

Тема : **Физические основы обработки металлов давлением.**

**Лекции: № 1(п. 1,2), №2 (п.3,4), №3 (л.5,6,7)**

- 1) Физическая природа пластической деформации.
- 2)Строение металлов.
- 3)Холодная пластическая деформация.
- 4)Элементы теории дислокаций.
- 5)Упрочнение при холодной деформации.
- 6)Пластическая деформация при различных температурно-скоростных условиях.
- 7)Явление сверхпластичности.

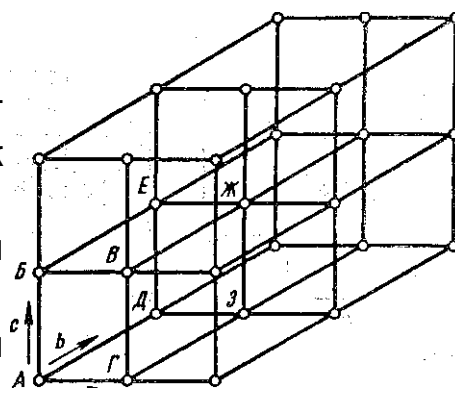
**. СТРОЕНИЕ МЕТАЛЛОВ**

Все металлы и сплавы имеют кристаллическое строение. Последнее, как было отмечено ранее, характеризуется в целом закономерным и периодичным расположением атомов в пространстве, при котором каждый атом находится в идентичном окружении

соседей<sup>1</sup>. Рентгенограммы кристаллов показывают, что атомы в них расположены по прямым линиям и по плоскостям, и позволяют не только выявить взаимное расположение атомов в пространстве, но и определить расстояния между ними.

Вследствие закономерного расположения атомов по плоскостям и по прямым линиям строение кристалла можно представить в виде трехмерной сетки из прямых линий, в точках пересечения (узлах) которых размещены атомы (точнее, узлы являются центрами, относительно которых происходят тепловые колебания атомов, положения же узлов соответствуют положениям<sup>1</sup> атомов при минимуме потенциальной энергии). Такую сетку (рис. 1.2) можно считать состоящей из многогранников (параллелепипедов, призм и т. п.) одинаковой величины с соприкасающимися гранями. Любой многогранник этой сетки, например параллелепипед  $AB\Gamma DE\text{Ж}З$

(если сетка состоит, из параллелепипедов), путем переноса



любом из трех направлений ( $a$ ,  $b$ ,  $c$ ) на определенное расстояние может быть полностью совмещен с любым другим параллелепипедом данной сетки.

Наименьший многогранник, путем непрерывных переносов которого в основных кристаллографических направлениях можно построить всю пространственную сетку, называют элементарной ячейкой кристаллической решетки.

Совокупность соприкасающихся гранями элементарных ячеек, расположенных в трехмерном пространстве, называется ПРОСТРАНСТВЕННОЙ РЕШЕТКОЙ.

Длины отрезков ( $a$ ,  $b$ ,  $c$ ), определяющие минимальную величину смещения элементарной ячейки, необходимого для полного совмещения атомов данной ячейки с атомами соседней ячейки, называют параметрами решетки или периодами повторяемости.

Взаимное расположение атомов в ячейке полностью определяет расположение атомов в данной пространственной решетке.

Различают простые пространственные решетки кристаллов, в которых атомы размещаются только в узлах решетки (только в вершинах основной элементарной ячейки), и сложные пространственные решетки, у которых внутри основных элементарных ячеек в одних и тех же местах также размещены атомы.

Для описания строения кристаллов или же пространственной решетки кристаллов обычно выбирают систему координат, осями которой служат три прямые, проведенные из одной точки (узла решетки), совпадающие с основными узловыми прямыми кристаллами (например, прямые, совпадающие по направлению с векторами  $\vec{a}$ ,  $\vec{b}$ ,  $\vec{c}$  на рис. 1.2), причем кристаллографическую систему осей, выбирают в соответствии с симметрией кристалла. В системе кристаллографических осей форма элементарной ячейки пространственной решетки может быть описана с помощью трех координатных углов  $\alpha$ ,  $\beta$ ,  $\gamma$  между кристаллографическими осями и трех параметров решетки  $a$ ,  $b$ ,  $c$ .

Типовые формы основных элементарных ячеек пространственных кристаллических решеток металлов приведены на рис. 1.3.

Для элементарной ячейки кубических решеток — объемно-центрированной (рис. 1.3, а) и гранецентрированной (рис. 1.3, б) характерно равенство углов  $\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$  и равенство параметров решетки  $a = b = c$ . Для гексагональной плотноупакованной решетки (рис. 1.3, в) характерны значения углов  $\alpha = \beta = 90^\circ$  и  $\gamma = 120^\circ$  и равенство только двух параметров решетки  $a = b \neq c$ .

Приведенные три типа решеток свойственны большинству металлов.

Объемно-центрированную кубическую решетку имеют, например, металлы  $\alpha$  и  $\beta$  — железо, литий, ванадий, вольфрам, молибден, хром, тантал; гранецентрированную кубическую решетку имеют металлы алюминий,  $\gamma$  — железо, золото, медь, никель, платина, свинец, серебро; решетку с гексагональными плотноупакованными ячейками, с тремя

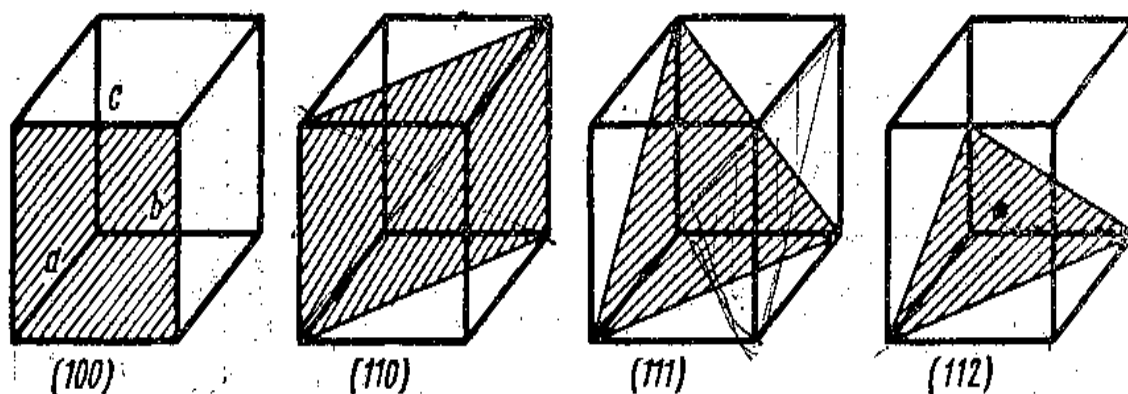


Рис. 1.4

атомами внутри призмы (рис. 1.3, в) имеют металлы магний, цинк, бериллий, кадмий, кобальт, титан.

Для определения плоскостей, которые можно провести в элементарных ячейках пространственных решеток (следовательно, и в самих пространственных решетках), а также для определения кристаллографических направлений в кристаллографии принята система индексации.

По этой системе для кубической решетки индексация плоскостей осуществляется тремя цифрами, заключенными в круглые скобки. Эти цифры представляют собой три взаимно простых целых числа, пропорциональных обратной

величине отрезков, отсекаемых плоскостью на координатных осях, причем за единицу измерения отрезков принимают параметр, решетки. На рис. 1.4 даны обозначения... некоторых плоскостей кубической элементарной ячейки.

В гексагональной, элементарной ячейке индексацию плоскостей производят, по, обратным величинам отрезков, отсекаемых рассматриваемой, плоскостью на четырех кристаллографических осях (рис. 1.5), три из которых  $a_1$ ,  $a_2$  и  $a_3$  лежат в плоскости основания шестигранной призмы (в так называемой плоскости базиса), а четвертая  $a_4$  совпадает с осью призмы. На рис. 1.5 указаны также обозначения некоторых плоскостей в гексагональной ячейке. Знак минус над цифрой показывает, что плоскость отсекает отрезок на отрицательном направлении оси. Заметим, что обозначение отдельных плоскостей в элементарных ячейках кристаллографической решетки сохраняют одинаковым для всех плоскостей,, проведенных в пространственной решетке, параллельных данной рассматриваемой плоскости.

В пространственной решетке рассматривают также кристаллографические направления.

В качестве прямой, определяющей направление какого-либо семейства параллельных прямых, обычно выбирают прямую, проходящую через начало координат. Вдоль этой прямой расположен ряд атомов, отстоящих один от другого на определенном расстоянии. Положение этой прямой в пространстве определяется координатами любого атома, на ней расположенного. Поэтому в качестве индексов направления берут три взаимно простых целых числа, пропорциональных координатам любого атома, лежащего на рассматриваемой прямой, причем за единицу измерения - принимается параметр решетки, (индексы направлений заключают в квадратные скобки). На рис. 1.6 дано схематическое изображение основных направлений в кубической элементарной ячейке и их обозначение.

Взаимное расположение атомов на различных кристаллографических плоскостях различно, а также различна и величина межатомных расстояний по разным кристаллографическим направлениям. Так как свойства вещества (физические, химические и механические) зависят от взаимодействия атомов, то вследствие различия в расстояниях

между атомами и их взаимном расположении свойства кристаллов неодинаковы по разным кристаллографическим направлениям. Различие свойств по 'разным направлениям называется анизотропией, которая характерна для кристаллического строения.

В силу того, что процесс кристаллизации при затвердевании жидкого (расплавленного) металла идет одновременно в очень большом количестве центров кристаллизации, технический металл представляет собой не единый кристалл, а конгломерат ЗЕРЕН (КРИСТАЛЛИТОВ), форма, размеры и направление кристаллографических осей которых 'зависят от условий кристаллизации последующей обработки. Такое строение называется ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИМ. В каждом зерне наблюдается упорядоченное расположение атомов, соответствующее пространственной, решетке, данного металла, однако направление определенных кристаллографических плоскостей в различных зернах может быть различно. Металлы и сплавы представляют собой, как правило, поликристаллы.

В каждом зерне поликристаллического металла наблюдается анизотропия. Однако вследствие разнообразной, беспорядочной ориентировки кристаллографических плоскостей в различных зернах поликристалл может иметь одинаковые свойства по разным направлениям и не обнаруживать анизотропии (когда размеры зерен значительно меньше размеров поликристалла и количество их весьма велико). Это обстоятельство во многих случаях позволяет.; рассматривать поликристаллическое тело как подобное изотропному, несмотря на анизотропию свойств отдельных составляющих его, зерен (квазиизотропное тело).

В отличие от поликристалла, тела, для всего объема которых характерно постоянство направления определённых кристаллографических плоскостей в пространстве (вне зависимости от внешней формы этого тела), называют монокристаллами.

В настоящее время есть способы искусственно получать монокристаллы некоторых металлов настолько больших размеров, что из них можно изготавливать образцы для механических испытаний. Это в значительной степени облегчает изучение процесса пластической деформации.

Зерна (кристаллиты) нельзя смешивать с кристаллами, наружные поверхности которых не произвольны, а оформлены в виде плоских граней, пересекающихся под определенными углами.

Неправильность внешней формы зерен металла, а также различие в направлениях определенных кристаллографических плоскостей в смежных зернах приводят к тому, что пограничный слой на стыке между зернами имеет нарушения правильности взаимного расположения атомов и обычно насыщен примесями и неметаллическими включениями вследствие того, что в первую очередь кристаллизуются частицы металла, содержащие наименьшее количество примесей.

## ХОЛОДНАЯ ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ МОНОКРИСТАЛЛА

Пластическая деформация монокристалла может происходить в основном двумя путями: скольжением и двойникованием.

Скольжение представляет собой параллельное; смещение тонких слоев монокристалла относительно друг друга. Движение охватывает ряд плоскостей или тончайших слоев (полосы скольжения), в промежутках между которыми элементы пластической деформации отсутствуют.

Экспериментально установлено, что полосы скольжения отстоят одна от другой в среднем на расстоянии, около 1 мкм, в то время как расстояния между соседними атомными плоскостями выражаются цифрами порядка  $1 \cdot 10^{-4}$  мкм.

Характер деформации монокристалла путем скольжения виден (рис. 1.7) на образце из монокристалла сплава меди и

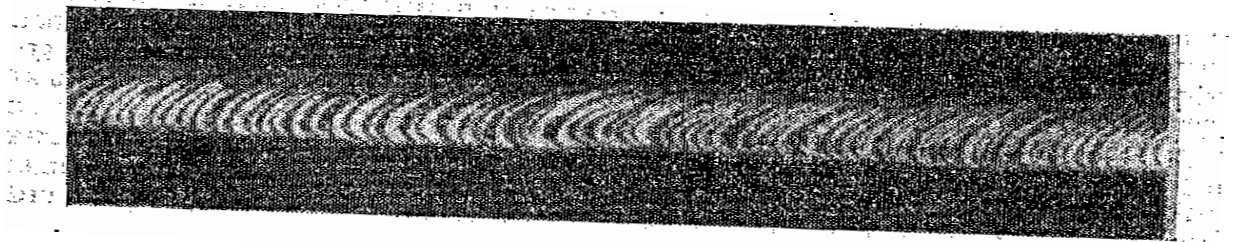


Рис. 1.7

Скольжение в монокристаллах происходит по определенным кристаллографическим плоскостям, которые называются ПЛОСКОСТЯМИ СКОЛЬЖЕНИЯ. Обычно плоскостями скольжения, являются, плоскости с наибольшей плотностью размещения атомов, а направлениями скольжения являются те направления, по которым межатомные расстояния имеют минимальную величину. Например, в металлах с гранецентрированной кубической кристаллической решеткой плоскостями скольжения: обычно являются плоскости октаэдра, типа  $(111)$ , а направлениями скольжения направления типа  $[101]$ .

В металлах с гексагональной кристаллической решеткой плоскостью скольжения обычно бывает плоскость базиса типа  $(0001)$ , а направлениями скольжения — направления, совпадающие с диагональю шестиугольника (основания этой ячейки) типа  $[100]$ .

В металле с объемно-центрированной кубической решеткой скольжение может осуществляться по плоскостям нескольких типов  $(112)$ ,  $(123)$  и  $(110)$ , так как плотность расположения атомов в них различается незначительно. Преимущественным направлением скольжения является направление  $[111]$ .

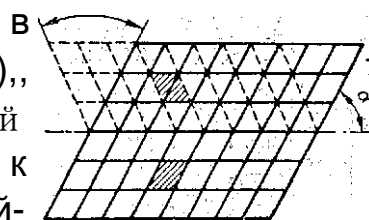
На возможность смещения атомов по каким-либо кристаллическим плоскостям значительное влияние оказывает температура. Повышение температуры, а следовательно, и амплитуды тепловых колебаний атомов в ряде случаев приводит к тому, что процесс скольжения может, происходить по другим плоскостям, отличным от тех, по которым происходит скольжение при комнатной температуре. Например, в металлах с гексагональной плотно упакованной решеткой при комнатной температуре существует одна плоскость скольжения — плоскость базиса  $(0001)$ , а при повышенной температуре



дополнительно появляется возможность скольжения по плоскостям типа (1011) и (1012).

Двойникование представляет собой смещение атомов, расположенных в плоскостях, параллельных некоторой плоскости, называемой плоскостью двойникования, на расстояния, пропорциональные расстоянию этих плоскостей от плоскости двойникования (на рис. 1.8 штриховыми линиями показан; двойник, получившийся

результате деформации), ребра кристаллической решетки, первоначально наклоненные, к плоскости двой-



никования под углом  $\alpha < 90^\circ$ , поворачиваются на угол, равный  $180^\circ - 2\alpha$ .

Плоскость  
двойникования

Решетка части кристалла, получившей деформацию двойникованием, является зеркальным изображением недеформированной части кристалла относительно плоскости двойникования. (двойником), и взаимное расположение атомов в двойнике аналогично расположению их в недеформированном металле. Двойникование сравнительно редко происходит при статическом нагружении и значительно чаще при деформировании ударом. Двойникование может возникать не только в результате воздействия на деформируемое тело внешних сил, но и в результате отжига после пластической деформации. Такое явление наблюдается, в частности, в меди, латуни и некоторых других металлах с гранецентрированной кубической решеткой. Двойникование может сопутствовать деформации скольжением. При деформации скольжением двойникование скачкообразно уменьшает усилие, необходимое для деформирования.

Плоскости двойникования обычно совпадают с плоскостями скольжения. Для металлов с гранецентрированной



кубической решеткой плоскостью двойникования обычно является плоскость (111), для металлов с объемно-центрированной кубической: решеткой — плоскость (112) и для металлов с гексагональной плотноупакованной решеткой — плоскость (1012).

У металлов процесс пластической деформации в основном

осуществляется путем скольжения.

Многочисленные исследования показали, что *сдвигающее (касательное) напряжение, необходимое для начала пластической деформации скольжения для данного металла при данной температуре и скорости деформаций есть величина постоянная не зависящая от ориентировки плоскостей скольжения' относительно действующих на тело сил.* Так, например, если растягивать усилием  $P$  образец из монокристалла с площадью поперечного; сечением  $F$ , у которого нормаль к плоскости скольжения наклонена к направлению действующей силы под углом  $\varphi$ , а направление скольжения под углом  $\lambda$  (рис. 1.9), то величину сдвигающего напряжения  $\tau$  можно найти по

формуле  $\tau = \frac{P}{F} \cdot \cos \varphi \cdot \cos \lambda$ .

На рис. 1.10 приведена зависимость  $P/F = f(\cos \varphi \cdot \cos \lambda)$  [118], полученная расчетом по формуле (1.1), в предположении, что  $\tau = \text{const}$ ; точками показаны результаты опытов.

График (рис. 1.10) также показывает, что величина предела текучести монокристалла (нормального; напряжения  $\sigma = \frac{P}{F}$ ,

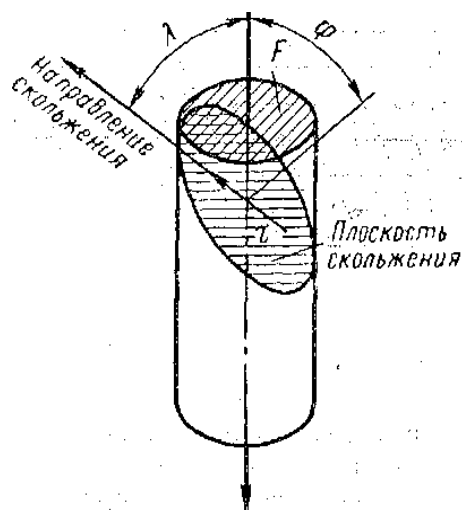


Рис. 1.9

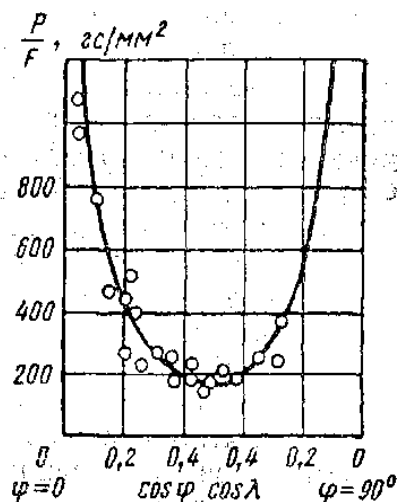


Рис. 1.10

соответствующего началу пластической деформации) для каждого металла существенно зависит от ориентировки плоскостей скольжения относительно направления действия сил, имея минимум при углах  $\varphi = \lambda = 45^\circ$ .

Подобные опыты показали, что по мере увеличения пластической деформации величина сдвигающего напряжения  $\tau$ , необходимого для дальнейшего деформирования, образца, увеличивается.

Многочисленные исследования показали также, что процесс скольжения нельзя рассматривать как одновременное смещение всех атомов одной плоскости относительно атомов соседней.

По современным воззрениям, процесс скольжения осуществляется путем, последовательного смещения отдельных групп атомов. Возможность относительного смещения, в процессе деформации лишь части атомов, расположенных в параллельных кристаллографических плоскостях, обуславливается наличием в металле нарушений правильного кристаллического строения. Нарушения правильности кристаллического строения приводят к тому, что в отдельных участках кристаллической решетки атомы в недеформированном металле смещены из

положений устойчивого равновесия с минимумом потенциальной энергии. Наличие таких смещений приводит к тому, что для перемещения отдельных групп атомов, уже смещенных из положения равновесия в новые положения равновесия, могут потребоваться меньшие сдвигающие напряжения, чем. при отсутствии таких смещений.

В настоящее время значительное распространение получила теория, объясняющая процесс скольжения перемещением: в плоскости скольжения отдельных несовершенств пространственной решетки, так называемых дислокаций.

Заметим, однако, что теория дислокаций не является единственной, объясняющей механизм скольжения. Например, Я. И. Френкель и Т. А. Конторова считают, что скольжение может, происходить и при отсутствии местных нарушений правильности кристаллического строения путем постепенного перехода групп атомов кристаллической решетки в новые положения равновесия [37]. Такая возможность обеспечивается тем, что каждый атом смещающейся цепочки при условии неодинакового по цепочке смещения, вызванного действием внешних сил, и при подвижности атомов, на близлежащих параллельных плоскостях, при достаточной величине смещения, может занять новое положение равновесия.

### **Элементы теории дислокаций.**

Предположение о наличии дислокаций, как своеобразных нарушений закономерности расположения атомов в решетке монокристалла, было выдвинуто в связи с необходимостью объяснить значительную разницу: расчетных и фактических величин касательных напряжений, необходимых для начала, пластических деформаций. Расчетные значения этих касательных напряжений превышали фактические на три, четыре порядка. Столь существенную разницу можно было объяснить лишь тем, что действительный процесс скольжения осуществляется не одновременным; смещением всех атомов одной кристаллографической, плоскости относительно атомов, смежной, параллельной плоскости, а последовательным смещением, групп атомов, расположенных в данной плоскости.

Возможность последовательного смещения отдельных групп атомов вдоль плоскости скольжения при уменьшенных напряжениях возникает, если дефекты кристаллической решетки являются не точечными (вакансии, лишние атомы), а линейными, т.е. вызывающими нарушения правильного расположения атомов на значительные, (макроскопические) расстояния в одном направлении и на малые (несколько межатомных расстояний) в направлениях, перпендикулярных к первому.

Предположение о существовании линейных, дефектов, кристаллической решетки, реальных монокристаллов позволило, не только объяснить, причины различия расчетных и фактически величин касательных напряжений, вызывающих пластическую деформацию, но также выяснить многие вопросы, связанные с механизмом деформирования и явлениями, сопутствующими пластической деформации.

Появление элементов теории дислокаций относится к 20-м годам этого столетия (работы Я. И. Френкеля, Дж. Тейлора, Е. Орована и др.). Однако экспериментальное подтверждение существования дислокаций получено, лишь в 50-х годах благодаря развитию экспериментальных средств исследований строения кристаллов. Существование дислокаций было подтверждено как прямыми методами исследований (с помощью ионного проектора, рентгеновской топографии, электронно-микроскопического исследования), так и косвенными методами исследования (метод ямок травления, муаровых фигур и др.

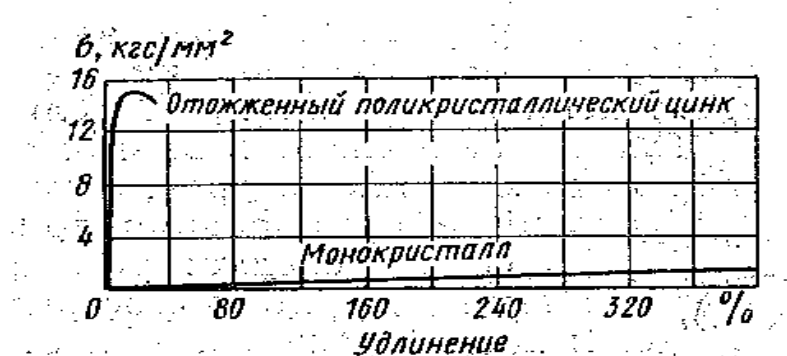
## УПРОЧНЕНИЕ ПРИ ХОЛОДНОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Пластическая деформация приводит к значительному изменению механических, физических и химических свойств металла. В деформируемом металле с увеличением степени деформации увеличиваются все показатели сопротивления деформированию: пределы упругости, пропорциональности, текучести и прочности. Увеличивается также твердость металла. Одновременно с этим наблюдается уменьшение показателей пластичности: (относительное удлинение, относительное

сужение, ударная вязкость); увеличивается электрическое сопротивление, уменьшаются сопротивление коррозии; теплопроводность, изменяются магнитные свойства ферромагнитных металлов и т. п. Совокупность явлений, связанных с изменением механических и физико-химических свойств металлов в процессе пластической деформации, называется упрочнением (наклепом). До настоящего времени физическая природа упрочнения полностью не выяснена.

Изменение механических свойств металлов и, в частности, увеличение их прочностных характеристик, как указано ранее, в значительной степени объясняется возрастающим по мере деформирования сопротивлением смещению дислокаций.

Одними, из основных участков повышенного сопротивления смещению дислокаций являются участки пересечения плоскостей скольжения, на которых взаимодействие силовых полей дислокаций, перемещающихся по пересекающимся плоскостям, приводит к их “застреванию” и к последующему скоплению около них дислокаций одинакового знака. Наглядным подтверждением сказанного является то-, что монокристаллы с гексагональной кристаллической решеткой (одна плоскость скольжения) упрочняются значительно менее интенсивно, чем монокристаллы с кубической кристаллической решеткой, имеющие несколько



плоскосте й

**Рис. 1.24**

скольжения. В то же время можно полагать, что границы зерен в поликристалле являются; значительными, препятствиями для выхода дислокаций и

способствуют скоплению, около них дислокаций одного знака, а следовательно, и более интенсивному упрочнению. Последнее подтверждается тем, что для металлов с гексагональной решеткой кривые напряжение — деформация для поликристаллического металла и монокристалла, резко различаются (рис. 1.24).

В то же время для металлов с кубической решеткой такой разницы не наблюдается, очевидно, вследствие того, что и монокристалл имеет значительное количество возможных плоскостей скольжения, а следовательно, и препятствий для прохождения дислокаций.

Однако можно полагать, что упрочнение является следствием не только увеличения сопротивления смещению дислокаций по мере деформирования. Влияют на изменение механических свойств при упрочнении и блокообразование, и искривление плоскостей скольжения, и появление «обломков» кристаллов в пачках скольжения (резкий поворот отдельных ячеек, блоков мозаики); мозаики);

Кроме того, рядом исследований показано, что на изменение прочностных свойств в процессе деформирования сплавов, имеющих метастабильные, структуры некоторых составляющих, оказывает влияние изменение структурного состояния этих фаз.

По представлениям С. Т. Кишкина [35], в процессе пластической деформации стали по плоскостям скольжения выделяются субмикроскопические частицы (карбиды), блокирующие сдвиг и способствующие упрочнению металла.

С. Т. Конобеевский и М. А. Захарова [79] рентгенографическим методом обнаружили, что в процессе деформации твердого раствора меди в алюминии происходит распад этого раствора с выделением дисперсных частиц по плоскостям скольжения.

С. С. Носырева и М. В. Буракова [159] наблюдали превращение переохлажденного аустенита в мартенсит по плоскостям скольжения в процессе пластической деформации.

Выделение субмикроскопических частиц по плоскостям скольжения, очевидно, является следствием значительного увеличения

температуры по этим плоскостям и в малых объемах, прилегающих к ним.

Повышение температуры является дополнительным источником энергии, необходимой для протекания диффузионных процессов и, в частности, для коагуляции и выпадения карбидов на плоскостях скольжения.

Изменениями в строении металла и взаимном расположении атомов решетки объясняют и другие изменения свойств металлов в результате пластической деформации.

### ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ТЕМПЕРАТУРНО-СКОРОСТНЫХ УСЛОВИЯХ.

Технологические процессы обработки металлов давлением выполняют в широком диапазоне температур и скоростей деформации: в холодном, полугорячем и горячем состоянии; на тихоходном, быстроходном и высокоскоростном оборудовании. Температура, скорость и степень деформации оказывают очень большое влияние на сопротивление деформации и пластичность обрабатываемых металлов. Расчеты технологических усилий выполняют по теоретическим или эмпирическим формулам, в которые величина сопротивления деформации  $\sigma_s$  входит как сомножитель. Это означает, что точность расчетов усилия зависит не только от адекватности теоретической модели, положенной в основу вывода формулы, или статистической достоверности эмпирической формулы, но в значительной мере и от точности определения  $\sigma_s$ .

В результате пластической деформации структура и механические свойства металлов коренным образом изменяются. Эти изменения сильно зависят от температуры и скорости деформации.

Поэтому изучение пластической деформации при различных



температурно-скоростных условиях имеет большое значение для теории и практики обработки металлов давлением.

**Особенности динамического возврата и рекристаллизации.** Если технологические процессы ОМД осуществляются при высоких температурах, то в деформируемом металле процессы упрочнения и разупрочнения протекают одновременно. С изменением температуры механизм упрочнения практически не изменяется. Разупрочняющие процессы, которые происходят одновременно с деформацией, развиваются и протекают иначе, чем при нагреве после деформации. Это обусловлено особенностями процесса возврата и рекристаллизации. В отличие от статистического возврата и рекристаллизации, которые рассмотрены в подраздел 2.6, процессы возврата и рекристаллизации, происходящие во время деформации, принято называть *динамическими* [10, 68]. Они обладают рядом особенностей. Во-первых, при высоких температурах резко увеличивается количество точечных дефектов, что приводит к облегчению переползания дислокаций. Благодаря этому значительно возрастает подвижность дислокаций, динамический возврат протекает с высокой скоростью и приводит к более существенным изменениям структуры, чем возврат при последеформационном нагреве (статический). Во-вторых, с увеличением степени деформации из-за сильного искажения решетки снижается энергия активации  $Q$ , что обуславливает значительное уменьшение температуры рекристаллизации. В связи с этим при деформации нагретого металла процесс рекристаллизации идет значительно интенсивнее и с большей скоростью, чем при обычном последеформационном нагреве. Скорость рекристаллизации увеличивается и потому, что под действием напряжений облегчается миграция границ зерен. В-третьих, рекристаллизация может начаться только по достижении критической степени деформации. Это приводит к тому, что рекристаллизация непрерывно деформируемого металла происходит периодически.

Чтобы выяснить характер динамической рекристаллизации, возьмем какой-

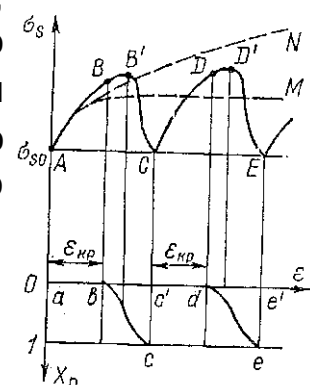


Рис. 2.29. Зависимость истинного сопротивления деформации от степени деформации  $\epsilon$  и доли рекристаллизации деформированной структуры  $X_p$

либо однофазный сплав и проследим за происходящими изменениями в нем. В начале деформации зерна находятся в равновесном состоянии. В процессе деформации упрочнение идет известным образом: резко возрастают концентрация точечных дефектов и плотность дислокаций, сетки дислокаций делят кристаллиты на субзерна, структура металла становится неравновесной, сопротивление деформации увеличивается от  $\sigma_{so}$  до некоторого значения  $\sigma_s$  по кривой  $AB$  (рис. 2.29). Накопление искажений в зернах приводит к значительному уменьшению энергии активации  $Q$ , и после достижения критической степени деформации (в точке  $B$ ) начинается процесс рекристаллизации. По мере увеличения доли рекристаллизации  $X_p$  по кривой  $bc$  интенсивность упрочнения снижается и в некоторый момент (в точке  $B$ ) влияние разупрочнения начинает преобладать, а сопротивление деформации падает (по кривой  $BC$ ). Когда значение  $X_p$  достигнет 1, рекристаллизация снимет все предшествующее упрочнение, структура вновь станет равновесной, а сопротивление деформации снизится до первоначального значения  $\sigma_{so}$  (в точке  $C$ ). Дальнейшая деформация до критической степени вновь вызовет упрочнение (кривая  $CD$ ). Затем опять начнется рекристаллизация (точка  $d$ ), которая приведет к восстановлению равновесной структуры (точка  $c$ ) и сопротивления деформации  $\sigma_s$  (точка  $E$ ). Очевидно, что по такой схеме деформация может продолжаться неограниченно, а структура и свойства будут периодически изменяться. Описанная модель динамической рекристаллизации грубо отражает реальный процесс деформации поликристаллического тела. Разупрочнение не может идти одновременно во всех зернах по двум причинам: из-за колебаний, обусловленных различиями химического состава, а также из-за неравномерной деформации зерен. Поэтому точки  $b$ , в которых начинается разупрочнение в каждом отдельном зерне, смещаются по координатной оси  $\epsilon$ , а кривые  $\sigma_s - \epsilon$  для каждого зерна смещаются друг относительно друга. Разупрочнение в каком-либо одном зерне идет одновременно с интенсивным упрочнением в других. В результате изменяется форма кривой  $\sigma_s - \epsilon$ : она приобретает вид, показанный линией  $AM$ . Последняя описывает такую деформацию, при

которой упрочнение непрерывно и почти полностью снимается рекристаллизацией. В структуре металла, деформированного, в указанных условиях, наблюдаются в основном рекристаллизованные зерна равновесных размеров. Но часть зерен, деформация которых меньше критической для данного металла, остается нерекристаллизованной.

*Деформация, в процессе которой динамическая рекристаллизация снимает упрочнение и приводит к образованию равновесной для данной температуры структуры, называется горячей деформацией.* Горячая деформация возможна только при температурно-скоростных условиях, обеспечивающих полное завершение рекристаллизации. Если температуры близки к порогу рекристаллизации, горячая деформация осуществима только при очень малых скоростях деформации. С увеличением температуры до  $T > 0,7T_{пл}$  скорость диффузии согласно формуле (2.16) резко повышается, а поэтому рекристаллизация идет с очень высокой скоростью и успевает завершаться даже при относительно высоких скоростях деформации. Если соотношение между скоростями упрочнения и разупрочнения меняется так, что последнее не завершается полностью (точка | C на рис. 2.29 не успевает опуститься до уровня  $\sigma_s$ ), то в процессе деформации упрочнение накапливается и сопротивление деформации  $\sigma_s$  непрерывно увеличивается (см. кривую AN на рис. 2.29).

*Деформация, при которой динамическая рекристаллизация не приводит к полному разупрочнению и в результате которой образуется структура с большим количеством упрочненных нерекристаллизованных зерен, называется неполной горячей деформацией.* Неполная горячая деформация происходит при относительно низких температурах, когда рекристаллизация идет с малой скоростью, или высоких скоростях, когда для завершения рекристаллизации не хватает времени. После горячей деформации, даже с полным разупрочнением, металл имеет повышенную против равновесной концентрацию точечных дефектов и дислокаций и некоторое время находится в нагретом состоянии. Благодаря этому происходит повторная рекристаллизация.

*Повторная рекристаллизация* — это разновидность статической рекристаллизации, отличающаяся от последней тем, что новые зерна не образуются, а кристаллизация приводит к росту зерен только в результате миграции большеугловых границ. Наряду с повторной рекристаллизацией происходят полигонизация и отдых. Эти процессы приводят к уменьшению количества дефектов кристаллической решетки и изменениям механических и физических свойств металлов, деформированных при повышенных температурах (см. подразд. 2.6).

Таким образом, выбирая соответствующие температуры, скорости и степени деформации, можно в широких пределах управлять механическими и физическими свойствами металлов в процессе их деформации и после нее.

### **Сверхпластичность**

*Общие сведения.* Повышение пластичности металлов путем увеличения среднего напряжения — задача достаточно сложная. Поэтому в последние годы все чаще применяется деформация в условиях сверхпластичности [13, 50].

*Сверхпластичностью называют способность металлов и сплавов равномерно удлиняться без разрушения на сотни и тысячи процентов.*

Работы последних лет [50, 123] позволили обобщить огромный фактический материал и установить, что сверхпластичность — это не уникальное явление, как считали первые его исследователи, а состояние материала. В работе [123] приведен перечень металлов и сплавов, которые при определенных условиях можно перевести в состояние сверхпластичности. Он включает 66 различных сплавов на основе алюминия, цинка, магния, меди, хрома, титана, никеля, железа. Многие из них имеют широкое промышленное применение. Деформация этих сплавов в условиях сверхпластичности открывает новые технологические возможности их обработки давлением и позволяет получать практически неограниченные степени деформации при напряжениях, которые на порядок меньше обычных. Механизм деформации в условиях сверхпластичности интенсивно изучается. Однако сейчас уже твердо установлено, что существует два принципиально отличных друг от друга типа сверхпластичности [50, 123]. Первый характерен для полиморфных металлов и сплавов, испытывающих при определенных температурах фазовые превращения. Например, чистое железо испытывает

$\alpha - \gamma$  - превращение при температуре  $910^{\circ}\text{C}$ , а при температуре  $850 \dots 910^{\circ}\text{C}$  — находится в состоянии сверхпластичности. Пластическое течение в этих условиях можно представить как результат направленного смещения отдельных атомов под действием напряжений, возникающих в образце при его деформации. Такой вид деформации обычно называют *диффузионной ползучестью*. Этот процесс протекает с малой скоростью, что значительно ограничивает возможные скорости деформации заготовки в условиях сверхпластичности. Однако, если обработку давлением осуществлять с малой скоростью (например,  $\dot{\epsilon} = 10^{-5} \dots 10^{-4} \text{ 1/с}$ ), то для железа можно получить деформацию до 500%, а сопротивление деформации (предел текучести  $\sigma_s$ ) не будет превышать 2 МПа [50]. Для сравнения отметим, что при растяжении в обычных условиях и близкой температуре относительное удлинение составляет для железа всего 45...50%, а предел текучести  $\sigma_s = 30 \dots 50 \text{ МПа}$  [152]. Как видим, деформация в условиях сверхпластичности сулит значительные выгоды. К сожалению, металлов, испытывающих фазовые превращения, совсем немного (железо, титан, олово, кобальт, уран, цирконий и некоторые другие).

Значительно больший практический интерес представляет второй тип сверхпластичности. Он характерен для металлов и сплавов, которые имеют специфическую микроструктуру (ультрамелкое зерно со средним диаметром 1...5 мкм), стабильную в процессе деформации при постоянной температуре. Поэтому второй тип сверхпластичности носит название структурной сверхпластичности.

Структурная сверхпластичность имеет место в условиях горячей деформации при температуре выше  $0,4T_{пл}$  и скоростях деформации  $10^{-4} \dots 10^{-1} \text{ 1/с}$  [50, 123]. В таких условиях свойства сплавов значительно отличаются от свойств обычных металлов и сплавов и приближаются по реологическим характеристикам к вязким веществам и полимерам. Реологические характеристики металлов и сплавов

достаточно хорошо описывают уравнение  $\sigma_s = C \epsilon^n \dot{\epsilon}^m$ , где  $n$  — показатель упрочнения;  $m$  — показатель скоростной чувствительности напряжения течения. При обычных условиях деформации  $n = 0,2 \dots 0,5$ ,  $m = 0,01 \dots 0,20$  и образование шейки определяется

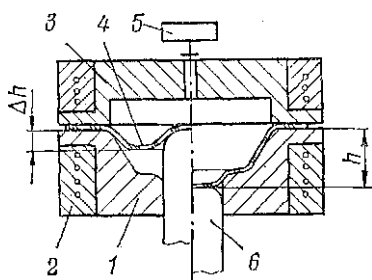


Рис. 2.40. Схема пневмотермической формовки [106]: 1 — матрица, 2 — нагревательные элементы, 3 — крышка, 4 — деформируемая заготовка, 5 — пневмосистема избыточного давления, 6 — устройство поддержки

преимущественно влиянием упрочнения. В условиях сверхпластичности  $T = 0,3...0,8$ . Поэтому локализация деформации в шейке и увеличение скорости  $\dot{\epsilon}$  приводит к резкому повышению сопротивления деформации. Это означает, что в шейке деформация немедленно прекращается, и очаг деформации последовательно и равномерно охватывает весь объем растягиваемого образца (см. подразд. 2.5.5). По этой причине при деформации в условиях сверхпластичности получаем удлинение 500... 1000% и более.

Механизм деформации при структурной сверхпластичности уже достаточно глубоко изучен. Установлено, что в процессе деформации в условиях структурной сверхпластичности проявляются диффузионная ползучесть, дислокационное скольжение, зернограничное проскальзывание, миграция границ зерен и т. д. С каждым годом все более расширяется номенклатура сплавов, которые могут деформироваться в условиях сверхпластичности. Следовательно, уже сейчас можно ставить вопрос об использовании явления сверхпластичности для производства различных изделий.