

Д. И. ЛАЙНЕР, М. И. ЦЫШИН, М. П. АФОНИН

СТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ, ОПРЕДЕЛЯЮЩИЕ ХАРАКТЕР ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛОВ

(Представлено академиком А. Ф. Беловым 30 VIII 1973)

Известно, что пластические свойства поликристаллов с г.д.к.-решеткой, в отличие от монокристаллов, немонотонно изменяются с температурой и в различных температурно-скоростных режимах реализуются феноменологически различные механизмы пластической деформации⁽¹⁾. Однако структурные изменения, ответственные за эти различия, в настоящее время нельзя считать установленными.

В настоящей работе на примере структурных изменений, происходящих при деформации меди (растяжение в интервале температур от -196 до 1000°C при скоростях $\dot{\epsilon}=0,001-0,65$ мин⁻¹), предлагается общая схема, объясняющая пластическое поведение поликристаллов на основе различия в поведении приграничных районов и тела зерна.

1. Холодная деформация. При низких температурах условие сохранения сплошности по границам зерен обуславливает практически с началом пластической деформации развитие в приграничных районах множественного скольжения как процесса аккомодации (рис. 1*). Соответственно приграничные районы упрочняются интенсивнее, чем тело зерна, и быстрее достигают стадии динамического возврата. Для оценки эффективности препятствий, возникающих при множественном скольжении, введем параметр $\eta=S_3/S_2$ (S_2 — напряжение интенсивного торможения дислокаций за счет дислокационных реакций при множественном скольжении, S_3 — напряжение начала динамического возврата⁽²⁾). Данные для меди приводятся на рис. 3.

В условиях эксперимента, наименее благоприятных для протекания возврата (-196°C , $\dot{\epsilon}=0,65$ мин⁻¹), η максимален и реализация пластической деформации в приграничных районах затруднена; деформация в основном сконцентрирована в теле зерна и вплоть до начала разрушения деформируется матрица (рис. 4а, б); трещина развивается в матрице, в приграничных районах тормозится пластической деформацией, протекающей при сильной концентрации напряжений в вершине трещины за счет неисчерпанных пластических возможностей (резерва пластичности) этих районов. В этом смысле приграничные районы при низких температурах прочнее матрицы.

Повышение температуры обуславливает существенное уменьшение η (рис. 3) и способствует увеличению доли деформации, связанной с приграничными районами.

Динамический возврат в объемном поле напряжений в приграничных районах протекает практически с началом пластической деформации. Это приводит к межкристаллитному проскальзыванию и уменьшению резерва пластичности приграничных районов. При $200-400^\circ$ у чистой меди прочность их становится меньше прочности матрицы, к тому же образующиеся в результате проскальзывания приграничные ступеньки действуют как

* Рис. 1 и 2 см. вклейку к стр. 797.

концентраторы напряжений, причем ступеньки возникают не только на поверхности, но и внутри деформируемого металла (⁴). Разрушение носит типичный интеркристаллитный характер (рис. 4б); величина ступеньки по границам растет, доля внутризеренной деформации уменьшается. Увеличение скорости деформации действует в противоположном направлении. Характер деформации и разрушения не меняется вплоть до температуры начала миграции границ зерен (для чистой меди ~400°).

2. Горячая деформация. Миграция границ зерен, сопровождающая пластическую деформацию выше некоторых температур, уводит границу от концентраторов напряжений (ступенек) и восстанавливает резерв пластичности приграничных районов. Характер разрушения меняется на транскристаллитный (рис. 4г), пластичность резко возрастает. Миграция отчетливо фиксируется на деформационном рельефе, а также металлографически по рядам ямок травления и электронномикроскопически на просвет за счет формирования «наследственных» границ (рис. 2). По достижении критических степеней деформации, накопленной за счет внутризеренного скольжения, в металлах с не очень высокой энергией дефектов упаковки протекает рекристаллизация; соотношение процессов упрочнения и разупрочнения существенно зависит от температурно-скоростного режима деформации и обуславливает реализацию двух принципиально различных механизмов горячей деформации (¹).

При низких температурах и (или) высоких скоростях рекристаллизация, начинающаяся в процессе деформации, протекает параллельно с последней (динамически) и обуславливает практически постоянный уровень напряжения течения (¹, ⁵). Разупрочнение для меди и никеля в этих условиях связано именно с рекристаллизацией; легко наблюдаются границы новых зерен. Локальная деформация отдельных зерен в режиме динамической рекристаллизации резко неоднородна: меняется от нуля в зернах, охваченных рекристаллизацией, до критических степеней в зернах, где деформация только накапливается. Неоднородна субструктура отдельных зерен; распределение дислокаций меняется от равномерного до субъединичного. Протекание такого процесса возможно за счет сравнимости деформационного упрочнения с упрочнением за счет малых размеров зерен (⁶).

При высоких температурах и (или) низких скоростях деформация соответствует открытому в последнее время (¹) режиму сверхпластичности, когда рекристаллизация протекает периодически одновременно во всей рабочей части образца. Локальная деформация весьма однородна от зерна к зерну, что связано с формирующейся в процессе деформации текстурой. В этом режиме деформация принципиально неограничена, при растяжении меди и никеля достигает сотен процентов.

3. Влияние сегрегаций по границам зерен. Зернограничные сегрегации характеризуются повышением концентрации примесей и приграничных районах, в предельном случае обуславливая появление выделений; соответственно резерв пластичности приграничных районов уменьшается. В результате при низких температурах торможение трещины в приграничных районах ослаблено, прочность границы сравнима с прочностью матрицы. В случае выделений хрупкость последних при характерных для низких температур высоких напряжениях течения может быть причиной разрушения по границам (рис. 4 д, е). Таков тип низкотемпературного разрушения меди обычных промышленных марок, содержащих 0,01% и больше кислорода, когда в литом состоянии между зернами имеются включения эвтектической составляющей, содержащей

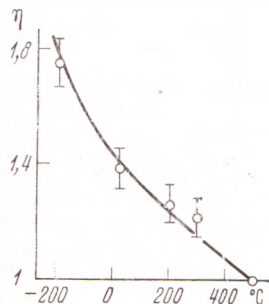


Рис. 3. Температурная зависимость η для чистой меди

хрупкую окись меди Cu_2O . В зависимости от степени сегрегации характер низкотемпературного разрушения металлов может меняться от случая с выделениями до случая чистых границ зерен. Например, при -196° характер разрушения в литой меди М1 (99,95% Cu, 0,02% O_2) полностью интеркристаллитный, в меди МОБ (99,99% Cu) частично интеркристаллитный, в меди МВЧ (99,994% Cu) транскристаллитный. В работе (7) описан интеркристаллитный характер разрушения никеля чистоты 99,97% Ni.

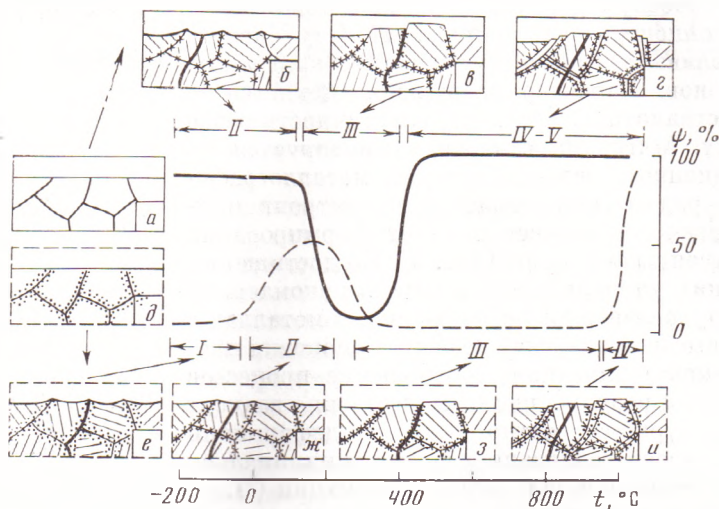


Рис. 4. Изменение характера деформации и разрушения г.к. металлов с ростом температуры на примере меди (соответствует температурной зависимости пластичности (3)), ψ — относительное сужение в месте разрыва.

Верхний ряд схем и сплошная кривая соответствуют металлу с чистыми границами зерен, чистая медь 99,994%; нижний ряд схем и штриховая кривая соответствуют металлу с сегрегациями по границам, медь М1 99,95% Cu, 0,02% O_2 . Римскими цифрами обозначены температурные интервалы реализации различных механизмов деформации и разрушения по классификации (1)

Известно (8), что механические свойства твердых растворов сильнее изменяются с температурой, чем у металла-растворителя (за счет разблокировки дислокаций от примесных атмосфер). Это обстоятельство, а также снижение напряжений течения, особенно важное в случае выделений, приводят с ростом температуры к изменению характера разрушения на транскристаллитный (рис. 4ж).

Примеси, сегрегированные по границам, затрудняют развитие динамического возврата в приграничных районах и уменьшают межкристаллитное проскальзывание. В металле с сегрегациями транскристаллитный тип разрушения сохраняется до более высоких температур, чем в металле без сегрегаций, например, до $\sim 300^\circ$ в меди М1 по сравнению с $\sim 200^\circ$ для меди МВЧ (см. рис. 4б и 4ж). Когда в дальнейшем с ростом температуры все же развивается межкристаллитное проскальзывание (хотя его величина при соответственных температурах меньше, чем в металле без сегрегаций), разрушение происходит интеркристаллитно и пластичность резко падает (рис. 4з).

Сегрегации резко понижают подвижность границ зерен. Миграция, приводящая к смене характера деформации и разрушения, начинается при значительно более высоких температурах, чем в металле без сегрегаций, например, в меди М1 и МОБ при $\sim 1000^\circ$ по сравнению с $\sim 400^\circ$ для меди МВЧ (рис. 4и).

Особенности деформации мелкозернистых металлов в отличие от крупнозернистых определяются только относительной ролью приграничных районов. В этом же плане следует рассматривать процессы микропластической деформации⁽⁹⁾ и холодного и горячего формоизменения металлов с малым размером зерна, в том числе условия проявления обычной сверхпластичности⁽¹⁰⁾.

Изложенные представления являются плодотворной основой для рассмотрения влияния малых примесей на свойства металлов. Например, влияние кислорода и водорода при малом содержании в меди можно объяснить связыванием металлических примесей в окислы с образованием выделений и восстановлением их водородом с переходом в твердый раствор и сегрегацией в приграничных районах.

Представления о пластическом поведении поликристаллов, определяемом различием в характере деформации приграничных районов и тела зерна, являются, по-видимому, весьма общими и могут быть справедливы для любых, а не только г.ц.к., металлов. В то же время они свидетельствуют об искусственности и несостоятельности утверждений о существовании разных сортов атомов в чистых металлах и аморфизации вещества при пластической деформации, излагаемых в публикациях^(11, 12).

Поступило
28 VIII 1973

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

- ¹ Д. И. Лайнер, М. И. Цыпин и др., ДАН, т. 209, № 1, 80 (1973). ² Ch. Schwink, W. Vorbrugg, Zs. Naturforsch., b. 22, 626 (1967). ³ Д. И. Лайнер, М. И. Цыпин и др., Цветные металлы, № 8, 70 (1972). ⁴ В. М. Розенберг, Ползучесть металлов, М., 1967. ⁵ С. М. Sellars, W. J. Tegart, Intern. Met. Rev., v. 17, 1 (1972). ⁶ А. Kochendorfer, Plastische Eigenschaften von Kristallen, Berlin, 1941. ⁷ В. В. Рыбин, Ю. И. Полиэктов, В. А. Лилчев, Физ. мет. и металловед., 993 (1973). ⁸ Р. Хоникомб, Пластическая деформация металлов, М. 1972. ⁹ Н. Браун, Наблюдения микропластичности, В сборн. Микропластичность, 1972, стр. 37. ¹⁰ S. Floreen, Scripta Metallurgica, v. 1, 19 (1967). ¹¹ А. А. Пресняков, ДАН, т. 200, № 2 (1971). ¹² А. А. Пресняков, В сборн. Труды Фрунзенского Политехнического института, в. 35, Фрунзе, 1969.