

**СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ ПРИ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ
ДЕФОРМАЦИИ СПЛАВОВ ЦИНК — АЛЮМИНИЙ**

В первых работах по анализу явления сверхпластичности в двухфазных сплавах Zn — Al (¹⁻⁴) были установлены основные структурные характеристики, необходимые для развития сверхпластической деформации: высокая дисперсность частиц обеих фаз, их равноосность и примерно одинаковая объемная доля в сплаве. Последующие многочисленные работы разных авторов подтвердили справедливость этих положений (см., например, обзоры (^{5, 6})). В настоящее время обсуждается много гипотез о механизмах сверхпластической деформации. Среди них все большее место занимают представления о главной роли межзеренной деформации в сочетании со взаимным приспособлением (аккомодацией) частиц фаз.

Дислокационное скольжение в объеме частиц фаз не может вносить решающего вклада в сверхпластическую деформацию, так как кристаллиты при такой деформации не вытягиваются, а дислокации в объеме частиц выявляются только при больших скоростях деформации и, соответственно, пониженной пластичности. Гипотеза о главной роли межзеренной деформации, при которой межзеренное разрушение предотвращается активными диффузионными процессами (массопереносом) в результате растворения и осаждения или рекристаллизации, была впервые высказана одним из авторов в 1946 г. (^{2, 4}). Однако эта гипотеза длительное время не попадала в поле зрения исследователей сверхпластичности.

В связи с предполагаемой важной ролью диффузионных процессов в межзеренной деформации сверхпластичного сплава, представляет интерес установить, как изменяется структура двухфазной смеси при сверхпластичном течении. Первые качественные указания на укрупнение частиц фаз в сплаве Zn — Al монотектоидного состава при сверхпластической деформации приведены в работе (⁷) и, позднее, в статье (⁸). Для получения количественных характеристик структурных изменений были проведены следующие эксперименты. Исследовали сплавы Zn — Al, приготовленные с использованием цинка чистотой 99,975% и алюминия 99,995%. Гомогенизированные слитки прокатывали при 350° с обжатием на 75%. Разрывные образцы с расчетной длиной 10 мм закалывали в воде с температуры 350° и после выдержки в течение суток при 20° отжигали при 250° 5 час. для получения исходной зернистой смеси.

Образцы растягивали при 250° до разного удлинения, в том числе и до разрыва, и на них под световым микроскопом после травящей электрополировки измеряли суммарную межфазную поверхность, приходящуюся на единицу объема (⁹): $\Sigma S = 2m$, где m — число пересечений случайных секущих с границами цинковой фазы (границы частиц алюминиевой фазы не выявлялись).

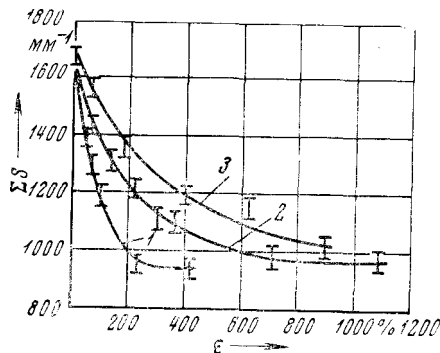


Рис. 1. Зависимость удельной межфазной поверхности ΣS сплава Zn — 25% Al от степени деформации растяжением ϵ при 250° и скоростях 0,35 (1), 10 (2) и 200 (3) мм/мин

С увеличением степени деформации межфазная поверхность сначала интенсивно уменьшается (частицы укрупняются), а затем сравнительно слабо изменяется (рис. 1). Аналогичные результаты были получены и при электронномикроскопическом изучении фольг, на которых выявлялись границы частиц обеих фаз и можно было наблюдать укрупнение с затуханием частиц каждой из фаз при увеличении степени деформации. Чем меньше скорость растяжения, тем быстрее сплывается межфазная поверхность по мере деформирования (наклон кривой 3 меньше, чем 2 и 1). Конечные точки на кривых соответствуют растяжению до разрыва. К моменту разрыва при разных скоростях растяжения ΣS становится примерно одной и той же ($\sim 1000 \text{ мм}^{-1}$).

Указанные процессы укрупнения частиц фаз не являются результатом чисто термического воздействия. При изотермической выдержке при 250° тех же образцов, но не подвергнутых деформированию, $\Sigma S \approx \approx 1000 \text{ мм}^{-1}$ достигается за 7 час., в то время как при скоростях растяжения 10 и 200 мм/мин — соответственно за 7 мин. и 30 сек. Эти факты свидетельствуют об интенсивных диффузионных процессах, сопровождающих сверхпластическую деформацию. Такие процессы могут обеспечивать аккомодацию и предотвращать развитие микроразрушений при деформации.

Весьма интересно, что после больших степеней деформации при просвечивании фольг были обнаружены цепочки микропустот, вытянутые

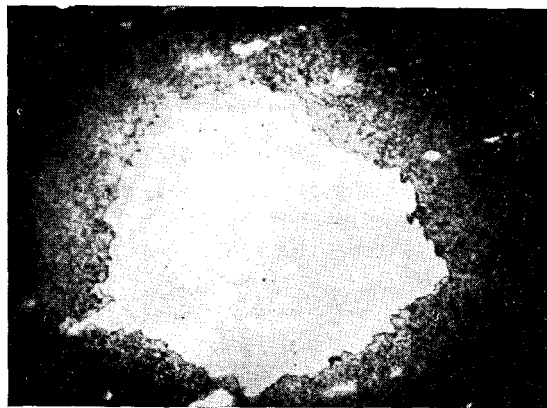


Рис. 2. Цепочки микропустот вблизи отверстий (центральное светлое пятно) в фольге сплава Zn — 22% Al после растяжения образца при 250° на 800% (просвечивающая электронная микроскопия, 300 X)

вдоль направления растяжения (рис. 2). Чем крупнее исходные частицы фаз, тем больше таких участков микроразрушений при одинаковой степени деформации. Можно предположить, что рассматриваемые микропустоты возникают из-за недостаточной аккомодации частиц при межзеренной деформации. Факт появления микропустот на определенной стадии сверхпластической деформации весьма важен и здесь необходимы дальнейшие систематические исследования.

Количественная металлография позволила выявить существенные отклонения от статистически равномерного распределения частиц в результате сверхпластической деформации. Диски для получения фольг вырезали из середины рабочей части плоских разрывных образцов, растянутых на разные степени деформации. При каждой степени деформации получали электронные микрофотографии структуры в трех-пяти участках при увеличении в 3000 раз (рис. 4), фиксируя направление растяжения образца. Затем определяли число пересечений секущих с меж-

фазными границами, ориентируя секущие вдоль и поперек направления растяжения, а также случайным образом. Рис. 3 показывает, что, начиная с деформации 200%, число межфазных границ поперек направления растяжения оказывается больше, чем вдоль него. Просмотр фольг под электронным микроскопом показал, что происходит коалесценция частиц каждой из фаз в направлении, перпендикулярном оси растяжения. Частицы алюминиевой фазы (светлые) и цинковой (темные) выстраиваются в чередующиеся ряды поперек оси растяжения, в результате чего уменьшается число межфазных границ вдоль направления растяжения. Эти факты согласуются с указаниями⁽¹⁰⁾ о сближении и коалесценции частиц CuAl_2 в

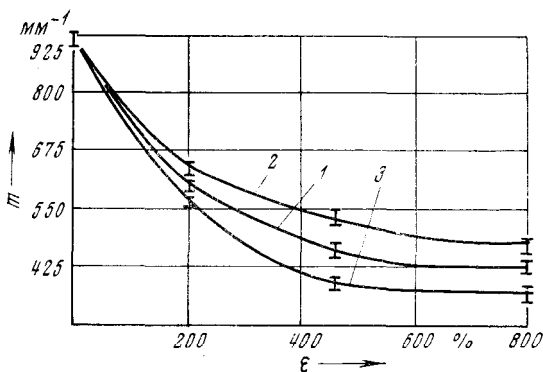


Рис. 3. Зависимость числа пересечений секущих с межфазными границами m от степени деформации растяжением сплава $\text{Zn} - 22\% \text{ Al}$ при 250° и $V = 25$ мм/мин. Секущие ориентированы хаотично (1), поперек (2) и вдоль (3) направления растяжения

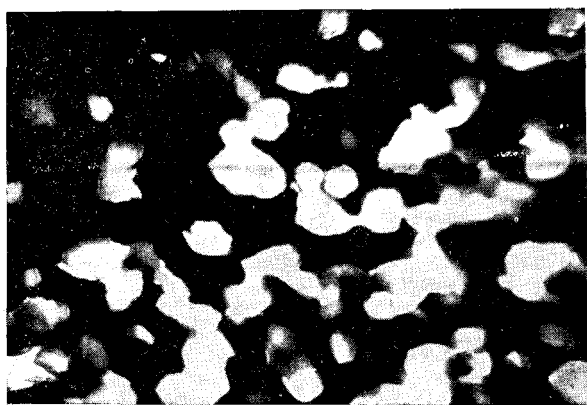


Рис. 4. Микроструктура фольги из сплава $\text{Zn} - 22\% \text{ Al}$ после растяжения при 250° на 460% ($V = 25$ мм/мин). Направление растяжения по диагонали рисунка (от левого верхнего угла)

экструдированной эвтектике $\text{Al} - 33\% \text{ Cu}$ поперек направления растяжения. Возможно, что рассматриваемое явление связано с превращением круглого сечения образца в эллиптическое при сверхпластической деформации⁽⁵⁾.

Московский институт
стали и сплавов

Поступило
13 VII 1971

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

- ¹ А. А. Бочвар, З. А. Сви́дeрская, Изв. АН СССР, ОТН, № 9, 821 (1945).
² А. А. Бочвар, Изв. АН СССР, ОТН, № 5, 750 (1946). ³ А. А. Бочвар, З. А. Сви́дeрская, Изв. АН СССР, ОТН, № 7, 1001 (1946). ⁴ А. А. Бочвар, Сборн. Технологии цветных металлов и сплавов, М., 1947, стр. 5. ⁵ J. Davies, J. W. Edington et al., J. Mater. Sci., 5, 1091 (1970). ⁶ R. H. Johnson, Met. Mater., 4, № 9, 115 (1970). ⁷ Л. А. Елагина, Исследование явления сверхпластичности сплавов цинка с алюминием, Автореф. диссертации, 1954. ⁸ P. Chaudhari, Acta Met., 15, № 12, 1777 (1967). ⁹ С. А. Салтыков, Стереометрическая металлография, М., 1970. ¹⁰ M. J. Stowell, J. L. Robertson, A. M. Watts, Met. Sci. J., 3, 41 (1969).