

УДК 669.3:539.214:539.377

ТЕХНИЧЕСКАЯ ФИЗИКА

Д. И. ЛАЙНЕР, М. И. ЦЫПИН, А. В. НОВИКОВ, Ю. Ф. ШЕВАКИН,
Е. С. СОЛЛЕРТИНСКАЯ, М. П. АФОНИН

ПЛАСТИЧНОСТЬ, ХРУПКОСТЬ И СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ МЕДИ

(Представлено академиком А. А. Бочваром 16 VI 1972)

В настоящее время все возрастающий интерес проявляется к вопросу о сверхпластичности металлов и сплавов. В то же время сведения об особенностях механизма пластической деформации меди, особенно при повышенных температурах, практически отсутствуют.

В настоящей работе исследовали особенности поведения образцов (рабочая часть $\varnothing = 6 \times 30$ мм), вырезанных из медных слитков и деформированных растяжением в широком интервале температур (от -196 до 1000°C , испытания при 1000°C и выше проводили в вакууме) и скоростей

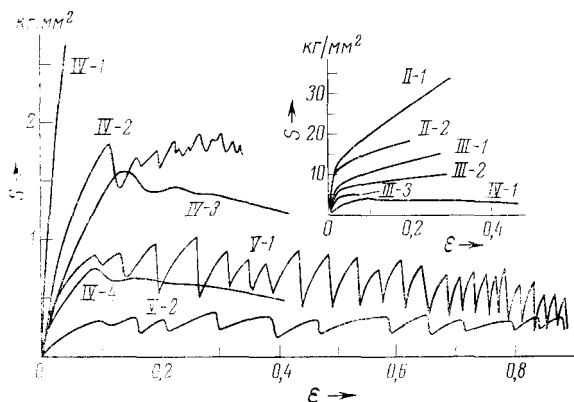


Рис. 1. Кривые течения меди МВЧ (до момента образования шейки) при различных $\dot{\epsilon}$, сек $^{-1}$, и T , $^\circ\text{C}$: $\dot{\epsilon} = 1,1 \cdot 10^{-2}$ (II-1, II-2, III-1, III-2, IV-1, IV-2, IV-3, IV-4), $1,7 \cdot 10^{-5}$ (III-3, IV-2, V-1), $1,1 \cdot 10^{-4}$ (V-2); $T = -196$ (II-1), 20 (II-2), 300 (III-1), 400 (III-2, III-3), 600 (IV-1, IV-2), 800 (IV-3, V-1), 1000 (IV-4 V-2)

деформации (10^{-5} — 10^{-2} сек $^{-1}$). Кривые деформации обрабатывались на ЭЦВМ «Минск-32» по разработанной программе РКРАС; в дальнейшем везде подразумеваются истинные напряжения.

Исследовали медь трех сортов:

- 1) М1, с содержанием 99,95% Cu и 0,02% O_2 , величина зерна (дендритной ячейки) $\sim 0,2$ мм; наблюдаются выделения закисной эвтектики в междендритных пространствах;
- 2) МОБ, с содержанием 99,99% Cu и $(5-10) \cdot 10^{-4}$ % O_2 , величина зерна ~ 4 мм, границы зерен чистые;
- 3) МВЧ, с содержанием 99,994% Cu и $(5-10) \cdot 10^{-4}$ % O_2 , величина зерна ~ 2 мм, границы зерен чистые.

Анализ совокупности всех полученных нами и немногочисленных литературных (^{1,2}) данных может быть проведен на основе кривых течения для меди МВЧ (рис. 1) и представлен в виде схемы (рис. 2) влияния температурно-скоростных условий на механизм пластической деформации меди.

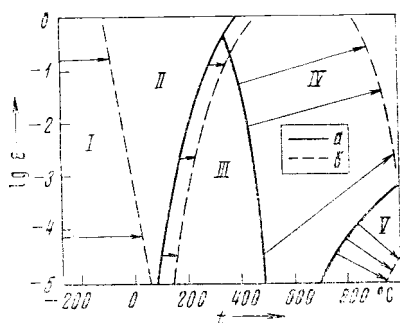
При температурах до $100-200^\circ\text{C}$ кривые являются обычными для холодной деформации (рис. 1); после испытания при комнатной температуре крупнокристаллический образец имеет характерный «бамбукообразный» вид — деформация развивается существенно сильнее по телу зерна, чем

в приграничных районах. Граница и тело зерна конкурируют по прочности, с понижением температуры деформация становится равномернее по длине образца, удлинение увеличивается; эквивалентная температура в обычном понимании не превышает 77°K . Ниже этой температуры разрушение будет происходить по границам зерен (область I на рис. 2); выше этой температуры по мере разупрочнения тела зерна разрушение становится транскристаллитным, с высокой способностью к формоизменению (область II).

По мере дальнейшего повышения температуры резко разупрочняются приграничные районы кристаллитов (³). Этот процесс сильно зависит от скорости деформации, и при достаточно малых скоростях наблюдается хрупкое интеркристаллитное разрушение (область III). Для следующего температурно-скоростного режима (область IV) характерно интенсивное развитие процессов «горячего» динамического разупрочнения (кривая деформации имеет явно выраженный максимум, см. рис. 1). Способность к формоизменению высокая. Остановка машины в любых условиях испытания после максимума кривой немедленно и практически мгновенно приводит к полной рекристаллизации образца с соответствующим резким падением предела текучести; закалить образец в упрочненном состоянии не удастся.

И, наконец, в наиболее мягких режимах наблюдается сверхпластичное состояние литой меди (область V), реализуемое за счет периодически повторяющейся полной рекристаллизации образца.

Рис. 2. Схема температурно-скоростных режимов, отвечающих различным механизмам деформации и разрушения меди, содержащей 99,994% Cu (a) и 99,95% Cu (б): I — хрупкость (охрупчивание границ зерен при минусовых температурах), $\psi < 15\%$, $\delta < 40\%$; II — вязкое разрушение, высокая пластичность, интенсивное деформационное упрочнение, $\psi > 50\%$, $\delta > 40\%$; III — хрупкое разрушение по границам зерен, $\psi < 50\%$, $\delta < 20\%$; IV — вязкое разрушение, высокая пластичность, выраженное разупрочнение по мере деформации, $\psi = 100\%$, $\delta > 30\%$; V — сверхпластичность за счет периодической рекристаллизации образца, $\psi = 100\%$, $\delta > 100\%$



Кривая течения принимает характерный пилообразный вид (см. кривые V на рис. 1). Каждый «зубец пилы» соответствует циклу деформационное упрочнение — рекристаллизация. До разрушения образца реализуется несколько десятков таких циклов. При прекращении движения захватов машины или полной разгрузке образца в состоянии, отвечающем увеличению напряжения по ходу зубца, рекристаллизации не происходит; состояние, отвечающее впадине между зубцами, является полностью рекристаллизованным. Образец может быть закален в любом из этих состояний.

В монокристаллических медных образцах нет границ зерен и хрупкое разрушение не наблюдается (⁴); соответственно на схеме рис. 2 должна отсутствовать область III.

Возрастание же концентрации примесей в меди приводит к сдвигу границ между областями на схеме рис. 2 в направлении, указанном стрелками. Сдвиг этот весьма значителен, может достигать сотен градусов по температуре и нескольких порядков по скорости деформации и приводит к выклиниванию некоторых областей диаграммы. Так, например, для меди М1 в условиях испытаний режим сверхпластичности не наблюдался вообще, а режим динамического разупрочнения был резко ограничен по температурам и скоростям (рис. 2, б).

Детальные результаты изучения температурно-скоростных зависимостей параметров пластической деформации и структуры образцов будут опубликованы в дальнейшем.

Таким образом, в результате настоящей работы установлено существование двух принципиально различных механизмов пластического формоизменения меди при высоких температурах, в одном из которых наблюдается сверхпластичность за счет периодической рекристаллизации металла в очаге деформации. Существование такого механизма сверхпластичности может считаться экспериментально доказанным, по крайней мере, для чистых металлов. В свете наших результатов соображения об «аморфизации» вещества, высказанные в ⁽⁵⁾, не выдерживают критики.

Государственный научно-исследовательский
и проектный институт сплавов и обработки
цветных металлов
Москва

Поступило
26 V 1972

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

- ¹ C. M. Sellars, W. J. McTegart, Acta Met., **14**, № 9, 1136 (1966). ² P. W. Davies, G. R. Dunstan et al., J. Inst. Metals, **99**, 195 (1971). ³ А. В. Шалимова, Кандидатская диссертация, ЦНИИЧермет., 1970. ⁴ Е. М. Савицкий, Н. И. Новохатская, Сборн. Монокристаллы тугоплавких и редких металлов, 1966. ⁵ А. А. Пресняков, Тр. Инст. ядерной физики АН КазССР. Новые данные о сверхпластичности металлов и сплавов, **13**, Алма-Ата, 1971, стр. 169.