся вставкой;
г – сварка при возвратно-поступательном движении одной детали

Для обеспечения рациональных условий схватывания при сварке трением целесообразно исключать среднюю часть свариваемых заготовок, так как при приближении к оси вращения заготовок температура будет уменьшаться. (рис. 16.37).

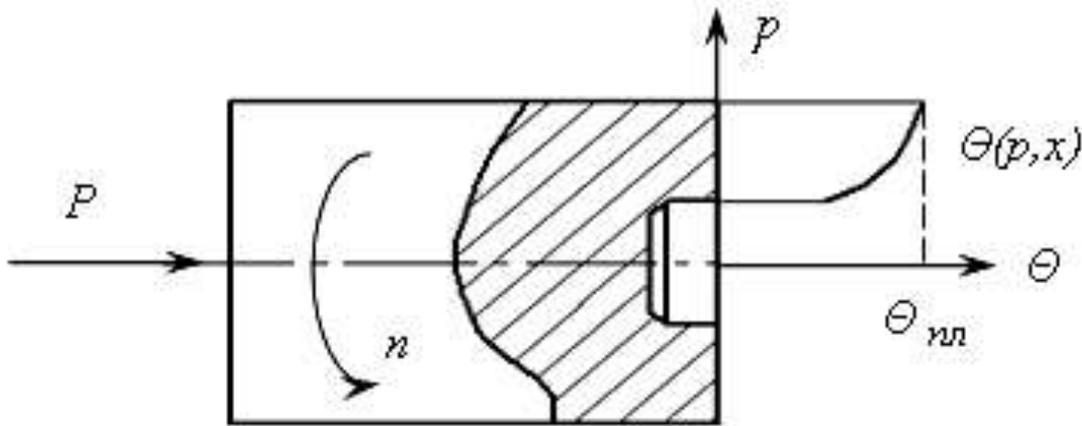


Рис. 16.37. Схема распределения температуры по торцу заготовки при сварке трением

Соединение заготовок сваркой трением получают с достаточно высокими свойствами. При сварке трением энергетические затраты значительно (в 5–10 раз) ниже, чем при электрической контактной стыковой сварке.

Для сварки трением выпускают серийные машины мощностью 10, 20 и 40 кВт, а также модернизируют для этой цели металлорежущие станки (токарные, фрезерные, сверлильные).

18.3.6. УЛЬТРАЗВУКОВАЯ СВАРКА

Ультразвуковую сварку можно отнести к разновидностям контактной сварки, осуществляющейся под давлением наконечника 4 ультразвукового инструмента на свариваемые заготовки 5 (рис. 16.38).

При ультразвуковой сварке заготовки 5 размещают на опоре 6. На магнитострикционный преобразователь 1 подается напряжение переменного тока с ультразвуковой частотой, которое преобразуется в продольные упругие колебания. Эти колебания усиливаются трансформатором упругих колебаний 2, который вместе с рабочим инструментом 3 представляет собой волновод. Момент M , приложенный в узле колебаний, создает необходимую сжимающую силу P .

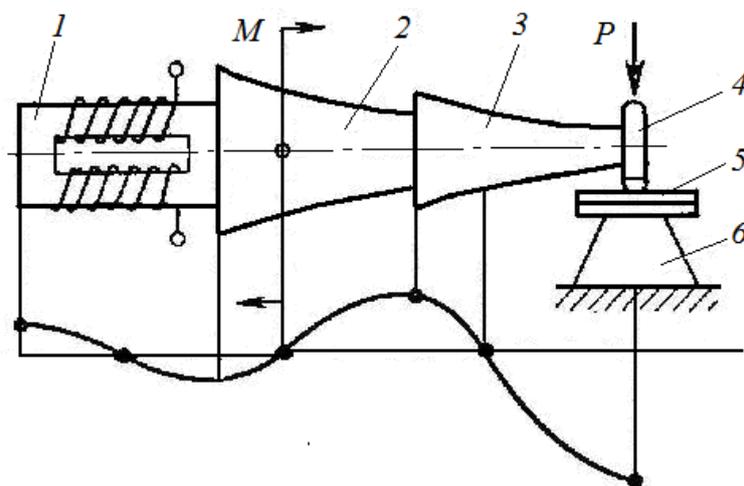


Рис. 16.38. Принципиальная схема ультразвуковой сварки:

1 – магнитострикционный преобразователь; 2 – трансформатор продольных упругих колебаний, 3 – рабочий инструмент; 4 – наконечник рабочего инструмента; 5 – свариваемые заготовки; 6 – опора

Наложение механических колебаний с ультразвуковой частотой вызывает силы трения и выделение теплоты на свариваемых поверхностях заготовок, сдвиговые деформации, разрушающие поверхностные пленки, способствует возникновению межатомных связей (адгезии) при меньших давлениях и температурах по сравнению с деформациями при отсутствии колебаний.

Например, при ультразвуковой сварке меди рациональная контактная температура не превышает 600 °С, а при сварке алюминия – 300 °С. Ультразвуковой сваркой можно сваривать очень тонкие листы и фольгу толщиной до 1 мкм, а также приваривать фольгу и тонкие пластины к заготовкам неограниченной толщины.

16.3.7. ДИФФУЗИОННАЯ СВАРКА И СВАРКА ВЗРЫВОМ

Диффузионная сварка также относится к классу термомеханических способов сварки, но она основана на принципиально другом физическом явлении – диффузии. Диффузия представляет собой взаимное проникновение вещества свариваемых заготовок, обусловленное тепловым движением ионов, атомов, молекул и различной концентрацией химических элементов. Перенос вещества посредством диффузии происходит в направлении убывания концентрации диффундирующих элементов. Поэтому диффузионной сваркой хорошо свариваются отличающиеся по химическому составу металлы и сплавы. Диффузионную сварку выполняют

в вакууме (при разряжении до 10^{-1} МПа) или в атмосфере защитных газов.

Свариваемые заготовки 2 (рис. 16.39) предварительно нагревают, например, индуктором ТВЧ 4, питаемым по проводам 6 от высокочастотного генератора.

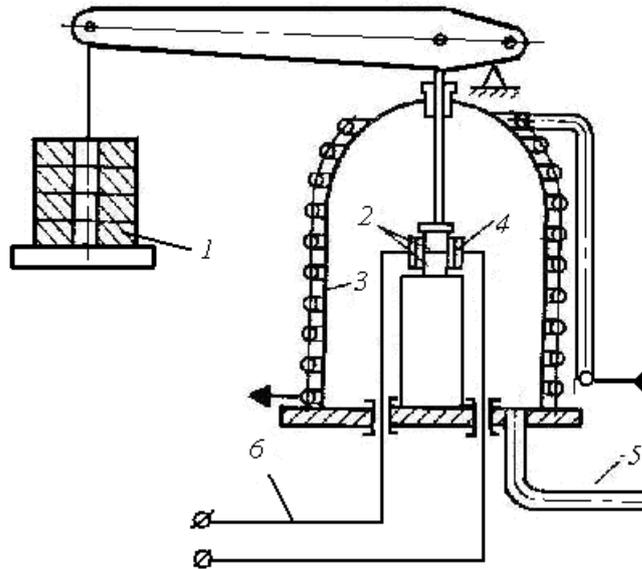


Рис. 16.39. Схема диффузионной сварки:

1 – груз; 2 – охлаждение вакуумной камеры; 3 – заготовки;

4 – нагревательное устройство; 5 – трубопровод к вакуумному насосу;

6 – провод к высокочастотному генератору

Создание вакуума осуществляется с помощью отсоса воздуха по трубопроводу 5 вакуумным насосом. Нагрев контактных поверхностей заготовок примерно до температуры рекристаллизации более легкоплавкого металла вызывает испарение адсорбированных и масляных пленок и способствует очищению контактируемых поверхностей и резко повышает скорость диффузионных процессов.

Заготовки сжимаются под небольшим давлением (от 1 до 20 МПа) под действием груза 1 и выдерживаются в течение некоторого времени (обычно от 5 до 20 мин), достаточного для протекания диффузии.

Отсутствие припоев, электродов и флюсов позволяет получить качественное и чистое соединение без изменения физико-механических свойств. Диффузионная сварка связана с использованием сложной и дорогой аппаратуры и применяется в космической и авиационной промышлен-

ности, для сварки ответственных деталей вакуумных приборов, инструментов и др.

Высокопрочные и тугоплавкие металлы, в том числе и стали, требуют для создания благоприятных для схватывания условий предварительного подогрева заготовок непосредственно перед их пластическим деформированием (осаживанием). Такие способы получения неразъемных соединений относят к *термомеханической сварке*.

При сварке взрывом благоприятные для схватывания свариваемых поверхностей условия создаются с помощью энергии направленного взрыва.

Одна из соединяемых заготовок 4 кладется на жесткое основание, а другая располагается к ней на минимальном расстоянии под углом α (рис. 16.40). На заготовку 3 наносится слой взрывчатого вещества 2 толщиной H и с краю этой заготовки, отстоящей от заготовки 4 на наименьшем расстоянии h_0 , устанавливают детонатор 1.

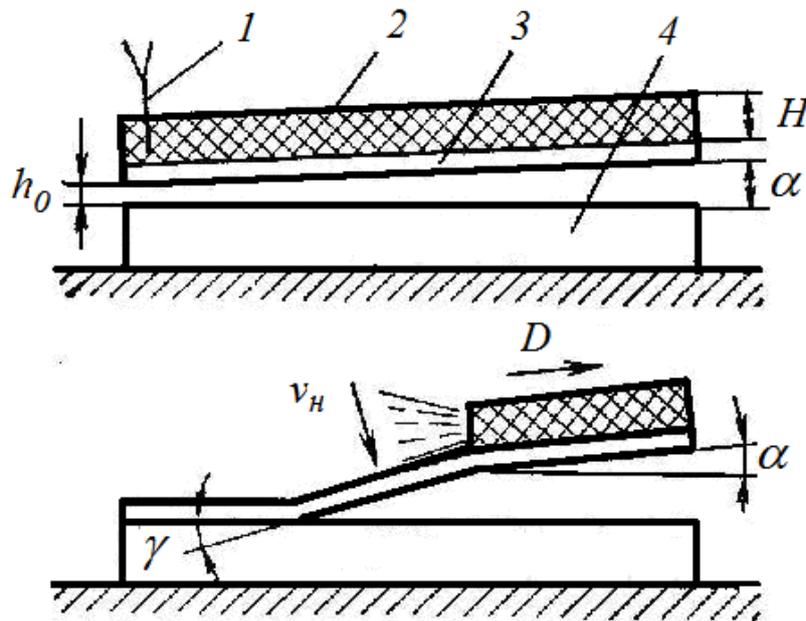


Рис. 16.40. Принципиальная схема сварки взрывом:

- 1 – детонатор; 2 – взрывчатое вещество;
- 3 – привариваемая пластина; 4 – заготовка

При срабатывании детонатора детонация взрывчатого вещества сообщает пластине 3 импульс тепловой и кинетической энергии со скоростью несколько тысяч метров в секунду. Край пластины 3 ударяется о за-

готовку 4. Соударение пластин вызывает нагрев и пластическое течение металла в поверхностных слоях заготовок, создавая условия, благоприятные для схватывания поверхностей. Вследствие этого часть пластины 3 приваривается к пластине 4, а участок пластины непосредственно перед приваренной частью изгибается под углом γ . По мере сгорания взрывчатого вещества деформированный участок перемещается ко второму краю заготовки 4. Продолжительность сварки взрывом не превышает нескольких микросекунд. Под влиянием больших скоростей деформации происходит значительное повышение предела текучести материала заготовок в деформированной области. Поэтому прочность соединений, полученных сваркой взрывом, оказывается выше прочности соединяемых материалов (рис. 16.41).



Рис. 16.41. Типичная граница раздела деталей, свариваемых сваркой взрывом

Сварку взрывом применяют при изготовлении заготовок для проката биметалла, плакирования поверхностей конструкционных сталей металлами и сплавами с особыми физическими и химическими свойствами, при сварке заготовок из разнородных материалов.

Вопросы для самопроверки

- 1. Классификация и технологические характеристики различных видов сварки.*

2. *Основные источники тепловой энергии, применяющиеся при сварке.*
3. *Характеристика способов термической сварки.*
4. *Характеристика термомеханических способов сварки.*
5. *Характеристика механической (холодной) сварки.*
6. *Ручная дуговая сварка.*
7. *Автоматическая дуговая сварка под флюсом.*
8. *Сварка в защитных газах.*
9. *Плазменная сварка и резка.*
10. *Электрошлаковая сварка.*
11. *Газовая сварка.*
12. *Электрическая контактная (стыковая, точечная, шовная) сварка.*
13. *Конденсаторная сварка.*
14. *Сварка трением.*
15. *Ультразвуковая сварка.*
16. *Диффузионная сварка и сварка взрывом.*

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Бельский, Е. И. Новые материалы в технике / Е. И. Бельский, А. М. Дмитриевич, Е. Б. Ложечников. – Мн. : Беларусь, 1971. – 272 с.
2. Богородицкий, Н.П. Электротехнические материалы: учеб. для вузов / Н.П. Богородицкий, В.В. Пасынков, Б.М. Тареев – 7-е изд., перераб. и доп. – Л.: Энергоатомиздат. Ленингр. отд-ние, 1985. – 304 с.
3. Васин, С. А. Резание материалов: Термомеханический подход к системе взаимосвязей при резании : учеб. для техн. вузов / С. А. Васин, А. С. Верещака, В. С. Кушнер. – М. : Изд-во МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2001. – 448 с.
4. Геллер, Ю. А. Инструментальные стали / Ю. А. Геллер. – М. : Металлургия, 1975. – 584 с.
5. Гуляев, А. П. Металловедение: учеб. для вузов / А. П. Гуляев. – 6-е изд., перераб. и доп. – М. : Металлургия, 1986. – 544 с.
6. . Захаров, А. М. Диаграммы состояния двойных и тройных систем / А. М. Захаров. – М. : Металлургия, 1978. – 295 с.
7. Каменев, Е. И. Применение пластических масс : справ. / Е. И. Каменев, Г. Д. Мясников, М. Н. Платонов. – Л. : Химия, 1985. – 540 с.
8. Конструкционные материалы : справочник / Арзамасов Б. Н., Брострем В. А., Буше Н. А. [и др.] ; общ. ред. Арзамасов Б. Н. – М. : Машиностроение, 1990. – 687 с. : ил.
9. Коробейников, С.М. Диэлектрические материалы: Учебное пособие/ С.М. Коробейников. – Новосибирск, НГТУ, 2000. – 67 с. (<http://etm.power.nstu/trud/index>).
10. Куликов, И. Л. Неметаллические и композиционные материалы : учеб. пособие / И. Л. Куликов. – Омск : Изд-во ОТТИ, 2001. – 102 с.
11. Кушнер, В. С. Тепловые основы технологических способов машиностроительного производства : учеб. пособие / В. С. Кушнер. – Омск : Изд-во ОмГТУ, 1995. – 68 с.

12. Лахтин, Ю. М. Материаловедение: учебник для студентов вузов / Ю. М. Лахтин, В. П. Леонтьева. – 3-е изд., перераб. и доп. – М. : Машиностроение, 1990. – 528 с.

13. Лахтин, Ю. М. Материаловедение и термическая обработка металлов: учебник для студентов вузов / Ю. М. Лахтин, В. П. Леонтьева. – М. : Metallургия, 1984. – 360 с.

14. Лоладзе, Т. Н. Прочность и износостойкость режущего инструмента / Т. Н. Лоладзе. – М. : Машиностроение, 1982. – 320 с.

15. Лыков, А. В. Теория теплопроводности / А. В. Лыков. – М. : Высш. шк., 1967. – 600 с.

16. Малинин, Н. Н. Прикладная теория пластичности и ползучести : учеб. для студентов вузов / Н. Н. Малинин. – 2-е изд., перераб. и доп. – М. : Машиностроение, 1975. – 400 с.

17. Материаловедение : учеб. для вузов / Арзамасов Б. Н., Макарова В. И., Мухин Г. Г. [и др.]. – 8-е изд., стер. – М. : Изд-во МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2008. – 646 с. : ил.

18. Материаловедение и технология конструкционных материалов : учеб. для студентов вузов / [Ю. П. Солнцев, В. А. Веселов, В. П. Демянцевич, А. В. Кузин, Д. И. Чашников]. – М. : Metallургия, 1988. – 511 с.

19. Материаловедение и технология конструкционных материалов для железнодорожной техники : учебник для вузов ж.-д. трансп. / [Н.Н. Воронин, Д.Г. Евсеев, В.В. Засыпкин и др. ; под ред. Н.Н. Воронина]. – М. : Маршрут, 2004. – 456 с.

20. Машков, Ю. К. Конструкционные пластмассы и полимерные композиционные материалы : учеб. пособие / Ю. К. Машков, М. Ю. Байбарацкая, Б. В. Григорьевский. – Омск : Изд-во ОмГТУ, 2002. – 130 с.

21. Мозберг, Р. К. Материаловедение: учебник для студентов вузов / Р. К. Мозберг. – 2-е изд., перераб. и доп. – М. : Высш. шк., 1991. – 448 с.

22. Полевой, С. Н. Упрочнение машиностроительных материалов : справ. / С. Н. Полевой. – 2-е изд. – М. : Машиностроение, 1994. – 495 с.

23. Политехнический словарь / гл. ред. И. И. Артоболевский. – М. : Советская энциклопедия, 1977. – 608 с.

24. Порошковая металлургия : справ. / [под ред. И. М. Федорченко и др.]. – Киев : Наукова Думка, 1985. – 624 с.
25. Резников, А. Н. Теплофизика резания / А. Н. Резников. – М. : Машиностроение, 1969. – 288 с.
26. Ричардсон, М. Промышленные композиционные материалы / М. Ричардсон. – М. : Химия, 1980. – 472 с.
27. Рыкалин, Н. Н. Расчеты тепловых процессов при сварке : учеб. пособие для машиностроительных вузов / Н. Н. Рыкалин. – М. : МАШГИЗ, 1951. – 296 с.
28. Справочник инструментальщика / [И. А. Ординарцев, Г. В. Филиппов, А. Н. Шевченко и др.; под общ. ред. И. А. Ординарцева]. – Л. : Машиностроение. Ленингр. отд., 1987. – 846 с.
29. Справочник по технологии резания материалов. В 2 кн. / ред. нем. изд. : Г. Шпур, Т. Штеферле ; пер. с нем. под ред. Ю. М. Соломенцева. – М. : Машиностроение, 1985. – Кн. 1. – 616 с., Кн. 2. – 688 с.
30. Сторожев, М. В. Теория обработки металлов давлением : учеб. для машиностроительных и политехнических вузов / М. В. Сторожев, Е. И. Попов. – М. : Машгиз, 1957. – 323 с.
31. Строение и свойства авиационных материалов: Учеб. для вузов / А.Ф. Белов, Г.П. Бенедиктова, А.С. Висков и др. Под ред. А.Ф. Белова, В.В. Николенко. М.: Металлургия, 1989. – 368 с.
32. Технологические процессы в машиностроении : учеб. для машиностроительных направлений и специальностей техн. университетов. В 3 ч. / [В. С. Кушнер, А. С. Верещака, А. Г. Схиртладзе, Д. А. Негров ; под ред. В. С. Кушнера]. – Омск : Изд-во ОмГТУ, 2005. – Ч. 1. – 200 с. ; Ч. 2. – 200 с. ; Ч. 3. – 172 с.
33. Технология конструкционных материалов : учеб. для машиностр. спец. вузов / [А. М. Дальский, И. А. Арутюнова, Т. М. Барсукова и др. ; под общ. ред. А. М. Дальского]. – 2-е изд., перераб. и доп. – М. : Машиностроение, 1985. – 448 с.

34. Технология резиновых изделий : учеб. для студентов вузов / [Ю. О. Аверко-Антонович, Р. Я. Омельченко, Н. А. Охотина, Ю. Р. Эбич]. – Л. : Химия, 1991. – 352 с.

35. Трент, Е. М. Резание металлов / Е. М. Трент ; пер. с англ. Г. И. Айзенштока. – М. : Машиностроение, 1980. – 263 с.

36. Фетисов, Г. П. Материаловедение и технология металлов : учеб. / Г. П. Фетисов. – М. : Высш. шк., 2001. – 638 с.

37. Физические величины : справочник / [А. П. Бабичев, Н. А. Бабушкина, А. М. Братковский и др. ; под ред. И. С. Григорьева, Е. З. Мейлихова]. – М. : Энергоатомиздат, 1991. – 1232 с.

38. Физическое материаловедение : справочник. В 3 т. / под ред. Р. У. Кана, П. Хаазена. – М. : Металлургия, 1987. – Т. 1. – 640 с. ; – Т. 2. – 623 с. ; – Т. 3. – 663 с.

39. Ярушин, С. Г. Технологические процессы в машиностроении : учебник для бакалавров / С. Г. Ярушин. — М. : Издательство Юрайт, 2014 - 564 с.