

Ускоренную стадию наблюдают и в случае сжатия, когда сечение испытываемого объекта не уменьшается, а увеличивается. Установлено, что коэф. деформации  $\chi$  на стадии III не изменяется, а остаётся таким же, как на стадии II. Однако резко изменяется скорость возврата —  $g$ . Для Fe  $r_m = P \exp(pt)$ , где  $P$  и  $p$  — постоянные, зависящие от материала и режима испытаний. Имеется прямопропорц. связь между изменением скорости возврата и скорости ползучести на стадии III.

Если прервать проведение испытаний П. м. на первом этапе стадии III и провести отжиг, то свойства материала восстанавливаются. При переходе ко второму этапу стадии III П. м., кинетика к-рого описывается выражением (14), происходит необратимая поврежденность материала. Экспериментально для мн. материалов установлено постоянство произведения  $\epsilon_{уст} \cdot t_p = \text{const}$  ( $t_p$  — время до разрушения).

Микроструктурные исследования разл. материалов в процессе П. м. выявили многообразные проявления дислокац. скольжения (прямолинейные, волнистые, поперечные следы скольжения, складки у стыков зёрен, полосы сброса). Установлено, что вблизи границ зёрен действует большее число систем скольжения, чем в их объёме. Вдоль границ зёрен возникают ступеньки, наблюдается миграция границ, в объёме зёрен образуются малоугловые субграницы, приводящие к фрагментации (полигонизации) исходных зёрен, увеличивается разориентировка между образовавшимися субзёрнами. Анализ наблюдаемых изменений микроструктуры показывает, что ползучесть кристаллич. материалов является гл. обр. результатом дислокац. деформации. Термич. возврат также связан с перераспределением и аннигиляцией дефектов кристаллич. строения — линейных и точечных.

Стадия III П. м. оканчивается разрывом материала. Разрыв является лишь завершением процесса разрушения, к-рый протекает на всём или почти всём протяжении высокотемпературной П. м. Уже на стадии I обнаруживается образование несплошности материала, сопровождаемое уменьшением его плотности. На стадии II на границах зёрен выявляются поры и трещины, слияние к-рых друг с другом приводит к окончат. разрушению материала. Зародыши трещин и пор могут быть в материале до начала процесса ползучести либо образоваться в результате деформации. Рост пор осуществляется путём диффузии вакансий к ним, взаимного слияния пор и при несогласованности проскальзывания зёрен. Пути повышения сопротивления материалов такие же, как для повышения прочности при комнатных темп-рах. Это — упрочнение растворимыми добавками и создание структуры, содержащей дисперсные частицы вторых фаз. Трудностью при создании материалов с высоким сопротивлением П. м. является не получение необходимой структуры и фазового состава материала, а их сохранение при высоких темп-рах длит. время.

Лит.: Физическое металловедение, 3 изд., т. 3, М., 1987, гл. 23; Розенберг В. М., Основы жаропрочности металлических материалов, М., 1973; Регель В. Р., Слуккер А. И., Томашевский Э. Е., Кинетическая природа прочности твердых тел, М., 1974; Зубарев П. В., Жаропрочность фаз внедрения, М., 1985; Чадек Й., Ползучесть металлических материалов, пер. с чеш., М., 1987.  
В. М. Розенберг.

**ПОЛИГОНИЗАЦИЯ** (от греч. *polýgonos* — многоугольный) — перераспределение дислокаций, первоначально расположенных в плоскостях скольжения незакономерно, с образованием более или менее правильных стенок (субграниц), разбивающих кристалл на фрагменты — субзёрна. При П. происходит выигрыш энергии из-за упорядочения в расположении дислокаций. Наиб. устойчива и энергетически выгодна конфигурация краевых дислокаций одного знака при их расположении друг над другом в направлении, перпендикулярном плоскости скольжения (т. н. вертикальная стенка, или граница наклона). Наиб. стабильному распо-

ложению винтовых дислокаций соответствует сетка пересекающихся дислокаций (граница кручения). Для образования таких конфигураций дислокаций необходимо не только их скольжение, но и переползание, т. е. диффузия. Поэтому П. протекает (после небольшой пластич. деформации) лишь при достаточно высокой темп-ре. Но скорость переползания зависит не только от скорости притока точечных дефектов к дислокациям, но и от характера их взаимодействия (в частности, от числа порогов и ширины расщепления дислокаций). В связи с этим сложный процесс П. не описывается одной энергией активации.

Процесс П. наглядно демонстрируется при отжиге легка (чтобы не вызвать рекристаллизации) изогнутого монокристалла (рис. 1). Дислокации разного знака,

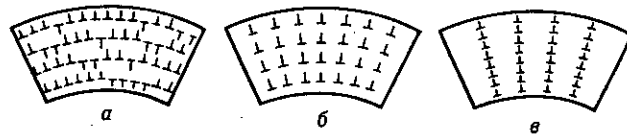


Рис. 1. Схема, иллюстрирующая распределение дислокаций в кристалле после изгиба и отжига: а — изгиб при низкой температуре; б, в — образование системы субграниц после нагрева.

встречаясь, аннигилируют, а оставшиеся выстраиваются в стенки — субграницы. При этом кристалл разбивается на субзёрна, разориентированные друг относительно друга на углы  $\theta = b/\lambda$ , где  $b$  — вектор Бюргерса,  $\lambda$  — расстояние между дислокациями в стенке (рис. 1, б). В процессе дальнейшего отжига происходит (разными путями, в т. ч. скоплением целых групп дислокаций) слияние близкорасположенных субграниц (рис. 1, в). Кол-во субзёрен при этом уменьшается, а разориентировка между ними растёт.

П. кристалла может быть обнаружена рентгеновским или металлографич. методом. При П. первоначально вытянутое лауэвское пятно (астеризм) разбивается на ряд отдельных, более мелких и чётких пятен. Металлографически П. обнаруживается по расположению ямок травления (выходов дислокаций на поверхность кристалла) вдоль субграниц, к-рые при большой плотности дислокаций могут выглядеть как сплошные линии (рис. 2).



Рис. 2. Субструктура, возникшая в результате отжига изогнутого монокристалла кремнистого железа (3,4%Si): AA' — субграница с большой плотностью дислокаций; BB' — субграница с малой плотностью дислокаций. Увеличение 500.

Приложение незначит. нагрузки при отжиге существенно ускоряет процесс П. Закономерности влияния примесей на скорость П. неясны. Прочность полигонизов. кристаллов выше, чем отожжённых.

Образование субграниц, аналогичных возникающим при П. в результате отжига после деформации, наблюдается также после весьма незначит. низкотемпературной пластич. деформации монокристаллов, ориентированных так, что возможно скольжение только по одной системе параллельных плоскостей. В этом случае образование стенок из дислокаций связано с низким уров-