

УСПЕХИ ФИЗИЧЕСКИХ НАУК**ПОВЕРХНОСТНЫЕ ЯВЛЕНИЯ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ  
ДЕФОРМАЦИИ МЕТАЛЛОВ \*)****А. Ф. Браун**

В настоящее время принято считать, что появление полос скольжения на поверхности пластически деформированного металла является доказательством неоднородного характера деформации и ее локализации на относительно немногих атомных плоскостях. Проведенные недавно микроскопические исследования показали, что этот вывод справедлив только для поздних стадий процесса, а начальная незначительная часть деформации почти однородна. В настоящей статье в свете данных микроскопических исследований рассматриваются теории, объясняющие существование указанных стадий деформации. Обсуждается также справедливость выводов относительно внутренних процессов, протекающих при деформации, сделанных на основании изучения изменений поверхности. Показано, что состояние поверхности влияет не только на степень проявления внутренних процессов, но и на их течение.

Имеющиеся сведения приводят к заключению, что в случаях, когда деформация неоднородна, ее течение ограничено: скольжение по действующей плоскости стремится к пределу, который достигается постепенно или внезапным скачком, в зависимости от природы металла и схемы напряженного состояния. Процессы, которые останавливают скольжение по действующим плоскостям, также обуславливают общее упрочнение металла. Однако под влиянием температурных изменений и напряжений пораньше имевшимся плоскостям скольжения или недалеко от них сдвиг может начаться снова вследствие активации процесса, он будет при наличии благоприятных условий продолжаться, пока не наступит разрушение. Поэтому полосы скольжения — источники упрочнения — являются вместе с тем наиболее слабыми местами в металле.

**§ 1. ВВЕДЕНИЕ**

1. 1. Неоднородная пластическая деформация. Эвингом и Розенгейном<sup>1</sup>, а также Розенгейном<sup>2</sup> впервые было показано, что темные полосы, видимые на поверхности пластически деформированного кристалла, в действительности являются отдельными ступеньками, возникшими в результате сдвига атомных слоев друг относительно друга вдоль явно выраженных плоскостей скольжения. Этот процесс очень похож на взаимное смещение карт в колоде. Толщина каждого слоя, определенная путем измерения расстояния между ступеньками для большинства металлов по порядку величины, равна нескольким микронам. Расстояние

\*) Из приложения к журналу «Philosophical Magazine»: Advances in Physics 1, 427 (1952). Перевод В. М. Розенберга под редакцией Б. Я. Любова.

между соседними ступеньками может быть вычислено из макроскопически наблюдаемого сдвига и составляет по порядку величины несколько тысяч межатомных расстояний. По-видимому, относительного смещения атомных плоскостей внутри слоя не происходит. Отсюда можно заключить, что скольжение в металлах является неоднородным и целиком сконцентрировано в нескольких атомных плоскостях, расположенных достаточно далеко друг от друга. Однако факт неоднородности деформации до последнего времени очень редко использовался при анализе процесса деформации металлов. В большинстве работ указанного направления применялись технические методы исследования. При этом измерялись макроскопические величины и на больших образцах определялось соотношение между напряжением и деформацией. С другой стороны, в теоретических работах были достигнуты некоторые успехи в объяснении существования предела текучести и упрочнения при деформации. Исследователями этого направления использовались представления о дислокациях \*) — несовершенствах кристаллической решетки атомных масштабов. Для изучения явлений промежуточного масштаба — искажений кристаллической решетки, возникающих вследствие пластической деформации, — открываются широкие возможности при использовании рентгеновских методов. До последнего времени такие работы давали значения усредненной деформации в областях кристалла, больших по сравнению с шириной пластинки скольжения.

Удивительно, что при описанном положении вещей неоднородность пластической деформации была до такой степени принята на веру. Если предположить, что монокристалл под действием приложенных напряжений вначале течет по некоторой особенно слабой плоскости скольжения, то необходимо объяснить, почему скольжение не продолжается по этой плоскости до разрушения, а приводит к вовлечению в процесс деформации других плоскостей. Обычно объяснение этого факта сводится к привлечению понятия упрочнения; смещение не происходит простым скольжением слоев атомов по гладким плоскостям, так что остальная кристаллическая решетка остается неискаженной. Решетка вокруг действующей плоскости скольжения несколько искажается, и поэтому для продолжения процесса по начальной плоскости требуются все возрастающие напряжения. Однако деформация может продолжаться по одной из еще не искаженных плоскостей. Эти представления недостаточны для объяснения некоторых наблюдаемых фактов, относящихся к поведению плоскостей скольжения. Во-первых, скольжение становится видимым при смещениях на расстояния порядка 1000 межатомных. Кажется маловероятным, что возможны настолько значительные смещения прежде, чем действующая в данный момент плоскость скольжения становится менее удобной для перемещения атомов, чем другая, еще не искаженная. Во-вторых, из работ Ямагучи<sup>3</sup> давно известно, что полосы скольжения, образовавшиеся первыми, могут увеличиваться в размерах одновременно с образованием новых. Если упрочнение обусловлено искажением действующих плоскостей сдвига, то можно ожидать, что плоскости, по которым скольжение не имело места, обладают более совершенной структурой и являются

---

\*) Обзор последних работ по теории дислокаций дан в двух статьях Коттреля, переведенных на русский язык<sup>57, 90\*</sup>. Теоретическое рассмотрение деформации атомной цепочки проведено в исследованиях Т. А. Канторовой и Я. И. Френкеля<sup>91\*</sup>. Критика ряда положений теории дислокаций имеется в обзорной статье<sup>92\*</sup> и в работе<sup>93\*</sup>. В последней делается попытка развития новых представлений о механизме пластической деформации, связанной с потерей устойчивости кристаллической решетки. (Прим. ред.)

плоскостями более легкого скольжения, чем те, по которым оно уже произошло \*).

1. 2. Кривые напряжения — деформация. Кривая напряжение — деформация является макроскопическим отражением микроскопических процессов, происходящих в кристалле. Можно найти аналитическое выражение этой кривой и даже написать «уравнение состояния» для пластически деформированного тела. Однако независимо следует изучать процессы скольжения, имеющие масштабы, доступные для исследования с помощью микроскопа. Не обязательно описывать процессы скольжения уравнениями чисто статистической природы. С другой стороны, изучение механизма движения отдельных дислокаций в поле напряжений, обусловленном другими дислокациями, не позволяет удовлетворительно объяснить возникновение полос скольжения, появляющихся, по видимому, в результате одновременного перемещения нескольких сотен дислокаций.

Иллюстрацией влияния чисто статистических факторов при исследовании деформации металлов являются данные, полученные при изучении ползучести (деформации во времени при постоянном напряжении). Как показано Андраде<sup>4</sup>, в этом случае имеется определенное соотношение между величиной деформации и временем. Это соотношение оказалось справедливым для большого числа различных поликристаллических металлов. Со времени работы Андраде было показано, что это же соотношение с небольшими изменениями может быть применено для описания ползучести при различных напряжениях и температурах многих веществ: металлов и неметаллов, кристаллических и аморфных. В настоящее время ясно, что механизм пластического течения в этих материалах должен быть различным, но аналитическое выражение, соответствующее различным механизмам процесса, одинаково, потому что оно основывается на статистическом рассмотрении и описывает усредненный процесс, идущий во всем кристалле. Возможно, что универсальное соотношение Андраде окажется неверным при изучении микрокартины ползучести. Только недавно были проведены специальные исследования с целью выяснения вопроса об однородности деформации при ползучести (Мак-Лин<sup>5</sup>, Троттер<sup>6</sup>). Делалось много попыток согласовать кривые деформация — напряжение при пластической деформации с уравнением состояния.

## § 2. ДАННЫЕ О ДЕФОРМАЦИИ КРИСТАЛЛОВ, ПОЛУЧЕННЫЕ МИКРОСКОПИЧЕСКИМИ МЕТОДАМИ

2.1. Изучение скольжения при помощи электронного микроскопа. Интерес к вопросу о причинах значительного скольжения в узких полосах возрос после работы Хайденрайха и Шокли<sup>7</sup>, изучавших с помощью электронного микроскопа полосы скольжения в монокристаллах алюминия. Эти авторы обнаружили, что полосы скольжения, видимые под световым микроскопом, при рассмотрении в электронном микроскопе выглядят, как пучки тонких линий. Последнее толковалось как указание на то, что ступеньки, найденные Эвингом и Розенгейном, не являются отвесными и созданными в результате скольжения по одной плоскости, а что они представляют собой террасы, состоящие из меньших ступенек, образованных путем скольжения вдоль нескольких параллельных плоскостей, расположенных друг от друга на расстояниях

\*) Обзор современных представлений о природе и механизме пластической деформации металлов дан в книге Я. С. Уманского и др. «Физическое металловедение»<sup>94\*</sup>. (Прим. ред.)

порядка 100 межатомных. Последние могут, таким образом, рассматриваться как границы элементарных пластинок скольжения. Оказалось, что каждая из пластинок сдвигается относительно своих соседей на расстояния порядка 2000 Å. Эксперименты Хайденрайха и Шокли были затем повторены во многих странах (Браун<sup>8</sup>, Нишимура<sup>9</sup>, Якутович<sup>10</sup>). Перечисленные авторы пришли к сходным выводам, по крайней мере, относительно внешних особенностей наблюдаемой картины. Имеется, однако, некоторое расхождение в толковании микрофотографий. По причине, которая будет выяснена ниже, эти исследования не были распространены на большое число металлов; но для изученных металлов получены такие же результаты, как и для алюминия (§ 2.6).

Результаты, полученные при помощи электронного микроскопа, необходимо рассматривать с большой осторожностью. Во-первых, хорошо известно, что металлы не могут исследоваться непосредственно в электронном микроскопе. Вместо этого готовится точная копия поверхностного рельефа образца — реплика. Последняя должна быть достаточно тонкой, для того чтобы сквозь нее могли проходить электроны. Одним из методов получения такой пленки является покрытие поверхности лаком с последующим выпариванием растворителя. В результате получается пленка, имеющая обычно толщину порядка нескольких сотен ангстрем, точно отражающая рельеф поверхности образца. Эта пленка отделяется от образца и является объектом изучения в электронном микроскопе. Очевидно, что при отделении тонкой пленки от образца возможно возникновение ложной структуры. В частности, лаковые пленки при высыхании сжимаются неучитываемым образом, и поэтому результаты, полученные путем измерений, сделанных на электромикроскопических фотографиях с реплик, редко бывают точными. Разрешающая способность лаковой реплики ограничена размерами молекулярных образований в веществе пленки и много ниже, чем разрешающая способность самого микроскопа. Некоторые авторы приводят снимки тончайших структур, соответствующих разрешению до 400 Å.

Однако в случае алюминия можно получить реплику со значительно большей разрешающей способностью. Такая пленка образуется путем электролитического окисления поверхности образца и, вероятно, имеет толщину около 200 Å. Она легко может быть отделена от образца без искажений путем химического воздействия на его поверхность\*). При этом образец разрушается. Разрешающая способность такой реплики около 50 Å, и толкование микрофотографий, полученных таким образом, менее сомнительно, чем в тех случаях, когда применяются другие методы.

При изучении деформации металлов с помощью электронного микроскопа было обнаружено, что основная трудность заключается в установлении связи с результатами, полученными непосредственно при помощи светового микроскопа. Правильность воспроизведения структуры поверхности репликой не вызывает больше сомнений. В последней работе Хиамы и Наттинга<sup>11</sup> при помощи сопоставления фотографий, полученных с одного и того же места различных образцов при помощи оптического и электронного микроскопов, показано, что, по крайней мере, до разрешений, которые допускает световой микроскоп, электронный микроскоп дает надежные данные. При изучении деформации величины, с которыми мы имеем дело, обычно много меньше, чем разрешение светового микроскопа; в то же время желательно иметь возможность сравнить каждую электронную микрофотографию с соответствующей оптической. Однако область, просматриваемая в электронном микроскопе, мала, порядка не-

\*) Методы, позволяющие получить реплики с большой разрешающей способностью, описаны в работах<sup>95\*</sup>,<sup>96\*</sup>,<sup>97</sup>. (Прим. ред.)



скольких микронов. Число видимых полос скольжения также мало: оно редко больше десяти. Употребляемые методы в случае алюминия, на котором было проделано большинство работ, требуют разрушения образца. Таким образом, невозможно наблюдать отдельные стадии процесса при деформировании одного и того же образца. Кроме того, световой микроскоп не позволяет выделить участок поверхности образца, который целесообразно исследовать под электронным микроскопом. Поэтому имеется тенденция к сравнению данных, полученных при помощи электронного микроскопа, с результатами, наблюдаемыми оптически на других образцах, и с фактами, приведенными в литературе. Несмотря на то, что это не очень надежный путь, по-видимому, невозможно улучшить его при настоящем состоянии техники электронной микроскопии без громадной специальной работы. Необходимо было бы проверить результаты, полученные в этой области за последние 50 лет, при помощи объединенного метода световой и электронной микроскопии.

2.2. Изучение скольжения при помощи обычного микроскопа. Результаты, полученные при помощи электронного микроскопа, привели к интенсивным изысканиям в литературе данных, относящихся к полосам скольжения. Особенно полный обзор был недавно сделан Кульман<sup>12</sup>. Основной вывод, который может быть сделан из ее обзора, состоит в том, что имеется значительное несоответствие между результатами наблюдений одних и тех же явлений различными авторами. Большинство результатов было более описательным, чем количественным. А в тех случаях, когда проводились измерения, результаты оказывались невоспроизводимыми. Причина такого положения сейчас становится понятной: во-первых, полосы скольжения являются проявлением на поверхности механизма процессов, происходящих внутри кристалла. Во-вторых, кристалл далек от того простого представления о совершенном трехмерном расположении атомов, которое принималось ранними исследователями. Процессы, приводящие к значительному скольжению по относительно небольшому числу плоскостей скольжения, являются сложными и легко нарушаются небольшими изменениями кристаллической структуры и условий испытания. Наконец, нами отмечалось, что процессы скольжения, имеющие место в идентичных условиях в одном и том же кристалле, могут выглядеть совершенно различно на участках поверхности, которые подготовлены к наблюдению различным образом. В дальнейшем, для того чтобы сформулировать положения, которые получили подтверждение в различных экспериментах, укажем, как данные последних работ могут примирить еще остающиеся разногласия. Вопросы, относительно которых нет еще полной ясности, остаются для дальнейшего рассмотрения.

Во-первых, общепризнано, что во всех металлах число полос скольжения в течение деформации увеличивается. В то же время обычно возрастает величина сдвига по каждой видимой полосе. Относительная скорость этих двух процессов различна для различных металлов и меняется в зависимости от температуры и скорости деформации, а также условий деформирования. В некоторых случаях какое-либо одно из упомянутых явлений может происходить слишком редко и поэтому не наблюдается. Например, Андраде и Хюткинс<sup>13</sup> и Андраде и Роской<sup>14</sup> показали, что для некоторых металлов, имеющих гексагональную решетку, полосы скольжения при увеличении деформации увеличиваются по глубине, но их количество почти всегда остается постоянным. Некоторые наблюдения, противоречащие этой картине, могут быть теперь объяснены путаницей между полосами скольжения, которые растут в глубину, и образующими их пластинками, которые, как будет показано ниже (§ 2.4), ведут себя иначе.

Единственным пунктом, кроме рассмотренного выше, по которому имеется общее мнение, является вопрос о влиянии изменения температуры деформации на полосы скольжения: чем выше температура, тем дальше друг от друга расположены полосы и больше величина сдвига по каждой из них. В случае монокристаллов чистого алюминия, подвергнутого деформации сдвига, например, на 10% при температуре жидкого воздуха, полосы скольжения представляют собой тонкие линии, расположенные на расстоянии порядка 2  $\mu$  друг от друга. Такая же деформация при комнатной температуре приводит к появлению полос скольжения, которые даже при рассмотрении в световом микроскопе выглядят значительно шире и расположены, по-видимому, на расстоянии 6  $\mu$  друг от друга. Если деформация имеет место при 200° С, то возникают очень широкие полосы, расположенные на расстоянии порядка 20  $\mu$  друг от друга.

2.3. Толкование тонкой структуры полос скольжения. Браун<sup>8</sup> попытался объяснить описанные явления на основании тонкой структуры полос скольжения, открытой Хайденрайхом и Шокли<sup>7</sup>. Он нашел, что пластины, которые составляют полосы скольжения, заметно не изменяются в зависимости от степени, температуры или скорости деформации. Главным различием при изменении перечисленных факторов является изменение группировки элементов тонкой структуры внутри полос. При очень малых величинах деформации имеет место скольжение примерно на 2000  $\text{Å}$  по плоскостям, расположенным на расстоянии около 10  $\mu$ . По мере увеличения деформации становятся действующими новые плоскости скольжения, и скольжение по каждой из них имеет такую же величину. Чем выше температура деформации, тем ближе к старым находятся новые плоскости скольжения. Рис. I—VI\*) показывают, как выглядят под электронным микроскопом группы плоскостей скольжения при различных температурах. При рассмотрении в световом микроскопе каждая группа вплотную расположенных плоскостей скольжения выглядит отдельной темной полосой. При очень низких температурах новые плоскости скольжения обычно располагаются почти посередине между старыми, которые при рассмотрении в световом микроскопе представляются в виде тонких, близко расположенных друг к другу полос (рис. I—II).

Обнаружено небольшое различие между величиной сдвига на действующую плоскость скольжения при различных температурах. Средние значения, данные Брауном<sup>15</sup>, приведены ниже в таблице слева.

Температура, °С	Средняя величина сдвига, $\text{Å}$
—180	1600
20	2000
250	2200

Неясно, являются ли величины, найденные для 20 и 250° С, существенно различными, однако очевидно, что расстояние между элементарными пластинками скольжения, которые могут смещаться друг относительно друга, несколько меньше при температуре жидкого воздуха, чем при высоких температурах. Эти результаты подтверждаются очень небольшим количеством экспериментов по деформации алюминия, которые проводились при температуре жидкого гелия<sup>16</sup>. По-видимому, действительно имеет место уменьшение расстояния скольжения по мере уменьшения температуры деформации до абсолютного нуля. Подтверждением этого может служить найденное Ямагучи и Тоджино<sup>17</sup> путем усреднения макроскопической деформации по всем наблюдаемым полосам скольжения среднее расстояние скольжения, которое оказалось примерно на 25% меньше при температуре жидкого воздуха, чем при

\*) Рисунки, обозначенные римскими цифрами, вынесены в приложение в конце статьи.

комнатной температуре. Дальнейшее подтверждение указанного положения вытекает из экспериментов Холдена<sup>18</sup>, описанных в § 2. 5.

2. 4. Скачкообразная деформация. Описанный выше способ получения средней величины сдвига основан на предположении, что смещение по действующей плоскости скольжения происходит мгновенно и на какое-то определенное расстояние. Кроме того, принимается, что по уже действовавшей плоскости скольжения смещение не может вновь произойти. Браун<sup>19</sup> указал, что, насколько допускает точность наблюдений при помощи электронного микроскопа, эти предположения подтверждаются.

Доказательством справедливости принятых положений является правильная величина ступенек элементарных сдвигов, наблюдающаяся на большом числе образцов. Ступенек, соответствующих половине или меньшей части элементарного сдвига, не наблюдается (за исключением случаев, которые рассматриваются ниже, имеющих место при особых условиях на поверхности образца). Ни в одном случае не было обнаружено существования ступеньки, значительно большей, чем упомянутое расстояние сдвига. Такой вывод, если он верен, весьма важен для развития теории образования полос скольжения. Поэтому здесь целесообразно рассмотреть дополнительные доказательства его справедливости.

Первое ясное доказательство того, что сдвиг происходит в плоскости скольжения на определенное расстояние за очень короткие промежутки времени, было получено А. Ф. Иоффе<sup>20</sup>, который вместе с М. В. Классен-Неклюдовой обнаружил, что сдвиг в нагретых кристаллах каменной соли и цинка «происходит малыми скачками, причем каждый из них сопровождается шумом, напоминающим тикание часов». Величина отдельного скачка оказалась для данной температуры постоянной, но уменьшалась при снижении температуры деформирования. Позже Маддин, Матьюсон и Хиббард<sup>21, 22</sup> наблюдали, что линии скольжения на поверхности  $\alpha$ -латуни приобретают определенную глубину в неизмеримо короткие промежутки времени. Ниже будет показано, что имеются основания к отождествлению линий скольжения, которые наблюдались на латуни указанными авторами, с элементарными линиями скольжения, видимыми на алюминии и образующими полосы скольжения.

Вывод относительно того, что смещение по действующей плоскости скольжения происходит на определенное расстояние, вытекает из некоторых других электронномикроскопических исследований. Так, например, Браун<sup>23</sup> обнаружил, что в монокристаллах алюминия, деформированных при температуре 450° С, с постоянной скоростью 1% в сутки, все пластинки элементарного сдвига соответствуют смещению, которое заметно не отличается от обычной величины, равной 2000 А, несмотря на тот факт, что деформация происходит в течение двух недель. Рис. XIII представляет собой снимок полос скольжения, образующихся при этих опытах, полученный с небольшим увеличением. Каждая из видных на рисунке полос состоит примерно из пятидесяти пластинок, некоторые из которых показаны на электронной микрофотографии (рис. XIV). Если скольжение может иметь место второй раз по уже действовавшим плоскостям скольжения, то это должно происходить при условиях, соответствующих возможности заметного разрушения.

Наконец, в экспериментах Кана<sup>24</sup>, исследовавшего поперечное скольжение, было обнаружено, что когда скольжение скачкообразно переходит от одной действующей плоскости скольжения к другой, параллельной первой, по третьей плоскости, пересекающей их, то пластинки пересекаются друг с другом, оставаясь расположенными на расстоянии, которое может быть разрешено при помощи светового микроскопа. Это явление показано на рис. X. Макроскопический вид поперечного скольжения показан на

рис. IX. Теория поперечного скольжения, описанная Моттом<sup>25</sup>, была развита Франком, показавшим, что перемещение по плоскости скольжения, совпадающей с направлением напряжений сдвига, происходит в узко ограниченной области, однако нет оснований утверждать, что это не имеет места при поперечном скольжении. В последнем случае положение в большей степени определяется случайными обстоятельствами. Таким образом, на плоскостях поперечного скольжения линии сдвига не обязательно должны наблюдаться; вместо них может появиться широко размытый след. Однако было найдено, что, по-видимому, при обычном пересечении пластинки сохраняются как единое целое (рис. X). Это наводит на мысль о том, что каждый элементарный сдвиг происходит как целое и, вероятно, за короткие промежутки времени.

2.5. Измерения расстояния скольжения с помощью интерферометра. Толанский и Хольден<sup>26</sup> использовали метод Толанского<sup>27</sup> для изучения высоты ступенек скольжения с помощью интерференционного микроскопа. Этим методом, путем измерения смещения краев интерференционных полос с точностью до 100 Å, можно определить высоту ступеньки и, следовательно, расстояние скольжения. Типичный вид поверхности алюминиевого монокристалла, деформированного путем сдвига примерно на 1/2%, показан на рис. XI. Наклонные линии представляют интерференционные полосы. Каждое смещение полосы обуславливается пересечением поверхности шлифа ступеньками скольжения (вертикальные следы), а величина смещения является мерой высоты ступеньки.

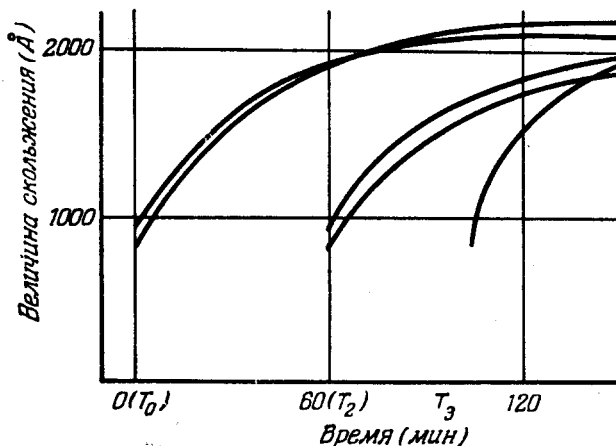


Рис. 15. Рост полос скольжения при медленной деформации (Хольден, <sup>18</sup>).

Совпадение величин высоты ступенек, соответствующих различным полосам скольжения, поразительно: средняя высота составляет приблизительно половину расстояния между краями интерференционной полосы, что равно 1/4 длины волны, или около 1300 Å. Отсюда, зная кристаллографическую ориентировку образца, можно вычислить расстояние скольжения по действующей плоскости в направлении скольжения, которое оказывается примерно равным 2000 Å. При таких деформациях каждая полоса скольжения образуется только одним элементарным процессом скольжения. Таким образом, значение величины расстояния скольжения, полученное из измерения высоты ступеньки, оказывается согласующимся с значениями, определенными с помощью электронного микроскопа. Если

нагружение осуществляется со скоростями, имеющими место при обычных испытаниях на растяжение, то оказывается, что ступеньки возникают внезапно и в дальнейшем при возрастании нагрузки только незначительно увеличиваются. Область значений расстояний скольжения при деформациях, соответствующих возможности возникновения элементарной ступеньки сдвига, составляет  $1400 \div 2200 \text{ \AA}$ .

Хольден<sup>18</sup>, проводя опыты с малыми скоростями деформации, исследовал рост каждой ступеньки скольжения. Результат типичного опыта такого рода показан на рис. 15. Алюминиевый монокристалл подвергался влиянию напряжения сдвига величиной  $0,81 \text{ кг/мм}^2$  в течение времени  $T_0$ , при этом в поле зрения появились две полосы скольжения. Расстояние сдвига, соответствующее каждой из полос, измерялось во временном интервале до  $T_2$ , по прошествии которого полосы перестали заметно расти. Затем напряжение было увеличено до  $0,92 \text{ кг/мм}^2$ , что привело к активации еще двух полос скольжения. Наконец, в момент  $T_3$  напряжение было увеличено до  $1,09 \text{ кг/мм}^2$ . После этого дополнительно возникла пятая полоса скольжения. Несмотря на малую скорость деформирования приведенные на рисунке кривые показывают, что все полосы появились внезапно при величине элементарного сдвига порядка  $1000 \text{ \AA}$ . В этом опыте средняя деформация сдвига, определенная на десяти полосах скольжения, составляла  $2000 \text{ \AA}$ . Все измеренные значения лежали в пределах  $1800 \div 2200 \text{ \AA}$ .

В параллельных опытах, проведенных при температуре жидкого воздуха, было невозможно непрерывно фиксировать высоту ступенек, но среднее предельное расстояние сдвига для десяти полос было  $1750 \text{ \AA}$ ; все значения лежали между  $1550$  и  $1900 \text{ \AA}$ .

В этих экспериментах высота ступеньки соответствовала только одному акту сдвига в  $2000 \text{ \AA}$  на полосу и расстоянию между полосами, превышающему  $40 \mu$ . В то время как разрешающая способность интерференционного микроскопа в направлении, параллельном поверхности, достаточно для того, чтобы продолжать эксперимент вплоть до состояния, при котором расстояние между полосами составляет около  $5 \mu$ , его эффективность как средства измерения изменения рельефа поверхности снижается вследствие искажения последней. Рис. XII показывает края интерференционных полос на поверхности образца, деформированного примерно на 1%. Можно видеть, что некоторые ступеньки имеют высоту, соответствующую полной интерференционной полосе ( $2700 \text{ \AA}$ ) и, следовательно, расстоянию сдвига порядка  $4000 \text{ \AA}$ , тогда как большинство других вдвое ниже.

Из рис. XI и XII видно, что скольжение не происходит чистым перемещением атомных слоев друг по другу описанным во введении способом. Если бы это имело место, то интерференционные полосы должны были бы приобрести ступенчатый вид, как это показано на рис. 16, б, а не иметь пилообразную форму, изображенную на фотографиях и на схеме рис. 16, в (на рис. 16, а, б и в интерференционные полосы для наглядности показаны в направлении, перпендикулярном к полосам скольжения; на рис. XI и XII они образуют с ними угол порядка  $45^\circ$ ). Вместо этого зоны между полосами скольжения поворачиваются на небольшие углы вокруг оси, параллельной плоскостям скольжения и перпендикулярной оси образца. Причиной вращения является влияние захватов испытательной машины у концов образца. Кривизна решетки в области между ступеньками скольжения ясно указывает на скопление избыточного числа дислокаций одного знака, захваченных каждой плоскостью скольжения.

2.6. Опыты с металлами (кроме алюминия). По причинам, изложенным в § 2.1, большинство электронномикроскопических

исследований полос скольжения было проведено на алюминии. В алюминии расстояние между элементарными линиями скольжения, образующими полосы скольжения, составляет  $200 \div 800 \text{ \AA}$ . Таким образом, при любом самом тщательном использовании светового микроскопа его разрешающей способности оказывается недостаточно для выявления тонкой структуры полосы. Исключением является несколько особых случаев, как, например, поперечное скольжение, когда расстояние между плоскостями скольжения увеличивается. Однако даже в этих условиях разрешение все еще затруднительно, так как при использовании светового микроскопа с наибольшими

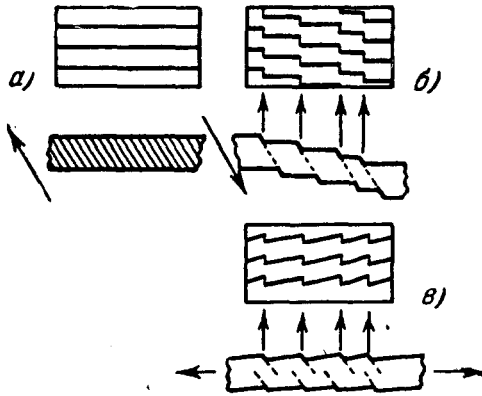


Рис. 16. Изучение скольжения с помощью интерферометра (Хольден, <sup>18</sup>). а) Интерференционные линии и кристалл перед деформацией (плоскости скольжения показаны штриховкой); б) интерференционные полосы и кристалл после деформации простым перемещением по плоскости скольжения; в) интерференционные полосы и кристалл после деформации растяжением.

увеличения глубина фокуса может быть недостаточной для того, чтобы уловить одновременно более чем две ступеньки высотой в  $1000 \text{ \AA}$ . Поэтому в алюминии полосы скольжения и элементарные линии сдвига ясно различаются: первые располагаются на расстояниях, превышающих разрешающую способность светового микроскопа, а вторые — наоборот. Если бы рост полос и элементарных линий сдвига по размеру с увеличением деформации не обнаруживался, то различие между полосами и элементарными линиями скольжения должно было бы проявляться в степени, зависящей от разрешающей силы микроскопа, причем последняя в свою очередь определяется длиной волны источника освещения. В некоторых металлах такого различия нельзя установить. Например, Штрауманис <sup>28</sup> обнаружил, что при последовательном повышении разрешения светового микроскопа в монокристаллах цинка линии сдвига становятся заметными все больше и больше, расстояние между ними соответственно уменьшается. Однако заметной группировки этих линий в полосы не происходит. Недавние работы, проведенные с использованием электронного микроскопа на кадмии, показали нечто подобное: исследование поверхности деформированного монокристалла кадмия с помощью нового способа изготовления реплик, обеспечивающих высокое разрешение <sup>16</sup>, обнаружило линии сдвига на расстояниях до  $600 \text{ \AA}$  (рис. XVII). Эти линии соответствуют ступенькам с высотой, которая изменяется от нескольких сотен до нескольких тысяч ангстремов. Существенно, что линии покрывают весь кристалл, и нет участков, которые явно соответствовали бы свободной от сдвигов области между полосами скольжения в алюминии и других металлах с кубической структурой. Хорошо известно, что при деформации монокристалла кадмия появляются далеко отстоящие друг от друга полосы, которые часто видны невооруженным глазом. При использовании линзы впечатление от отдаленных друг от друга полосах теряется и поверхность представляется покрытой тонкими линиями. С помощью электронного микроскопа можно обнаружить возрастающее число линий и кристалл принимает вид, описанный выше. Так как на фотогра-

фиях, полученных при помощи электронного микроскопа, минимальное расстояние между линиями значительно превосходит наименьшие размеры, которые могут быть различимы при имеющейся разрешающей способности прибора, то, учитывая искажения, вносимые процессом изготовления реплик, кажется весьма вероятным, что видимые линии образуют окончательную структуру скольжения и невозможны никакие изменения масштабов меньших, чем величина межатомных расстояний. Можно думать, что в конечном итоге линии скольжения являются составными частями полос скольжения, а их расположение характеризуется появлением максимумов и минимумов плотности. Последнее обстоятельство создает впечатление полос, видимых невооруженным глазом. Однако поле зрения электронного микроскопа слишком мало, для того чтобы однозначно подтвердить это предположение. В немногих случаях, когда в кадмии наблюдалось поперечное скольжение (рис. XVIII и XIX), по-видимому, определенные элементы скольжения переходили от одной плоскости к другой таким же образом, как это имеет место в алюминии.

В опытах Маддина, Матьюсона и Хиббарда<sup>21, 22</sup>, изучавших скольжение в  $\alpha$ -латуни, обнаружена тонкая структура, весьма сходная с той, которая наблюдалась в алюминии. В латуни эта структура могла быть выявлена при помощи светового микроскопа (рис. VII и VIII). Указанные авторы обнаружили, что в латуни тонкие линии образуют группы, которые они назвали макролиниями (рис. VIII). Расстояние между тонкими линиями возрастало до 1000 Å, но выдерживалось значительно хуже, чем в алюминии: в частности, линии сдвига, по-видимому элементарного размера, были обнаружены в местах, изолированных от макролиний. Величина сдвига по каждой из элементарных линий была порядка 5000 Å, однако это не выдерживалось так строго, как в случае алюминия. Имеются указания на то, что тонкие линии скольжения в латуни, хотя они расположены не регулярно и могут наблюдаться в световом микроскопе, являются действительно элементарными линиями сдвига, границами элементарных пластинок сдвига и входят в состав полос скольжения, точно так же, как это имеет место в алюминии. Во-первых, они не поддаются дальнейшему разделению в электронном микроскопе при использовании реплик, дающих разрешение 200 ÷ 300 Å. Во-вторых, Маддин, Матьюсон и Хиббард показали, что макролинии, или, другими словами, группы тонких линий по мере протекания деформации увеличиваются в размерах путем добавления новых и новых тонких линий. При увеличении деформации число групп значительно возрастает, но сами тонкие линии после своего появления не растут. В-третьих, поперечное скольжение в  $\alpha$ -латуни происходит путем образования тонкой линии скольжения, проходящей от точки пересечения с одной плоскостью скольжения к другой совершенно так же, как это имеет место в алюминии и, по-видимому, в кадмии. Из рис. VII, показывающего ярко выраженное поперечное скольжение, видно, что этот процесс протекает между группами линий сдвига. Рис. VIII иллюстрирует картину внутреннего поперечного скольжения, которое заключается в прохождении сдвига между двумя линиями, принадлежащими одной группе.

На рис. XX и XXI видно распределение полос скольжения в монокристалле олова. Опыты, которые будут описаны ниже (§ 8.5), были проведены для того, чтобы сравнить полосы скольжения в поликристаллических образцах и монокристаллах. Данных для выяснения вопроса о правильности построения тонкой структуры полос скольжения еще недостаточно. Сведения, относящиеся к другим металлам, значительно менее удовлетворительны. Согласно Зейтцу<sup>29</sup>, тонкая структура полос скольжения в меди была обнаружена Крейгом и Чижевским. Рис. XXVI и XXVII

представляют собой электронные микрофотографии скольжения в монокристалле меди: полосы не разрешаются. Измерение сдвига одной системы полос вследствие пересечения с другой после пересчета на компоненту сдвига, нормальную к поверхности образца, дает значение  $1500 \text{ \AA}$  для меньшей черной полосы на рис. XXVI и  $3000 \text{ \AA}$  — для большей.

2.7. Кристаллы, в которых полосы скольжения, по видимому, не имеют тонкой структуры. Из вышеизложенного ясна преждевременность утверждения о том, что полосы скольжения во всех металлах имеют тонкую структуру. Однако на основании фактов, установленных для алюминия и латуни, можно заключить, что существенным обстоятельством является не существование различимой тонкой структуры, а скорее более или менее определенная степень сдвига по каждой из действующих плоскостей скольжения. Поэтому можно сожалеть, что одна из лучших демонстраций указанного положения — скачкообразная деформация, описанная в § 2.4, — наблюдалась только на кристаллах цинка и каменной соли. Ни в одном из этих кристаллов не было показано существования тонкой структуры полос скольжения. В цинке линии Штрауманиса были обнаружены при предельном разрешении оптического микроскопа и располагались весьма правильно. Однако все еще не ясно, представляют ли они основную элементарную структуру. Много труда было безуспешно потрачено на разрешение тонкой структуры полос скольжения в каменной соли.

В § 7 этой статьи высказано предположение о причинах того, что некоторые из элементарных процессов приводят к образованию групп в полосах скольжения, тогда как другие создают зародыши новых полос. Ни один из этих процессов не требует различного расстояния между областями группировки линий скольжения; они с таким же успехом могут толковаться как следующие один за другим элементарные процессы сдвига в одной и той же плоскости.

Если принять это положение, то смысл тонкой структуры, неправильностей в наблюдаемом расстоянии элементарного сдвига в кадмии и меди, можно было бы объяснить как процесс последовательных элементарных сдвигов по плоскостям скольжения, расположенным друг от друга настолько близко, что они не разрешаются под микроскопом.

2.8. Боковой рост полос скольжения. Часто наблюдается, что первоначально полосы скольжения отсутствуют, затем появляются и быстро проходят поперек поверхности кристалла; далее по мере протекания деформации они расширяются в стороны. Таким образом, внутри кристалла имеется область, в которой происходит скольжение, окруженная средой, не претерпевающей никаких изменений. Область скольжения по мере увеличения нагрузки расширяется до тех пор, пока она либо покрывает весь кристалл, либо комбинируется с другими актами скольжения по соседним плоскостям. Описанный характер изменения размеров области скольжения согласуется с предположением о начале скольжения из определенного источника (§ 5.2).

Так как боковой рост происходит много медленнее, чем рост в направлении приложенной силы, и яснее проявляется на поверхности, то он значительно доступнее для изучения. Эксперименты, имеющие целью наблюдения бокового роста полос скольжения при помощи кинематографирования, впервые были поставлены Ямагучи<sup>30</sup> и недавно повторены Ченом<sup>31</sup>. Эти авторы, однако, не приняли во внимание влияния различия в способе подготовки к опыту поверхности образцов. Наблюдалось, что в образцах, подвергнутых чистой электролитической полировке, очень редко встречаются полосы скольжения, не пересекающие весь кристалл или не сливающиеся с другими полосами. Ниже, в § 3.3, указывается, что



процесс скольжения легко может прекратиться, достигнув поверхности, если последняя искажена предварительной механической полировкой. Таким образом, весьма вероятно, что в образцах, подвергнутых только электролитической полировке, процесс скольжения будет задерживаться под поверхностью и сможет распространиться в поперечном направлении прежде, чем он проявится на поверхности в форме видимой полосы скольжения.

При электронномикроскопических исследованиях чрезвычайно редко наблюдаются концы полос скольжения. В немногих случаях, когда удается провести такие исследования, поверхностная ступенька не уменьшается постепенно, а оканчивается скачкообразно: расстояние от точки, где ступенька имеет нормальную высоту, до точки, где она перестает быть видимой, порядка микрона.

Это находится в согласии с точкой зрения, изложенной в § 7.4, согласно которой скольжение проявляется на поверхности только тогда, когда под ней накапливается достаточное число дислокаций.

### § 3. ХАРАКТЕРИЗУЕТ ЛИ СОСТОЯНИЕ ПОВЕРХНОСТИ МЕТАЛЛА ДЕФОРМАЦИЮ В ЕГО ОБЪЕМЕ?

3.1. Процессы скольжения внутри металла. Выше были приведены данные о природе скольжения, полученные при помощи микроскопа. Однако с помощью микроскопа можно наблюдать только поверхность металла, тогда как теория скольжения должна учитывать процессы, происходящие в его объеме. Прежде чем обсуждать теории скольжения и вопрос о том, насколько они объясняют данные микроскопических исследований, необходимо выяснить, в какой степени непосредственно наблюдаемое проявление процессов на поверхности характеризует их протекание внутри металла.

3.2. Влияние обработки поверхности на появление на ней полос скольжения. Предположение о неоднородности пластической деформации почти исключительно основывается на опытах, проведенных путем изучения поверхности. Сомнение в правильности сведений, полученных в результате изучения поверхностных эффектов при деформации, появилось недавно, в связи с исследованием Брауна и Гонеккомба<sup>32</sup>, в котором показано, что обычные полосы скольжения, разделенные широкими промежутками, появляются после незначительной деформации только в том случае, если металлическая поверхность перед электрополировкой была обработана абразивом. На частях шлифа, которые не подвергались деформации абразивом, а полировались только электролитически, не были обнаружены полосы скольжения обычного типа. Вместо них найдены размытые штрихи, параллельные полосам в зонах образца, обработанных абразивом. Видимое расстояние между размытыми штрихами изменялось в зависимости от положения объектива микроскопа, и они совсем не выявлялись под электронным микроскопом. Эти факты согласуются с представлением о том, что размытые штрихи представляют собой не ступеньки на поверхности образца, а выпуклости. По мере протекания деформации резкие следы скольжения в зонах, подвергнутых обработке абразивом, увеличиваются по числу и по высоте. Что происходит с размытыми штрихами, еще точно не установлено, но общий вид поверхности остается неизменным, за исключением того, что среди размытых полос также появляется несколько более резких параллельных им линий. Последние видны под электронным микроскопом и сходны с полосами скольжения, но соответствуют очень малому расстоянию сдвига, порядка 200 Å (рис. XXV). При еще большей деформации вид обработанных

и необработанных зон становится одинаковым, за исключением того, что в необработанных зонах полосы скольжения всегда располагаются на фоне размытых штрихов. Если образец переполитовать и удалить таким образом все следы скольжения, то полосы, возникающие в обеих зонах после дальнейшей деформации, имеют обычную, явно выраженную форму.

3.3. Микроскольжение. Рис. XXIII показывает существование границы между обработанной и необработанной зонами в случае монокристалла алюминия, деформированного растяжением на 5%. С левой стороны (обработанная область) полосы скольжения хорошо выявляются, в то время как с правой стороны (необработанная область) имеется несколько ясно видимых полос скольжения и гораздо большее число слабо заметных штрихов, параллельных им. Рис. XXIV и XXV — электронные микрофотографии, полученные с обработанной и необработанной абразивом поверхностей соответственно на другом кристалле алюминия. Вследствие использования метода реплик полосы скольжения проявляются на фотографии как темные линии, проходящие на рисунках по диагонали от верхнего левого угла к нижнему правому. На рис. XXIV величина скольжения порядка 5000 Å на полосу; на рис. XXV в некоторых случаях она меньше и примерно равна 200 Å. Мелкие полосы скольжения следует назвать следами микроскольжения. Структура, похожая на борозду, идущую почти вертикально поперек рис. XXIV и XXV, рассматривается в § 6.3.

Рис. XXVI и XXVII получены с обработанных и необработанных абразивом областей монокристалла меди, растянутого на 5%. Здесь скольжение (темная полоса) смещает царапину (светлая полоса). На рис. XXVI (обработанная область) видны только две полосы скольжения, величина скольжения по ним порядка 1500 и 3000 Å. На рис. XXVII (необработанная область) также при сдвиге в 3000 Å имеется много очень тонких следов, параллельных следу пересечения царапины. Они могут трактоваться как следы микроскольжения, сходные с наблюдаемыми на алюминии.

При условии, что скольжение внутри кристалла происходит по большому числу отдельных плоскостей, эти опыты указывают на роль искаженной поверхности как барьера, препятствующего выходу процессов перемещения атомов за границы кристалла. Последнее может иметь место только в том случае, если поверхность искажена локальной поверхностной или общей обработкой всего кристалла, способной привести к появлению больших ступенек сдвига. Причиной влияния поверхности как препятствия для сдвига могла бы считаться пленка окисла, если бы этот эффект не наблюдался на глубоко протравленных, а подвергнутых полировке поверхностях кристалла алюминия (§ 5.9), а также золота, на котором присутствие пленки окисла маловероятно. Иное объяснение могло бы сводиться к тому, что для разрушения совершенной поверхности (что позволяет выйти скольжению наружу) требуется больше энергии, чем в случае поверхности, уже искаженной предварительной холодной деформацией.

Другая точка зрения заключается в том, что тонкие полосы скольжения, всегда наблюдающиеся на образцах, не подвергнутых предварительным механическим искажениям, указывают на протекание скольжения на ранних стадиях деформации в незначительной степени, но по большому числу плоскостей. Эта квазиоднородная деформация прекращается внезапно — вследствие поверхностной обработки или постепенно — при обработке всего образца. Механизм, объясняющий микроскольжение, будет рассмотрен вместе с механизмом обычного сдвига в § 5. Сейчас же достаточно подчеркнуть, что микроскольжение дает незначительный эффект и составляет заметную долю общего сдвига только при нескольких про-

центах деформации. Однако описанный случай является иллюстрацией ненадежности суждения по состоянию поверхности о процессах, происходящих внутри кристалла.

3.4. Методы исследования появления сдвига внутри кристалла. Весьма трудно указать опыт, который позволил бы решить, выявляется ли состояние внутри кристалла на шлифованной поверхности или на поверхности, не подвергнутой механической обработке. Имеются различные опыты, показывающие, что внутри кристалла в наибольшем числе случаев деформация происходит в значительной степени по изолированным плоскостям. Так, например, Обреимовым и Шубниковым<sup>33</sup>, а также недавно Нью<sup>34</sup> проводились опыты на прозрачных кристаллах. В этих экспериментах кристаллы каменной соли или хлористого серебра исследовались с помощью скрещенных николей. Оказалось, что при растяжении образца поле зрения пересекается светлыми узкими полосками, соответствующими полосам скольжения на поверхности кристалла. Это показывает, что существуют крупные полосы скольжения, проходящие прямо через кристалл. Из данных этих экспериментов нельзя заключить, имеются ли между крупными полосами тонкие полоски. Маловероятно, что этот метод можно сделать достаточно чувствительным для обнаружения незначительных сдвигов, которые следует ожидать на большом числе расположенных вплотную друг к другу плоскостей, так как расстояние между плоскостями микросдвига, по-видимому, порядка  $100 \div 1000 \text{ \AA}$ . Последняя величина много меньше разрешающей способности применяемого в упомянутых работах метода.

Имеются опыты, показывающие, что при определенных условиях в результате травления могут появиться плоскости скольжения. Даже Мак-Лин<sup>35</sup>, Мак-Лин<sup>36</sup>, а также Бурке и Баррет<sup>37</sup> наблюдали появление штрихов в результате действия специальных травителей на поверхности деформированного кристалла, с которой полосы скольжения были удалены путем полировки. Эти исследователи сумели доказать, что упомянутые штрихи являются следами полос скольжения, которые, таким образом, проходят насквозь через образец.

Хиббард<sup>38</sup> высказал сомнение в правильности некоторых выводов из результатов описанных опытов. Он обнаружил, что, по крайней мере, при малых деформациях удачное выявление полос скольжения при травлении было связано с наличием на поверхности ступенек, не совсем снятых при полировке. Обычный способ электрополировки оказался недостаточным для удаления следов скольжения, видимых при вертикальном освещении, но еще сохраняется незначительная кривизна поверхности, которую можно обнаружить при наклонном освещении. Эта кривизна приводит к преимущественному травлению на местах имевшихся ранее полос скольжения. Даже если бы применялся способ электрополировки, полностью стирающий ступеньки, то все же ясно, что этот метод не может разрешить микросдвиги, расположенные вплотную друг к другу. Если, однако, с помощью упомянутого метода испытывать образец с поверхностью, на которой имеются шлифованные и нешлифованные участки, то при деформациях, соответствующих появлению только неясных штрихов на местах последнего типа, шлифованные области в противоположность нешлифованным не обнаруживают следов деформации при полировке и травлении. Для того чтобы с помощью травления надежно выявить относительно тонкие полосы скольжения, соответствующие таким малым деформациям, на шлифованных участках, необходимо усовершенствовать методику<sup>39</sup>.

Опыты Блюитта и Кёлера<sup>39</sup> по скольжению в упорядочивающихся сплавах дают надежду получить определенный ответ на этот вопрос. Указанные авторы считают, что если упорядочивающийся сплав подвергнуть

деформации сдвига, то при перемещении слоев металла друг относительно друга на нечетное число межатомных расстояний должно происходить разупорядочение \*) и значительное увеличение электросопротивления сплава. Измерение этого эффекта на макроскопических образцах должно показать, происходит ли перемещение атомов по немногим плоскостям или же в этот процесс вовлекается большое число плоскостей. Упомянутые авторы получили результат, «не противоречащий выводам Хайденрайха и Шокли», нашедших, что на первых стадиях деформация происходит по изолированным плоскостям. Если бы деформация имела место на большом числе плоскостей даже в незначительной степени, то примерно половина этих плоскостей микросдвига должна была бы переместиться на нечетное число межатомных расстояний и возникло бы значительное увеличение электросопротивления, которое можно измерить. Описанный опыт представляется решающим. Однако при анализе механизма микроскольжения (§ 5.8) будет показано, что имеется возможность непроявления влияния рассмотренного процесса при измерении электросопротивления.

Некоторые опыты Пэхтона и др.<sup>40</sup> указывают иной путь исследования этого вопроса. Было показано, что если на поверхность кристалла железа, подвергнутого электрополировке, нанести сетку с помощью нацарапывания и затем удалить царапины вторичной полировкой, то сетка снова появляется при деформации в виде системы следов грубых сдвигов, расположенных между размытыми штрихами. Это соответствует данным Брауна и Гонекомба. В<sup>40</sup> показано, однако, что скольжение непрерывным образом переходит от микросдвигов к явно выраженным полосам: каждая полоса скольжения у края царапины вырождается в пучок тонких линий. Анализ положения этих линий и серии расположенных вплотную друг к другу параллельных царапин может дать ясное решение вопроса, являются ли грубые сдвиги основной формой атомных перемещений в объеме кристалла. Если это так, то возможно появление грубых полос скольжения, пересекающих несколько царапин. Такая полоса просто расщепляется на более или менее параллельные пучки тонких линий сдвигов при прохождении в области между царапинами. Эти пучки опять сливаются в полосу у следующей царапины. Если, с другой стороны, микроскольжение представляет истинную картину деформации внутри кристалла, то нет причины, по которой линии, объединяясь, должны образовывать грубые сдвиги одинаковым образом в двух последовательных царапинах: в этом случае невозможно проследить грубые полосы скольжения, пересекающие образец. Картина, описанная этими авторами, показывает правильность последнего положения, но так как известно, что в железе полосы скольжения образуются с аномалиями, то необходимо более тщательное исследование. Помехой к применению рассмотренного метода, как показано различными авторами и будет обсуждено ниже, является тот факт, что поверхность не является пассивным регистратором процессов, происходящих внутри металла. Она в свою очередь влияет на течение этих процессов. В частности, будет показано (§ 7.7), что вблизи царапин изменяются условия возникновения полос скольжения. Поэтому сомнительно, можно ли результаты наблюдения за искажениями искусственно нанесенных царапин рассматривать как довод за или против однородности сдвига. Соображение, высказанное Зейтцем<sup>29</sup>, заключается в том, что нанесенные метки могут быть новыми местами, по которым происходит скольжение. Оно заслуживает внимания только при условии, что дефор-

\*) Некоторые экспериментальные факты, позволяющие предположить, что при пластической деформации меняется и ближний порядок, приведены в работах 88\*, 99\*. (Прим. ред.)

мация, сопровождающая нанесение метки, может быть устранена без разрушения поверхностного слоя посредством отжига. Переполировка приводит, конечно, к разрушению нанесенной сетки.

Суммируя изложенное, отметим, что пока нет определенных доказательств квазиоднородности сдвига при первых нескольких тысячных долях деформации, но для такого предположения есть основания. Если это так, то данные, полученные на образцах с электрополированной поверхностью, верны. Однако несомненно, что при более высоких степенях деформации, как до сих пор и считалось, скольжение неоднородно, и данные, полученные путем наблюдения как механически обработанной, так и электрополированной поверхности, отражают истинное положение вещей.

Поскольку решен вопрос о природе микроскольжения, нетрудно предложить эксперимент, позволяющий изучить его величину и распределение. Так, например, Курносов, Тронина и Якутович<sup>41</sup> методом микроинтерференции показали, что на ранних стадиях деформации кристалла цинка видимые полосы скольжения могут обуславливать появление только незначительной доли макроскопически наблюдаемого эффекта. В опытах Гольдена, рассмотренных в § 2.5, не было получено никаких указаний на иные формы сдвига, чем полосы скольжения. Однако в этом случае поверхность обязательно выравнивалась перед электрополировкой. Если позднее она подвергалась отжигу и снова электрополировке, то ее форма, выявленная с помощью интерферометра, могла дать указание на существование некоторой деформации, не проявляющейся как видимые полосы скольжения \*).

#### § 4. ТЕОРИИ, ОБЪЯСНЯЮЩИЕ ВЕЛИЧИНУ РАССТОЯНИЯ МЕЖДУ ПОЛОСАМИ СКОЛЬЖЕНИЯ

4.1. Вклад микроскопических исследований в теорию скольжения. Очень немногие достижения в области понимания деформации металлов являются результатом микроскопических исследований. Например, понятие дислокаций было введено для объяснения низкого значения предела текучести и наличия упрочнения металлов; геометрия сдвига разработана в результате использования методов рентгеновской кристаллографии. Из изложенного следует, что здесь целесообразно дать обзор только тех вопросов теории, которые являются следствием микроскопических исследований или могут быть с их помощью проверены.

4.2. Правильность в расположении полос скольжения. Даже не очень детальное рассмотрение полос скольжения на деформированных металлах приводит наблюдателя к двум выводам. Во-первых, расстояния между полосами кажутся одинаковыми, и, во-вторых, все полосы выглядят весьма сходно. Первое положение в металлофизике является почти догмой. Было сделано несколько попыток объяснения правильности расположения полос, из которых особенно следует отметить работы Орована<sup>42</sup> и Брегга<sup>44</sup>, однако этот вопрос еще мало изучался статистическими методами. Многие авторы измеряли среднее расстояние между полосами скольжения и делали на основании своих результатов выводы, не принимая во внимание, как распределены значения исследуемой величины вокруг полученного среднего значения. Так, например, Ямагучи<sup>3</sup>, Кох и Клешау<sup>44</sup>, Крусар<sup>45</sup>, Рози и Матьюсон<sup>46</sup>, а также многие другие исследователи связывали среднее расстояние между

\*) Интересный метод исследования пластической деформации в объеме непрозрачных кристаллов описан в работе<sup>10\*</sup>. (Прим. ред.)

полосами скольжения с величиной предела текучести. Андраде и Хуткин<sup>13</sup>, а также Андраде и Роскью<sup>14</sup> измеряли расстояние между полосами скольжения в кадмии, свинце и ртути при различных деформациях. Эти авторы нашли, что среднее расстояние между полосами скольжения почти не зависит от величины деформации. Кроме того, в свинце изучаемая величина оказалась также не зависящей от температуры и скорости деформирования.

Причина правильного расположения полос скольжения недавно обсуждалась Орованом<sup>47</sup>. Он отверг предположение, согласно которому расстояние между полосами скольжения предопределено в чистом, неискаженном кристалле, вследствие существования в нем правильно расположенных плоскостей наиболее легкого сдвига. Так как расположение полос скольжения правильно при любой степени деформации, то последние точка зрения требует, чтобы плоскости наиболее легкого сдвига во всей решетке располагались на одинаковом расстоянии друг от друга, следующие по малости сопротивления деформации — на другом, меньшем, чем первые, и т. д.

С другой стороны, Андраде и Роскью<sup>14</sup> на основании своих опытов со свинцом заключили, что появление полос скольжения в тех металлах, где они были обнаружены в начале деформации, подготовлялось случайностями роста; число полос скольжения не возрастало при протекании деформации. В случае металлов, ведущих себя таким образом, согласно Оровану, невозможно существование потенциальных плоскостей сдвига. Другое возможное объяснение отсутствия возрастания числа полос скольжения заключается в том, что вблизи каждой действующей плоскости расположен неупрочненный участок металла. Это обстоятельство рассмотрено ниже (§ 7).

В более твердых металлах кажется логичным считать, что расстояние между полосами скольжения определяется взаимодействием полос друг с другом. В полосах скольжения концентрируется большое число дислокаций (§ 4.6), создающих напряжения в окружающей решетке; это затрудняет скольжение в зоне, расположенной по обе стороны полосы. Трудность, возникающая при развитии этой теории, заключается в том, что область действия напряжений, обусловленных дислокациями, расположенными в плоскости, слишком мала для объяснения даже минимальных наблюдаемых расстояний между плоскостями скольжения, исключая начало деформации (см., однако, Мотт<sup>48</sup>).

4.3. Распределение расстояний между полосами скольжения. В некоторых недавних исследованиях были сделаны попытки представления расстояния между полосами скольжения в форме частотных диаграмм (гистограмм). Типичная гистограмма представлена на рис. 28. В этом примере число опытов, как и во многих других случаях, недостаточно для точного построения частотных диаграмм, но все же можно сделать твердое заключение о том, что приведенная диаграмма, вероятно, соответствует беспорядочному распределению для больших значений измеряемой величины, но отклоняется от него при малых расстояниях между полосами скольжения. Диаграмма обрывается при некотором минимальном значении расстояния между полосами, зависящем от макроскопической деформации; оно тем меньше, чем больше деформация. Число наблюдений величин расстояний между полосами меньше, чем это необходимо для приведения наблюдаемой гистограммы в полное соответствие с кривой, отвечающей полному беспорядку, очень мало, порядка трех для рис. 28, а. Однако факт отсутствия малых расстояний между полосами наводит на мысль, что имеется минимальное значение этой величины, зависящее от величины деформации. Суще-

вание такого значения можно объяснить только взаимодействием соседних полос: в каждой полосе скольжения имеются искажения решетки, ограничивающие возможность сдвига в более или менее определенной области по обе стороны от нее. Среднее расстояние между полосами, по-видимому, равно удвоенному расстоянию действия этих искажений.

Барретт<sup>49</sup> построил подобные гистограммы для полос скольжения, наблюдаемых на образцах меди и монель-металла. В этом случае расстояние между полосами определялось с помощью электронного микроскопа. Оказалось, что, по-видимому, в меди все расстояния от 0,3  $\mu$  до 2,5  $\mu$  равновероятны. Ни одно из них не было меньше 0,3  $\mu$ , хотя разрешающая способность метода позволяла определять в десять раз меньшие величины. Однако в монель-металле гистограмма имела явно выраженный пик, соответствующий 0,3  $\mu$ , и, кроме того, были найдены значения расстояния между полосами, уменьшающиеся вплоть до предела возможного разрешения. Отсюда можно заключить, что значение 0,3  $\mu$  соответствует наиболее вероятному расстоянию между пластинками скольжения, а большинство следов сдвига в действительности состоит из пучков скольжения. Для алюминия подобная гистограмма имеет заметный пик при 200  $\text{Å}$ , если не дифференцировать полосы и линии скольжения. По-видимому, разрешающая способность метода Барретта недостаточна для разделения полос скольжения в меди.

**4.4. Теория упрочнения.** Из изложенного выше можно заключить, что причиной разделения полос скольжения являются напряжения, возникающие вследствие концентрации дислокаций на действующих плоскостях. Эти напряжения затрудняют прохождение сдвига через металл. Макроскопический предел текучести, таким образом, по мере возрастания плотности распределения полос скольжения увеличивается, и металл упрочняется. Отсюда следует, что основной причиной упрочнения, каков бы ни был его детальный механизм, является искажение упорядоченного строения действующих плоскостей скольжения.

**4.5. Захват дислокаций плоскостями скольжения.** Эксперименты, упоминавшиеся в § 2.4, указывают на большое сопротивление деформации по действующей плоскости скольжения в том отношении, что требуются значительные напряжения для прохождения по ним дополнительного процесса сдвига. Даже длительных выдержек при 450° С

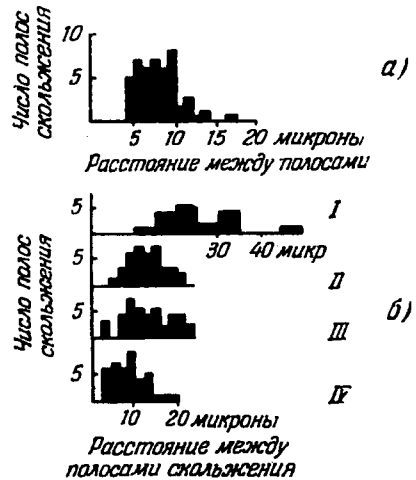


Рис. 28. Гистограммы расстояний между полосами скольжения в алюминиевых монокристаллах. а) Монокристалл алюминия, растянутый на 7% при комнатной температуре, среднее расстояние сдвига на поверхности 8  $\mu$ . б) Изменение распределения расстояний между полосами скольжения при увеличении деформации. Расстояние между полосами скольжения для четырех стадий деформирования монокристалла алюминия (каждая гистограмма построена на основании измерения одинакового общего числа полос скольжения):

- I — растяжение 0,7%, среднее расстояние 25  $\mu$ ;
- II — растяжение 2,5%, среднее расстояние 12  $\mu$ ;
- III — после переполнорки и дальнейшего растяжения до 3,8%, среднее расстояние 13  $\mu$ ;
- IV — после вторичной переполнорки и дальнейшего растяжения до 7%, среднее расстояние 9  $\mu$ .

недостаточно для того, чтобы плоскости, по которым уже произошло скольжение, достаточно разрушились для возобновления по ним процесса сдвига.

Отсюда можно сделать вывод, что после прохождения сдвига по плоскости скольжения на последней возникает высокая плотность дислокаций. Имеются микроскопические доказательства существования таких дислокаций, захваченных плоскостями сдвига. Например, хорошо известно, что конфигурация полос скольжения, появляющихся на противоположных гранях плоского монокристалла металла с кубической решеткой, редко бывает даже примерно одинаковой. Это означает, что некоторые процессы скольжения не проходят насквозь, и, следовательно, дислокации захватываются в объеме кристалла. Кан<sup>50</sup> указал, что дислокации, образовавшиеся при пластической деформации, не могут выйти за пределы кристалла и образуют на его поверхности сетку, известную под названием **полигональных границ**.

Исследования Варрена и Авербаха<sup>51</sup>, проведенные с применением рентгеновской методики, показали, что в упрочненном металле имеются искажения\*), включая резко знакопеременные деформации. Данные о расстояниях между рядами дислокаций в упрочненном металле разноречивы, но, по-видимому, наиболее верная оценка принадлежит Кёлеру<sup>52</sup>, согласно которому в максимально упрочненном металле примерно из каждых тридцати атомов один находится на линии дислокаций.

**4.6. Размещение и распределение захваченных дислокаций.** Приведенные выше данные указывают на существование в упрочненном металле большого числа захваченных дислокаций, но не дают никаких указаний об их распределении (по одной или группами) и местах, в которых они расположены. Однако некоторые микроскопические данные позволяют думать, что захваченные дислокации размещаются на плоскостях скольжения. Нью<sup>34</sup> на основании изучения прозрачных кристаллов первый показал, что «плоскости» скольжения искривлены: это указывает на избыток дислокаций на одном краю области, расположенной вдоль плоскостей скольжения. Такой же результат на металлических кристаллах был получен Гольденом (§ 2.5). Далее Кастинг и Гинье<sup>53</sup> показали, что области выделения новой фазы при старении образуются преимущественно на предварительно активированных плоскостях скольжения, подобно тому как они возникают на полигональных границах (рис. XXIX и XXX). Так как полигональные границы безусловно образованы рядами дислокаций, можно сделать такое же заключение относительно природы полос скольжения.

Распределение дислокаций по плоскостям скольжения, как будет показано в § 4.7, по-видимому, не носит случайного характера, например, в среднем приходится по одной дислокации на каждые 30 атомов,— они собираются в группы.

Плотность распределения дислокаций, вычисленная Кёлером, достигается во всем объеме металла только после интенсивной холодной прокатки. Однако на основании приведенных выше данных относительно твердости плоскостей скольжения, по которым прошел сдвиг, по-видимому, можно заключить, что расстояние между дислокациями указанного выше порядка имеет место на каждой плоскости после прохождения по ней скольжения.

\*) Серия работ по изучению рентгеновскими методами искажений решетки металлов при пластической деформации проведена Г. В. Курдюмовым с сотрудниками<sup>100\*, 101\*, 102\*</sup>. (Прим. ред.)



4.7. Взаимодействие полос скольжения. Если искажение, обусловленное процессом сдвига, при прохождении сквозь кристалл ограничено непосредственно областью вблизи плоскости сдвига, то трудно понять, каким образом эти плоскости, взаимодействуя друг с другом, вызывают упрочнение металла. Формула, обычно приводимая для напряжения  $\tau$  на расстоянии  $r$  от дислокации, получена Кёлером<sup>52</sup> и имеет вид

$$\tau = \frac{G}{2\pi} \frac{1}{1-\nu} \frac{a}{r},$$

где  $G$  — модуль сдвига,  $a$  — межатомное расстояние и  $\nu$  — коэффициент Пуассона.

Если рассмотреть одну дислокацию на плоскости скольжения, то, как легко видеть из приведенной формулы, не может иметь места никаких существенных перемещений дислокаций на расстоянии  $d$  от активной плоскости, определяемом формулой

$$d \sim \frac{1}{2\pi} \frac{G}{\tau_a} \frac{a}{1-\nu},$$

где  $\tau_a$  — приложенное напряжение сдвига. Отношение  $\frac{C}{\tau_a}$  равно по порядку величины 1000; отсюда  $d$  соответствует примерно 200 межатомным расстояниям. Таким образом, приведенная формула может служить для объяснения наблюдаемого расстояния между элементами тонкой структуры в алюминии, но не годится для этой цели при любых условиях. Даже максимальные деформации при температуре жидкого воздуха могут привести к расстоянию между полосами скольжения в этом металле, по крайней мере, равному 1000 межатомным. В частности, подобная трактовка расстояния между полосами не может объяснить постоянства этой величины даже при наименьших деформациях и ее сохранения в течение всего процесса.

Приведенная выше формула, однако, показывает, что число полос скольжения на единицу длины пропорционально напряжениям. Этот же результат был получен экспериментально для алюминия Ямагучи<sup>3</sup>, а также Кохом и Кленшау<sup>44</sup>. Кульман<sup>12</sup> пришла к такому же выводу расчетным путем с использованием некоторых экспериментальных данных, полученных на серебре Гоу и Кохом<sup>54</sup>.

4.8. Группы дислокаций. По-видимому, можно добиться лучшего совпадения выводов теории и результатов опытов, если вместо ряда дислокаций, расположенных вплотную вдоль плоскости скольжения, рассматривать серию групп, подобных тем, которые предложил Кан<sup>50</sup> в качестве модели полигональных границ. Напряжение, обусловленное группой из  $n$  дислокаций, должно быть примерно в  $n$  раз большим, чем дает формула Кёлера. Таким образом, группы, содержащие сотни дислокаций, дают удовлетворительное согласие с наблюдаемым расстоянием между полосами скольжения. В связи с этим интересно отметить, что в упомянутых выше опытах Кастинга и Гинье (§ 4.6) центры выделения на полосах скольжения не располагались непрерывно вдоль полосы, а находились друг от друга примерно на расстоянии в 1000 Å. Если, действительно, на каждые 30 атомов приходится одна дислокация (или 12 на 1000 Å), то наличие центров выделения позволяет думать, что дислокации могут возникать на полосах скольжения в форме небольших групп. То же расстояние в 1000 Å между центрами выделения было найдено и на полигональных границах; это также соответствует представлению о группах дислокаций (рис. XXIX и XXX).

Приведенное рассмотрение указывает на необходимость принятия допущения, согласно которому пространство между полосами скольжения заполнено чем-то более вещественным, чем упругие напряжения. По существу нельзя не прийти к выводу о расположении дислокаций не только по номинальным плоскостям сдвига, но и между ними. Возможные источники таких дислокаций рассматриваются ниже.

## § 5. ТЕОРИИ, ОБЪЯСНЯЮЩИЕ ПРОИСХОЖДЕНИЕ ПОЛОС СКОЛЬЖЕНИЯ

5.1. Необходимость выяснения механизма возникновения дислокаций. Наиболее замечательной чертой процесса скольжения является локализация деформации в полосах скольжения, разделенных областями, в которых сдвиг не обнаруживается. Из результатов исследований с помощью светового микроскопа следует, что в случае кубических металлов обычные деформации при комнатной температуре приводят к величине сдвига на полосу порядка  $1/2 \mu$ . Ширина полосы скольжения при этом оказалась меньше предела разрешения микроскопа. Таким образом, распределение сдвига внутри полосы, число плоскостей, принимающих участие в процессе, и форма образующихся ступенек скольжения оставались неизвестными. Например, деформация могла протекать однородно внутри полос с величиной сдвига порядка 10 межатомных на плоскость скольжения. Результаты электронномикроскопических исследований в их обычной трактовке показывают, что в алюминии сечение полосы имеет форму ряда ступенек. Каждая ступенька соответствует сдвигу примерно на 700 межатомных расстояний; наблюдения резкости ступеньки показывают, что этот сдвиг концентрируется менее чем в десяти соседних атомных плоскостях. В § 5.9 будут описаны некоторые недавние опыты Якутовича с сотрудниками<sup>10</sup>, дающие основание думать, что изменения на каждой ступеньке в действительности являются зоной концентрированной однородной деформации, которая распространяется примерно на 50 соседних атомных плоскостей. Последующее изложение основывается на точке зрения, принятой в настоящее время.

Если считать, что ступенька сдвига возникает в результате выхода на поверхность металла дислокации, прошедшей по плоскости скольжения, то это представление соответствует числу дислокаций в решетке от 70 до 700 на каждую атомную плоскость. Указанное число само по себе больше, чем можно принять для чистого кристалла. Кроме того, следует прибавить дислокации, оставшиеся на плоскости скольжения после деформации и, таким образом, не вышедшие на поверхность. Если принять, что существует одна дислокация на 30 атомов, то для каждой плоскости скольжения кристалла разумное число их приближается к многим тысячам.

5.2. Источники дислокаций Франка — Рида. Из изложенного видно, что необходимо указать механизм увеличения числа дислокаций, с помощью которого можно объяснить, как небольшое число дислокаций, имеющих в отожженном кристалле, порождает тысячи других. Было сделано много попыток указания такого механизма; наиболее обещающая из них принадлежит Франку и Риду<sup>55</sup>. Согласно этим авторам в плоскости скольжения может иметь место неограниченный сдвиг, происходящий вследствие вращения дислокации вокруг неподвижной точки, что приводит к возникновению дислокации на другой плоскости.

В то время как результаты микроскопических исследований деформации указывают на необходимость установления механизма увеличения числа дислокаций, трудно предложить непосредственный эксперимент, ко-

торый позволил бы проверить имеющиеся гипотезы. В случае источников Франка — Рида идея механизма увеличения числа дислокаций основывается на спиральном росте кристаллов. По последнему вопросу имеется много данных, обзор которых недавно сделан Франком<sup>56</sup>.

5.3. Безрезультатное скольжение. Так как источники Франка — Рида действуют внутри металла, они могут наблюдаться только по обусловленным ими поверхностным эффектам, которые сводятся к появлению полос скольжения. Наглядной проверкой теории, таким образом, явилось бы доказательство того, что полосы скольжения, оторванные от своего источника, при возрастании деформации перестают расти. Приведенные представления можно использовать для объяснения поведения некоторых полос скольжения.

Оказывается, особенно при высоких температурах, что в областях, где поперечное скольжение представляет собой обычное явление, некоторые ветви полос скольжения иногда бывают значительно уже, чем они должны были быть в соответствии с данной деформацией (рис. IX). Причина этого явления была обнаружена автором совместно с Гонекомбом при наблюдении роста полос скольжения с увеличением деформации. В настоящее время еще нельзя удовлетворительным образом объяснить ряд фотографий, показывающих неоднородный рост ветвей скольжения. На рис. 31 схематически изображена видимая картина. При увеличении деформации у полосы скольжения на рис. 31, а появляется ответвление (рис. 31, б).

Последнее фактически представляет собой новую полосу скольжения, сливающуюся с имевшейся вначале. По мере протекания процесса деформирования сдвиг происходит по полосе с перегибом\*), в то время как нижняя ветвь оказывается в состоянии безрезультатного скольжения (рис. 31, в). Если поверхность металла переполлировать для того, чтобы удалить все полосы скольжения, а затем кристалл снова подвергнуть деформации, то полоса с перегибом появляется вновь, тогда как ветвь, соответствующая безрезультатному скольжению, бесследно исчезнет (рис. 31, г). Из этих наблюдений можно заключить, что источник Франка — Рида был расположен в левой части полосы скольжения, показанной на рис. 31, а. Эта часть, непосредственно соединенная с источником, питала новую ветвь, образующую часть полосы с перегибом. Участок исходной полосы, расположенный на рисунке справа, оказывается отрезанным от источника дислокаций и приходит в состояние безрезультатного скольжения.

5.4. Частота источников Франка — Рида. Если толкование схемы, приведенной на рис. 31, правильно и полосы скольжения, действительно, при недостаточной мощности источника Франка — Рида, способного активироваться, приходят в состояние безрезультатного сдвига, то такие источники встречаются внутри кристалла относительно редко. Это утверждение соответствует точке зрения Орована, описанной в § 5.5, но противоречит мнению Мотта<sup>25</sup>, который пришел к заключению, что должно быть около  $10^{12}$  источников в одном кубическом сантиметре металла.

Так как рост полосы скольжения в алюминии происходит путем образования пластинок, то из этих наблюдений можно сделать другое заключение: все пластинки в полосе возникают из одного источника или группы совместно действующих источников. Допустим, что это не так и

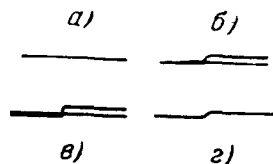


Рис. 31. Схема безрезультатного скольжения.

\*) Вместо термина «kink band» — «полоса с перегибом» в нашей литературе<sup>107\*, 108\*</sup> применяется также термин «полоса сброса». (Прим. ред.)

слои образуются из независимых источников, приведенных в действие, потому что они случайно оказались вблизи существующих плоскостей скольжения. Пусть, далее, исходный источник перестает функционировать после того, как он создал достаточно дислокаций для образования одной элементарной линии сдвига. При этих условиях сдвиг по ветви в состоянии безразличного скольжения так же вероятен, как и по какой-либо иной.

Другое доказательство того, что каждая полоса скольжения возникает из одного источника, дается экспериментами, проведенными в условиях высоких температур и медленных деформаций, о которых была речь в § 2.4. На рис. XIV показан поперечный сдвиг внутри большой полосы скольжения, которая может состоять из 50 пластинок. Наблюдается также поперечное скольжение, захватывающее целые полосы; в таких случаях все 50 или около того слоев согласованно поворачиваются по кругу в направлении к плоскости поперечного скольжения и обратно к исходной плоскости. Так как полоса образуется путем возникновения отдельных пластинок скольжения, то можно принять, что поперечное скольжение появляется во время формирования первой пластинки, вследствие объединения двух источников Франка — Рида, расположенных на соседних плоскостях. Если для образования каждой пластинки с перегибом требуются два источника Франка — Рида, то невозможно, чтобы это создавало макроскопический поперечный сдвиг даже приблизительно в одном и том же месте.

Коттрель<sup>57</sup> показал, что если принять положение о возникновении всех пластинок из одного источника Франка — Рида, то отсюда следует утверждение о том, что полный сдвиг в полосе в основном происходит по одной плоскости скольжения и различные пластинки появляются как следствие действия помех процессу сдвига. Этот вопрос будет рассмотрен ниже в числе данных, относящихся к источнику пластинок скольжения (§ 7).

5.5. Динамические механизмы увеличения числа дислокаций. Орован<sup>47</sup> подверг критике теорию источников Франка — Рида в ее обычном изложении на том основании, что эта теория не указывает причины перехода сдвига с одной плоскости скольжения на другую; это лишает основания представление о возникновении новых источников Франка — Рида на параллельных пластинках скольжения. Согласно Оровану, необходимо разъяснение указанного вопроса, так как невозможно представить себе, что на каждой плоскости, способной активироваться на некоторой стадии деформирования, имеется по отдельному источнику Франка — Рида. Даже если принять, что возникновение каждой пластинки скольжения не требует отдельного источника, то возражение Орована не отпадает, так как согласно сказанному выше (§ 4.2) места появления полос скольжения определяются иными факторами, чем наличие «мягких» плоскостей.

Другие аргументы, приведенные Орованом в пользу существования дислокационного механизма, посредством которого скольжение может распространяться на параллельные плоскости, заключаются в существовании явления перегиба и «эффекта штампа». При перегибе большое число плоскостей скольжения вовлекается в процесс, по-видимому, одновременно. Скольжение по каждой плоскости может быть ограничено небольшим участком внутри полосы с перегибом, и хотя сдвиг по отдельной плоскости так мал, что его следы нельзя наблюдать микроскопически, нельзя считать, что до начала процесса на всех действующих плоскостях уже имелось достаточное для его протекания число дислокаций.

«Эффект штампа» впервые наблюдался Джиллсоном<sup>58</sup> на монокристалле цинка, разрезанном вдоль его базисных плоскостей (рис. 32). В точке *A* в кристалл посредством удара вдавливался полукруглый штамп. Оказалось, что отпечаток штампа проходил через кристалл насквозь и появлялся на его противоположной стороне, сохранив свою форму, но несколько увеличившись по размеру. Отсюда Орован заключил, что в этом случае опять имеет место перегиб: в частности, внутри области сдвига, образовавшейся вследствие действия штампа, процесс должен протекать почти одновременно по многим плоскостям скольжения. Следовательно, должен существовать механизм увеличения числа дислокаций, позволяющий скольжению распространяться не только по своей, но и по параллельным плоскостям.

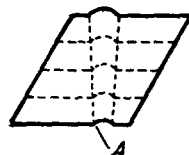


Рис. 32. «Эффект штампа» (по Оровану).

Детальное описание механизма, предложенного Орованом, выходит за рамки настоящего обзора. Коротко, однако, отметим утверждение Орована о том, что если скорость движения дислокации может приблизиться к критической скорости, равной примерно половине скорости звука, то плоскость максимальных скальвающих напряжений перед ней уже не совпадает с плоскостью скольжения; а наклонена к последней. В случае предельной скорости плоскость максимальных скальвающих напряжений располагается под углом в  $45^\circ$  к плоскости скольжения. Таким образом, сдвиг перемещается поперек плоскости скольжения, образуя дислокации по обе ее стороны. Эти «боковые ступеньки» могут действовать как источники Франка — Рида.

5.6. Микроскопическое доказательство существования динамического механизма увеличения числа дислокаций. Лейбфрид<sup>59</sup> утверждает, что вследствие термического торможения движущаяся дислокация не может приобрести скорость, достаточно близкую к скорости звука, необходимого для действия динамического механизма увеличения числа дислокаций. Это, однако, оспаривается Набарро<sup>60</sup>. Интересно рассмотреть экспериментальные доказательства существования упомянутого механизма. Такие доказательства могут заключаться в следующем:

1. Доказательство того, что процесс сдвига может выйти за пределы плоскости скольжения.
2. Доказательство существования дислокаций в областях, расположенных между плоскостями скольжения.
3. Доказательство влияния условий, при которых дислокации не могут приобрести достаточно больших скоростей, на вид плоскости скольжения.

Рассмотрим перечисленные положения по порядку.

1. Дислокация, вышедшая из плоскости скольжения, может перемещаться только до тех пор, пока ее энергия не рассеется. Затем она возвращается к направлению максимальных скальвающих напряжений и продолжает перемещаться параллельно своему первоначальному направлению или останавливается. В первом случае это должно проявляться под микроскопом как внутреннее поперечное скольжение, т. е. возникновение пластинок поперечного сдвига внутри полосы скольжения. Обычно принимаемая точка зрения на макроскопическое поперечное скольжение, описанная Моттом<sup>25</sup>, согласно которой это явление возникает в результате сближения процессов скольжения по соседним плоскостям, причем каждая плоскость имеет свой источник Франка — Рида, здесь неприменима, так как маловероятно, чтобы любой отрезок линии скольжения об-

ладал источником Франка — Рида, способным активироваться. Другой случай, когда движущаяся дислокация останавливается, относится к тем из дислокаций, которые оказываются вне пределов полосы. Они могут быть видимы как незавершенные короткие линии сдвига, расположенные по обе стороны полосы. На рис. XXXIII и XXXIV показана часто наблюдаемая, особенно на образцах, деформированных при высоких температурах, картина: полоса скольжения окружена перообразной структурой.

2. Наличие дислокаций между полосами видно из существования незавершенных процессов скольжения, описанных выше. Кроме того, в § 4 было показано, что если все дислокации опережаются процессом сдвига, сконцентрированным в полосах скольжения, то трудно объяснить наличие определенного расстояния между полосами.

Данные, полученные с помощью микроскопа, таким образом, имеют косвенный характер. Зейтц<sup>61</sup>, однако, при обсуждении работы Варрена и Авербаха, упомянутой в § 4.5, указал, что если плотность дислокаций в алюминии, подвергнутом холодной деформации, так же высока, как и в  $\alpha$ -латуни, то большое число дислокаций должно располагаться в областях, находящихся между видимыми элементами скольжения.

3. Обзор условий, при которых дислокация не может приобрести большие скорости, дан Брауном<sup>16</sup>. Его статья, написанная до появления теории источников Франка — Рида, суммировала экспериментальные доказательства принятых в то время представлений, согласно которым полосы скольжения появились вследствие лавинообразного сдвига. Предполагалось, что одна дислокация, пришедшая в движение под действием приложенных напряжений, приобретает скорость, близкую к скорости звука, и энергию, достаточную для создания других дислокаций. Последние в свою очередь ускоряются и вызывают появление новых дислокаций; это продолжается до тех пор, пока по плоскости скольжения не начинается лавинообразный сдвиг. Перемещение лавины в конце концов прекращается, вследствие упрочнения плоскости сдвига.

В настоящее время считают, что полосы скольжения не обязательно возникают в результате действия быстро движущихся дислокаций, они могут также создаваться по механизму Франка и Рида дислокациями, перемещающимися медленно. Если, однако, мы примем вывод Орована, согласно которому для действия источников Франка — Рида необходимо увеличение числа дислокаций по механизму, для действия которого требуется наличие быстрых дислокаций, то данные, приведенные в упомянутой выше статье Брауна, должны считаться справедливыми и в настоящее время. Если же быстрые дислокации отсутствуют, не действует механизм увеличения числа дислокаций и нет достаточного числа источников Франка — Рида, то полосы скольжения возникают в небольших количествах или же совсем не появляются.

5.7. «Течение без скольжения». Любая причина, препятствующая достижению дислокациями больших скоростей, может сделать невозможным действие механизма увеличения числа дислокаций и, таким образом, исключить появление полос скольжения. В этом направлении имеются следующие возможности:

- а) Температура, при которой производится деформирование, слишком низка. При этом скорость звука больше, чем при высоких температурах. Однако, так как термическое затухание меньше, величина скольжения вследствие температурных изменений вряд ли сильно колеблется.
- б) Чужеродные атомы в растворе мешают перемещению дислокаций.
- в) Центры выделения новой фазы препятствуют движению дислокаций.

г) Скорость деформации слишком мала для того, чтобы вызвать появление быстро протекающего сдвига.

д) Размер зерна настолько мал, что ускоряющаяся дислокация достигает его границы раньше, чем приобретает критическую скорость.

Рассмотрим по порядку перечисленные положения.

а) Известно, что в алюминии элементарная величина сдвига уменьшается с понижением температуры деформирования от 2200 Å при 250° С до примерно 1000 Å при температуре жидкого гелия (§ 2.3). Для данной степени деформации плотность распределения полос скольжения возрастает при снижении температуры деформирования.

б) Влияние примесей в растворе на распределение полос скольжения до настоящего времени не было достаточно тщательно исследовано. Однако известно, что в образцах технически чистого алюминия расстояние элементарного сдвига немного короче, чем в алюминии чистоты 99,95%. Кроме того, в образцах алюминия, содержащего магний, медь и цинк в количествах вплоть до предела растворимости, всегда имеют место полосы скольжения.

в) Влияние процессов выделения на расположение полос скольжения изучалось Смесом и Дьюгирстом<sup>62</sup> в их работах по внутреннему окислению. Эти авторы создали условия, при которых кислород диффундировал внутрь плоского поликристаллического образца меди, содержащего 0,6% алюминия, таким образом, что в зоне, расположенной непосредственно под поверхностью, алюминий выделялся в виде частичек окисла с диаметром порядка 1000 Å. Когда такой металлический, слоеный образец был изогнут, то обычные полосы скольжения наблюдались только в неокисленной области, они оканчивались у ее границы. Полосы скольжения не выявлялись в окисленной зоне ни с помощью светового, ни с помощью электронного микроскопа (рис. XXXV и XXXVI).

Подобные же результаты были описаны Еделану<sup>63</sup>, который обнаружил, что полосы скольжения, имевшиеся в твердом растворе алюминия, отсутствуют при соответственных условиях деформации в предварительно состаренном сплаве, в котором имеются выделения второй фазы (рис. XXXVII и XXXVIII). В образцах, в которых процесс старения прошел не полностью, встречается небольшое число полос скольжения (рис. XXXIX).

В опытах Смиса и Дьюгирста образцы были полированы механическим путем, в экспериментах Еделану — чисто электролитически. Ни в одном случае не наблюдалось вместо полос скольжения размытых следов. Таким образом, деформация в свободной от сдвигов зоне, по общему мнению, может быть действительно однородной.

По-видимому, нет работ, в которых наблюдались бы полосы скольжения в дюралюминии, подвергнутом обработке на дисперсионное твердение. Однако следует отметить, что природа выделений в сплаве алюминия с 4% меди совершенно иная, чем в двух случаях, о которых шла речь выше. В упомянутых ранее сплавах частички второй фазы были велики и имели грубо сферическую форму, тогда как в дюралюминии согласно работам Кастинга и Гинье<sup>53</sup>, а также Буйнова и Леринман<sup>64</sup>, если выделения существуют, то частички не имеют формы тонких и ровных пластинок.

г) и д) При достаточно медленной ползучести ускорение движения дислокаций может быть мало и расстояние, которое они должны пройти, чтобы приобрести критическую скорость, соответственно велико. Поэтому в мелкозернистом образце при ползучести могут отсутствовать полосы скольжения. Это явление впервые отмечено Хансоном и Вилером<sup>65</sup>, а недавно тщательно изучено Вулом с сотрудниками<sup>66, 67, 68</sup>. Последние

обнаружили, что при данной температуре отсутствующие полосы скольжения могут появиться при возрастании степени деформации или в результате увеличения размера зерна. При более высокой температуре, для того чтобы появились полосы скольжения, требуется больший размер зерна. Рис. XIII показывает, что в больших монокристаллах полосы скольжения возникают при очень высоких температурах и весьма малых скоростях деформирования.

На первый взгляд, эти результаты подтверждают теорию Лейбфрида, согласно которой реальная скорость перемещения дислокаций ограничивается рассеянием на тепловых волнах, и, таким образом, она тем меньше, чем выше температура. Однако опыты, проведенные на монокристаллах, показывают, что полосы скольжения исчезают во внутренних частях зерен поликристаллического образца тогда, когда размер зерна меньше, чем расстояние между полосами скольжения в монокристалле, подвергнутом такой же деформации. Неизвестно, как будут себя вести полосы скольжения в том случае, если в зерне не хватит места для двух полос.

Размер зерна также влияет на результаты опытов Еделану. Напротив, оказывается, что в состаренных образцах с размером зерен, меняющимся в широких пределах, полосы скольжения не наблюдаются в меньших зернах, но имеются в больших. Так как размер зерна не влияет на процесс выделения, этот эффект должен быть обусловлен различной длиной свободного пробега дислокаций в зернах разного размера.

Влияние очень больших скоростей деформирования рассмотрено в § 9.

5.8. Источник микроскольжения. Данные, полученные на основании наблюдений размытых полос на электрополированных образцах, в некоторой мере подтвердили заключение, согласно которому скольжение на начальных стадиях деформирования протекает по значительно большему числу плоскостей, чем думали раньше. Браун и Гонекomb<sup>32</sup> считают, что большая часть этих плоскостей вскоре после начала процесса перестает в нем участвовать, потому что «дислокации на плоскостях расположены так близко друг к другу, что микродвиги взаимодействуют в большой степени и могут далее перемещаться только по относительно небольшому числу плоскостей скольжения»<sup>99\*</sup>. Они добавляют: «Этот механизм при больших скоростях деформирования может также обусловить упрочнение на начальных стадиях процесса, когда обычно наблюдаемые грубые полосы расположены слишком далеко друг от друга, чтобы взаимодействовать». Эта аргументация неубедительна, так как она подразумевает создание множества дислокаций на большом числе плоскостей скольжения, расположенных вплотную. Последнее вероятно только при функционировании источников типа Франка — Рида. Кроме трудности создания или активизации большего числа источников во время деформации, меньшей чем 1%, нет оснований для прекращения их действия при сдвигах, значительно меньших, чем они создают обычно.

Более интересной возможностью является представление о том, что микроскольжение вызвано дислокациями, уже существовавшими в исходной решетке. Они диффундируют, не увеличиваясь в числе, до внешних поверхностей образца, но не выходят за его пределы и не образуют ступеньки. Этим объясняется тот факт, что размытое скольжение проявляется на поверхности в форме выпуклостей. Быстрый рост упрочнения при деформации является следствием истощения запаса дислокаций в решетке. Так как уменьшение числа дислокаций не влияет на электропроводность, то незначительное падение последней, обнаруженное при опытах с упорядочиваемыми сплавами (§ 3.4), нельзя принимать в качестве доказательства того, что только небольшое число плоскостей скольжения



находится в действующем состоянии. По существу деформация посредством такого процесса истощения запаса дислокаций может слегка увеличить электропроводность и уменьшить эффект истинного процесса скольжения.

Эта теория могла бы быть проверена, если бы в тщательно электрополированном кристалле начальная часть пластической деформации до 1% и соответствующее ей упрочнение могли бы быть восстановлены действием напряжений обратного знака.

5.9. Совмещение представлений об однородном и неоднородном скольжении. Мы уже ссылались (§§ 2.1, 5.1) на работу Якутовича, Яковлевой, Леринман и Буйнова<sup>10</sup>, в которой были повторены опыты Хайденрайха и Шокли<sup>7</sup>. Так как эти исследования еще недостаточно широко известны, то рассмотрим их основные положения.

Монокристаллы алюминия чистоты 99,95% были глубоко протравлены смесью серной и соляной кислот, для того чтобы получить обычный кубический блочный рельеф. Поверхность не подвергалась иной обработке, например механической или электролитической полировке. После деформации растяжением на 1÷2%, применяя электронный микроскоп с использованием методики окисных реплик, нельзя было обнаружить ни следов скольжения, ни иных каких-либо изменений поверхности, как, например, искажения формы рельефа. После 4-процентной или большей деформации полосы скольжения пересекали грани и искажали ребра блоков, образуя рельеф. По мере увеличения деформации число полос скольжения и степень сдвига по каждой полосе возрастали до тех пор, пока при больших деформациях все поле зрения не оказывалось покрытым следами скольжения. При всех деформациях полосы скольжения проявили тенденцию группироваться вместе: например, оказалось, что иногда пять полос пересекали грань протравленного блока на участке с линейными размерами порядка микрона. В большинстве случаев в каждой полосе скольжения можно было различить тонкую структуру. Как показали вычисления, величина сдвига по элементарной линии скольжения составляла 150÷200 Å, а ширина линии 200÷250 Å. Отсюда авторы заключили, что каждая элементарная линия сдвига является областью определенной ширины, в которой концентрируется локальная деформация, равная по порядку величины одному межатомному расстоянию на плоскость скольжения. Вид полосы скольжения (в сечении) должен быть похож на изображенный на рис. 40, а.

Микрофотографии, приведенные Якутовичем и др., сходны с полученными Хайденрайхом и Шокли, а также другими исследователями, за исключением различия, обусловленного глубоким травлением вместо электролитической полировки. Толкование результатов этими авторами, однако, отличается от представлений других исследователей: во-первых, Якутович с сотрудниками считают, что сдвиг на элементарный процесс скольжения составляет только десятую долю значения, принятого в настоящей статье, во-вторых, они используют полученные данные для доказательства положения, согласно которому каждая элементарная линия скольжения является не следствием незначительного сдвига на одной действующей плоскости скольжения, а результатом суммирования небольшого скольжения по каждой из примерно пятидесяти соседних атомных плоскостей.

По мнению автора настоящего обзора, величина сдвига на элементарный процесс скольжения в данном случае вычислена неправильно. Эта величина, по-видимому, получена из макроскопических деформаций и наименьших расстояний между полосами скольжения, тогда как ее следует рассчитывать, исходя из среднего расстояния между полосами. Это,

однако, может не учитываться, если принять, что сдвиг в каждом элементарном процессе скольжения происходит более или менее однородно в зоне, состоящей в ширину из 50 атомов. Величина элементарного сдвига в 2000 Å при этом соответствует сдвигу на двенадцать межатомных расстояний в каждой действующей плоскости скольжения. Вид полосы скольжения, построенной таким образом, показан на рис. 40, а. Для сравнения на рис. 40, б изображена структура полосы скольжения, принятая Хайденрайхом и Шокли. Весьма трудно на основании микроскопических дан-

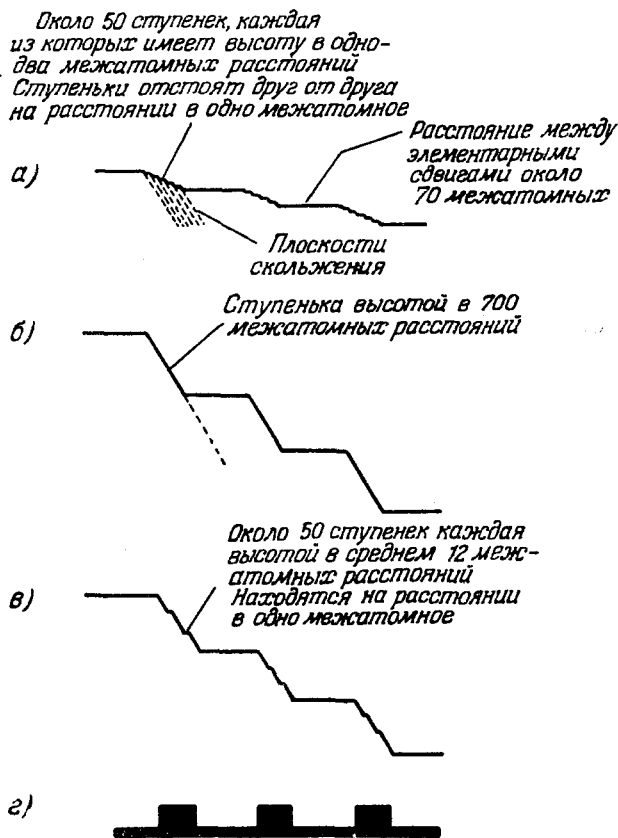


Рис. 40. Тонкая структура полосы скольжения согласно: а) Якутовичу с сотр.<sup>10</sup>; б) Хайденрайху и Шокли<sup>7</sup>; в) случай, в котором эти два варианта объединены; г) схема светового контраста при наблюдении случаев б) и в) на электронных микрофотографиях.

ных сделать выбор между двумя возможностями, представленными на рис. 40, б и 40, в, так как маленькие ступеньки высотой в двенадцать атомов, находятся далеко ниже разрешающей способности любого микроскопа; кроме того, схемы контрастности изображения, видимого под электронным микроскопом, в рассмотренных трех случаях недостаточно различаются (рис. 40, г). Есть только один способ решения вопроса о ширине линий скольжения. Этот способ и принят в рассматриваемой работе.

Видимая в электронный микроскоп ширина линий скольжения при использовании окисных реплик состоит из трех частей (рис. 41): истинной ширины, если она существует; проекции свободной поверхности части полосы скольжения, попадающей под электронный пучок, и величи-

ны, примерно равной толщине пленки. В некоторых опытах автора настоящего обзора на мелкокристаллических образцах поликристаллов было найдено, что плоскость скольжения располагается почти перпендикулярно к поверхности. Это означает, что в видимую ширину линии плоскость скольжения не вносит никакого вклада (рис. 41, б). В этих условиях измеренная ширина оказывается порядка 200 Å, т. е. несколько больше, чем установленная толщина пленки-реплики (100 ÷ 200 Å). Однако точность измерения недостаточна для того, чтобы дать определенный ответ на вопрос, является ли это различие следствием конечной ширины зоны скольжения.

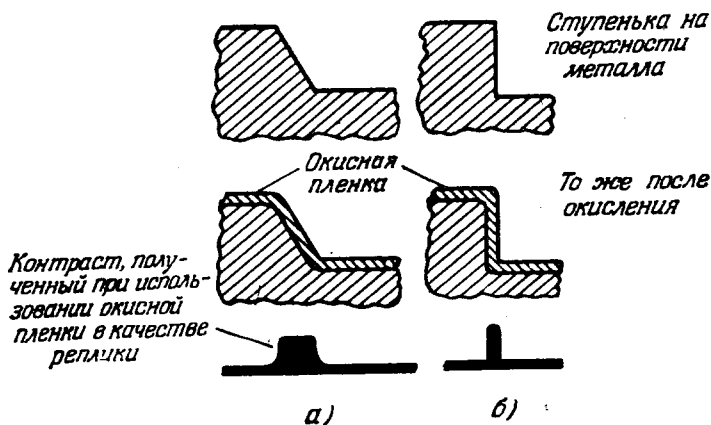


Рис. 41. Контрастная картина при использовании окисных реплик: а) плоскость скольжения расположена под тупым углом к поверхности; б) плоскость скольжения расположена перпендикулярно к поверхности.

Если в самом деле полосы скольжения имеют профиль, сходный с представленным на рис. 40, в, то представление о механизме увеличения числа дислокаций требует видоизменения. Это положение очень сходно с имеющим место в случае возникновения скольжения, когда необходимо объяснить распространение скольжения на большое число атомных плоскостей, по каждой из которых сдвиг происходит, однако, на несколько межатомных расстояний. По этой причине данный вопрос заслуживает дальнейшего экспериментального изучения \*).

## § 6. ВЛИЯНИЕ СОСТОЯНИЯ ПОВЕРХНОСТИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛА

6.1. Трещины Гриффитса. Теория поверхностных трещин Гриффитса<sup>69</sup> успешно объяснила малую величину напряжения, необходимого для разрыва хрупких материалов, в частности стекол. Предполагалось, что малые трещины, находящиеся в основном на поверхности, действуют как концентраторы напряжений. Благодаря этому при относительно малых приложенных нагрузках величина напряжений в устье трещины значительно ближе к теоретическому значению напряжения разрыва. Одним из доказательств существования таких трещин являются наблюдения

\*) В последнее время Н. Н. Буйновым проведена работа, показывающая, что даже при больших степенях деформации последняя более однородна, чем это предполагалось ранее<sup>104\*, 105\*</sup>. Вопросу об однородности пластической деформации металлов посвящено также исследование<sup>106\*</sup>. (Прим. ред.)

Гриффитса, согласно которым напряжения разрыва значительно больше для свежетынутых стеклянных нитей, чем для таких же нитей, поверхность которых была «повреждена» путем легкого касания к какому-нибудь твердому телу. Рейнкобер<sup>70</sup> ломал стеклянную нить на две части, затем каждую половину снова пополам и т. д. Так как в результате этих операций постепенно уменьшалась вероятность попадания трещин, ослабляющих материал, в образец, то напряжения разрыва увеличивались по мере того, как обломки нити становились меньше. Подобным образом Иоффе<sup>20</sup>, удаляя поверхностные трещины на кристаллах каменной соли путем непрерывного растворения поверхностных слоев, нашел, что прочность при этом увеличивается в сотни раз. Вычисления показывают, что трещины Гриффитса имеют глубину порядка микрона. Ширина трещины на поверхности слишком мала, для того чтобы ее можно было наблюдать при помощи светового микроскопа, однако Андраде и Мартиндэйль<sup>71</sup>, а также Андраде и Тсайн<sup>72</sup> обнаружили, что пары металла конденсируются преимущественно на поверхности образца вдоль определенных линий, которые могут быть отождествлены с трещинами Гриффитса (рис. XLII). До сих пор не было получено надежных электронномикроскопических снимков, показывающих трещины. Трещинообразные дефекты, приведенные на фотографиях (рис. XLIII), нельзя отличить от царапин.

Попытки приложения теории, учитывающей влияние поверхностных трещин, к объяснению низкой величины предела текучести металлов, были в большой степени обесценены вследствие успеха дислокационной теории. Например, Орован<sup>73</sup> собрал большое число данных, показывающих, что предел текучести пластичных материалов не определяется наличием поверхностных дефектов. Все попытки повысить предел текучести металлов методами, связанными с удалением поверхностных трещин, подобно тому как это делается на стекле, либо оказались неудачными, либо полученные результаты были обусловлены наличием включений. Более того, длина трещины, которая на основании теоретических соображений необходима для обеспечения известного предела текучести мягких металлов, подобных кадмию, часто получалась большей, чем диаметр образца.

В настоящее время и особенно на основе самых последних наблюдений, которые обычно рассматриваются как наиболее неоспоримые возражения против механизма влияния трещин при течении металлов, не исключают возможности того, что поверхностные трещины или дефекты могут привести к небольшому уменьшению предела текучести. Действительно, если можно показать, что существуют поверхностные дефекты, то они должны действовать как концентраторы напряжений. Влияние последнего обстоятельства на предел текучести может быть так мало, что при сравнении с образцом, не имеющим поверхностных дефектов, разница не превышает обычного разброса значений рассматриваемой величины при измерении на различных образцах.

6.2. Термическое травление. Существование дефектной структуры на металлах было впервые показано Графом<sup>74</sup>, который обнаружил сетку параллельных линий на поверхности металлов, закристаллизованных во влажной атмосфере. Граф толковал эти линии как следы пластинчатой структуры, существующей в отожженном металле. В металлах, имеющих гексагональную решетку, плоскости, ограничивающие пластинки, образующие указанную структуру, всегда совпадают с плоскостями скольжения; в металлах с гранцентрированной кубической решеткой такое совпадение имело место только в некоторых случаях.

Эксперименты Чалмерса и др.<sup>75</sup> являлись развитием работы Графа и заключались в тщательном изучении структуры, полученной в результате термического травления чистого серебра. Этими авторами было най-

дено, что после нагрева в атмосфере кислорода на поверхности серебра возникает сложная структура, образованная в одних случаях параллельными бороздками, а в других — рядами пирамид. Полученная структура исчезает при нагреве в атмосфере инертных газов и не обязательно в соответствующих условиях возникает снова в первоначальной форме. На основании изложенных фактов было сделано заключение, что структура, полученная термическим травлением, имеет меньшую энергию, чем «свободная» поверхность, и образуется обычно плоскостями {111} (т. е. плоскостями, по которым происходит скольжение). Не получено никаких доказательств того, что описанная картина соответствует какой-либо пластичной или иной определенной структуре внутри кристалла.

Очевидно, что структуры, подобные обнаруженным Графом, а также Чалмерсом и др., должны действовать как поверхностные повреждения, уменьшая предел текучести путем концентрации приложенных напряжений. Это влияние на механические свойства металла может быть слишком мало, для того чтобы быть замеченным.

Связь между структурой, полученной при термическом травлении, и полосами скольжения на кадмии была обнаружена Андраде и Рендаллом<sup>76</sup>. Они нагревали монокристаллы чистого кадмия в условиях, допускающих свободное испарение. Оказалось, что при этом на поверхности кристалла появляются эллиптические следы, сходные с полосами скольжения. При последующей деформации эти следы действительно становятся следами полос скольжения.

**6.3. Микро травление.** Применение электронного микроскопа и электронографа дало дополнительные сведения о структуре протравленной поверхности. Браун<sup>15</sup> показал, что на электронных микрофотографиях чистого электрополированного алюминия видна так называемая структура «микротравления», имеющая в некоторых случаях сходство с апельсиновой коркой (рис. XLIV), а иногда, в зависимости от кристаллографической природы поверхности, напоминающая борозды (рис. XXIV и XXV). В последнем случае картина очень похожа по внешнему виду на структуру, полученную при термическом травлении Чалмерсом и др., хотя она много меньше по масштабу. Из двух соседних зерен одно может показывать, по-видимому, неупорядоченную структуру, напоминающую апельсиновую корку, а другое — упорядоченную структуру борозд (рис. XLV). Были также обнаружены структуры с промежуточными степенями порядка. Геометрическое соотношение между этими структурами и полосами скольжения согласуется с точкой зрения, согласно которой борозды являются следами плоскостей {111}. Последние представляют собой возможные плоскости скольжения, которые при определенных условиях приложения сил могут стать действующими. Было сделано также заключение, что структура, которая получается при микротравлении, является поверхностью с наименьшей энергией и формируется в электрополировочной ванне, когда окисная пленка временно разрушается, и поэтому становится возможным некоторое поверхностное перемещение атомов металла.

Более дискуссионными являются предположения Брауна<sup>15</sup>, касающиеся размеров, характеризующих структуру. Уже отмечалось, что период структуры, т. е. расстояние между соседними выпуклостями, очень близок к удвоенной толщине пластинок. Таким образом, как следует из рис. 47, возможно, что следы термического травления являются причиной образования пластин. Независимо от того, так это или нет, ясно, что, когда борозды, образующиеся при травлении, параллельны полосам скольжения, они могут ошибочно быть приняты за следы скольжения. Случай, иллюстрирующий эту возможность, показан на рис. XLVI. По-видимому,

неверное толкование структуры, полученной при микротравлении, привело Нишимура и Такамура<sup>9</sup> к выводу, что в областях между полосами скольжения имеется видимое скольжение.

Электронномикроскопическое исследование электрополированного кадмия также обнаружило тонкую структуру микротравления, следы плоскостей {0001} и то, что эти плоскости параллельны полосам скольжения. Здесь путаница между двумя явлениями значительно более вероятна, чем в алюминии: неясно, например, какая из наиболее тонких линий на рис. XVII является следом скольжения, а какая — результатом микротравления.

6.4. Эффект Ребиндера\*). Таким образом, имеются достаточные доказательства существования поверхностных дефектов в металлах.

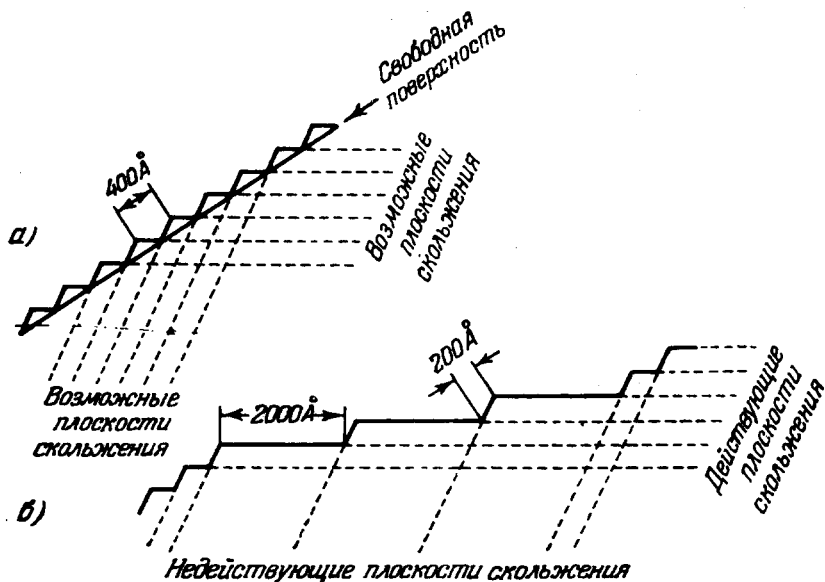


Рис. 47. Связь структуры, полученной при микротравлении, с тонкой структурой полос скольжения: а) перед скольжением; б) после скольжения.

По причинам, указанным в § 6.1, невозможно сравнить механические свойства образцов, имеющих дефекты и свободных от них. Однако при испытаниях ползучести можно наблюдать влияние изменения состояния поверхности на скорость установившегося течения монокристаллических образцов. Эти эксперименты впервые были проделаны Ребиндером<sup>77</sup>, который установил, что ползучесть кристаллов кадмия ускоряется примерно в два раза, если испытываемый образец погружен в определенный электролит. Объяснение Ребиндера сводилось к тому, что под воздействием электролита на поверхности образца образуются выемки, которые являются следами кристаллографических плоскостей. Выемки действуют как концентраторы напряжений и, таким образом, приводят к ускорению ползучести. Подобные эксперименты были поставлены Кемсли<sup>78</sup>, Харпером и Коттрелем<sup>57</sup>, Менгером и Холлом<sup>79</sup>, а также Андраде и др.<sup>80</sup>. Перечисленные авторы единодушно указывают, что если перед испытаниями с образца тщательно удалить окисную пленку, то эффект, описанный Ре-

\*) Подробное изложение работ, посвященных влиянию поверхностноактивных сред на течение пластической деформации, см. в<sup>102\*</sup>. (Прим. ред.)

биндером, отсутствует. Толщина окисной пленки не больше микрона. Она не может, таким образом, заметно упрочнять металл за счет собственного сопротивления растяжению. Допустим, например, что с одного образца кадмия удалена пленка и он помещен в машину для испытаний на ползучесть параллельно с другим окисленным кристаллом. В этих условиях влияние пленки на скорость ползучести должно быть весьма незначительным. Однако плотная оболочка на кристалле, значительно более мягком, чем кристалл кадмия, может задержать скольжение на поверхности и, таким образом, понизить скорость ползучести.

Однако описанные результаты можно объяснить и на основании представлений Ребиндера. Допустим, что наблюдаемый эффект в некоторой степени зависит от наличия окисной пленки, например, окисел является катализатором в процессе воздействия электролита на поверхность образца. Таким образом, облегчается образование дефектов, приводящих к концентрации напряжений, и скорость ползучести возрастает.

Следовательно, природа влияния состояния поверхности на пластическую деформацию неопределенна. Несомненно, что недостаточно ставить вопрос о том, в какой мере поверхность отражает внутреннее состояние металла. Нужно иметь в виду, что сама поверхность может изменять внутренние условия деформации.

6.5. Влияния поверхностных царапин. Некоторые эксперименты Нишимура и Такамура<sup>9</sup>, которые будут описаны в § 7.7, показывают, что искусственно нанесенные неглубокие царапины влияют на распределение полос скольжения в прилегающих к ним участках поверхности металла. Это особенно важно в связи с тем, что большинство образцов для механических испытаний имеет несколько отметок для измерений величины искажений поверхности, а при некоторых микроскопических исследованиях с целью обнаружения микросмещений наносится сетка царапин.

## § 7. ПРИРОДА ПЛАСТИНОК СКОЛЬЖЕНИЯ

7.1. Сдвиг по существующим полосам скольжения. В § 5 рассматривались некоторые теории, объясняющие неоднородность пластической деформации. По-видимому, теоретически можно обосновать возможность возникновения ряда дислокаций, требующихся для того, чтобы вызвать макроскопическое скольжение, путем смещения нескольких тысяч атомов на каждой из небольшого числа изолированных плоскостей. В § 4 было показано, что величина расстояния между этими изолированными плоскостями может быть объяснена только при предположении, что искажения решетки, вызванные деформацией, ограничивают скольжение в окружающей области. Тем не менее необходимо объяснить, почему при дальнейшем протекании деформации скольжение сосредоточивается в существующих полосах; обычно на плоскостях, смещенных на несколько сотен межатомных расстояний по отношению к первоначальным плоскостям скольжения.

7.2. Реальность пластинок скольжения. Утверждение о существовании пластинок скольжения целиком основано на наблюдениях поверхности деформированных образцов. Доказательство того, что в течение всей деформации скольжение происходит по существующим плоскостям, могло бы быть получено путем подсчета числа полос скольжения, как это и было сделано Ямагучи<sup>3</sup>. Определенные данные, показывающие, что деформация происходит путем дискретных атомных перемещений, каждое из которых велико по сравнению с периодом решетки и осуществляется за весьма короткий отрезок времени, получены из

неметаллографических опытов и уже упоминались в § 2. Подтверждение предположения о том, что дискретные атомные перемещения при сдвиге приводят к образованию полос скольжения, отстоящих друг от друга на несколько сотен межатомных расстояний, может быть получено только из металлографических наблюдений поверхности металла. Таким образом, решение этого вопроса представляется весьма существенным и должно включать в себя рассмотрение возможных путей образования пластинчатой структуры, которая может возникнуть на поверхности без каких-либо следов внутри металла.

В § 6 было показано, что при электрополировке образцов в ряде металлов возникает бороздчатая структура. Эта структура часто имеет элементы, параллельные следам возможных линий скольжения, и может быть легко спутана с ними. Если при этом поверхность металла обладает свойствами оболочки, препятствующей разрушению ее плоскостями скольжения, как это имело место в экспериментах Гринланда<sup>81</sup>, изучавшего деформацию кристаллов ртути, то в каждой полосе скольжения борозды создают видимость наличия пластинок скольжения.

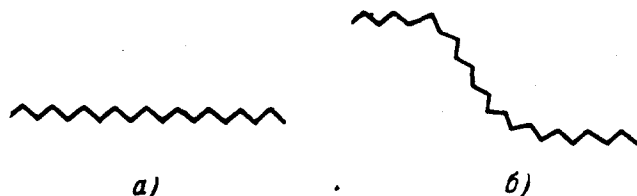


Рис. 48. Возникновение впечатления тонкой структуры полосы скольжения благодаря неровностям поверхностных слоев (схема). а) Вид поверхности перед скольжением. Бороздчатая структура может не проявляться на электронной микрофотографии, так как обе стороны каждой бороздки одинаково наклонены по отношению к электронному пучку. б) Вид поверхности после скольжения. Сдвиг по одной из плоскостей скольжения вызвал наклон поверхностных слоев. Внутри профиля полосы скольжения стороны каждой из борозд не одинаково наклонены по отношению к электронному пучку; это создает световой контраст.

Описанный эффект показан на рис. 48. Подобные случаи наблюдались при условии указанного выше влияния поверхности, но они не типичны, так как борозды не всегда параллельны действующей системе линий скольжения. Кроме того, в экспериментах, проведенных в условиях высоких температур и небольших скоростей деформации (§ 2.4, рис. XIV), расстояние между пластинками было много больше, чем период поверхностного рельефа, полученного при микротравлении. В некоторых случаях бороздчатая структура была ошибочно принята на электронных микрофотографиях (§ 6.3) за результат сдвига в области, расположенной между полосами скольжения. На рис. 47 изображен случай, показывающий возможность такого ошибочного толкования наблюдаемой картины. В то же время можно думать, что тонкие сдвиги, которые имеют место в области, расположенной между полосами скольжения, обычно не обнаруживаются при помощи электронного микроскопа.

7.3. Огрубление структуры. Толщина пластинок, полученных при экспериментах, проведенных в условиях высоких температур и малых скоростей деформации, также показывает, что эти пластинки не могут быть результатом огрубления (термин, введенный Странским<sup>82</sup>, — *vergröberung*) наблюдаемой части плоскости скольжения. Такое огрубле-



ние могло бы происходить способом, показанным на рис. 49: малые ступеньки образуются путем поверхностного перемещения атомов, которое продолжается до образования поверхности с меньшей энергией, чем энергия поверхности скольжения. При деформации в условиях комнатных температур такое перемещение невозможно без помощи электролита, хотя большинство электронных микрофотографий тонкой структуры в полосах скольжения получено с реплик, приготовленных с использованием электролитического травления; пластинчатая структура также видна на репликах, приготовленных другими методами. На рис. XLIV показана тонкая структура полосы скольжения. Этот снимок получен с алюминиевого поликристалла методом лаковой реплики (Браун<sup>15</sup>). Он также является иллюстрацией положения, при котором структура, возникшая в результате микротравления, имеет вид «апельсиновой корки» и не связана с наличием полос скольжения.



Рис. 49. Возникновение впечатления о тонкой структуре в результате огрубления.

7.4. Возникновение пластинок скольжения как следствие субповерхностных явлений. Коттрель указал<sup>57</sup>, что полный сдвиг, приводящий к образованию полосы скольжения, происходит вблизи источника, по крайней мере на одной поверхности скольжения, и, вероятно, наибольшая часть сдвига сосредоточена внутри кристалла, за исключением слоя, лежащего непосредственно под поверхностью. Когда скольжение достигает препятствия, которым может быть свободная поверхность или, вероятно, полоса с перегибом, полоса распадается на ряд параллельных плоскостей скольжения, близко расположенных

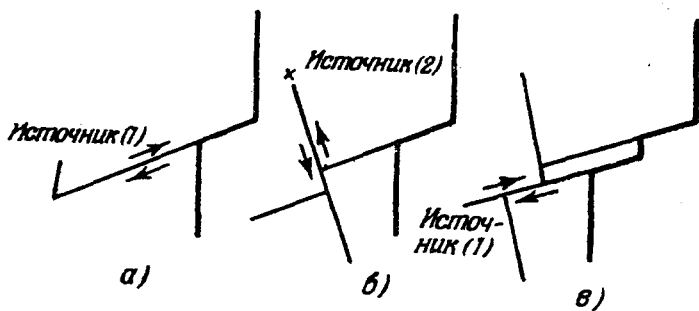


Рис. 50. Образование тонкой структуры (схема): а) возникновение первой ступеньки; б) ступенька выводится за пределы плоскости, в которой находится источник, путем возникновения новой ступеньки, за счет скольжения по другой системе скольжения. Скольжение в первой системе продолжается; в) продолжающееся скольжение из первого источника создает вторую ступеньку.

друг к другу и появляющихся на поверхности в виде группы пластин. Перенос скольжения с одной плоскости на другую происходит в результате скольжения по иной системе сдвига, как это показано на рис. 50. При обычной оценке максимальных скалывающих напряжений последняя система может оставаться недействующей, однако она в некотором месте активируется благодаря тому, что распространение влияния напряжения, вызванного дислокациями, задерживается на препятствии почти так же, как скольжение внутри полосы с перегибом на плоскостях, наклоненных

по отношению к обычной системе скольжения. Последнее не исключает возможности перехода скольжения от одной плоскости к другой путем поперечного скольжения, схематически показанного на рис. 51. В этом случае также требуется наличие препятствия на пути продвижения фронта скольжения. Такой механизм может объяснить влияние температуры: при более высоких температурах имеет место больший сдвиг по каждой полосе скольжения, так как упрочнение при этом меньше и в то же время поперечное скольжение — более частое явление как между полосами (рис. IX), так и внутри них (рис. XIV).

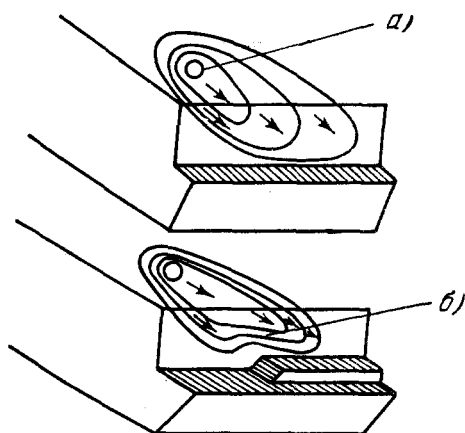


Рис. 51. Тонкая структура, возникающая в результате поперечного сечения. а) Источник, создающий дислокации, образующие ступеньку сдвига. б) Дислокации из того же источника отклоняются к другой плоскости некоторым препятствием, лежащим на второй ступеньке.

полагаются на значительно больших расстояниях, чем обычно (рис. II и III). Полосы с перегибом видны не контрастно при наблюдении под электронным микроскопом, но могут быть выявлены как места упомянутых выше задержек процесса скольжения (см. рис. 54). Представление о механизме Коттреля может быть использовано для устранения двух затруднений, возникающих при теоретическом анализе пластинчатого скольжения. Во-первых, для анализа требуется специфическое распределение источников Франка — Рида, если каждая пластинка имеет свой собственный источник; в механизме Коттреля все пластинки возникают из одного и того же источника. Во-вторых, налицо трудность в объяснении того, каким образом процесс скольжения может быть направлен поперек плоскости скольжения, расположенной вплотную к первой плоскости скольжения т. е. через самую упрочненную область. Что касается первого положения, то некоторые причины того, почему все-таки должны порождаться одним источником, уже были приведены (§ 5.4). Вторая трудность, однако, включает предположение, что сдвиг не останавливается вследствие упрочнения действующей плоскости скольжения, ибо, если бы он тормозился, то напряжение, которое способно вновь активировать скольжение по той же плоскости, конечно, было бы не меньше, чем напряжение, необходимое для активации новой плоскости скольжения на расстоянии в сотни межатомных расстояний от этого места.

Положительным вкладом при доказательстве справедливости предположения Коттреля являются наблюдения того, что в случае, если процесс скольжения наталкивается на препятствие, то он действительно размазывается. Конечно, нельзя с помощью микроскопа наблюдать изменения, происходящие в полосе скольжения, когда она достигает поверхности, однако часто обнаруживалось, что вблизи полос с перегибом пластинки рас-

полагаются на значительно больших расстояниях, чем обычно (рис. II и III). Полосы с перегибом видны не контрастно при наблюдении под электронным микроскопом, но могут быть выявлены как места упомянутых выше задержек процесса скольжения (см. рис. 54). Представление о механизме Коттреля может быть использовано для устранения двух затруднений, возникающих при теоретическом анализе пластинчатого скольжения. Во-первых, для анализа требуется специфическое распределение источников Франка — Рида, если каждая пластинка имеет свой собственный источник; в механизме Коттреля все пластинки возникают из одного и того же источника. Во-вторых, налицо трудность в объяснении того, каким образом процесс скольжения может быть направлен поперек плоскости скольжения, расположенной вплотную к первой плоскости скольжения т. е. через самую упрочненную область. Что касается первого положения, то некоторые причины того, почему все-таки должны порождаться одним источником, уже были приведены (§ 5.4). Вторая трудность, однако, включает предположение, что сдвиг не останавливается вследствие упрочнения действующей плоскости скольжения, ибо, если бы он тормозился, то напряжение, которое способно вновь активировать скольжение по той же плоскости, конечно, было бы не меньше, чем напряжение, необходимое для активации новой плоскости скольжения на расстоянии в сотни межатомных расстояний от этого места.

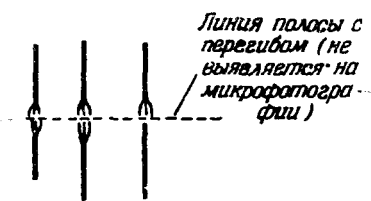


Рис. 54. Поведение полос скольжения в местах пересечения с полосами, имеющими перегиб.

Таким образом, механизм Коттреля предполагает не скачкообразное скольжение, как это было принято в § 2, а непрерывное смещение атомов по каждой из действующих плоскостей. Если напряжения достигли величины, достаточной для приведения в действие источника Франка — Рида, то последний создает дислокации, непрерывно перемещающиеся по направлению к поверхности, до тех пор, пока действует приложенное напряжение. Эти дислокации задерживаются некоторыми препятствиями и не реализуются до тех пор, пока их не накапливается достаточно (в случае алюминия, очевидно, около 700) для повышения местного напряжения до величины, соответствующей приведению в действие механизма переноса скольжения на другую плоскость. В этом случае дислокации появляются на поверхности в форме ступенек высотой в 2000 Å. Таким образом, для полосы скольжения, видимой на поверхности, в среднем имеется также расстояние скольжения порядка половины расстояния между пластинками скольжения, скрытыми под поверхностью. Это скрытое скольжение делает макроскопическую деформацию большей, чем она получается при измерениях путем определения высоты ступенек скольжения. При больших деформациях, когда величина скольжения, приходящаяся на полосу порядка микрона, скрытое скольжение составляет весьма малую часть общего эффекта, и поэтому оно не может быть обнаружено. При малых же деформациях должен происходить больший сдвиг, чем вытекающий из видимых полос скольжения. Так, Ямагучи не мог обнаружить никаких линий скольжения, пока деформация не достигла величины порядка 1%, когда внезапно появилось некоторое число линий (около 50 штук на мм). Согласно результатам экспериментов Курносова, Трониной и Якутовича, на которые уже делалась ссылка в § 3.4, возможно, что часть деформации, связанной с отсутствием видимых линий скольжения, можно было бы объяснить описанным образом.

Можно думать, что процессы скольжения были задержаны под поверхностью в ожидании накопления достаточного количества дислокаций, необходимого для обеспечения их выхода на поверхность. Возможно, что число задержанных дислокаций, требующихся для приведения в действие механизма Коттреля, почти постоянно для алюминия, но не сохраняется в случае других металлов. Это объясняет видимую правильность расстояний скольжения в алюминии.

Таким образом, дислокации, удерживаемые под поверхностью, должны сохранять подвижность, и, следовательно, возможно восстановление доли деформации, которую они представляют при изменении знака напряжения. Если процесс «нескольжения» не обнаруживается, то, возможно, что имеются внутренние препятствия, подобные полосам с перегибом, которые не позволяют дислокациям возвращаться в исходное положение (§ 8.3).

Теория Коттреля основана на предположении, согласно которому процесс скольжения может переходить с плоскости на плоскость. Если явление поперечного или какого-либо иного типа сдвига, приводящего к появлению непрямолинейных полос скольжения, маловероятно, то влияние поверхности сводится к остановке или замедлению скольжения на рассматриваемой полосе; может также иметь место переход процесса на другую полосу. Таким образом, прямые полосы скольжения должны состоять из меньшего числа пластин, а самих прямых полос при данной деформации будет больше. Именно такое положение установлено для материалов технической чистоты, испытываемых при низких температурах. Некоторые наиболее интересные примеры образования полос относятся к гексагональным металлам, в которых редко встречается переход скольжения от одной плоскости к другой, так как в этом случае существует только одна

система скольжения. Очевидное поперечное скольжение в кадмии показано на рис. XVIII и XIX. Приведенными рисунками, а также другими снимками, полученными с этого же образца, ограничиваются зарегистрированные случаи поперечного скольжения в гексагональном металле. Результаты опытов, проведенных на олове, описаны в § 8.5, где показано, что в случае поведения олова как гексагонального металла (образцы — монокристаллы) происходит образование полос, но нет поперечного скольжения; когда же олово ведет себя как кубический металл (поликристаллические образцы), часто возникает поперечное скольжение, но полосы не образуются.

До сих пор теория не выяснила природу факторов, препятствующих скольжению. Кажется маловероятным, что какое-либо препятствие сдвигу может быть одинаково эффективным при  $500^{\circ}\text{C}$  и при  $-180^{\circ}\text{C}$ . Однако расстояние между пластинами, которое трактовалось как мера действительности препятствия, только незначительно увеличивается с температурой. К тому же в металлах с примесями, где, казалось бы, требуется накопление большего числа дислокаций для их выхода на поверхность, расстояние между пластинами скольжения оказывается меньшим.

Если представление, согласно которому скольжение в полосе происходит только по одной атомной плоскости, правильно, то в случаях, когда последняя совпадает со свободной поверхностью, ширина полосы должна быть неразрешимо малой. В действительности ширина таких полос, как видно в точках, где поверхность повреждена какими-нибудь отметками, всегда несколько сотен ангстремов. На рис. LV видны две полосы скольжения, имеющие измеримую ширину, с направлениями сдвига, почти совпадающими со свободной поверхностью; они искажены рядом полос, почти перпендикулярных поверхности. Однако ни в одном случае при наблюдении сдвига, параллельного поверхности, не удалось различить в местах повреждений малые ступеньки, соответствующие пластинкам скольжения.

7.5. Механизм возврата, происходящего в пластинках скольжения. Другое объяснение природы пластинчатого скольжения было предложено Брауном<sup>23</sup>. Согласно Брауну, внешний вид поверхности считается истинным показателем процессов, происходящих внутри металла: пластинки скольжения сохраняются во всем объеме (хотя не обязательно остаются параллельными), и каждая пластинка возникает в результате лавинообразного сдвига, происходящего за очень короткий промежуток времени. Лавина сдвига возникает, когда приложенные напряжения достигают величины, достаточной для того, чтобы вызвать увеличение числа дислокаций, а ее перемещение затормаживается вследствие упрочнения. Упрочнение, останавливающее лавину сдвига, вызывает также макроскопическое упрочнение кристалла, так как расстояние между полосами скольжения определяется их взаимодействием. Таким образом, предполагается, что разупорядочение структуры металла, которое является результатом прохождения лавины сдвига, приводит к напряжениям в окружающей среде, делая ее упрочненной: требуются большие напряжения для того, чтобы вызвать новое скольжение. Сопротивление скольжению максимально в областях, непосредственно прилегающих к плоскости скольжения. Поэтому наиболее вероятное место возникновения новой плоскости скольжения расположено посередине между существующими полосами. Для объяснения наблюдаемого скольжения на плоскостях, находящихся очень близко, но не совпадающих с существующими действующими плоскостями скольжения, предполагается, что область, окружающая полосы скольжения, становится областью легкого скольжения в результате возврата. Основное допущение заключается в том, что

в большинстве высоконапряженных мест решетки требуется для протекания возврата низкая температура.

Предположения о взаимодействии полос скольжения, расположенных на расстоянии в несколько микронов друг от друга, и протекании процесса возврата в области, расположенной между полосами, требуют наличия дислокаций вне плоскостей скольжения. В том случае, если бы все дислокации были сконцентрированы на плоскостях скольжения, то, как указывалось в § 4.7, область, на которую простирается упрочнение, имела бы линейные размеры гораздо меньшие, чем расстояние между полосами скольжения. Кроме того, в случае справедливости указанного предположения разупрочнение, достаточное для обеспечения скольжения по поверхности пластинки, потребовало бы прохождения процесса возврата на плоскости, возникшей раньше. Вследствие того, что удаление нагрузки связано со снятием напряжений по всему объему, возврат должен захватить всю область между плоскостями скольжения. Таким образом, если дислокации имеются только на плоскостях, сразу же активизирующихся, то после возврата на плоскостях, близких к начальным полосам скольжения, не будет преимущественных условий для скольжения. Доказательство существования дислокаций в областях между полосами, а также предположение об их зарождении уже были даны в § 5.6.

Гипотеза, учитывающая возврат, объясняет влияние температуры деформации на полосы скольжения зависимостью критических напряжений, требующихся для того, чтобы вызвать самопроизвольный отжиг, от температуры. При высоких температурах термическая активация содействует началу самопроизвольного отжига. Таким образом, в условиях высоких температур и очень малых напряжений имеет место скольжение в местах, расположенных близко к существующим полосам. При температуре жидкого воздуха и тем более при температуре жидкого гелия влияние напряжений, приводящих к самопроизвольному отжигу, не усугубляется действием температуры, и поэтому пластинчатое скольжение не обнаруживается до тех пор, пока не достигаются деформации порядка  $40 \div 80\%$ . (Сравни рис. II, соответствующий деформации в 20%, с рис. LV, показывающим результаты деформации, превосходящей 80%.)

Механизм отжига привлекался для объяснений особенностей пластинчатого скольжения, представляющего собой сдвиг внутри существующих полос скольжения, а не скольжение по новым плоскостям. Конечно, не обязательно существование явного отличия только возникших от более старых полос скольжения, как не обязательно, чтобы они вообще различались. Все, что требуется для проявления этого механизма, — это поведение сдвига, при котором он, однажды начавшись на плоскости скольжения, должен остановиться после большей или меньшей деформации и возобновиться, когда условия становятся более благоприятными. Таким образом, для того чтобы подтвердить существование описанного механизма, главное заключается не в выявлении пластин во всех металлах, а в доказательстве принципиально скачкообразного характера деформации, обнаруженного в экспериментах Иоффе, а также Холдена (§ 2.4). По-видимому, предположение о создании дислокаций между полосами скольжения в процессе сдвига нужно для того, чтобы объяснить величину расстояния между полосами. Если принять во внимание рассуждения, изложенные в § 5.5 и 5.6, то дислокации возникают в этих областях скорее вследствие действия механизма динамического (т. е. лавинного) скольжения, чем в результате более спокойного, непрерывного сдвига.

7.6. Полосы скольжения как места с малым сопротивлением сдвигу. В механизмах, предложенных Коттреллом и Брауном, полосы скольжения представляют собой поверхности, по

которым легко осуществляется сдвиг. Согласно Коттрелю, причина этого явления заключается в том, что источник дислокаций начинает и должен продолжать действовать до тех пор, пока приложены внешние напряжения. По Брауну, разрушение полос скольжения происходит вследствие возврата. Если изменить знак приложенных напряжений, то согласно механизму Коттреля источник порождает дислокации иного знака и, следовательно, исходная полоса скольжения вряд ли окажется местом сдвига по тем же самым кристаллографическим плоскостям скольжения, но в противоположном направлении. По Брауну, в частях кристалла, разрушенных в результате возврата, возможен сдвиг в любом направлении.

В настоящее время известно, что в образцах, деформированных воздействием знакопеременных напряжений, некоторые полосы скольжения имеют сечение не в виде прямых, как в случае напряжений одного знака, а в форме наклонных ступенек. Последнее означает, что не все ступеньки одинаковы; это и показано на рис. LVI, полученном с алюминиевого поликристалла, деформированного изгибом и затем снова выпрямленного. Ступеньки, «ведущие вверх» (темные), отличаются от ступенек, «ведущих вниз» (белые), путем оттенения. При этом испаряющийся

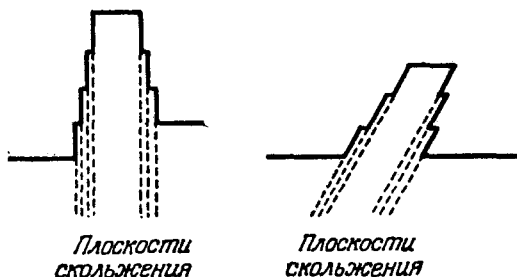


Рис. 57. Пучок линий сдвига, возникающий вследствие действия напряжений обратного знака (схема).

металл напыляется на «поднимающиеся части» рельефа полосы, а «спадающая часть» оказывается как бы в тени. Внешний вид этих наклонных ступенек сдвига схематически показан на рис. 57. При рассмотрении с большим увеличением оказывается, что в таком образце имеется скопление пучков скольжения, состоящих только из пластинок, образующих «поднимающуюся» часть рельефа, и других, образованных лишь ступеньками, «веду-

щими вниз». Кроме того, наблюдается много случаев, слишком много для того, чтобы это было случайностью, когда рельеф состоит из тех и других типов пучков скольжения.

7.7. Полосы скольжения, возникшие вследствие действия напряжения усталости. Гипотеза, согласно которой действующие плоскости скольжения являются плоскостями, имеющими малое сопротивление сдвигу и способными развиваться вплоть до разрыва, не нова (Орован<sup>73</sup>). Особенно убедительно это положение показано недавно Дьюсом<sup>83</sup>, который изучал линии скольжения на образцах никеля, меди, магния, алюминия и др. металлов, подвергнутых усталостным напряжениям при кручении. Серия фотографий Дьюса, полученных с одного и того же места поликристалла никеля на различных стадиях этого испытания, приведена на рис. LVIII—LXVI. Рис. LVIII показывает электрополированный и недеформированный образец в начале испытаний. На рис. LIX (5000 циклов) появились тонкие полосы скольжения, направление их, очевидно, не связано с максимальными напряжениями сдвига. На рис. LX (10 000 циклов) полосы, расположенные более благоприятно по отношению к приложенным напряжениям, начали расширяться, по ним имеет место сдвиг в большей степени. По мере увеличения числа циклов новые полосы почти не образуются, но сдвиг по каждой из уже существующих неуклонно увеличивается до тех пор, пока как раз перед раз-

рушением (рис. LXV, 270 000 циклов) полосы скольжения становятся очень широкими и похожими на трещины. На рис. LXVI, полученном с другого места образца, изображена часть главного очага разрушения и видно, что, в то время как разрушение имеет главным образом межкристаллический характер, на возникших ранее полосах скольжения происходят в некоторых местах внутрикристаллические разрывы. (Отметим в связи с рис. LXVI, что полосы скольжения в области очага разрушения возникли в условиях весьма неоднородных напряжений и поэтому не обязательно должны быть ориентированы в соответствии с видимым направлением максимальных скалывающих напряжений.)

На рис. LXVII и LXVIII показаны электронные микрофотографии полос скольжения на образце алюминия, который деформировался подобным же образом. Так как получение этих снимков связано с нарушением поверхности образцов, то невозможно было показать ряд снимков, полученных с одного места образца после различного числа циклов, однако ясно видно появление добавочного сдвига на каждой полосе в форме новых пластинок скольжения, что происходит вследствие действия того или иного из обсуждаемых механизмов.

Рис. LXVIII показывает, как значительный сдвиг по полосе скольжения в одном зерне искажает границу между зернами, что может послужить причиной межкристаллического разрушения. В образцах магния, в которых возможна только одна система скольжения в каждом зерне, этот эффект особенно явно выражен и уже на ранних стадиях испытания (рис. LXIX) приводит к интеркристаллическому растрескиванию.

7.8. Влияние местного скольжения. Так как скольжение одновременно вызывает упрочнение металла и, по-видимому, приводит к образованию путей легкого скольжения, интересно отметить эффект скольжения, происходящего в резко ограниченных областях. Следы такого скольжения видны на краях тонких царапин (рис. LXX), а также около таких поверхностных изъянов, как отпечатки при измерении твердости.

Нипшмура и Такамура<sup>9</sup> наносили царапины глубиной примерно в 10  $\mu$  на недеформированные монокристаллы толщиной 1,5 мм. В тех случаях, когда царапина была расположена перпендикулярно к направлению ожидаемых следов скольжения, последующее растяжение кристалла привело к очень небольшому увеличению плотности распределения полос скольжения в окружающей ее области (рис. LXXI).

Если направление царапин было параллельно ожидаемому направлению полос скольжения, то имелись явно выраженные области по обе стороны царапины, свободные от полос скольжения (рис. LXXII). Эти области также видны на противоположной (ненацарапанной) стороне кристалла.

Вероятная причина этого явления может быть понята на основании картины, показанной на рис. LXX, которая получена Вайтхидом<sup>84</sup> и изображает тонкие царапины, сделанные на алюминии стальным скользящим индентором, который нес на себе груз всего в 50 мг. На каждой стороне царапины местами возникли тонкие линии скольжения, и действующие полосы скольжения располагались прямо под углом 45° к направлению перемещения индентора. Указанные полосы скольжения свидетельствуют об упрочнении области, через которую они проходят, а в то же время каждая такая полоса является местом дальнейшего скольжения, т. е. включает в себя плоскость с небольшим сопротивлением сдвигу, расположенную в середине упрочненной области. Таким образом, если скольжение, приводящее к удлинению образца, может идти по плоскостям

описанного вида, а это несомненно так, то этот процесс приводит к незначительному изменению распределения полос скольжения. Однако, если плоскости скольжения, ставшие действующими под влиянием растягивающих напряжений, не являются плоскостями локального сдвига, то скольжение сосредоточивается в области вокруг царапин. Это происходит потому, что указанная область уже упрочнена и только плоскости с небольшим сопротивлением сдвигу в ней ориентированы неправильно. Следствием такого положения является несколько большая прочность кристалла по отношению к скольжению по потенциальным системам скольжения, чем по действующим. Противоположный результат был получен Ромом и Кохендорфером<sup>85</sup>, которые деформировали монокристаллы алюминия путем чистого сдвига по одной системе плоскостей скольжения, затем разделяли образец на части, для того чтобы можно было измерить сопротивление сдвигу по другой системе плоскостей. Последний эксперимент дает, очевидно, более прямой результат, хотя все же возникает сомнение, не влияет ли на него сам процесс разделения кристалла на части.

## § 8. ПРОЦЕССЫ СКОЛЬЖЕНИЯ И УПРОЧНЕНИЯ

8.1. Монокристаллы. Одна из наиболее хорошо известных в физике металлов диаграмм получена Шмидтом и Боасом<sup>86</sup>. Она показывает, что кривые «напряжение — деформация» монокристаллов металлов распадаются на две четко выраженные группы (рис. 73). На рисунке видно, что металлы, имеющие кубическую структуру, упрочняются в

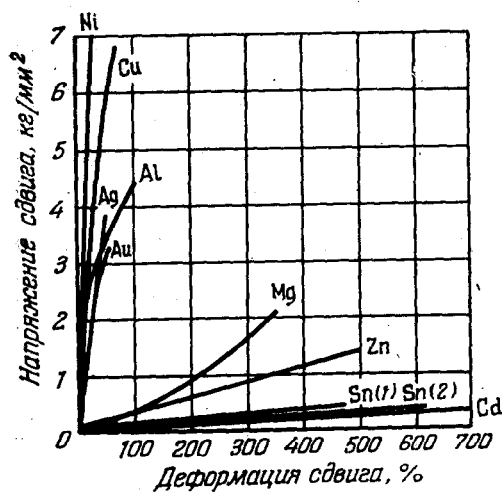


Рис. 73. Кривые «напряжение — деформация» для различных металлов.

значительно большей степени, чем металлы с гексагональной решеткой. Сравнить результаты для различных металлов можно более наглядно, если представить кривые «напряжение — деформация» не при одной абсолютной температуре, а при температуре, в каждом случае отнесенной к точке плавления. Этот прием приводит к сближению кривых для обеих групп металлов, но их четкое разделение сохраняется.

В § 2 приведены данные, согласно которым имеется существенное различие между процессами скольжения в упомянутых группах металлов. В кубических металлах скольжение происходит по большому числу полос скольжения, расположенных близко друг к другу. По каждой из полос сдвиг происходит только на расстояние в несколько тысяч межатомных расстояний. В гексагональных металлах большинство полос скольжения появляется на ранних стадиях деформации, и по ним сдвиг от начала до конца деформации непрерывно увеличивается. В каждом случае полный сдвиг в полосе распределяется между пластинками, образованными плоскостями скольжения. В гексагональных металлах в процесс вовлекается много пластинок, а в кубических — только несколько. Не приводя какого-либо объяснения такого разделения полного скольжения в полосе, кажется, имеет смысл (§ 5) предположить, что сдвиг целиком происходит из одного источника. Поэтому в гексагональных металлах несколько



источников в состоянии породить неограниченное число дислокаций, большинство из которых могут выйти за пределы поверхности скольжения в такой степени, что способны вызвать разрушение по данной плоскости скольжения. Наблюдаемое малое упрочнение позволяет предполагать, что некоторые дислокации остаются внутри плоскости. В кубических металлах, однако, дислокации скопляются на действующих плоскостях скольжения и около них до тех пор, пока не достигается плотность распределения порядка одной дислокации на тридцать атомов. Таким образом, в кубических металлах число захваченных дислокаций на миллиметр плоскости скольжения составляет около  $10^9$ .

8.2. Поликристаллы металлов с кубической решеткой. Оценка плотности распределения дислокаций интересна потому, что она позволяет в каждом конкретном случае сопоставлять вид кривых «напряжение — деформация» для моно- и поликристаллов одного и того же металла с поведением полос скольжения. Рис. 74, заимствованный у Шмидта и Боаса, показывает, что в случае кубических металлов (алюминий) степень упрочнения заметно не меняется при переходе от больших монокристаллов к мелкозернистым поликристаллическим образцам (результаты экспериментов по деформации монокристаллов путем чистого сдвига здесь не принимаются во внимание и будут рассмотрены ниже). Этот факт может рассматриваться как указание на независимость плотности распределения захваченных дислокаций от размеров зерен. Таким образом, при данной деформации, по-видимому, во многих случаях большое число дислокаций задерживается на плоскостях скольжения монокристалла, имеющих большую поверхность. То же имеет место на весьма небольших поверхностях плоскостей скольжения поликристалла. Величина скольжения на полюсу, т. е. число дислокаций, выходящих на поверхность во всем интервале размеров зерен, изменяется не больше чем в пять раз. При этом не рассматривается область сложного скольжения, протекающего вблизи границ зерен. Таким образом, в металлах с кубической решеткой число дислокаций, выходящих на поверхность, почти не зависит от общего запаса дислокаций. Это можно объяснить тем, что поверхность действует как клапан, открывающийся при определенном давлении дислокаций, аналогично представлению, предложенному Коттреллем для объяснения зарождения пластинок скольжения (§ 7.4). Однако остается непонятным, каким образом закрывается этот клапан, когда около 99% дислокаций все еще находится внутри кристалла. Более вероятно, что дислокации, которые выходят на поверхность, черпаются не со всей плоскости скольжения, а только с ее части, близкой к поверхности. Длина этой части должна быть равна по порядку величины

$$l \sim s \cdot n,$$

где  $s$  — расстояние между дислокациями на плоскости скольжения и  $n$  — число дислокаций, появляющихся на поверхности. При значениях  $s$  и  $n$ , принятых выше,  $l$  примерно равно  $3 \times 10^4$  межатомных расстояний, или около 10  $\mu$ .

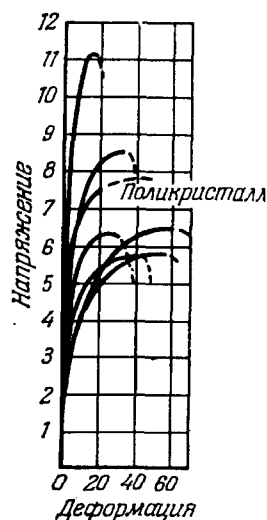


Рис. 74. Кривые «напряжение — деформация» для монокристаллов алюминия различных ориентировок. Для сравнения дана аналогичная кривая для поликристалла.

Так как сдвиг должен быть совершенно одинаковым во всех частях плоскости скольжения и невозможно допустить, что кристалл или кристаллиты (зерна) состоят из ядра, в котором скольжение происходит в неограниченной степени, отделенного от поверхностного слоя непроницаемой стенкой, то вышеупомянутое соображение приводит к заключению, согласно которому весь кристалл распадается на области, разделенные стенками, непроницаемыми для дислокаций, расположенными на расстоянии  $l$  друг от друга.

8.3. Природа стенок, непроницаемых для дислокаций. Предположение, согласно которому зерна металла разделяются на части непроницаемыми для дислокаций стенками, расположенными перпендикулярно к плоскости скольжения, впервые было сделано Тэйлором<sup>87</sup> для объяснения упрочнения при деформации. В его модели такие стенки уже существуют в отожженном металле и не изменяются в течение деформации. В каждой части кристалла имеются дислокации, которые свободно двигаются под воздействием приложенных напряжений внутри данной области, но не могут перейти в другую. Упрочнение при деформации объясняется тем, что число дислокаций в каждой изолированной части кристалла увеличивается в течение деформации вследствие их зарождения на поверхностях раздела, а движение каждой дислокации под влиянием приложенных напряжений постепенно затрудняется из-за возрастания поля напряжения, обусловленного другими дислокациями.

Теория Тэйлора включает много предположений, которые не совсем законны в свете современных экспериментальных данных, но она приводит к аналитическому выражению кривой «напряжение — деформация», довольно хорошо согласующемуся с результатами опытов. Недавно Орован<sup>47</sup> собрал основные возражения против теории Тэйлора. Одно из наиболее серьезных возражений заключается в предположении, что препятствия скольжению заранее существуют в недеформированном кристалле, а не являются, в противоположность принятой в настоящее время точке зрения, результатом повреждений, которые наносятся решетке в течение деформации. Отсутствуют также экспериментальные доказательства существования на любой стадии пластической деформации стенок, описанных Тэйлором. Они не могут, например, быть отождествлены с границами блоков мозаики, так как наблюдалось прохождение скольжения без очевидных нарушений течения процесса через любые границы этого типа.

В настоящее время естественно считать описанные выше непроницаемые стенки плоскостями с перегибом. Свойства последних были описаны Гонекомбом<sup>88</sup>. Эти плоскости представляют собой изогнутые области решетки, образованные при деформации на поверхностях, перпендикулярных плоскостям скольжения. Они, очевидно, являются непроницаемыми для сдвига, поскольку Гонекомб показал, что полосы скольжения, которые образуются после появления полос с перегибом, проходят сквозь них с большим трудом. С другой стороны, оказалось, что после повторной полировки образца, удаляющей полосы с перегибом, старые полосы скольжения появляются вновь и могут проходить в любом направлении. Толщина полос с перегибом изменяется примерно от 3  $\mu$  после 20% растяжения кристалла алюминия (чистота 99,5%) примерно до 10  $\mu$  для такого же удлинения кристалла алюминия (чистота 99,95%).

Вообще, по Гонекомбу, чем чище образец, тем расстояния между полосами с перегибом являются большими и менее закономерными. Это находится в соответствии с предположением, что видимые полосы скольжения возникают из областей, близких к поверхности и имеющих размеры

$$l \sim s \cdot n,$$

так как сдвиг на плоскости скольжения, который пропорционален  $n$ , меньше в менее чистых материалах.

Гонекомб также исследовал влияние температуры и скорости деформации на полосы с перегибом. Было найдено, что расстояние между ними было в два-три раза больше на образцах, быстро деформированных при температуре  $450^\circ$ , чем в случае деформации с такой же скоростью, но при комнатной температуре. Хорошо известно, что расстояние между полосами скольжения, т. е. сдвиг, приходящийся на полосу скольжения, также увеличивается с повышением температуры, и хотя не известно влияние температуры деформации на расстояние между дислокациями, эти результаты находятся в качественном соответствии с вышеизложенными предположениями.

Что касается влияния скорости деформирования на вид полосы с перегибом, то относящиеся сюда данные более противоречивы. В то время как имеется небольшое различие между степенью развития полос с перегибом на образцах алюминия с чистотой 99,5%, которые деформировались при комнатной температуре один быстро, а другой со скоростью  $1/2\%$  в сутки, образцы алюминия высокой чистоты, деформированные с этими же скоростями при  $300^\circ\text{C}$ , существенно различаются. На образцах, деформированных медленно при  $300^\circ\text{C}$ , развились ясно видимые, расположенные на большом расстоянии друг от друга полосы скольжения. Сейчас хорошо известно, что полосы скольжения, которые образуются в процессе деформирования с большой скоростью, расположены ближе друг к другу, т. е. имеют меньшую величину сдвига, приходящуюся на каждую полосу при комнатной температуре, чем в случае, если они образуются при небольшой скорости и повышенных температурах, но это различие невелико (§ 9). Вероятно, оно недостаточно для создания заметной разницы в расстоянии между полосами с перегибом. С другой стороны, при условиях очень медленной деформации и высокой температуры полосы скольжения, как это было показано в § 2.4, расположены далеко друг от друга и возникают вследствие огромных смещений.

8.4. Кристаллы без полос с перегибом. Гонекомб показал, что появление рентгеновского астеризма может приписываться полосам с перегибом. В кубических металлах, независимо от тщательности изготовления и деформации при растяжении монокристаллов, рентгеновский астеризм и полосы с перегибом появлялись на начальных стадиях деформации. С другой стороны, в гексагональных металлах астеризм в монокристаллах был обнаружен чувствительными рентгеновскими методами только в тех случаях, если кристаллы предварительно были умышленно изогнуты. Оказалось, что отсутствие рентгеновского астеризма соответствует отсутствию полос с перегибом. Если только полосы с перегибом препятствуют выходу дислокации на поверхность кристалла, то можно ожидать значительно большей величины сдвига, приходящегося на каждую полосу в гексагональных металлах, чем в кубических. В то же время гексагональные металлы при данной деформации должны упрочняться значительно меньше, так как значительно меньшая часть дислокаций, образованных в течение деформации, будет захватываться внутри кристалла.

8.5. Поликристаллы гексагональных металлов. Рис. 75 показывает, что поликристалл гексагонального металла (магний) упрочняется при деформации в значительно большей степени, чем монокристалл, имеющий любую ориентировку. Истинная степень упрочнения поликристалла сравнима со степенью упрочнения кубических металлов. Полосы скольжения на гексагональных поликристаллах тонкие и близко расположены друг к другу, подобно тому как это имеет место в кубиче-

ских металлах. Причина указанного явления заключается в невозможности неограниченного сдвига по любой полосе скольжения, так как этому препятствуют соседние зерна. Процесс происходит следующим образом. Сдвиг начинается на плоскости скольжения при активизации источника дислокаций приложенными напряжениями. Созданные дислокации направляются к границам зерен, и некоторые из них оказываются в состоянии пройти через границу, если соседнее зерно может немного деформироваться. Так как в гексагональных металлах имеется только одна плоскость скольжения, то такая деформация соседних зерен ограничена и все дислокации, возникающие на этой плоскости скольжения позже, должны оставаться внутри зерна, что приводит к упрочнению. Увеличение напряжений вызывает активизацию большего числа источников, и, таким образом, возрастает количество полос скольжения. Этот процесс для олова иллюстрируется на рис. XX—XXII. Олово имеет не гексагональную структуру, но его кристаллы ведут себя, как гексагональные. Например, в отсутствие двойникования монокристалл олова деформируется по одной системе плоскостей скольжения, и кривая «деформация — напряжение» для него относится к нижней группе (рис. 73). На рис. XX видно, что полосы скольжения на монокристалле расположены далеко друг от друга и распадаются на пучки точно так же, как в монокристаллах кадмия. Рис. XXI представляет собой увеличенное изображение таких сложных полос. В поликристаллическом олове значительный сдвиг по полосам скольжения, расположенным далеко друг от друга, невозможен, но олово, в противоположность кадмию, имеет другие доступные эквивалентные системы скольжения, и скольжение имеет вид, показанный на рис. XXII.

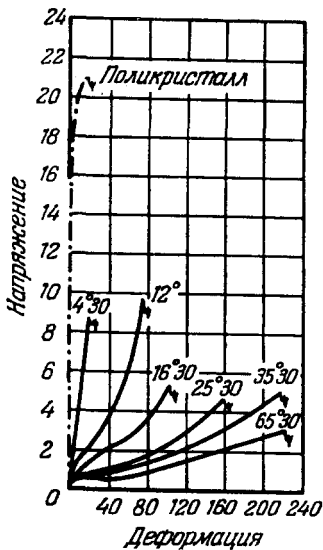


Рис. 75. Кривые «напряжение — деформация» для монокристаллов магния, имеющих различную ориентировку. Для сравнения приведена подобная кривая для поликристаллического образца.

Тонкие, близко расположенные друг к другу ветвистые следы скольжения соответствуют высокой степени упрочнения.

Тогда как на рентгенограммах, снятых с деформированных поликристаллов гексагональных металлов после пластического растяжения, ясно виден астеризм, неизвестно, имеются ли

в них также полосы с перегибом. Однако эксперименты Гонекомба позволяют думать, что существование таких полос возможно. Если это так, то связь между полосами с перегибом и степенью сдвига, выходящего на поверхность, очевидна.

В экспериментах Рома и Кохендорфера<sup>85</sup> было показано, что на рентгенограммах монокристаллов алюминия, деформированных чистым сдвигом, астеризм не обнаруживается. Таким образом, согласно Гонекомбу в этом случае не имеется и полос с перегибом. Так как Ром и Кохендорфер не полировали свои образцы, то невозможно определенно сказать, какое влияние оказывает деформация этого типа на полосы скольжения. Однако опубликованные ими фотографии неполированных образцов показывают, что скольжение ограничивается очень небольшим числом полос. С учетом описанного выше механизма это означает, что большая часть дислокаций, образованных в течение деформации, была в состоянии выйти за пределы кристалла, и, следовательно, упрочнение должно быть мень-

## **ПРИЛОЖЕНИЕ**

**Иллюстрации к статье А. Ф. Брауна**



# 1. СКОЛЬЖЕНИЕ В АЛЮМИНИИ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ

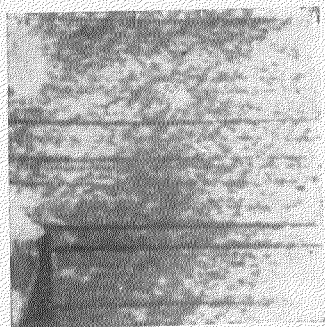


Рис. I. — 270° С (× 20 000)

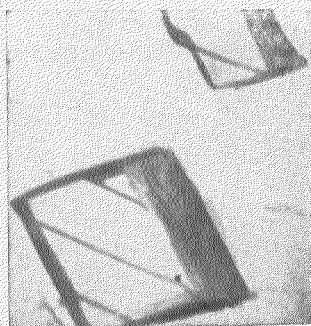


Рис. II. — 180° С (× 10 000)

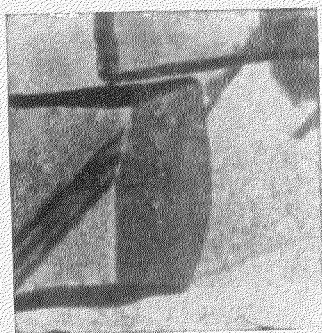


Рис. III. 20° С (× 25 000)



Рис. IV. 250° С (× 15 000)

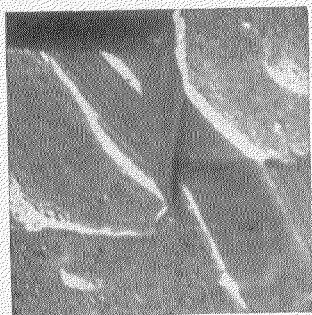


Рис. V. 350° С (× 20 000)



Рис. VI. 500° С (× 24 000)

Все образцы были быстро деформированы сдвигом примерно на 40%.  
Рис. I—VI — электронные микрофотографии, полученные методом окисных реплик



## II. ПОПЕРЕЧНОЕ СКОЛЬЖЕНИЕ

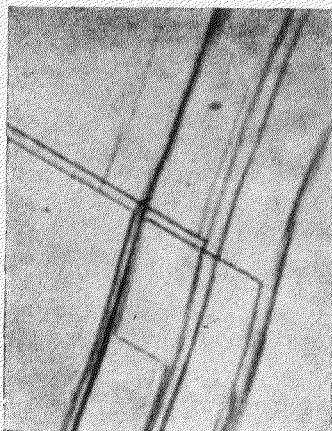


Рис. VII. Ярко выраженное поперечное скольжение в  $\alpha$ -латуни после деформации, 0,09% ( $\times 2000$ ).

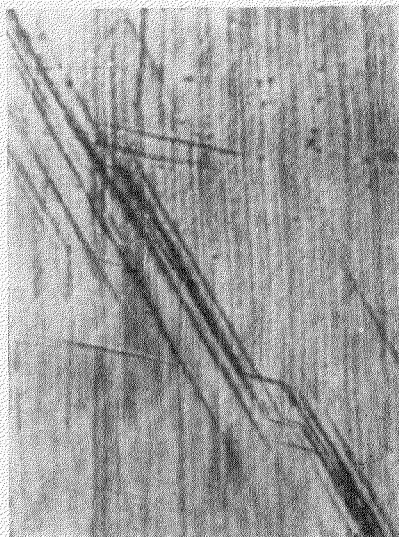


Рис. VIII. Внутреннее поперечное скольжение в  $\alpha$ -латуни. Деформация сдвига 0,1% ( $\times 1000$ ).

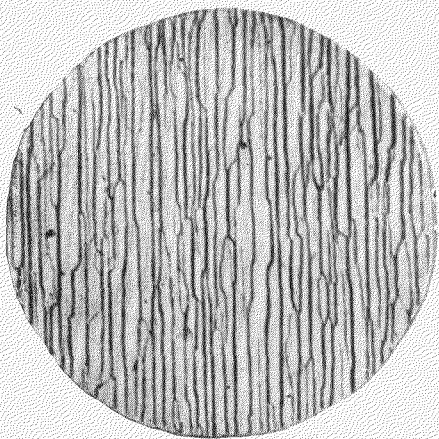


Рис. IX. Кристаллы алюминия, растянутый на 9% при 400° С ( $\times 100$ ).

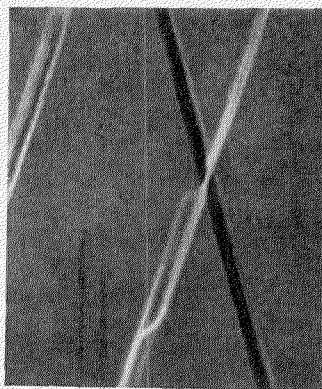


Рис. X. Монокристалл алюминия, растянутый на 5% при комнатной температуре ( $\times 2350$ ).



### III. ПОСТОЯНСТВО ЭЛЕМЕНТАРНОЙ ВЕЛИЧИНЫ СДВИГА В АЛЮМИНИИ

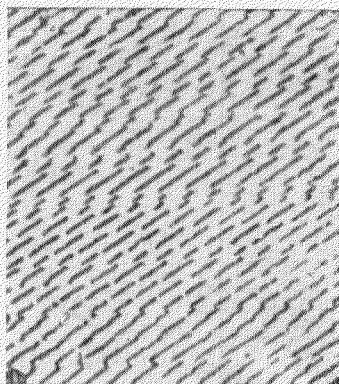
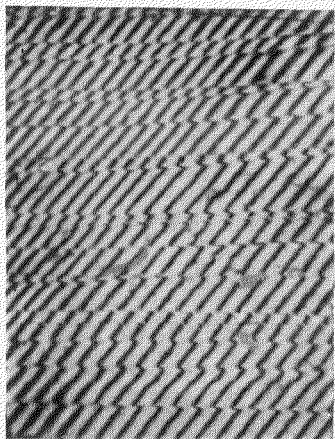


Рис. XI и XII. Монокристаллы алюминия, растянутые на 0,5% (рис. XI) и 1% (рис. XII), показывающие смещение краев интерференционных полос в результате скольжения.

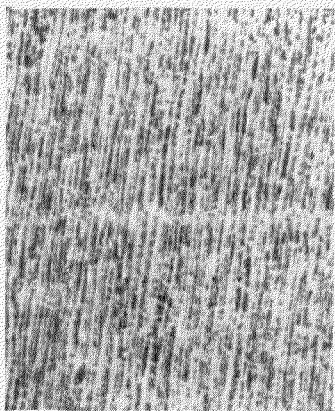


Рис. XIII. Большие полосы скольжения на монокристалле алюминия, деформированного на 12% при 450° С при постоянной скорости деформации 1% в сутки ( $\times 6$ ).

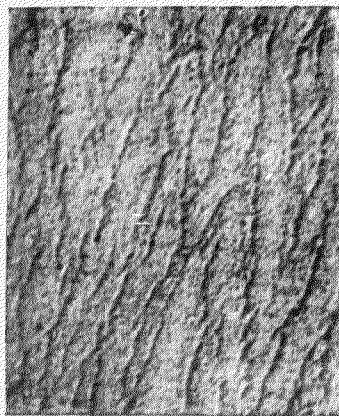


Рис. XIV. Часть тонкой структуры одной из полос скольжения, изображенных на рис. XIII. Электронномикроскопическая фотография с оттененной окисной реплики ( $\times 25\,000$ ).

#### IV. СКОЛЬЖЕНИЕ В КАДМИИ

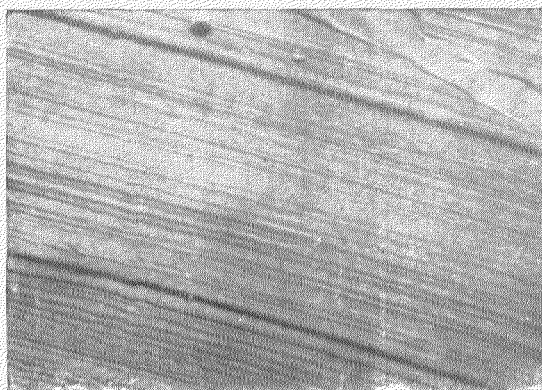


Рис. XVII. Тонкая структура полосы скольжения монокристалла кадмия ( $\times 25\,000$ ).

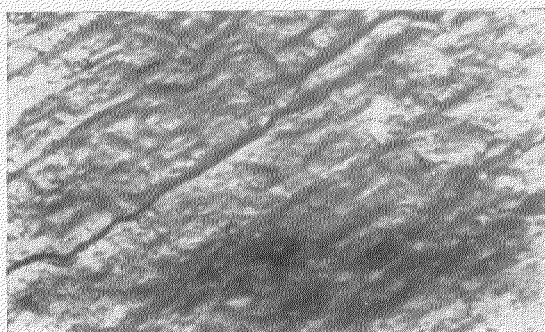


Рис. XVIII. Поперечное скольжение в монокристалле кадмия ( $\times 15\,000$ ).

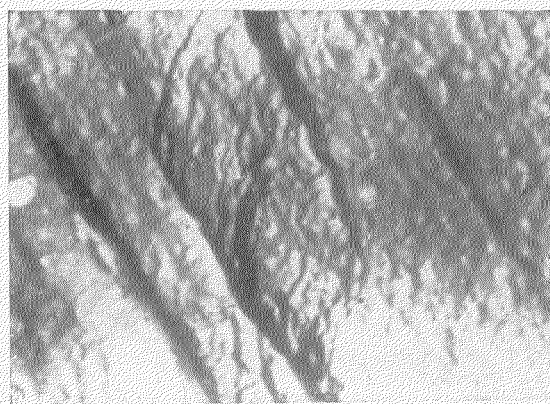


Рис. XIX. Поперечное скольжение в монокристалле кадмия ( $\times 15\,000$ ). (Рис. XVII — XIX представляют собой электронные микрофотографии с реплик, полученных методом полимеризации.)



VI. ВЛИЯНИЕ СПОСОБА ПОДГОТОВКИ ПОВЕРХНОСТИ НА ПОЯВЛЕНИЕ ПОЛОС  
СКОЛЬЖЕНИЯ

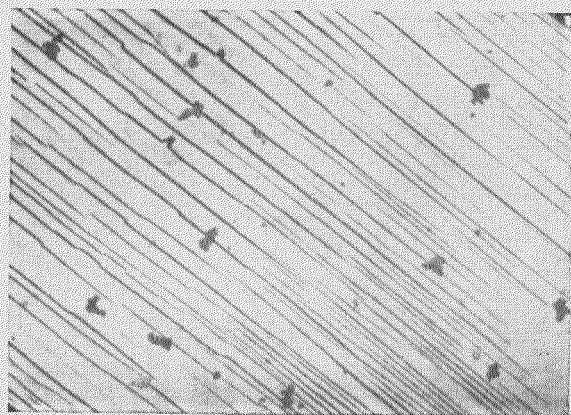


Рис. XXIII. Переходная область на монокристалле алюминия ( $\times 250$ ).

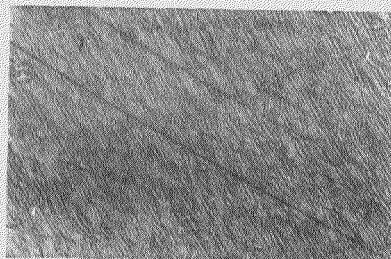
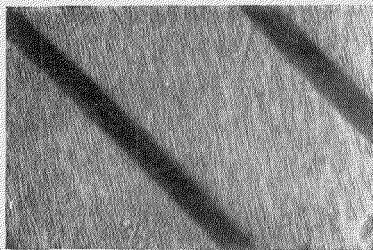


Рис. XXIV и XXV. Электронные микрофотографии с зон, механически шлифованных и нешлифованных, соответственно, на алюминиевом монокристалле. Растяжение 5%. Реплики получены, как и для рис. XVII—XIX ( $\times 10\,000$ ).

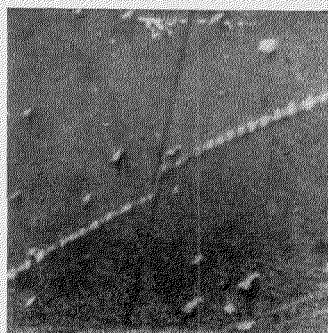


Рис. XXVI и XXVII. Электронная микрофотография с зон, механически шлифованных и нешлифованных, соответственно. Монокристалл меди. Растяжение 5%. Реплики получены, как и для рис. XVII—XIX ( $\times 15\,000$ ).

## V. СКОЛЬЖЕНИЕ В ОЛОВЕ

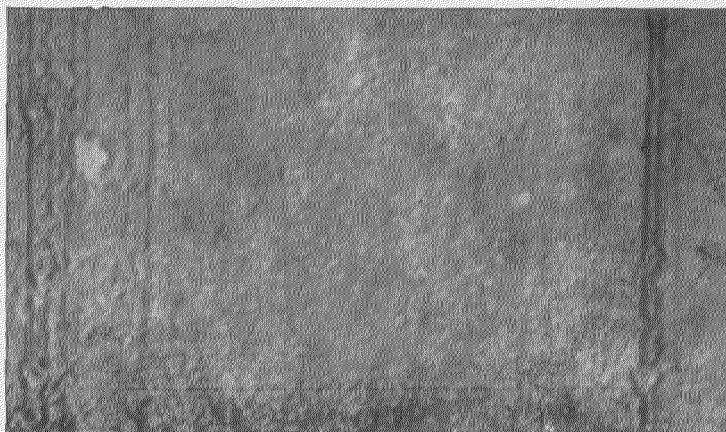


Рис. XX. Полосы скольжения, расположенные далеко друг от друга в монокристалле олова ( $\times 10\,000$ ).

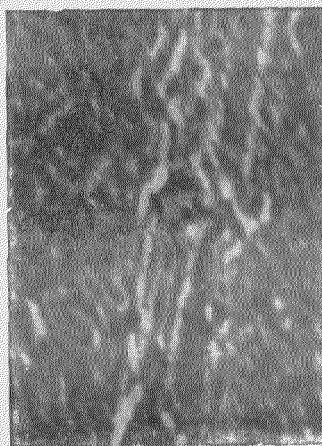


Рис. XXI. Тонкая структура полосы скольжения на монокристалле олова ( $\times 35\,000$ ).



Рис. XXII. Скольжение и поперечное скольжение на поликристалле олова ( $\times 10\,000$ ).

(Рис. XX—XXII получены так же, как и рис. XVII—XIX.)



VII. ПОЛОЖЕНИЯ ГРУПП ДИСЛОКАЦИЙ, ВЫЯВЛЕННЫХ В РЕЗУЛЬТАТЕ  
ПРОЦЕССА ВЫДЕЛЕНИЯ

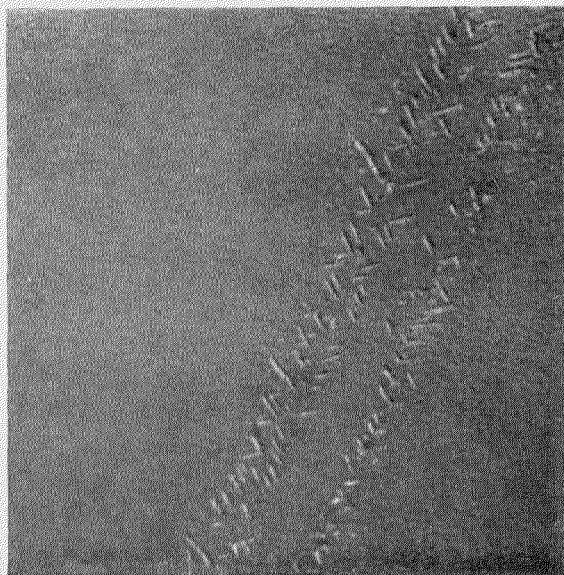


Рис. XXIX. Образцы алюминия с 4% меди, состаренные в течение трех часов при 190° С, обнаруживают избирательное выделение по плоскости скольжения ( $\times 15\,000$ ).

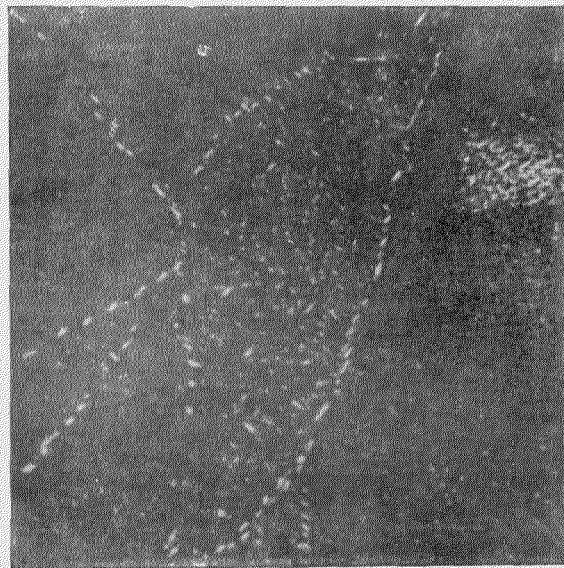


Рис. XXX. Образцы того же сплава, состаренные в течение 12 часов при 150° С, обнаруживают избирательное выделение по границам субзерен ( $\times 15\,000$ ).

## VIII. ПОЛОСЫ СКОЛЬЖЕНИЯ

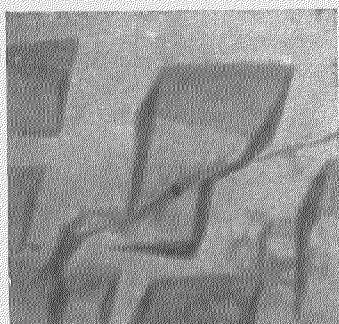


Рис. XXXIII. Тонкие линии скольжения, расположенные по обе стороны от обычной полосы скольжения ( $\times 25\ 000$ ).

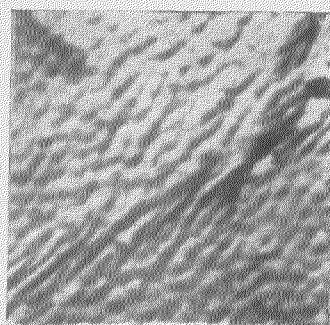


Рис. XXXIV. То же ( $\times 50\ 000$ ).

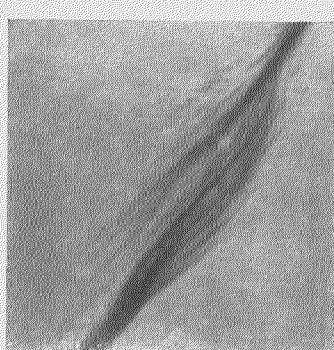


Рис. LI. Полосы скольжения в месте пересечения с полосами, имеющими перегиб ( $\times 25\ 000$ ).

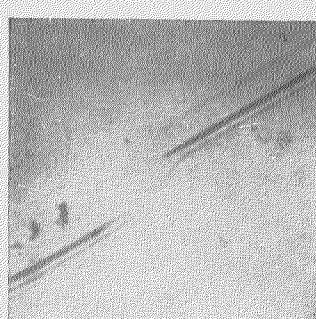


Рис. LIII. То же ( $\times 25\ 000$ ).

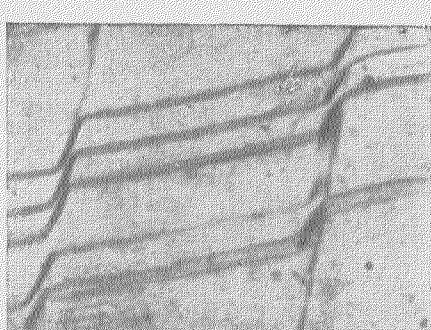


Рис. LV. Полосы скольжения, образованные при температуре  $-180^{\circ}\text{C}$ , искаженные другим процессом сдвига, лежащим в направлении, почти совпадающем с внешней поверхностью образца. Деформация около 80% ( $\times 15\ 000$ ).



## IX. ТЕЧЕНИЕ БЕЗ СКОЛЬЖЕНИЯ

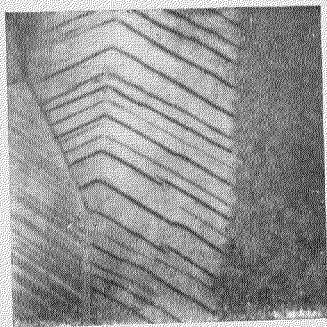


Рис. XXXV. Полосы скольжения, заканчивающиеся у границы зоны внутреннего окисления. Сплав медь — алюминий. Световая микрофотография ( $\times 1500$ ).

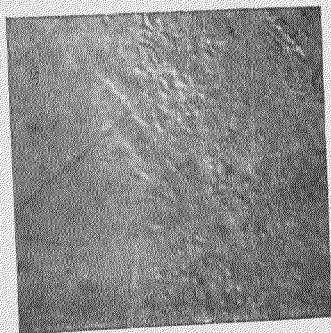


Рис. XXXVI. То же, что XXXV. Электронная микрофотография. Релизика получена методом полимеризации ( $\times 5000$ ).

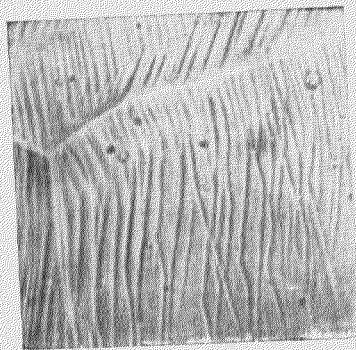


Рис. XXXVII. Al + 7% Mg (весь Mg в твердом растворе). Полосы скольжения, видимые после растяжения 5% ( $\times 1000$ ).

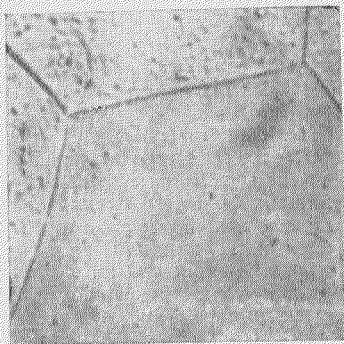


Рис. XXXVIII. Тот же сплав, состаренный в течение 48 часов при 200° С. Нет видимых полос скольжения после растяжения 5% ( $\times 1000$ ).

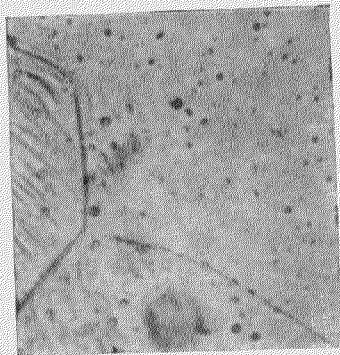


Рис. XXXIX. Тот же сплав, состаренный в течение 24 часов при 200° С. После растяжения 5% видно несколько слабо выраженных полос скольжения.

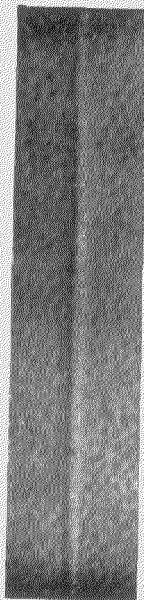


Рис. XLIII. Трещина на вязком стекле. Электронная микрофотография, полученная путем впредсоединения алюминиевой фольги в стекло, с последующим окислением алюминия и использованием оксидной реплики. Структура, имеющая вид апельсиновой корки, появляется за счет алюминия ( $\times 35\ 000$ ).

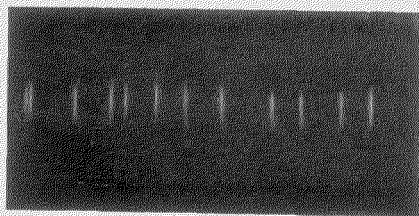


Рис. XLII. Трещины Гриффитса на кварцевой трубке, «проявленные» парами натрия ( $\times 30$ ).

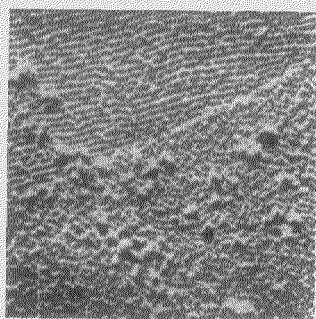


Рис. XLV. Изменение характера структуры микроотравления у границы зерна алюминия. Окисная реплика, сильно оттененная сплавом золото — палладий ( $\times 25\ 000$ ).

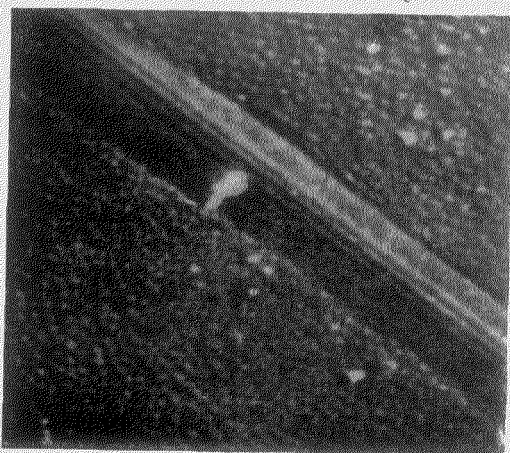


Рис. XLIV. Поверхность алюминия с полосой скольжения. Реплика получена процессом полимеризации и показывает как тонкую структуру, так и картину микроотравления ( $\times 25\ 000$ ).

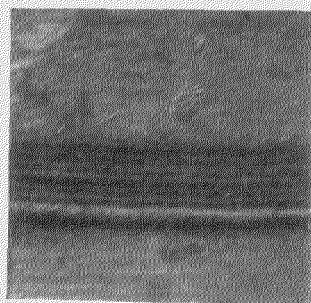


Рис. XLVI. Структура микроотравления поверхности алюминия, параллельной (100) и похожей по внешнему виду на тонкую структуру полосы скольжения. Окисная реплика оттененная сплавом золото — палладий ( $\times 25\ 000$ ).



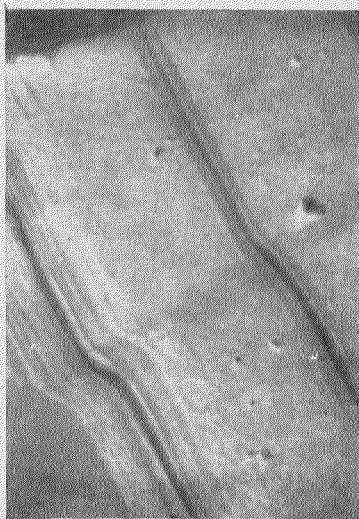


Рис. LVI. Под действием напряжений обратного знака все мелкие ступеньки в полосе скольжения искажаются одинаковым образом (см. рис. LVII). Оттененная окисная реплика ( $\times 20\,000$ ).



Рис. LXX. Тонкое скольжение на краях слабой царапины. Алюминий. Окисная реплика ( $\times 10\,000$ ).

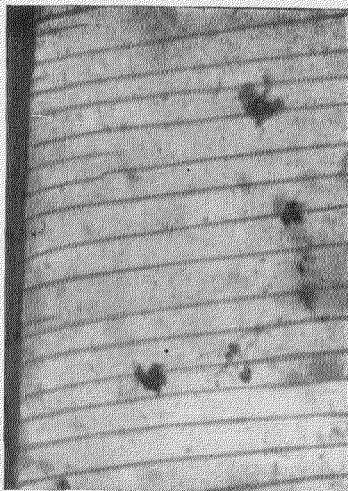


Рис. LXXI. Царапина, перпендикулярная к предполагаемому направлению полос скольжения, мало влияет на него ( $\times 100$ ).

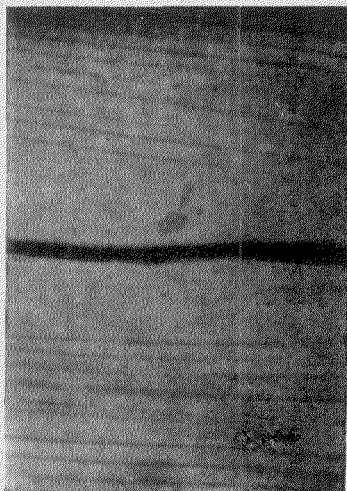


Рис. LXXII. Если царапина нанесена параллельно предполагаемому направлению полос скольжения, то появляется свободная от сдвигов область, расположенная по обе стороны от царапины ( $\times 100$ ).

ХII. Полосы скольжения, возникшие под действием знакопеременных напряжений

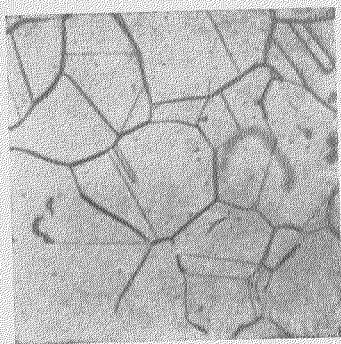


Рис. LVIII. Никель, исходное состояние ( $\times 400$ ).

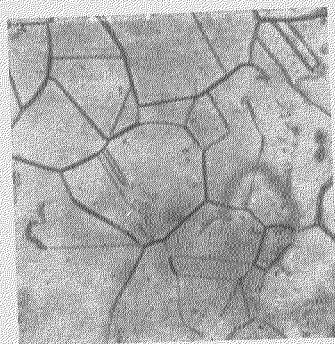


Рис. LIX. Никель после 3000 циклов ( $\times 400$ ).

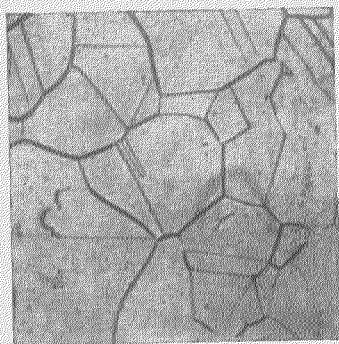


Рис. LX. Никель после 10 000 циклов ( $\times 400$ ).

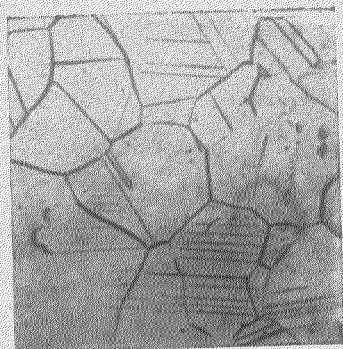


Рис. LXI. Никель после 25 000 циклов ( $\times 400$ ).

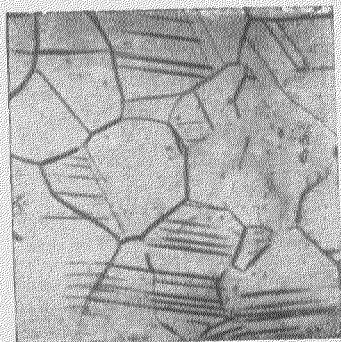


Рис. LXII. Никель после 50 000 циклов ( $\times 400$ ).

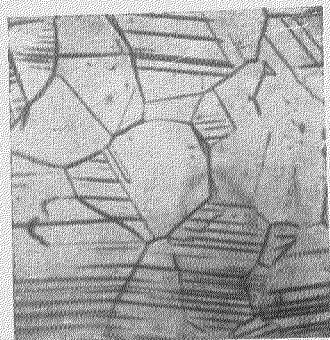


Рис. LXIII. Никель после 100 000 циклов ( $\times 400$ ).



ХИ. ПОЛОСЫ СКОЛЬЖЕНИЯ, ВОЗНИКАЮЩИЕ ПОД ДЕЙСТВИЕМ  
ЗНАКОПЕРЕМЕННЫХ НАПРЯЖЕНИЙ

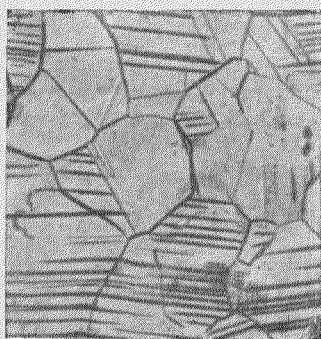


Рис. LXIV. Никель после  
200 000 циклов ( $\times 400$ ).

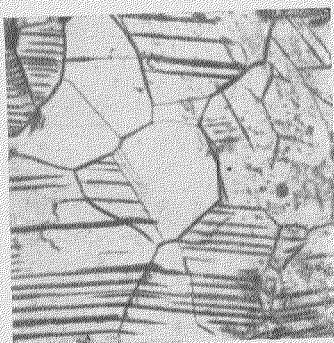


Рис. LXV. Никель после  
270 000 циклов ( $\times 400$ ).



Рис. LXVI. Никель, больше  
270 000 циклов. Часть главно-  
го очага разрушения ( $\times 400$ ).

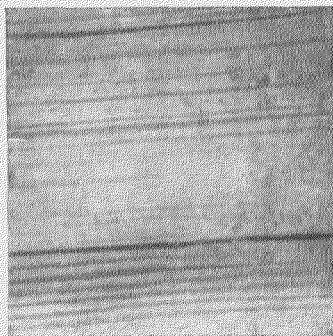


Рис. LXVII. Алюминий, 5000  
циклов. Электронная микро-  
фотография ( $\times 8000$ ).



Рис. LXVIII. То же, что  
рис. LXVII ( $\times 8000$ ).

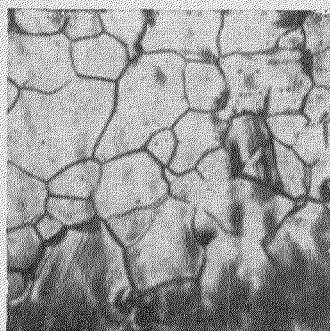


Рис. LXIX. Магний, 70 000 цик-  
лов (после разрушения),  
( $\times 350$ ).

Рис. LXX, LXXI и LXXII на листе XI.

XIV. ПОЛОСЫ СКОЛЬЖЕНИЯ В АЛЮМИНИИ, ДЕФОРМИРОВАННОМ С ОЧЕНЬ БОЛЬШОЙ СКОРОСТЬЮ.

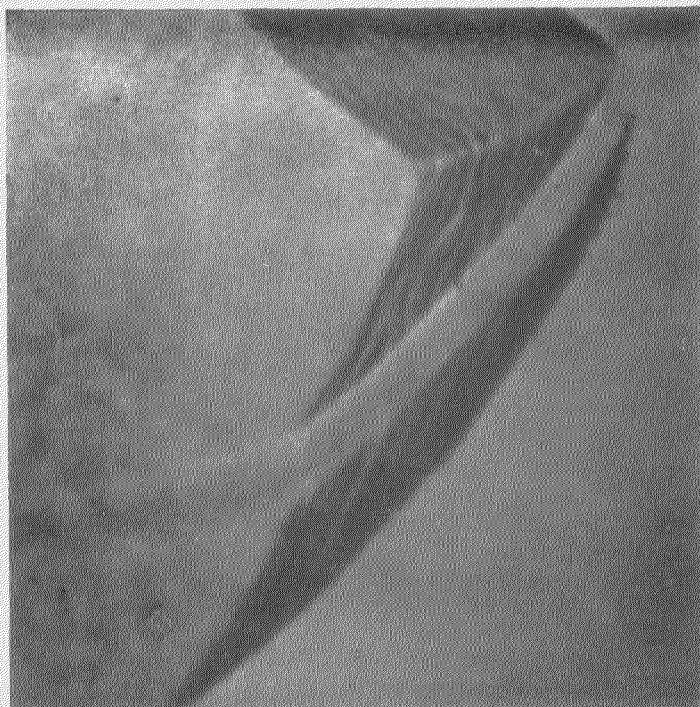


Рис. LXXVI. Тонкая структура полосы скольжения ( $\times 2000$ ).

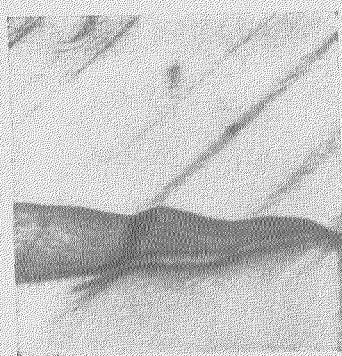


Рис. LXXVII. Область, в которой сдвиги расположены близко друг к другу ( $\times 10\,000$ ).

Рис. LXXVI и LXXVII получены с монокристалла алюминия, деформированного на 4% со скоростью 100% в сек. Обе фотографии получены на электронном микроскопе с использованием оксидной реплики.

ше, чем в образцах, деформированных в обычных машинах для растяжения. По существу указанные авторы обнаружили, что указанное положение действительно имеет место.

### § 9. ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ДЕФОРМИРОВАНИЯ НА ПРОЦЕСС СКОЛЬЖЕНИЯ

Если температура сохраняется постоянной, то очень медленная деформация приводит к появлению полос скольжения, которые располагаются на больших расстояниях друг от друга, и сами полосы шире, чем образованные при скоростях, используемых при обычных механических испытаниях. Таким образом, уменьшение скорости деформации приводит к значительному сдвигу внутри каждой полосы скольжения. Сравнение рис. XIII и XIV с рис. V и VI показывает, что по крайней мере в случае алюминия этот добавочный сдвиг приводит к увеличению числа пластин скольжения внутри полосы.

Однако при скоростях деформации, много больших, чем обычно применяемые при испытаниях растяжением, положение осложняется.

Паркером и Смитом<sup>89</sup>, а также Крюссаром<sup>45</sup>, например, сообщалось, что при очень больших скоростях деформирования, имеющих место при ударных испытаниях, полосы скольжения, хотя располагаются ближе друг к другу, выглядят более широкими и включают в себя большое число действующих плоскостей скольжения. Имеется несколько экспериментов, подтверждающих указанное положение. На рис. LXXVI и LXXVII показаны результаты экспериментов на монокристаллах алюминия, растянутых при комнатной температуре на 4% со скоростью деформации около 100% в секунду. При нормальной скорости деформации такие условия должны были бы привести к расстоянию между полосами скольжения, примерно равному 10  $\mu$ , причем каждая полоса состояла бы из одной или двух обычных пластин толщиной в 2000  $\text{Å}$ . Из рис. LXXVII видно, что расстояние между полосами скольжения составляет от 0,5 до 1,5  $\mu$ . Рис. LXXVI (полученный с другого кристалла) показывает тонкую структуру одной из полос. Имеются четыре пластины, и расстояние скольжения для каждой гораздо меньше 1000  $\text{Å}$ . Однако тонкая структура подавляющего большинства следов скольжения, образованных таким путем, не разрешается, и они выглядят просто как широкая полоса.

Таким образом, при очень больших скоростях деформации процессы скольжения более легко переносятся на соседние плоскости скольжения и наблюдается меньший сдвиг по каждой из действующих плоскостей. Это очень похоже на то, что имеет место при перегибе и «эффekte штампа» (§ 5.5): в этих случаях деформация также происходит предельно быстро.

### ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. J. A. Ewing a. W. Rosenhain, Phil. Trans. Roy. Soc. A193 (1900), 353.
2. W. Rosenhain, Proc. Roy. Soc. A74 (1905), 557.
3. K. Yamaguchi, Sci. Papers Inst. Phys. Chem. Research (Tokyo) 8 (1928), 289.
4. E. N. Andrade, Proc. Roy. Soc. A90 (1914), 29.
5. D. McLean, J. Inst. Met. 80 (1952), 507.
6. J. Trotter, там же 80 (1952), 521.
7. R. D. Heidenreich a. W. Shockley, J. App. Phys. 18 (1947), 1029.
8. A. F. Brown, Nature 163 (1949), 961.
9. H. Nishimura a. J. Takamura, Mem. Kyoto Univ. 23 (1951), 1.
10. М. В. Якутович, Е. С. Яковлева, Р. М. Леринман и Н. Н. Буйнов, Изв. АН СССР, сер. физ. 15 (1951), 383.
11. E. D. Huam a. J. Nutting, Brit. J. App. Phys. 3, (1952), 173.
12. D. Kuhlman, Zs. f. Metallkunde 41 (1950), 129.
13. E. N. Andrade a. P. J. Hutchings, Proc. Roy. Soc. A148 (1935), 120.

14. E. N. Andrade a. R. Roscoe, Proc. Phys. Soc. **49** (1937), 152.
15. A. F. Brown, Inst. Metals, Symp. on Metallurgical Applications of the Electron Microscope, 1950, стр. 103.
16. A. F. Brown, Comptes Rendus, I-er Congress International de Microscopie Electronique, Paris, 1949, Editions de la Revue d'Optique, 1952.
17. K. Yamaguchi a. S. Togino, Sci. Papers Inst. Phys. Chem. Research (Tokyo) **9** (1929), 277.
18. J. Holden, M. Sc. Thesis, Univ. of Manchester, 1948.
19. A. F. Brown, то же, что <sup>15</sup>, стр. 157.
20. А. Ф. Иоффе, Физика кристаллов, ГИЗ, 1929, стр. 58.
21. R. Maddin, C. H. Mathewson a. E. R. Hibbard, Trans. AJME **175** (1948), 86.
22. R. Maddin, C. H., Mathewson a. E. R. Hibbard, там же **185** (1949), 527.
23. A. F. Brown, J. Inst. Met. **80** (1951), 115.
24. R. W. Cahn, там же **79** (1951), 129.
25. N. F. Mott, Proc. Phys. Soc. **B64** (1951), 729.
26. S. Tolansky a. J. Holden, Nature **164** (1949), 754.
27. S. Tolansky, Multiply Beam Interferometry (Oxford, Clarendon Press), 1948.
28. M. Straumanis, Zs. Krystallografy **83** (1932), 29.
29. F. Seitz, Advances in Physics **1**, 43 (1952).
30. K. Yamaguchi, Sci. Papers Inst. Phys. Chem. Research (Tokyo) **11** (1929), 223.
31. M. K. Chen, Trans. AJME (1952).
32. A. F. Brown a. R. W. Honeycombe, Phil. Mag. **42** (1951), 1146.
33. И. В. Обреимов и Л. В. Шубников, Zs. Phys. **41** (1927), 907.
34. J. F. Nye, Proc. Roy. Soc. **A198** (1949), 190.
35. P. A. Jacquet, Rev. de Metallurgie **42** (1945), 183.
36. D. McLean, J. Inst. Met. **74** (1948), 95.
37. J. E. Burke a. C. S. Barrett, Trans. AJME **175** (1948), 106.
38. W. R. Hibbard, там же, стр. 123, дискуссия по работе <sup>37</sup>.
39. T. H. Blewitt a. J. S. Koehler, Symp. of the Plastic Deformation of Crystalline Solids, Pittsburg, 1950, Carnegie Inst. of Technology (1951), стр. 37.
40. H. W. Paxton, M. A. Adanis a. T. B. Massalski, Phil. Mag. **43** (1952), (257).
41. Д. Курносков, Н. М. Тронина и М. В. Якутович, ЖТФ **18** (1948), 197.
42. E. Orowan, Nature **147** (1941), 452.
43. W. L. Bragg, там же **149** (1941), 511.
44. H. L. Coh a. W. J. Clenshaw, Proc. Roy. Soc. **A149** (1935), 312.
45. C. Crussard, Rev. de Metallurgie **42** (1945), 286 и 321.
46. F. D. Rosi a. C. H. Mathewson, Trans. AJME **188** (1950), 1159.
47. E. Orowan, Rep. of the Solvay Conference, Brussels, 1951.
48. N. F. Mott, Phil. Mag. **43** (1952).
49. C. S. Barrett, Trans. AJME **156** (1944), 62.
50. R. W. Cahn, J. Inst. Met. **76** (1949), 121.
51. B. E. Warren a. B. L. Averbach, J. Appl. Phys. **20** (1949), 1066; там же **21** (1950), 595.
52. J. S. Koehler, Phys. Rev. **60** (1941), 397.
53. R. Casting a. A. Guinier, Compt. Rend. **223** (1949), 2033.
54. H. J. Cough a. H. L. Cox, J. Inst. Met. **45** (1931), 71.
55. F. C. Frank a. W. T. Read, Phys. Rev. **79** (1950), 722.
56. F. C. Frank, Advances in Physics **1** (1952), 91.
57. A. H. Cottrell, Теория дислокаций, русский перевод, УФН **46** (1952), 179.
58. D. C. Jillson, Trans. AJME **188** (1950), 1009.
59. G. Leibfried, Zs. f. Phys. **127** (1950), 344.
60. F. R. N. Nabarro, Proc. Roy. Soc. **A209** (1951), 278.
61. F. Seitz, Symp. on the Plastic Deformation of Crystalline Solids, Pittsburg, 1950; Carnegie Inst. of Technology (1952), 122.
62. G. C. Smith a. D. W. Dewhurst, Research **2** (1949), 492.
63. C. Edellanu, J. Inst. Met. **80** (1952), 187.
64. Н. Н. Буйнов и Р. М. Леринман, ДАН СССР **74** (1950), 708.
65. D. Hanson a. M. Wheeler, J. Inst. Met. **45** (1931), 229.
66. W. A. Wood, там же **77** (1950), 606.
67. W. A. Wood a. W. A. Rachinger, там же **76** (1950), 230.
68. W. A. Wood a. R. F. Scrutton, там же **77** (1950), 423.
69. A. A. Griffith, Phil. Trans. Roy. Soc. **A221** (1920), 163.
70. O. Reinkober, Phys. Zs. **32** (1931), 243.
71. E. N. Andrade a. J. G. Martindale, Phil. Trans. Roy. Soc. **A235** (1935), 69.



72. E. N. Andrade a. L. C. Tsien, Proc. Roy. Soc. **A159** (1937), 346.  
 73. E. Orowan, Rep. Prog. in Phys. **12** (1948—1949), 185.  
 74. L. Graf, Zs. Electrochem. **48** (1942), 181; Zs. Phys. **121** (1943), 73.  
 75. B. Chalmers, R. F. King a. R. Shuttleworth, Proc. Roy. Soc. **A193** (1948), 465.  
 76. E. N. Andrade a. R. F. Randall, Proc. Phys. Soc. **B63** (1950), 198.  
 77. P. Reh binder, Nature **159** (1947), 866; см., в частности, <sup>80</sup>.  
 78. D. S. Kamsley, там же **163** (1949), 401.  
 79. J. M. Menter a. E. O. Hall, там же **165** (1950), 611.  
 80. E. N. Andrade, R. F. Randall a. M. J. Makkin, Proc. Phys. Soc. **B63** (1950), 990.  
 81. K. M. Greenland, Proc. Roy. Soc. **A163** (1937), 28.  
 82. J. N. Stranski, Zs. f. Phys. Chem. **B17** (1932), 127.  
 83. A. G. Duce, Ph. D. Thesis, Cambridge.  
 84. J. R. Whitehead, Proc. Roy. Soc. **A201** (1950), 109.  
 85. F. Röhm a. A. Kochendörfer, Zs. f. Metallkunde **41** (1950), 265.  
 86. Е. Шмидт и В. Боас, Пластичность кристаллов, русский перевод, ГОНТИ, 1938.  
 87. G. J. Taylor, Proc. Roy. Soc. **145** (1934), 362, 388.  
 88. R. W. K. Honeycombe, J. Inst. Met. **80** (1951), 45.  
 89. E. R. Parker a. E. A. Smith, Trans. AIME **156** (1944), 142.  
 90\*. A. H. Cottrell, Теория дислокаций, Успехи физики металлов **1**, Металлургияиздат, 1956.  
 91\*. Т. А. Конторова и Я. Ф. Френкель, ЖЭТФ **8** (1938), 89, 1340 и 1349.  
 92\*. М. В. Классен-Неклюдова и Т. А. Конторова, УФН **52** (1954), 143.  
 93\*. А. В. Степанов, ЖТФ **20** (1950), 1194; ЖЭТФ **21** (1951), 401.  
 94\*. Я. С. Уманский, Б. Н. Финкельштейн, М. Е. Блантер, С. Т. Кишкин, Н. С. Фастов и С. С. Горелик, Физическое металловедение, Металлургияиздат, 1955.  
 95\*. Л. М. Утевский, Заводская лаборатория, № 6 (1954), 700.  
 96\*. H. Wilsdorf, Zs. f. Metallkunde **45** (1954), 14.  
 97\*. Л. М. Утевский и А. И. Ризоль, Заводская лаборатория, № 5 (1956), 568.  
 98\*. Г. В. Курдюмов, В. К. Крицкая и Л. В. Тихонов, ДАН СССР **102** (1954), № 2.  
 99\*. Г. В. Курдюмов, В. К. Крицкая и Т. И. Стеллецкая, ДАН СССР **93** (1954), № 1, 63.  
 100\*. Г. В. Курдюмов, В. И. Ильина, В. К. Крицкая и Л. И. Лысак, Изв. АН СССР, сер. физ. **17** (1953), 1953.  
 101\*. Г. В. Курдюмов, Сборник «Проблемы металловедения и физики металлов». IV, 1955, 321.  
 102\*. В. И. Ильина, Э. З. Каминский, В. К. Крицкая и Р. И. Энтин, там же, III, 1952, стр. 178.  
 103\*. В. И. Лихтман, П. А. Ребиндер и К. В. Карпенко, Влияние поверхностноактивной среды на процессы деформации металлов, изд. АН СССР, М., 1954.  
 104\*. Н. Н. Буйнов и О. Д. Шашков, Физика металлов и металловедение **2** (1956), вып. 3, 484.  
 105\*. Н. Н. Буйнов, там же **2**, вып. 3 (1956), 477.  
 106\*. H. Wilsdorf a. J. T. Fougie, Acta metallurgica **4** (1956), № 3.  
 107\*. М. В. Классен-Неклюдова и А. А. Урусовская, Кристаллография **1**, вып. 4 (1956), 410.  
 108\*. Е. В. Колонцова, И. В. Телегина и Г. М. Плавник, там же, стр. 419.

\*) Ссылки, помеченные звездочкой, добавлены редактором перевода.