

ПРОБЛЕМЫ НЕУПРУГОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТАЛЛОВ *)

К. Зинер и Дж. Холломон

Во всех областях исследования полезно время от времени произвести оценку возможностей, представляемых различными направлениями дальнейшей работы. Такая оценка имеет особенное значение в области пластической деформации и разрушения металлов ввиду большого числа переменных факторов в опытах того типа, который применяют при изучении этих проблем, а также ввиду разнообразия исследуемых материалов. В этой и следующей статьях делается попытка наметить задачи исследования неупругих деформаций и разрушения металлов как в тех направлениях, в которых работа уже ведётся, так и в возможных новых направлениях.

I. ВВЕДЕНИЕ

В идеализованном металле зависимость между напряжением и деформацией распадается на две части — упругую и пластическую.

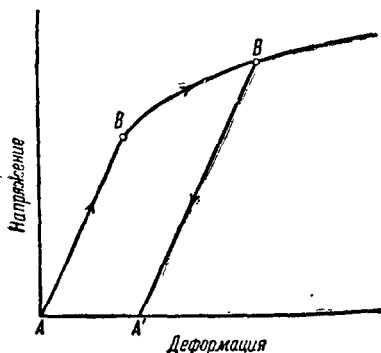


Рис. 1. Идеализованная зависимость между напряжением и деформацией.

Существенной особенностью первой части является её обратимость, т. е. однозначность зависимости. Зависимость эта не обязательно линейная, хотя обычно принимается за таковую. Отличительная особенность второй части заключается в наличии остаточной деформации. На рис. 1 кривая ABB' соответствует увеличению, $B'A'$ — уменьшению нагрузки; AA' представляет остаточную деформацию. Наклон кривой напряжение — деформация к оси абсцисс в пластической области имеет обычно, но не обязательно, положительное значение.

Ни один реальный металл не обладает идеальной упругостью.

Даже в том случае, если существует определённая величина напряжения, ниже которого не получается остаточной деформации, дефор-

*) Journal of Applied Physics, 17, 69 (1946). Перевод Н. Фукса.

мация всё же является функцией значения напряжения не только в данный момент, но и в предыдущие моменты времени. Диаграмма деформации в предпластической области может, таким образом, иметь вид, представленный на рис. 2: после снятия нагрузки металл постепенно возвращается в первоначальное состояние. Если бы экспериментатор прекратил бы свои наблюдения до замыкания гистерезисной петли, он пришёл бы к выводу о наличии остаточной деформации в металле, т. е. о пластичности последнего в данных условиях. То свойство твёрдого тела, в силу которого деформация и напряжение в предпластической области связаны неоднозначно, получило наименование «неупругости» (anelasticity). Рассмотрение явлений «неупругости» имеет поэтому существенное значение для полного понимания пластической деформации.

Пластическая часть диаграммы деформации на рис. 1 идеализована в двух отношениях. Во-первых, в случае сплавов на кривой наблюдаются зазубрины; во-вторых, кривая для реального металла приближается к кривой, изображённой на рис. 1, только в том случае, если в течение всего испытания остаются постоянными некоторые параметры, а именно скорость деформации и температура, что не всегда имеет место в обычных испытаниях. Не представляет существенной трудности вывести из простого испытания на растяжение упругую часть идеализованной диаграммы деформации при любом характере распределения напряжений, если только измерен коэффициент Пуассона. Аналогично, принимая для этого коэффициента величину $1/2$, можно по данным, полученным при простом испытании на растяжение, предсказать ход пластической части идеализованной диаграммы деформации при произвольном распределении напряжений. Такие предсказания, впрочем, не так удачны, как в упругой области.

Из этого краткого введения следует, что «неупругие» свойства металлов могут быть описаны простым образом только при наличии весьма специальных условий. Для того чтобы понять многообразие реакции металла на приложенные к нему усилия, необходимо сперва разобраться в микроскопических деталях деформации.

Физические причины «неупругости» были недавно разобраны одним из авторов настоящей статьи¹. Эти причины могут быть разбиты на две группы. В одну входят диффузионные процессы, вызванные приложенными извне усилиями, например термическая диффузия, атомная диффузия, магнитная диффузия. Вторая группа связана с наличием изолированных участков, обладающих вязкими свойствами. Каково бы ни было происхождение «неупругости», можно, как показал Больцман², предсказать поведение образца при любых условиях возрастания нагрузки

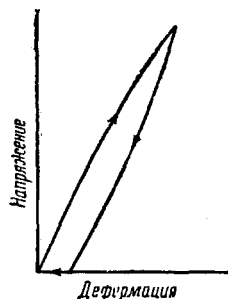


Рис. 2. Типичная зависимость между напряжением и деформацией в реальном металле в предпластической области.

по наблюдениям, сделанным при внезапном наложении постоянной по величине нагрузки.

Детальное описание одного микроскопического механизма пластической деформации в кристаллических решётках было впервые дано

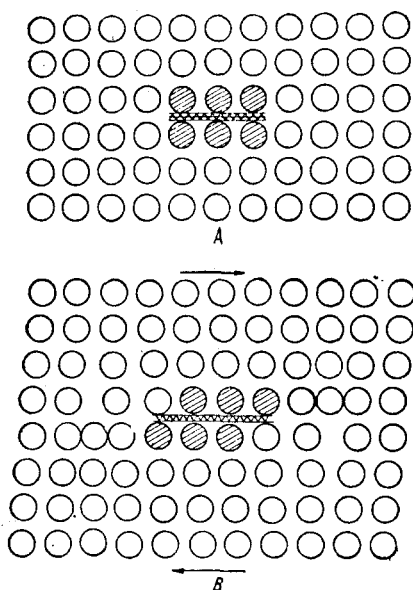


Рис. 3. Иллюстрация возникновения смещений.

А. Неискажённая решётка. Заштрихованные места представляют область слабых связей. В. ИСКАЖЁННАЯ РЕШЁТКА, в которой образовалась пара смещений. Заштрихованная область увеличилась в своём протяжении.

ваются все возможные механизмы «неупругих» свойств металлов, то для всех известных типов этих «неупругих» свойств, а также для зависимости их от микроструктуры металла должно существовать объяснение, исходящее из того или другого из указанных механизмов.

II. «НЕУПРУГОСТЬ»

Вязкое течение в изолированных участках может вызвать отклонения от идеальной упругости, превышающие 100%. Вязкого течения можно ожидать в участках, в которых расположение атомов носит аморфный, некристаллический характер. Так, атомы, находящиеся по разные стороны границ между кристаллическими зёрнами, расположены неправильно по отношению друг к другу, и поэтому у этих границ можно ожидать проявления вязких свойств. Сильное влияние вязкого

Орованом³ в развитие идеи Поляни. Согласно этому описанию пластическая деформация протекает в две стадии. В первой имеют место особого типа искажения решётки вблизи участков с малым сопротивлением сдвигу. Эти искажения известны под именем «смещений». Образование их иллюстрируется рис. 3. Во второй стадии смещения распространяются через всю решётку. Их распространению препятствует любое нарушение структуры решётки — другие смещения (этот тип препятствия вызывает явление упрочнения при деформации), выделения, границы зёрен т. д.

Другим возможным механизмом пластической деформации является образование двойников. Однако до сего времени ещё нет удовлетворительной динамической теории двойникового.

Если этими четырьмя механизмами: диффузией, вязким течением в изолированных участках, смещениями и двойникованием исчерпы-

скольжения на соотношение между напряжением и деформацией видно из рис. 4, построенного по данным, недавно полученным в нашей лаборатории Вестом⁴. Весьма важная для практики проблема, в которой вязкое скольжение вдоль границ между кристаллическими зёрнами может играть главную роль — релаксация напряжений при повышенной температуре. Так, в примере, иллюстрированном на рис. 4, напряжение понизилось на 60%, благодаря релаксации, обусловленной обратимой неупругой деформацией, связанной со скольжением вдоль границы между зёрнами, и не более, чем на 6%, благодаря пластической деформации. Другой, ещё более важной для практики, проблемой, в которой вязкое скольжение вдоль границ между зёрнами может играть основную роль, является крип (ползучесть) при повышенной температуре, имеющий особенное значение в тех случаях, когда требуется сохранение размеров изделия при очень узких допусках. Так, в образце железа, с которым были получены представленные на рис. 4 результаты, 10-минутный прогрев при 500°C увеличивал деформацию при постоянной нагрузке более чем вдвое. По меньшей мере 95% этой добавочной деформации относятся к обратимому неупругому типу, связанному со скольжением вдоль границ между зёрнами.

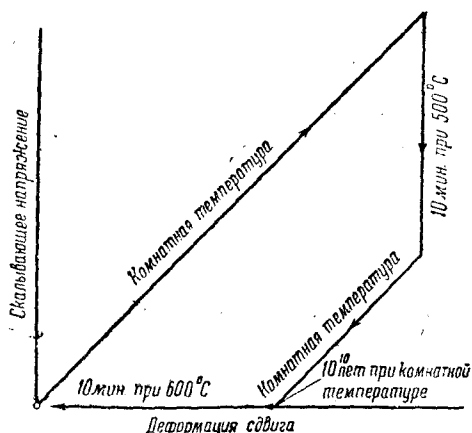


Рис. 4. Неупругое поведение железной проволоки, обусловленное вязким течением вдоль границ кристаллических зёрен, по опытам Веста (ссылка⁴).

Розенгайн⁵ указал в 1910 г. на важное значение вязкого скольжения вдоль границ между зёрнами и поставил ряд опытов, доказывающих существование такого скольжения. Несмотря на вышеуказанное практическое значение этого явления, за истекшие с того времени 30 лет не было сделано ни одной попытки определить в каком-нибудь металле зависимость между скоростью скольжения вдоль границы между зёрнами и вызывающим это скольжение усилием. Это полное отсутствие экспериментальных данных обусловлено тем обстоятельством, что почти все физические испытания металлов, особенно в США, проводились и проводятся с полным пренебрежением к микроструктуре металлов. Такой образ действий вызван отсутствием веры в способность физики предсказать макроскопические механические свойства металлов, исходя из механических свойств отдельных структурных элементов. У авторов настоящей статьи эта вера есть.

Пока ещё не появилась атомарная интерпретация всех неупругих явлений, целесообразно использовать некоторые феноменологические понятия, касающиеся механических свойств микроскопических структурных элементов с размерами, превышающими атомарные размеры. Таково, например, понятие о вязких границах между кристаллическими зёрнами. Другим понятием, которое может принести пользу, является понятие о вязких полосах скольжения. Это понятие можно изучать путём измерения «неупругости».

Уже в 1900 г. было выяснено, что пластическая деформация происходит только вдоль линий скольжения⁶, что эта деформация вызывает явления «неупругости», например упругого гистерезиса, и что «неупругость» может быть устранена прогревом металла уже при 100°С⁷. Розенгайн⁸ указал в 1905 г., что эти явления при пластической деформации свидетельствуют о том, что в только что образовавшихся плоскостях скольжения металл обладает свойствами неупорядоченного тела, т. е. вязким характером, но что при старении металла он постепенно принимает упорядоченную структуру окружающей основной массы металла.

В течение последующих 40 лет никто не ставил опытов с целью дальнейшего выяснения свойств только что образовавшихся плоскостей скольжения. Было сделано много наблюдений по специальным вопросам «неупругости», вызванной пластической деформацией. Обзор этих работ приведён в цитированной выше статье¹. Однако вряд ли можно ожидать, чтобы эти наблюдения помогли понять механизм деформации, пока они не будут истолкованы, исходя из механических свойств плоскостей скольжения.

III. МЕХАНИЗМ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Пластическая, т. е. перманентная, деформация металлов может протекать по одному из двух различных механизмов — путём двойникования и путём скольжения. В каждом частном случае деформация может представлять собой комбинацию этих двух типов.

Две соседние части кристалла, разделённые плоскостью, образуют двойник, если их кристаллографические оси различны, но направлены так, что каждая часть является зеркальным изображением другой по отношению к их общей плоскости. Кристаллографические соотношения в исследованных двойниках приводятся Шмидом и Боасом⁹ и Барретом¹⁰. Двойникованием называют деформацию с образованием двойника. Можно полагать, что конечная конфигурация получается путём гомогенного простого сдвига параллельно общей плоскости. Двойникование не сопровождается каким-либо искажением кристаллической решётки.

Деформация скольжением происходит, как полагают, в тех случаях, когда она ограничивается узкими полосками, не образующими двойников с прилегающей зоной. Как показывают наблюдения, ориентация

полос скольжения, а также направление скольжения связаны известными кристаллографическими соотношениями с материнской решёткой. Эти соотношения также приводятся в упомянутых монографиях ^{11, 12}. Внутри полосы скольжения ориентация вещества, вообще говоря, та же, что и в материнской решётке, но испытывает значительные флуктуации в отдельных участках.

Температура и скорость деформации — основные факторы, определяющие тип деформации, испытываемой кристаллическим веществом. При увеличении температуры или при уменьшении скорости деформации сопротивление деформации скольжением быстро падает, сопротивление же двойникованию падает не так быстро или вообще не меняется. Другим фактором, несколько влияющим на тип деформации, является градиент напряжения в металле. Макроскопическую деформацию можно себе представить как наложение многих малых деформаций. Минимальная возможная деформация называется элементарной. Каждая такая элементарная деформация локализована в ограниченном участке вещества. В первом приближении лишь средняя величина напряжения во всём участке определяет собой наличие или отсутствие элементарной деформации. При деформации двойникованием или скольжением ширина участка сравнима с размером кристалла. До сего времени остаётся невыясненным, благоприятствует ли локализация напряжения двойникованию или скольжению. Ещё одним фактором, оказывающим известное влияние на тип деформации, является химический состав металла. Так, например, добавка кремния к железу повышает сопротивление скольжению в большей степени, чем двойникованию ¹³. Является ли указанное действие кремния общим для всех твёрдых растворов, ещё не выяснено. Неизвестно также влияние нерастворимых примесей на тип деформации.

А. Двойникование

В своих опытах с оловом Чалмерс ¹⁴, повидимому, первый обратил внимание на то, что двойникование представляет собой макроскопически прерывистый процесс или, иными словами, что область элементарной деформации имеет в этом случае макроскопические размеры. Можно было бы ожидать, что в условиях равномерного напряжения существует критическая величина срезающего напряжения, необходимая для возникновения двойника. Однако в действительности условия, необходимые для образования двойника, настолько структурно чувствительны, что ни в одной работе с монокристаллами не удалось получить воспроизводимых критических значений срезающего напряжения при двойниковании. В отличие от деформации скольжением двойникование может начаться в ограниченной области с большой величиной напряжения и распространиться на большое расстояние через области, в которых до начала деформации напряжение равнялось нулю (см. фиг. 47 у Шмида и Боаса). Можно предполагать, что, благодаря спо-

способности двойников возникать под действием локального высокого напряжения, критическая величина срезающего напряжения, необходимого для образования двойников, должна быть чувствительной к неправильностям на поверхности образца; однако возможный эффект поверхностных дефектов ещё не был исследован.

Раз только полоса двойникования образовалась, она может непрерывно расти дальше путём расширения плоскости двойникования. Так, в рекристаллизованной α -латуни полосы двойникования расширяются по мере роста кристаллических зёрен. Зависимость скорости распространения плоскостей двойникования от разных параметров, например от величины напряжения и от температуры, ещё не изучена.

Фазовые превращения, вызываемые сдвигом в решётке, имеют много общего с двойникованием. Примерами могут служить образование мартенсита в стали и мартенсито-подобных структур в β -латуни. Любой успех в понимании одного явления будет способствовать пониманию другого.

В. Скольжение

В первом приближении деформацию скольжением можно рассматривать просто как скольжение одной группы плоскостей по другой. Эта картина достаточно точна, чтобы предсказать плоскости и направления скольжения. Если принять, что одна кристаллическая плоскость равномерно скользит по другой, потенциальная энергия такой системы должна испытывать периодические флуктуации. Амплитуда флуктуаций будет наименьшей для плоскостей с максимально плотной упаковкой, так как в таких плоскостях расстояние между соседними атомами — минимальное, а расстояние между плоскостями — максимальное. Аналогично, флуктуации будут наименьшими в тех направлениях, вдоль которых атомы расположены наиболее тесно. Таким образом, картина простого скольжения удовлетворительно объясняет экспериментально обнаруженные факты — что плоскости наиболее лёгкого скольжения являются плоскостями с наиболее плотной упаковкой атомов и что направление скольжения есть направление, в котором атомы расположены наиболее тесно.

Однако представление о скольжении атомной плоскости, как одного целого, по другой плоскости не может быть правильным. Для такого скольжения в нелегированном кристалле потребовалось бы срезающее напряжение, на несколько порядков превышающее то, которое было найдено на опыте. Поляни¹⁵, повидимому первый, обнаружил, что это затруднение можно разрешить путём введения в рассмотрение искажений решётки определённого типа, известных под названием «смещений». Такие смещения двигаются через решётку и приводят таким образом к результирующей макроскопической деформации при значительно меньшей величине напряжения, чем та, которая понадобилась бы для скольжения одной плоскости по другой, как единого целого. Для оценки полного эффекта смещений при снижении сопротивления

скольжению необходимо ещё учесть тепловую энергию решётки. Флуктуации тепловой энергии могут за известный интервал времени вызвать элементарный процесс скольжения в условиях, когда напряжение само по себе недостаточно для скольжения. Такие флуктуации тепловой энергии не могут, впрочем, вызвать скольжения одной атомной плоскости, как целого, по другой, так как вероятность необходимой для этого весьма значительной флуктуации слишком мала. Пусть E — величина направленной кинетической энергии, которой должна обладать система для того, чтобы вместе со срезающим напряжением вызвать элементарное скольжение. Вероятность того, что в известный момент времени система будет обладать запасом направленной кинетической энергии, равным или превышающим E , пропорциональна $e^{-E/kT}$. Тепловые флуктуации могут, таким образом, иметь значение лишь в том случае, если E не превышает kT на несколько порядков величины, следовательно, если элементарный процесс скольжения протекает в сравнительно малом объёме, как это и происходит при смещениях.

Если влияние температуры на пластическую деформацию обусловлено исключительно флуктуациями энергии, то отсюда следует, что при постоянном напряжении скорость деформации должна возрастать с температурой или, другими словами, что напряжение, необходимое для достижения определённой скорости деформации, тем меньше, чем выше температура. При достаточно высоких температурах появляются дополнительные эффекты, как, например, рост кристаллических зёрен, сфероидизация выделений и т. д., и, наконец, если первоначальная деформация была достаточно велика, наблюдается явление отжига, которое может сопровождаться (не обязательно) рекристаллизацией.

При более низких температурах, когда такие дополнительные процессы не имеют места, можно ожидать, как впервые указал Лудвик¹⁶, существования механического уравнения состояния, связывающего напряжение S , деформацию ϵ , скорость деформации $\dot{\epsilon}$ и температуру T . Это уравнение можно записать символически так:

$$S = S(\epsilon, \dot{\epsilon}, T), \quad (1)$$

или

$$\dot{\epsilon} = \dot{\epsilon}(\epsilon, S, T). \quad (2)$$

Существование механического уравнения состояния эквивалентно предположению о том, что напряжение, необходимое для получения определённой скорости деформации при данной температуре, зависит только от величины деформации в данный момент и не зависит от температуры и деформации в предыдущие моменты времени. По представлениям Тэйлора¹⁷, прерывистое изменение температуры не вызывает прерывистого же изменения напряжения, а лишь прерывистое изменение скорости увеличения деформации при возрастании напряжения. Чтобы определить, существует ли механическое уравнение

состояния, в нашей лаборатории были поставлены опыты, в которых в процессе снятия диаграммы деформации внезапно изменялась температура. Результаты этих опытов, представленные на рис. 5, показывают, что напряжение не зависит от температуры, при которой деформация производилась перед этим и что, следовательно, механическое уравнение состояния действительно существует (по крайней мере при низкой температуре). Отсюда следует, что при температурах наших опытов влияние температуры состоит исключительно в возникновении флуктуаций тепловой энергии.

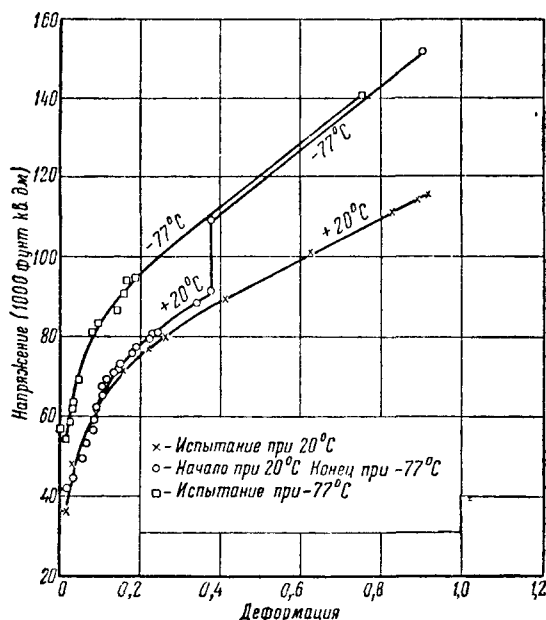


Рис. 5. Пример применимости механического уравнения состояния к нелегированной углеродистой стали при низких температурах (испытания на растяжение).

Двойникование и скольжение являются процессами, характерными для кристалла. Поэтому можно ожидать, что любое нарушение кристаллической структуры увеличит сопротивление материала деформации этих двух типов. Так дело обстоит в действительности. Такое нарушение может быть вызвано предыдущей пластической деформацией, границами кристаллических зёрен, растворимыми и нерастворимыми загрязнениями и т. д.

Возрастание сопротивления пластической деформации, вызванное предварительной деформацией, было теоретически исследовано Тэйлором¹⁷, использовавшим представление о смещениях. Хотя теорию Тэйлора следует считать за серьёзный шаг на пути к пониманию явления упрочнения при деформации, она основана на слишком наивных предположениях и не сможет выдержать испытания, обязательного для всякой физической теории, — способности предсказать новые явления. До сего времени не появилось ни одной теоретической работы, в которой были бы исключены эти необоснованные предположения, например о наличии непроницаемых барьеров и о параллельных смещениях неопределённой длины. Увеличение сопротивления пластической деформации, обусловленное границами кристалли-

ческих зёрен, также было теоретически разобрано Тэйлором¹⁸. Хотя его теория даёт правильную величину расхождения между диаграммами деформации монокристаллов алюминия и поликристаллических образцов этого металла, теория не даёт объяснения часто наблюдаемой зависимости сопротивления деформации от величины зерна в поликристаллическом материале^{19, 20}. Существенным в теории Тэйлора является предположение, что сдерживающее действие соседних зёрен распространяется равномерно по всему зерну. Между тем, вышеупомянутые наблюдения указывают на то, что это действие ограничивается более или менее узкой зоной, прилегающей к границам зерна. До сего времени не было предложено какой-либо модификации теории Тэйлора, учитывающей указанную локализацию сдерживающего действия. Гензамер²¹ обнаружил связь между вызванным растворёнными атомами возрастанием сопротивления пластической деформации и разницей в размерах растворённых атомов и атомов растворителей. Далее, Гензамером и его сотрудниками²² было найдено соотношение между увеличением сопротивления деформации, обусловленным нерастворимыми выделениями, и средней длиной свободного пути между этими выделениями. Удовлетворительного объяснения этих зависимостей до сего времени также не существует.

Хотя испытанная металлом деформация увеличивает, вообще говоря, сопротивление дальнейшей деформации, этого нельзя сказать о каждом элементе деформации. Небольшая деформация может, в действительности, понизить на мгновение сопротивление дальнейшей деформации. Так, для распространения полосы скольжения требуется меньшая величина напряжения, чем для возникновения полосы. Далее, во многих случаях для возникновения полосы скольжения, примыкающей к уже существующей полосе, требуется меньшее напряжение, чем для возникновения последней. Такое, вызываемое небольшой деформацией, мгновенное снижение сопротивления дальнейшей деформации приводит к целому ряду новых явлений. Так, например, при наложении на образец постоянного напряжения удлинение может происходить ступеньками. Наоборот, если суммарная скорость деформации поддерживается постоянной, напряжение может изменяться отдельными скачками. Связан ли каждый скачок с отдельной полосой скольжения или с целой серией полос, как в случае дуралюминия, в значительной степени зависит от упругости системы. Несмотря на большое число опытов, в которых наблюдалась скачкообразная деформация, не существует удовлетворительной теории, которая объясняла бы мгновенное падение сопротивления при каждом скачке и сопутствующие явления. Основанием для такой теории могли бы послужить идеи Орована³, касающиеся происхождения смещений. По мнению Орована, смещения возникают в определённых слабых участках решётки, заштрихованных на рис. 3. Как видно из рис. 3 В, после образования одной пары смещений и распространения её на некоторое расстояние слабый участок расширяется и теперь для образования новой пары смещений

требуется уже меньшее напряжение. Возникновение смещений является, таким образом, процессом автокаталитического типа.

Прерывистая деформация особенно выражена в мягкой стали и в дурале. В обоих случаях явление, повидимому, связано с состоянием пересыщения: в железе — по отношению к растворённому углероду или азоту или обоим вместе, в алюминии — по отношению к меди или цинку. Действительно, явление прерывистости исчезает, если удалить из железа весь углерод и азот, и делается значительно менее заметным при старении алюминия. Представляется вероятным, что в этих случаях явление связано с наличием участков, в которых растворённые атомы достигли особенно высокой концентрации или выделились в виде флокенов. Такие участки обычно появляются перед видимым выделением флокенов; их образование, вероятно, вызвано тем обстоятельством, что такое распределение уменьшает энергию деформации системы²³. Флокены являются сдерживающим фактором по отношению к распространению смещений. Как только смещение пересекло флокен, разделив его тем самым на две части, флокен уже не сопротивляется больше смещениям в той же плоскости. Остаётся разрешить ещё много проблем, относящихся к этому явлению. Например, оно не наблюдается в монокристаллах железа, но имеет место в монокристаллах алюминиевых сплавов. Теория образования концентрационных флокенов также ещё не разработана.

IV. ОБЩАЯ КАРТИНА ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

А. Механическое уравнение состояния

Предположение о существовании механического уравнения состояния приводит к ряду интересных выводов качественного характера.

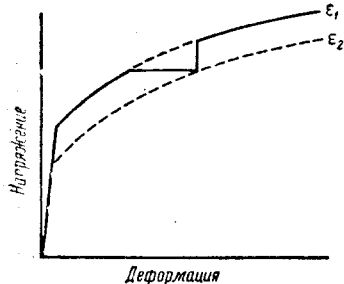


Рис. 6. Пример зависимости между деформацией и напряжением в том случае, когда напряжение некоторое время поддерживается постоянным.

Рассмотрим, в качестве примера, образец, деформируемый изотермически и с постоянной скоростью до некоторой конечной величины деформации E_0 ; затем напряжение поддерживается постоянным в течение долгого времени, после чего деформация возобновляется с прежней скоростью. На рис. 6 представлена полученная в этих условиях диаграмма деформации. В то время как напряжение поддерживается постоянным, деформация возрастает со скоростью, определяемой уравнением (2), и поэтому напряжение, необходимое теперь для того, чтобы вернуться к первоначальной скорости деформации, также возрастает со-

гласно уравнению (1). Диаграммы деформации этого типа были действительно получены Хэнсоном и Уилером²⁴. В качестве другого

примера рассмотрим случай постоянной нагрузки (отличный от случая постоянного напряжения), подробно разобранный Лудвиком. Как видно из рис. 7, внезапное приложение нагрузки приводит к большой начальной скорости деформации. Затем скорость деформации постепенно убывает, достигает минимума при величине деформации E_0 , после чего снова возрастает. Кривая зависимости деформации от времени имеет, таким образом, вид, изображённый на рис. 7, причём точка перегиба кривой соответствует началу образования шейки.

Зависимость между деформацией и временем, представленная на рис. 7, типична для испытаний на ползучесть (крип). Несмотря на то, что работа Лудвика опубликована свыше 40 лет тому назад, общепринятое истолкование участка с постоянной скоростью крипа на диаграммах крипа состоит в том, что на этом участке имеет место равенство скоростей вызванного деформацией упрочнения и обусловленного отдыхом или рекристаллизацией разупрочнения металла. Решение вопроса о правильном истолковании диаграмм крипа могло бы быть достигнуто посредством опытов, в которых температура менялась бы во время испытания, например, по следующей программе: деформация величиной в 1% при комнатной температуре; затем нагревание до температуры, при которой производится испытание на крип, охлаждение до комнатной температуры и, наконец, выяснение вопроса о том, уменьшилось ли упрочнение, вызванное начальной небольшой деформацией. Необходимо особенно подчеркнуть, что проведённое

Надан²⁵ определение функции напряжения $S_T(\epsilon, \dot{\epsilon})$ для ряда температур посредством измерений, выполненных при постоянных скоростях деформации, не может установить существования механического уравнения состояния. Для того чтобы такая функция представляла бы механическое уравнение состояния, необходимо дополнительно обнаружить, что напряжение, требующееся для дальнейшего увеличения деформации образца, выдержанного некоторое время при

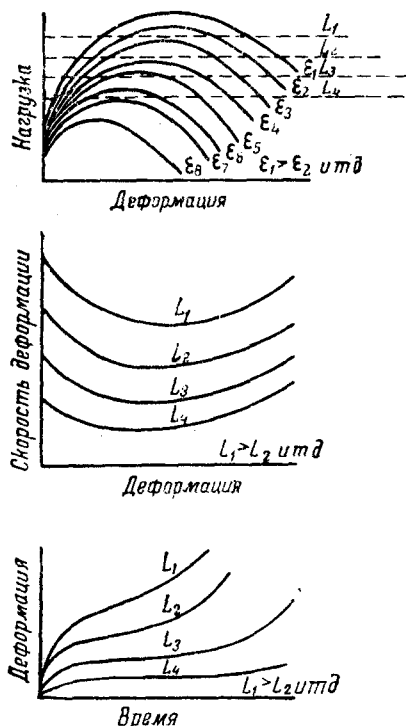


Рис. 7. Деформация в функции времени согласно представлению о механическом уравнении состояния.

постоянной величине деформации, не уменьшается с увеличением выдержки.

Было предпринято две попытки установить форму механического уравнения состояния для металлов. Так как ни одна из них не была вполне успешна, то полезно подробно разобрать их, чтобы определить направление дальнейшего исследования; которое могло бы привести к цели.

Первая попытка была предпринята Беккером в 1926 г.²⁶ и разобрана Орованом³ в 1936 г. В ней центральное внимание обращено на величину срезающего напряжения, которым должен обладать элементарный участок для того, чтобы испытать пластическую деформацию. Пусть S_0 есть действительная величина срезающего напряжения, необходимого для деформации, а S — величина макроскопического срезающего напряжения. Тепловые флуктуации доставляют дополнительную слагающую напряжения $S_0 - S$. Если V — минимальный объем, в котором должно существовать напряжение S_0 для того, чтобы произошла деформация, то скорость деформации выражается уравнением

$$\dot{\epsilon} = f_0 \exp [-V(S_0 - S)^2 / 2GkT]. \quad (3)$$

Второй множитель выражает вероятность того, что данный участок будет в какой-либо момент времени обладать тепловым флуктуационным срезающим напряжением, превышающим $S_0 - S$ (G — модуль сдвига). Первый множитель можно положить равным

$$f_0 = n\epsilon_0 \tau, \quad (4)$$

где n — число эффективных участков с объемом V , содержащихся в единице объема, ϵ_0 — средняя деформация образца, вызванная элементарной пластической деформацией в одном участке на единицу объема, а τ — среднее время, в течение которого в элементарном участке должно существовать срезающее напряжение S_0 , прежде чем в нём произойдет сдвиг. В своём разборе Беккеровского механического уравнения состояния Орован указал на то, что S_0 — одного порядка величины с макроскопическим срезающим напряжением, необходимым для того, чтобы произвести деформацию при комнатной температуре. Отсюда Орован пришел к выводу, что в любой момент времени деформация локализована в участках с большой концентрацией напряжения.

Вторая попытка, предпринятая Кондоном²⁷ в 1938 г., была развита далее Кауцманом²⁸ и Душманом²⁹ и его сотрудниками. Основным пунктом этой теории является энергия активации, необходимая для элементарного процесса скольжения. Если Q_0 — величина энергии активации в отсутствие приложенного извне напряжения, то при приложении напряжения S энергия активации снижается, как прини-

мают авторы теории, на величину, пропорциональную S ; таким образом

$$Q(S) = Q_0 - VS.$$

Соответствующим механическим уравнением состояния будет поэтому

$$\dot{\epsilon} = f_0 \exp [-(Q_0 - VS) / kT], \quad (5)$$

где оба множителя имеют тот же физический смысл, что и в уравнении Беккера.

Уравнения (3) и (5) эквиваленты только, если $S \ll S_0$, т. е. если напряжение, вызывающее деформацию, значительно меньше напряжения, необходимого, чтобы произвести деформацию при температуре абсолютного нуля. Однако, как указал Орован, S и S_0 — одного порядка величины и, следовательно, эти два уравнения не могут рассматриваться как эквивалентные. Более обстоятельный анализ деталей элементарного процесса скольжения показывает, что оба уравнения являются приближениями к более общему уравнению

$$\dot{\epsilon} = f_0 \exp [- Q(S) / RT]. \quad (6)$$

В беккеровском приближении сделано неявное предположение, что вероятность достижения тепловым напряжением известной величины в данном элементарном участке не зависит от напряжения, вызванного внешними силами. Ввиду представления Орована о весьма больших напряжениях, возникающих под действием внешних сил в участках, в которых происходит скольжение, вряд ли указанное предположение является вполне правильным. В приближении Кондона-Кауцмана-Душмана делается явное предположение о том, что энергия активации может быть принята за линейную функцию напряжения. С точки зрения представлений Орована и это предположение является спорным. В частности, линейная поправка в выражении для теплоты активации не учитывает того обстоятельства, что напряжение изменяет положение потенциальных пиков и ям, а также их высоту.

Применяя уравнение (5) к опытным данным, Кауцман и Душман сочли необходимым принять, что V изменяется с температурой, хотя удовлетворительного объяснения этому изменению дать не удалось. В качестве иллюстрации применимости уравнения (6) мы приводим рис. 8 и 9, основанные на опытных данных, полученных Душманом.

В наших недавних исследованиях³⁰ по вопросу о влиянии изменений скорости деформации и температуры на прочность стали мы пришли к выводу, что напряжение при данной величине деформации зависит от скорости деформации и температуры посредством лишь одного параметра P , определяемого формулой

$$P = (\dot{\epsilon} / f_0) e^{-Q/RT}. \quad (7)$$

Интересно выяснить, при каких условиях этот вывод совместим с общим механическим уравнением состояния. Предположим, что мы

интересуемся той областью скоростей деформации и температур, в которой величина напряжения близка к S_0 . Обозначая через ΔS разность между S и S_0 , мы получим из уравнения (6):

$$\Delta S = \{ \ln(f_0 \dot{\epsilon}) - Q(S_0)/RT \} RT/Q'(S_0). \quad (8)$$

В области скоростей деформации и температур, в которых величина напряжения близка к S_0 , первый множитель содержит два боль-

ших числа, почти компенсирующих друг друга. Определённое изменение температуры значительно сильнее отразится поэтому на первом множителе, чем на втором. Влияние изменений скорости деформации и температуры проявляется, таким образом, в основном через посредство параметра P , определённого уравнением (7), в котором Q взято при $S = S_0$.

Несмотря на большое количество экспериментальных исследований по крипу, проведённых ранее и проводящихся в настоящее время, особенно в США, никто, кроме Душмана, не задавался целью установить механическое уравнение состояния. Поэтому не имеется опытных данных о зависимости величины константы f_0 и функции, выражающей величину энергии активации $Q(S)$ от различных металлургиче-

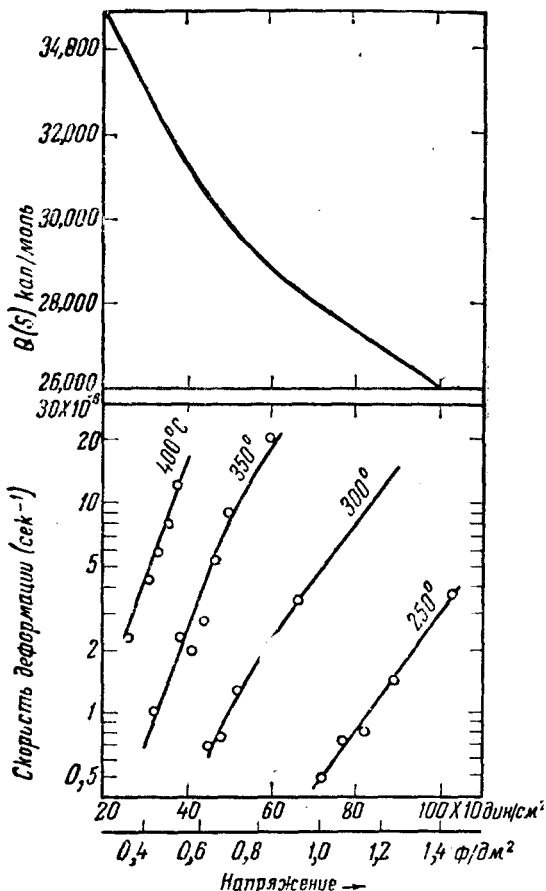


Рис. 8. Применение механического уравнения состояния к чистому алюминию $f_0 = 2,2 \cdot 10^5$ (по данным Душмана и др.²⁸).

ских переменных, как например, растворённых элементов, выделений, величины зерна и т. д. После старой работы Орована не появилось

ни одной теоретической работы, в которой механизм пластической деформации и зависимость последней от тепловой энергии были бы разобраны более детально.

Механическое уравнение состояния может существовать лишь при таких условиях, при которых металл не изменяется заметно с течением времени при нулевой скорости деформации. Так, металл не должен разупрочняться за счёт отдыха или рекристаллизации. Чем меньше была предыдущая деформация, тем выше температура, требующаяся для устранения наклёпа. Совпадение опытных результатов, представленных на рис. 8 и 9, с предсказаниями, выведенными из уравнения состояния, указывает на то, что в применённых металлах наклёп в условиях опыта не уменьшился заметно благодаря отдыху или рекристаллизации. Для того чтобы выяснить условия применимости механического уравнения состояния, необходимо разработать теорию отдыха и рекристаллизации.

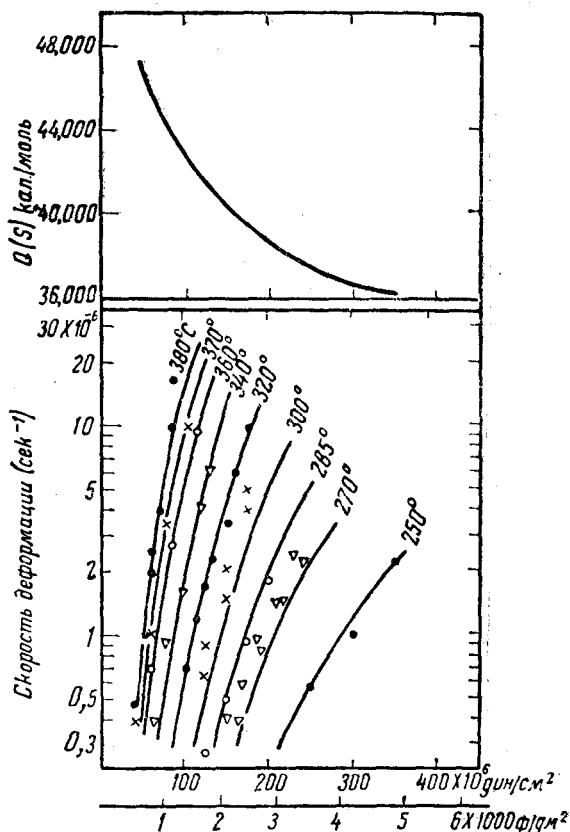


Рис. 9. Применение механического уравнения состояния к алюминиевому сплаву с 20% магния. $f_0 = 2,5 \cdot 10^9$ (по данным Душмана и др.²⁸).

В. Упрочнение при деформации (наклёп)

Как уже указывалось, сопротивление деформации обычно возрастает с увеличением последней. Так, в уравнении (1) напряжение S возрастает с деформацией ϵ . В недавно опубликованной статье³¹ разбирается вопрос о точной форме зависимости растягивающего напряжения от растяжения при постоянной скорости деформации и температуре.

Если скачкообразная деформация не имеет места, напряжение в этом случае является степенной функцией деформации вплоть до значения последней, равного 0,4. Таким образом,

$$S = S_0 \cdot (\epsilon / \epsilon_0)^m,$$

где S_0 — напряжение при некоторой произвольной деформации ϵ_0 . Зависимость констант S_0 и m от металлургических факторов была исследована довольно подробно в случае железа и стали. Так, в отсутствие выделений, добавление растворимых сплавов повышает S_0 , не изменяя заметно величины показателя m ³². Напротив, в сталях, прочность которых обусловлена в первую очередь нерастворимыми карбидами, показатель m обратно пропорционален S_0 при любом содержании углерода. Существуют ли аналогичные соотношения в других металлах, в настоящее время ещё неизвестно.

С. Обобщённое напряжение и деформация

Во всём вышеизложенном подразумевалось, что напряжение и деформация относились к одноосному растяжению. Теперь мы разберём проблемы, возникающие при переходе к напряжениям более сложного типа.

Путь, следуя которому можно обобщить законы одноосного растяжения так, чтобы они охватили систему напряжений наиболее общего типа, указан Мизесом³³. Некоторая инвариантная функция напряжений S_1 играет ту же роль при определении скорости деформации, какую растягивающее напряжение играет в случае одноосного растяжения. Функция эта определяется таким образом, чтобы S_1^2 было пропорционально энергии упругого сдвига. Таким образом

$$S_1^2 = \frac{1}{2} \{ (Y_y - Z_z)^2 + (Z_z - X_x)^2 + (X_x - Y_y)^2 \} + 3 (Y_z^2 + Z_x^2 + X_y^2). \quad (9)$$

Тип деформации, соответствующей обобщённой системе напряжений, одинаков с типом деформации, которым обладал бы аморфный образец. Таким образом

$$\dot{\epsilon}_{xx} = \lambda \{ X_x - (Y_y + Z_z)/2 \}.$$

Аналогичные уравнения получаются для $\dot{\epsilon}_{yy}$ и $\dot{\epsilon}_{zz}$ с тем же значением фактора λ . Далее

$$\dot{\epsilon}_{yz} = 3\lambda Y_z$$

и аналогичные уравнения для $\dot{\epsilon}_{zx}$ и $\dot{\epsilon}_{xy}$. Обобщённое механическое уравнение состояния можно таким образом написать так:

$$\dot{\epsilon}_{xx} = \{ X_x - (Y_y + Z_z)/2 \} S_1^{-1} f_0 \exp[-Q(S_1)/RT] \quad (10)$$

и аналогичные уравнения для ϵ_{yy} и ϵ_{zz} , а также:

$$\dot{\epsilon}_{yz} = 3X_{yz} S_1^{-1} f_0 \exp[-Q(S_1)/RT] \quad (10')$$

и аналогичные уравнения для $\dot{\epsilon}_{zx}$ и $\dot{\epsilon}_{xy}$.

В случае одноосного растяжения мы видели, что упрочнение при деформации можно было учесть, считая f_0 и Q за функции напряжения. В случае напряжения общего типа можно поступить аналогично. Предварительно следует, однако, установить меру для относительной деформации общего типа. Для нахождения такой меры следует сперва найти метод суммирования инкрементов относительной деформации, отвечающих данным инкрементам абсолютной деформации. Затем инкременты относительной деформации должны быть определены в функции инкрементов абсолютной деформации. Первая задача была разрешена, следуя предложению Лудвика¹⁶: определять инкремент относительной деформации, связанный с данным инкрементом абсолютной деформации, относя последнюю к конфигурации системы непосредственно перед этим инкрементом. Так, если длина образца возрастает при одноосном растяжении от l до $l + dl$, то соответствующий инкремент относительной деформации равен dl/l независимо от величины деформации, испытанной образцом перед этим. Как указал Лудвик, полная относительная деформация равняется в этом случае просто сумме всех инкрементов относительной деформации. Так, если длина образца изменяется при одноосном растяжении от l_2 до l_1 , соответствующая полная относительная деформация равна $\ln(l_1/l_2)$. Удовлетворительной мерой инкремента относительной деформации является инвариантная функция составляющих относительной деформации, пропорциональная S_1 в случае изотропной упругой среды. Такая функция $d\epsilon_1$ определяется уравнением

$$d\epsilon_1^2 = \frac{1}{2} \{ (d\epsilon_{yy} - d\epsilon_{zz})^2 + (d\epsilon_{zz} - d\epsilon_{xx})^2 + (d\epsilon_{xx} - d\epsilon_{yy})^2 \} + \\ + \frac{3}{4} (d\epsilon_{yz}^2 + d\epsilon_{zx}^2 + d\epsilon_{xy}^2). \quad (11)$$

Пользуясь предыдущими уравнениями этого раздела, можно доказать, что определённая таким образом деформация удовлетворяет следующему уравнению:

$$\dot{\epsilon}_1 = f_0 \exp[-Q(S_1)/RT]. \quad (12)$$

Величины f_0 и Q следует считать за функции деформации ϵ_1 .

Уравнения (10), (11) и (12) образуют согласованную схему общего механического уравнения состояния. Основными вопросами являются теперь: насколько правильно эта схема отражает свойства реальных металлов и чем вызваны соответствующие отклонения.

Отметим одно следствие общего уравнения состояния: при постоянной температуре и скорости деформации должна существовать общая функция упрочнения при деформации типа:

$$S_1 = S_1(\epsilon_1). \quad (13)$$

Надаи и Дэвис³⁴ поставили опыт с целью проверки этого уравнения. Они измеряли напряжение S_1 в функции деформации ϵ_1 при раз-

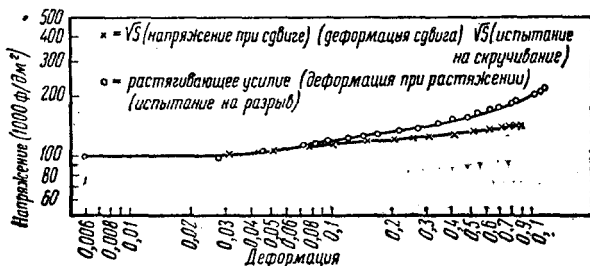


Рис. 10. Сопоставление результатов испытаний на растяжение и кручение с помощью понятия об обобщенных напряжениях и деформациях (отпущенная мартенситовая сталь).

личных типах распределения напряжения и нашли, что при малых относительных деформациях, не превышающих 0,2, уравнение справедливо, но что при больших деформациях наблюдаются значительные отклонения.

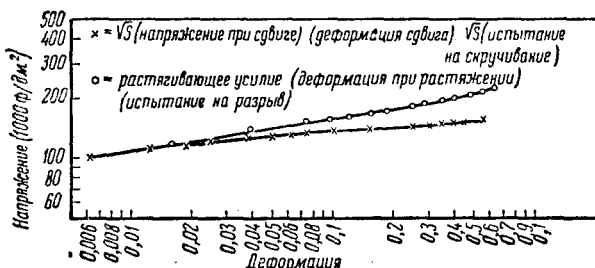


Рис. 11. Сопоставление результатов испытаний на растяжение и кручение с помощью понятия об обобщенных напряжениях и деформациях (перлитная сталь).

При выводе общего механического уравнения состояния с помощью инвариантных функций ϵ_1 и S_1 подразумевалось, что вещество первоначально было и осталось изотропным. Следует ожидать, что пластическая деформация вызовет появление анизотропии, тем более заметной, чем больше деформация. Степень анизотропии, обусловленной определенной деформацией, весьма вероятно зависит также от микроструктуры металла. Для иллюстрации этого положения на рис. 10 и 11

приведены кривые (на логарифмической сетке) упрочнения при растяжении и кручении в двух типах микроструктур. Как и следовало ожидать, сталь, обладающая большей анизотропией структуры, а именно перлитная сталь, обнаруживает большую деформационную анизотропию. Для дальнейшего развития теории пластической деформации при напряжениях общего типа необходимо определить величину вызванной деформацией анизотропии и ввести в механическое уравнение состояния поправку на эту анизотропию.

До сих пор мы подразумевали, что деформация и её составляющие в уравнении состояния относились лишь к пластической, т. е. перманентной деформации. Величину составляющих упругой деформации можно найти из уравнения упругой деформации:

$$(\dot{\epsilon}_{xx})_{\text{упруг.}} = E^{-1} \{ \dot{X}_x - \sigma (\dot{Y}_y + \dot{Z}_z) \}. \quad (14)$$

Полные составляющие деформации равны таким образом сумме упругих и пластических составляющих:

$$(\dot{\epsilon}_{xx})_{\text{полн.}} = (\dot{\epsilon}_{xx})_{\text{упруг.}} + \dot{\epsilon}_{xx}. \quad (15)$$

Пользуясь уравнениями, аналогичными (14) для упругой части и уравнением (10) для пластической части деформации, можно таким образом вывести систему уравнений для производной по времени составляющих полной деформации. Это и было сделано Прандтлем³⁵ и Рейссом³⁶. Если переходить от одного типа распределения напряжений к другому при сравнимых величинах упругой и пластической деформации, справедливость этих уравнений нарушается по двум причинам. Во-первых, «неупругость» реальных металлов не позволяет провести резкой границы между упругой и пластической деформацией. Во-вторых, эффект Баушингера в реальных металлах весьма значителен при пластических деформациях, сравнимых с упругими, но становится незаметным при значительно больших пластических деформациях, как ярко показано Саксом и Шойн³⁷. Прагер³⁸ применил уравнение Прандтля-Рейсса к случаю релаксации вызванных деформацией остаточных напряжений при общей величине деформации, сравнимой с упругими деформациями. Вместо того чтобы приписать расхождение теории с опытом «неупругости» и эффекту Баушингера, Прагер применил эмпирическое правило (выведенное по утверждению автора из «теории Генки-Надаи»), связывающее пластическую и полную деформацию, и получил согласие с опытными данными. Анализ этого правила показывает, однако, что оно приводит к различным результатам в случаях непрерывной и прерывистой пластической деформации; все же опыты говорят об обратном. В противоположность точке зрения Прагера мы полагаем, что правильное понимание механизма малых пластических деформаций достижимо лишь путём изучения причин явлений «неупругости» и эффекта Баушингера, а не с помощью попыток нахождения эмпирических формальных соотношений между типом напряжения и упругой и пластической деформацией.

ЛИТЕРАТУРА

1. C. Zener, Неупругость металлов, Trans. A. I. M. E. (в печати).
2. L. Boltzmann, К теории упругого последействия, Ann. Phys., 7, 624 (1876); Sitz. Ber. Wien. Akad., 2, 70, 275 (1874).
3. E. Orowan, О пластичности кристаллов, Zschr. f. Phys., 89, 605, 614, 634 (1934).
4. W. A. West, Упругое последействие в железной проволоке при температурах от 20° до 550°C (доложено в А. I. М. Е.).
5. W. Rosenhain und D. Ewen, Межкристаллическое сцепление в металлах, J. Inst. Metals, 2, 8, 149 (1912); см. также Introduction to Physical Metallurgy (Cowntable and Co., London, 1915) стр. 255—264.
6. J. A. Ewing und W. Rosenhain, Опыты в области микрометаллургии — эффекты деформаций, Phil. Trans. Roy. Soc., 193A, 353 (1900).
7. J. Muiz, Отдых железа после перенапряжения, Phil. Trans. Roy. Soc., 193A, 1 (1900).
8. W. Rosenhain, Деформация и разрушение железа и стали, J. Iron a. Steel, 2, 70, 189 (1906).
9. E. Schmid and W. Boas, Kristallplastizität (Springer, Berlin, 1935), стр. 100.
10. C. S. Barrett, Structure of Metals (McGraw-Hill, New York, 1943), стр. 312.
11. См. ссылку 10, стр. 90.
12. См. ссылку 10, стр. 289.
13. C. S. Barrett, G. Ansel and R. F. Mehl, Скольжение, двойникование и спайность в железе и в кремнёвом феррите, Trans. Am. Soc. Metals, 25, 702 (1937).
14. B. Chalmers, Двойникование монокристаллов олова, Proc. Phys. Soc. (London), 47, 733 (1935).
15. M. Polanyi, Об одном типе нарушения решётки, могущем сделать кристалл пластичным, Zschr. f. Phys., 89, 660 (1934).
16. P. Ludwik, Elemente der technologischen Mechanik (Springer, Berlin, 1909).
17. G. I. Taylor, Механизм пластической деформации кристаллов, часть I, Proc. Roy. Soc., 145A, 362 (1934).
18. G. I. Taylor, Пластическая деформация в металлах, J. Inst. Metals, 62, 307 (1938).
19. C. A. Edwards and L. B. Pfeil, Сопrotивление растяжению монокристаллов железа и его зависимость от величины кристаллов, J. Iron and Steel Inst., 112, 79 (1925).
20. W. A. Wood, Рентгенографическое исследование величины зерна в сталях с различными значениями твёрдости, Phil. Mag., 10, 1073 (1930).
21. M. Gensamer and C. E. Lacy, Trans. A. S. M. E., 32, 88 (1944).
22. M. Gensamer, E. B. Pearsall, W. S. Pellini and J. R. Low. Сопrotивление растяжению перлита, bainита и сфероидита, Trans. Am. Soc. Metals, 30, 933 (1942).
23. N. F. Mott and F. R. N. Nabarro, Proc. Phys. Soc. (London), 52, 86 (1940).
24. O. Hanson and M. A. Wheller, Деформация металлов при длительной нагрузке. Часть I. Течение и разрушение алюминия. J. Inst. Metals, 45, 1 (1931).
25. А. Надаи, Пластичность (ОНТИ, 1936), гл. 39.
26. R. Becker, О пластичности, упрочнении и рекристаллизации Zschr. f. techn. Phys., 7, 547 (1926).
27. E. U. Condon, Trans. A. I. M. E. 131, 410 (1938).
28. W. Kauzmann, Течение металлов с точки зрения теории скорости химических реакций, Trans. A. I. M. E., 143, 57 (1941).

29. S. Dushman, L. W. Dunbar and H. Huthsteiner, *J. Appl. Phys.*, **15**, 108 (1944).
30. C. Zener and J. H. Hollomon, Влияние скорости деформации на пластическое течение стали, *J. Appl. Phys.*, **15**, 22 (1944).
31. J. H. Hollomon, Деформация при растяжении, *Metals Tech.* (июнь, 1945).
32. C. E. Lacy and M. Gensamer, Сопротивление растяжению легированных ферритов, *Trans. Am. Soc. Metals*, **32**, 88 (1944).
33. R. von Mises, Механика твёрдого тела в пластически деформируемом состоянии, *Nachr. Ges. Wiss. Götting., Math.-Phys. Klasse*, 1913.
34. A. Nadai and E. Davis, Пластические свойства металлов в области наклёпа, *J. Appl. Phys.*, **8**, 205 (1937).
35. L. Prandtl, *Proc. I-st Inst. Congr. Appl. Mech.*, стр. 43 (1924).
36. E. Reuss, *Zschr. f. angew. Math.-Mechan.*, **10**, 266 (1936).
37. G. Sachs and H. Shoji, Опыты по сжатию и растяжению кристаллов латуни, *Zschr. f. Phys.*, **45**, 776 (1927).
38. W. Prager, Исследование зависимости между деформацией и напряжением в изотропных пластических твёрдых телах, *J. Appl. Phys.*, **15**, 65, (1944).

Падение нагрузки при прерывистой деформации в мягкой стали:

I. H. Wicksteed, *Proc. Inst. Mech. Eng.*, стр. 26. (1886).

Зазубрины на диаграммах деформации мягкой стали: A. Le Chatelier, *Revue de Metallurgie*, **6**, 914 (1909).

Прерывистая деформация меди: Andrade, *Proc. Roy. Soc.*, **84**, 1 (1916).

Зазубрины на диаграммах дуралюминия: A. Portevin and F. Le Chatelier, *Trans. A. S. Steel. Treat.*, **5**, 457 (1924); R. Anderson, *Proc. A. S. T. M.*, **2**, 26, 349 (1926); N. Dawidenkow, *Zschr. f. Phys.*, **61**, 46 (1930).

Прерывистая деформация латуни: G. Sachs and H. Shoji, *Zschr. f. Phys.*, **45**, 776 (1921); W. Köster, *Zschr. f. Metallkunde*, **19**, 309 (1927); И. Классен — Неклюдова, *Ж. Русск. Физ. О-ва*, **60** (1928).

Прерывистая деформация каменной соли: М. Классен — Неклюдова, *Ж. Русск. Физ. О-ва*, 59 (1927); Obreimoff und Schubnikoff, *Zschr. f. Phys.*, **41**, 907 (1927); А. Иоффе, *Физика Кристаллов*; М. Klassen — Nekludowa, *Zschr. f. Phys.*, **55**, 555 (1929); N. Dawidenkow, *ibid.*, **61**, 46 (1930).

Прерывистая деформация кристаллов цинка и кадмия: E. Schmid und Valouch, *Zschr. f. Phys.*, **75**, 513 (1932); R. Becker und E. Orowan, *ibid.*, **79**, 566 (1932); E. Orowan, *ibid.*, **89**, 605 (1934).
