

Г. Я. КОЗЫРСКИЙ, В. К. СУЛЬЖЕНКО

О СТРУКТУРНОЙ ЧУВСТВИТЕЛЬНОСТИ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ НИОБИЯ ПРИ ВЫСОКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ

(Представлено академиком Г. В. Курдюмовым 31 V 1975)

Структурное состояние оказывает большое влияние на прочность и пластичность о.д.к. переходных металлов. В работах (¹⁻⁴) показано, что с помощью механико-термической обработки в металлах VA и VIA групп можно сформировать структуру с неоднородным распределением дислокаций, образующих ячейки. Сильно разориентированные ячейки, границы которых непрозрачны для дислокаций (⁵), могут выполнять роль чрезвычайно мелкого зерна и обеспечивают благоприятное сочетание прочности, измеренной при комнатной температуре, и низкотемпературной пластичности хрома (⁶) и молибдена (⁷). Так как наибольшее значение имеют высокотемпературные применения переходных металлов V и VI групп, важно выяснить поведение этих металлов с ячеистой структурой при высоких температурах. Ниже приводятся результаты исследования роли ячеистой структуры в формировании высокотемпературных прочностных свойств ниобиевого сплава, представляющего собой твердый раствор 9,1 ат. % молибдена в ниобии.

Структура сплава создавалась с помощью холодной деформации и последующего отжига. Отжиг при температурах выше 700° С приводит к развитию полигонизационных процессов и образованию ячеистой структуры. С увеличением температуры отжига размер ячеек увеличивается, а толщина их границ уменьшается. При заданной температуре отжига, не превышающей температуры начала рекристаллизации, размер ячеек тем меньше, чем больше степень предварительной деформации. После деформаций, превышающих 50 %, образующиеся ячейки равноосны, а средний размер близок к наиболее вероятному, определенному из статистической кривой распределения ячеек по размерам.

Зависимость предела текучести, измеренного в испытаниях на растяжение со скоростью $5 \cdot 10^{-4}$ сек⁻¹ при комнатной температуре, от среднего размера ячейки и рекристаллизационного зерна следует закону Холла — Петча (^{7, 8}), что свидетельствует о выполнении границами ячеек барьерных функций границ зерен. Постоянная Петча, характеризующая напряжение, необходимое для передачи скольжения через границу зерна, равна 0,6 кг/мм^{3/2} и совпадает со значениями, полученными в работах (^{9, 10}), выполненных на чистом ниобии.

Длительная прочность сплава, испытанного при 1100° С ($0,48 T_{пл}$) на ползучесть при постоянной нагрузке (рис. 1), определяется характерным параметром структуры (размер ячейки, зерна) и уровнем напряжения. Сплав с наименьшим структурным параметром (состояние I) имеет наибольшее значение одночасовой прочности ($\sigma_1^{1103} = 19,5$ кг/мм²), однако с увеличением времени службы скорость его разупрочнения выше, чем для состояний с большим зерном, и при нагрузке 9 кг/мм² он имеет наименьшее время до разрушения. Перелом на линии длительной прочности (состояние I) и ее больший наклон для напряжений, меньших 15 кг/мм², не

связаны со структурными изменениями в сплаве, которые сводятся к уменьшению ширины границ ячеек и завершению формирования субзерен на слабовыраженной стадии неуставившейся ползучести и незначительному росту субзерен во время ползучести на уставившейся стадии.

Для выяснения причины различного механического поведения сплава с разными значениями структурного параметра были построены графики зависимости минимальной скорости ползучести от напряжения (рис. 2). Если исключить из рассмотрения структурные состояния 4 и 5, создание

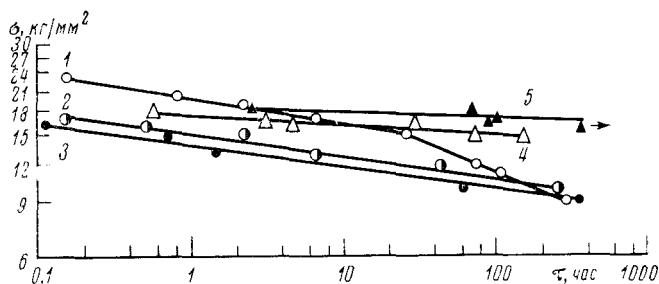


Рис. 1. Зависимость времени до разрушения от напряжения при ползучести. Температура 1100°С. Размер ячейки (состояние 1) — 1,2 мкм, (состояние 2) — 2,4 мкм. Размер зерна (состояние 3) — 11 мкм, (состояние 4) — 28 мкм, (состояние 5) — 93 мкм

которых включает высокотемпературные (более 1600°С) отжиги и особенности поведения которых определяются появлением на границах сегрегации ряда примесей, то зависимости минимальной скорости ползучести $\dot{\epsilon}$ от напряжения σ для малых (состояния 1, 2 и 3) значений структурного параметра выявляют определенную закономерность. В области больших напряжений они аппроксимируются степенным законом

$$\dot{\epsilon} = A\sigma^n \quad (1)$$

с экспонентой, равной 6, при малых напряжениях происходит отклонение от зависимости (1), которое можно описать уменьшением экспоненты, достигающей для малых значений структурного параметра (состояние 1) значения, равного 2. Такое поведение свидетельствует о смене механизма деформации и важной роли зернограницного проскальзывания, для описания которого в поликристаллах предложены модели (¹¹, ¹²), приводящие к квадратичной зависимости скорости деформации от напряжения. Смена механизма деформации для сплава с меньшим значением структурного параметра происходит при больших скоростях деформации в соответствии с наблюдениями, выполненными при изучении сверхпластичности (¹³), в основе проявлений которой лежит зернограницное проскальзывание.

Такие особенности зависимости скорости ползучести от напряжения и величины структурного параметра позволяют предположить, что значительная часть субграниц (азимутальная разориентировка которых только в отдельных случаях достигает 10–15°) испытывает проскальзывание свойственное, в общем, высокоугловым границам. Электронномикроскопическое исследование структуры сплава после ползучести (рис. 3) свидетельствует о возможности механизма субзернограницного проскальзывания и указывает на детали аккомодационного процесса в тройных узлах субграниц, сопровождающегося образованием кратных дислокационных нагромождений в теле субзерен (¹⁴).

Определенные для разных значений напряжения зависимости скорости ползучести от величины структурного параметра (рис. 4) приводят к качественно различным результатам: уменьшению скорости ползучести с уменьшением структурного параметра в области высоких скоростей деформации и обратной зависимости в области малых, чем определяется различ-

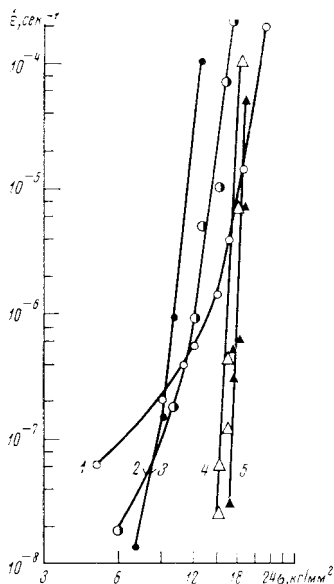


Рис. 2

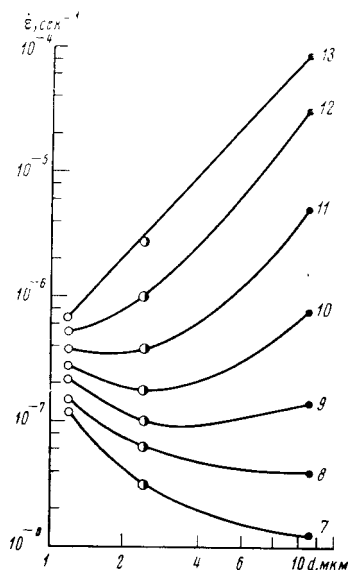


Рис. 4

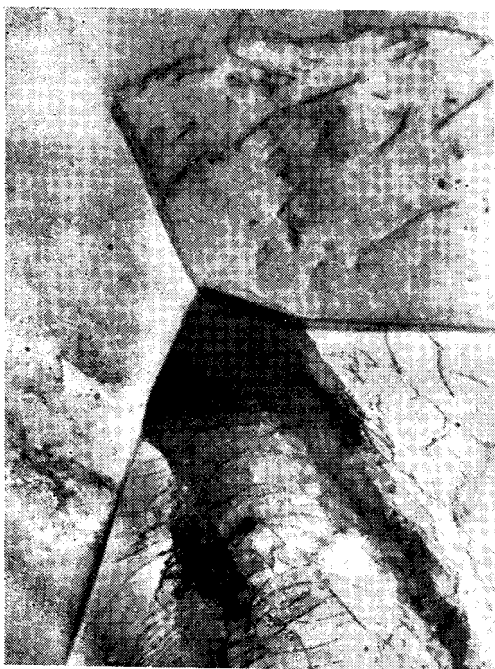


Рис. 3

Рис. 2. Зависимость скорости ползучести при температуре 1100°С от напряжения (см. обозначения к рис. 1)

Рис. 3. Структура сплава после испытания на ползучесть при температуре 1100°С и напряжении 9 кг/мм²

Рис. 4. Зависимость скорости ползучести от величины структурного параметра для разных значений напряжения (кг/мм²)

ная структурная чувствительность длительной прочности сплава для разных временных интервалов испытаний (рис. 1).

Полученные результаты о структурной чувствительности механических свойств твердого раствора на основе ниобия согласуются с результатами работы (15), в которой было обнаружено различное влияние внутризеренной структуры, создаваемой при прямом и обратном мартенситном превращении в железоникелевом твердом растворе, на его кратковременную и длительную прочность при сопоставимой гомологической температуре.

Проведенное исследование указывает на необходимость дифференцированного подхода к выбору структурного состояния, определяющего механизм пластической деформации и прочность материала, в соответствии с условиями его эксплуатации (температура, напряжение, время службы) и области возможного применения крупнозернистых материалов и материалов с ячеистой структурой.

Институт металлофизики
Академии наук УССР
Киев

Поступило
28 V 1975

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

- ¹ Ю. Е. Зубец, В. А. Манилов и др., Физ. мет. и металловед., т. 28, в. 6, 1055 (1969).
² Е. В. Белик, С. Н. Каверина и др., Физ. мет. и металловед., т. 24, в. 3, 535 (1967).
³ H. Conrad, S. Feuerstein, L. Rice, Mater. Sci. and Eng., v. 2, 3, 157 (1967). ⁴ Ю. В. Мильман, В. И. Трефилов, А. А. Удовенко, Проблемы прочности, в. 10, 45 (1970).
⁵ В. А. Манилов, В. Г. Ткаченко и др., Изв. АН СССР, Металлы, в. 2, 114 (1967).
⁶ Р. К. Иващенко, В. А. Манилов и др., Физ. мет. и металловед., т. 28, в. 6, 1070 (1969).
⁷ E. O. Hall, Proc. Phys. Soc., v. B64, 747 (1951). ⁸ N. Y. Petch, Iron and Steel Inst., v. 174, 25 (1953). ⁹ P. Evans, A. Weinberg, R. Van Thyne, Acta Met., v. 11, 2, 143 (1963). ¹⁰ P. Evans, J. Inst. Met., v. 92, 57 (1963–1964). ¹¹ A. K. Mukherjee, Mater. Sci. and Eng., v. 8, 2, 83 (1971). ¹² M. F. Ashby, R. A. Verrall, Acta Met., v. 21, 2, 149 (1973). ¹³ G. I. Davies, J. W. Edington et al., J. Mater. Sci., v. 5, 1091 (1970).
¹⁴ P. Chaudhari, Met. Trans., v. 5, 7, 1962 (1974). ¹⁵ Г. В. Курдюмов, Э. З. Каминский, В. М. Розенберг, ДАН, т. 109, 1, 85 (1956).