

Б. А. МОВЧАН

СТРУКТУРНЫЕ УСЛОВИЯ МАКСИМАЛЬНОЙ ПЛАСТИЧНОСТИ ДВУХФАЗНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

(Представлено академиком Б. Е. Патеном 26 II 1975)

Введение частиц второй фазы в металлическую матрицу — один из самых распространенных методов упрочнения металлических материалов. Существует достаточно много экспериментальных данных, демонстрирующих, что дисперсные некогерентные частицы, упрочняя матрицу, служат одновременно очагами зарождения трещин и снижают пластичность материалов. В частности, в работах (¹⁻³) на примере меди и железа, содержащих различные типы дисперсных частиц, показано, что снижение удлинения при разрушении определяется только объемной долей второй фазы и практически не зависит от размеров частиц и их природы. Однако существуют и противоположные экспериментальные результаты: в некотором узком интервале содержаний второй фазы, связанном, по-видимому, с размером зерна металлической матрицы, дисперсные частицы повышают пластичность и снижают температуру перехода к хрупкому разрушению (⁴⁻⁷).

Ниже приведен анализ экспериментальных значений прочности и пластичности двухфазных материалов на основе железа и вольфрама с регулируемым количеством второй фазы и размером зерна, направленный на выяснение указанных противоречий.

Образцы в виде листа 120×200 и толщиной 0,8–1,2 мм были получены путем электроннолучевого испарения и последующей конденсации материалов на предварительно нагретую подложку (⁸). Переменное содержание второй фазы вдоль листа в интервале 0–5 об. % и более чем десятикратное изменение размера зерна металлической матрицы достигалось одновременным испарением из двух независимых источников чистого металла (99,98 %) и неметаллического материала — карбида ниобия NbC или двуокиси циркония ZrO₂. Температуры нагрева подложки были равны 600 и 1600°С соответственно для железа и вольфрама. При этих температурах свойства конденсатов чистого железа и вольфрама практически не отличались от свойств массивных рекристаллизованных образцов, полученных обычными способами. Определение средних размеров структурных элементов (величины зерна и диаметра частиц) осуществлялось стандартными методами металлографии: экстрагирования частиц путем растворения материала и трансмиссионной электронной микроскопии. Дисперсные частицы имели почти сферическую форму и были произвольно распределены в матрице. Механические свойства определялись путем растяжения плоских образцов, скорость деформации составляла 0,1 мин⁻¹. Для сравнения были выбраны две линейных характеристики структуры: средний размер зерна D и средний свободный путь между частицами λ и два механических параметра: условный предел текучести $\sigma_{0,2}$ и удлинение при разрушении δ , %. Значения λ для сферических частиц вычислены на основании соотношения

$\lambda = \frac{2d}{3f}(1-f)$ (⁹), где d и f — соответственно диаметр частиц и объемная доля второй фазы.

На рис. 1а приведены указанные величины для двухфазного материала железо — карбид ниобия в зависимости от содержания NbC (об. %). Механические свойства определены при 20° С. Средний размер частиц 0,028 мкм. Постоянство параметра кристаллической решетки железа подтверждает отсутствие растворимости NbC. Зависимость δ от содержания второй фазы имеет вид кривой с четким максимумом. В области малых концентраций, когда $D < \lambda$, пластичность повышается по мере увеличения

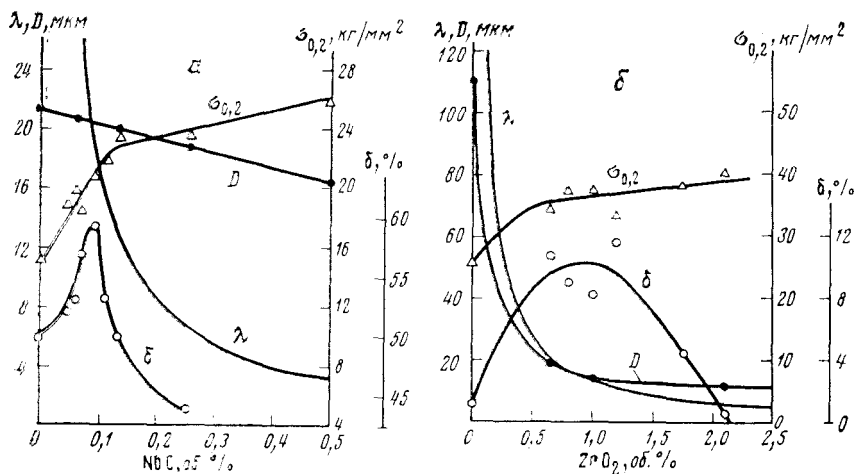


Рис. 1. Зависимости среднего размера зерна D , среднего свободного пути между частицами λ , предела текучести $\sigma_{0,2}$ и удлинения δ от содержания второй фазы. а — конденсаты Fe-NbC; б — конденсаты W-ZrO₂

содержания второй фазы. В области больших концентраций ($D > \lambda$) увеличение содержания второй фазы способствует резкому уменьшению пластичности. Максимум пластичности при 0,07–0,10 об. % NbC соответствует условию $D = \lambda$. В этом интервале концентрации происходит равномерное удлинение образца практически без образования шейки. $\sigma_{0,2}$ растет с увеличением количества второй фазы. Зависимость $\sigma_{0,2}$ от количества второй фазы имеет точку перегиба примерно при $D = \lambda$. Аналогичные зависимости в отмеченном интервале концентраций второй фазы получены для конденсатов Fe — ZrB₂; Fe — ZrO₂. На рис. 1б сопоставлены величины D и λ с механическими свойствами при 300° С для конденсатов вольфрам — двуокись циркония. Отсутствие взаимодействия в системе W — ZrO₂ также подтверждено рентгенографически. Высокая температура конденсации способствовала укреплению зерна матрицы и размера частиц ZrO₂ до значений 0,16–0,18 мкм. Зависимости δ и $\sigma_{0,2}$ от содержания ZrO₂ на рис. 1б подобны соответствующим зависимостям на рис. 1а. Максимум пластичности при 0,6–1,0 об. % ZrO₂ также соответствует условию $D = \lambda$. Более пологий максимум пластичности на рис. 1б обусловлен подобием изменения D и λ с увеличением содержания ZrO₂. В результате условие $D \approx \lambda$ выполняется в достаточно широком интервале концентраций ZrO₂. Подобные максимумы пластичности при соответствующих содержаниях дисперсных частиц NbC и ZrO₂ наблюдались также в конденсатах на основе никеля и меди.

Описанные явления, по всей вероятности, обусловлены совместным вкладом границ зерен и частиц второй фазы в упрочнение и развитие пластической деформации. Когда $D < \lambda$, границы зерен оказывают блоки-

рующее действие на развитие множественного скольжения внутри зерна и распространение в смежные зерна. Этот эффект увеличивается с уменьшением размера зерен. Частицы второй фазы внутри отдельных зерен вносят дополнительный вклад в упрочнение. Одновременно, являясь концентраторами напряжений, частицы увеличивают однородность пластической деформации, повышая пластичность при разрушении. При $D > \lambda$ влияние границ второстепенно. Частицы второй фазы тормозят развитие скольжения внутри отдельных зерен, вызывая дальнейшее упрочнение матрицы. В этих условиях локализация пластической деформации в окрестности частиц, сопровождаемая их разрушением или отрывом в сочетании с малым значением λ , способствует резкому снижению пластичности при разрушении. Когда $D = \lambda$, оба механизма действуют одновременно, создавая наиболее благоприятные условия для однородного зарождения и распространения деформации в поликристаллической матрице.

Используя выражение для λ , условие максимальной пластичности $D = \lambda$ можно представить в виде

$$D = \frac{2d}{3f}(1-f).$$

Обычно $f \ll 1$, поэтому

$$D = \frac{2}{3} \cdot \frac{d}{f}. \quad (1)$$

Соотношение (1) формально совпадает с известным выражением Зенера — Мак Лина (¹⁰, ¹¹), описывающим сдерживающее действие частиц при росте в металлической матрице.

Условие $D = \lambda$, представленное соотношением (1), соответствует также максимальной пластичности рекристаллизованного сплава молибдена с углеродом (⁷). В этом сплаве $D = 120$ мкм, $f = 0,015$ (1,5% Mo_2C), $d = 3$ мкм. Естественно, могут быть и другие комбинации этих параметров. Согласно (1), пластичный сплав $\text{Mo}-\text{C}$ с $D = 120$ мкм может быть получен и при более низком содержании углерода, например $f = 1,8 \cdot 10^{-3}$ (0,01% C), если $d = 0,31$ мкм. По-видимому, эти условия были выполнены авторами (¹²).

Приведенные примеры относятся к твердым недеформируемым частицам с низкой адгезией на границе частица — матрица. Характерным примером материалов с деформируемыми частицами могут быть железо-хром-никелевые сплавы с двухфазной структурой «микродуплекс» (¹³, ¹⁴). Выполнение соотношения (1) для двухфазных материалов этого класса, содержащих пластичную фазу с о.ц.к.- или г.ц.к.-решеткой соответственно в аустенитной или ферритной матрице, сопровождается развитием сверхпластичности при температурах 0,6—0,8 $T_{\text{пл}}$, °К. Процессы термического возврата в деформируемых частицах и матрице являются, по-видимому, определяющим звеном в развитии сверхпластичности.

Таким образом, содержание произвольно распределенных сферических частиц второй фазы, соответствующее максимуму пластичности, зависит только от структурного параметра: отношения d/D . Абсолютная величина пластичности и ее зависимость от температуры — сложная функция многих переменных: механических свойств частиц и матрицы, особенностей межфазного взаимодействия на границе частица — матрица, размера частиц, скоростей пластической деформации и процессов возврата.

Следует отметить, что формирование двухфазной структуры, соответствующей максимальной пластичности, существенно облегчается при выполнении следующего ограничения, вытекающего из (¹⁰, ¹¹): выделение частиц второй фазы должно предшествовать или протекать одновременно с формированием границ зерен, например, полигонизацией в литых сплавах (¹⁵) или рекристаллизацией в пластически деформированных мате-

риалах (¹⁴). Определенные перспективы в создании оптимальных структур открывают вышеприведенные процессы одновременного испарения и конденсации металлических и неметаллических материалов.

Институт электросварки им. Е. О. Патона
Академии наук УССР
Киев

Поступило
13 II 1975

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

- ¹ W. M. Baldwin, B. I. Edelson, Trans. Am. Soc. Metals, v. 56, 318 (1962).
² J. Gurland, J. Plateau, Trans. Am. Soc. Metals, v. 56, 454 (1963). ³ J. Gurland, N. M. Parikh, Fracture, v. VII, N. Y.—London, 1972. ⁴ F. Henderson, S. T. Johnston, H. L. Woin, J. Inst. Metals, v. 92, 4, 111 (1963). ⁵ J. R. Rattliff, D. J. Maykuth et al., Trans. Met. Soc. AIME, v. 230, 3, 490 (1964). ⁶ W. A. Fishen, K. A. Soraruf, A. Hoffmann, Arch. Eisenhüttenwesen, B. 39, 1, 57 (1968). ⁷ Б. А. Мовчан, В. Н. Статкевич, Изв. АН СССР, Металлы, т. 2, 129 (1969). ⁸ Б. А. Мовчан, А. В. Демчишин, Физ. мет. и металловед., т. 28, 4, 653 (1969). ⁹ M. Gensamer, Trans. Am. Soc. Metals, v. 36, 30 (1946). ¹⁰ C. S. Smith, Trans. Met. Soc. AIME, v. 175, 1, 15 (1948).
¹¹ Д. Мак Лин, Границы зерен в металлах, М., Металлургиздат, 1960, стр. 222.
¹² N. Aritomi, K. Tsuya, J. Japan. Inst. Metals, v. 35, 7, 662 (1971). ¹³ R. J. Lindinger, R. C. Gibson, J. H. Brophy, Trans. Am. Soc. Metals, Quarterly, v. 62, 1, 230 (1969). ¹⁴ Р. К. Гибсон, Дж. Х. Брофи, Сб.: Сверхмелкое зерно в металлах, М., «Металлургия», 1973, стр. 347. ¹⁵ Б. А. Мовчан, Границы кристаллитов в литых металлах и сплавах, Киев, «Техніка», 1970, стр. 184.