

А. С. ТИХОНОВ, М. Х. ШОРШОРОВ

# ДИФФУЗИЯ В СВЕРХПЛАСТИЧНЫХ АГРЕГАТАХ

(Представлено академиком Н. Н. Рыкалиным 9 XII 1971)

Эффект сверхпластичности, как показывает анализ экспериментальных данных, чаще всего наблюдается в двухфазных сплавах, три основных типа структуры которых приведены на рис. 1. В дальнейшем диспергированные фазовые смеси типа аустенит + феррит (рис. 1а) условно будем называть структурами 1-го типа; структуры, характеризующиеся равномерным распределением дисперсных и прочных частиц второй фазы в пластичной монокристаллической матрице, — структурами 2-го типа (рис. 1б), а промежуточные структуры (рис. 1в) — 3-го типа.

Из теории диффузии известно, что в металлах и сплавах с плотно упакованными решетками преобладает вакансионный механизм диффузии.

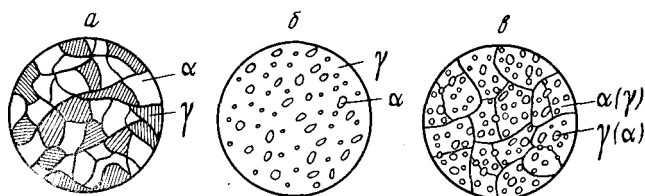


Рис. 1. Три основных типа структуры сплавов, в которых наблюдается сверхпластичность

Исследования процессов диффузии в объемно центрированных материалах также свидетельствуют о значительной роли вакансионного механизма <sup>(1)</sup>. В работе <sup>(2)</sup> дается следующее уравнение, связывающее коэффициент диффузии  $D$  с концентрацией дефектов точечного типа  $c$ :

$$D = \lambda^2 \nu c, \quad (1)$$

где  $\nu$  — эффективная частота перескока дефектов, а  $\lambda$  — расстояние перескока. Обычно <sup>(1)</sup> соотношение коэффициентов диффузии вакансий и самодиффузии  $D_{ат}$  выражается уравнением

$$D_{ат} = D_0 \exp\left(-\frac{\Delta U}{RT}\right) C_f, \quad (2)$$

где  $D_0 \exp\left(-\frac{\Delta U}{RT}\right)$  — коэффициент диффузии вакансий,  $\Delta U$  — энергия их перемещения, а  $C_f$  — концентрация вакансий.

С точки зрения сверхпластичности поликристаллических агрегатов наиболее важным является вопрос о перераспределении вакансий (как избыточных, так и термически равновесных) по объему отдельно взятого кристаллита.

С одной стороны, по чисто термодинамическим соображениям, вакансии и другие дефекты за счет термической активации и имеющегося энергетического градиента по кристаллиту, причиной которого являются напряжения 2-го и 1-го рода (рис. 2), мигрируют к границам зерен, что должно способствовать снижению термодинамического потенциала кристаллита.

С другой стороны, межфазная граница, находящаяся под действием нормальных к ней напряжений, является эффективным источником ва-

кансий, мощность которого определяется уровнем действующих напряжений и протяженностью межфазной (для чистых металлов — межзеренной) границы. В результате действия этих двух конкурирующих процессов вблизи границы концентрация вакансий будет значительно больше, чем в объеме зерна, как это показано на рис. 2, где единичный кристаллит изображен в виде блока, по контуру которого действуют касательные напряже-

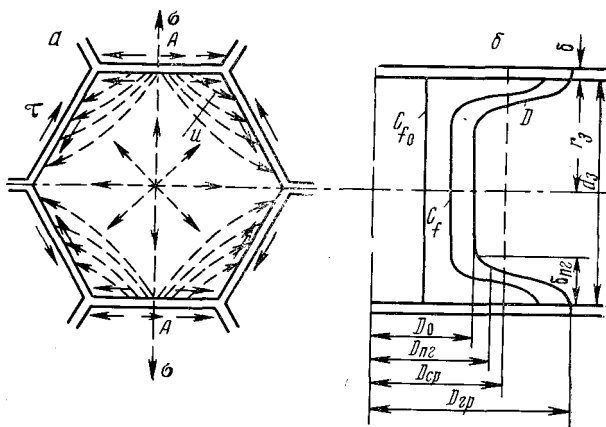


Рис. 2. Потоки вакансий (а) и диффузионная подвижность атомов (б) вблизи границы и в теле зерна

ния (их инициаторами в поликристалле являются действующая нагрузка  $P$ , а в сплавах со структурой 1-го, и в меньшей степени 3-го типа, помимо  $P$ , — механизм межзеренного проскальзывания). Схема, изображенная на рис. 2, аналогична модели, предложенной Набарро и Херрингом (<sup>4, 5</sup>) применительно к вакансионной ползучести и основанной на диффузии вакансий от границы, где действуют растягивающие напряжения, к границе, находящейся под действием сжимающих напряжений.

Поскольку коэффициент диффузии  $D$  пропорционален концентрации вакансий, аналогичную эпюру по сечению зерна имеет текущее значение  $D$ : на границе кристаллита толщиной  $\delta$  коэффициент диффузии равен  $D_{гр}$  в приграничной зоне толщиной  $\delta_{пг}$  он монотонно снижается до значения  $D_0$ , характеризующего коэффициент диффузии в объеме зерна.

Расчеты среднего уровня подвижности атомов в сплавах с различной структурой дают следующие значения  $D_{ср}$ .

а) сплавы со структурой 1-го типа

$$D_{ср} = (1 - f) \left[ D_{01} \left( 1 - \frac{2\delta_{пг1}}{d_{31}} \right)^3 + \frac{24}{d_{31}^3} \int_{0,5(d_{31}-2\delta_{пг1})}^{0,5d_{31}} D_{пг1}(\rho) \rho^2 d\rho \right] + \\ + f \left[ D_{02} \left( 1 - \frac{2\delta_{пг2}}{d_{32}} \right)^3 + \frac{24}{d_{32}^3} \int_{0,5(d_{32}-2\delta_{пг2})}^{0,5d_{32}} D_{пг2}(\rho) \rho^2 d\rho \right];$$

б) сплавы со структурой 2-го и 3-го (при большой величине зерна матрицы) типа:

$$D_{ср} = D_{02} \frac{\pi (d_{32} - 2\delta_{пг2})^3}{6\lambda^3} + \frac{4\pi}{\lambda^3} \left[ \int_{0,5(d_{32}-2\delta_{пг2})}^{0,5d_{32}} D_{пг2}(\rho) \rho^2 d\rho + \right. \\ \left. + \int_{0,5d_{32}}^{0,5(d_{32}+2\delta_{пг1})} D_{пг1}(\rho) \rho^2 d\rho \right] + D_{01} \left[ 1 - \frac{\pi (d_{32} + 2\delta_{пг1})^3}{6\lambda^3} \right]. \quad (4)$$

В формулах (3) и (4)  $f$  — объемная доля второй фазы,  $\lambda$  — расстояние между центрами сферических включений 2-й фазы (4), индексы 1, 2 относятся к параметрам диффузии и геометрическим характеристикам соответственно в 1-й и 2-й фазе или в матрице.

Из уравнений (3) и (4) следует, что относительный вклад диффузии в приграничной зоне зерна будет резко возрастать с уменьшением размеров кристаллитов. Так, если  $d_3 \rightarrow \infty$ , то  $D_{\text{ср}} \rightarrow D_0$ ; в другом крайнем случае ( $d_3 \rightarrow 2\delta_{\text{пт}}$ ) предельным значением  $D_{\text{ср}}$  будет  $D_{\text{гр}}$ . При технически достижимых малых размерах зерен наиболее важную роль в среднем уровне диффузионной подвижности атомов (с точки зрения причин сверхпластичности) играют интегральные члены уравнений (3) и (4) (размеры приграничной зоны  $\delta_{\text{пт}}$  и  $D_{\text{пт}}(\rho)$ ).

Поэтому представлялось целесообразным оценить отношение  $\delta_{\text{пт}}/d_3$ , характеризующее относительный вклад приграничной диффузии в общий уровень диффузионной подвижности атомов в поликристалле. Оценочные расчеты, основанные на многочисленных экспериментальных данных о соотношениях между коэффициентами диффузии на границе и в объеме зерна, а также между эффективным коэффициентом диффузии и коэффициентом диффузии в объеме зерна, показывают, что при температуре  $0,75 \cdot T_s$ , когда, например, у сплава Ni + 49% Cr  $D_{\text{гр}} < 10^4 D_0$ , <sup>(6)</sup> а также учитывая, что при  $0,75 \cdot T_s$  обычно  $D_{\text{ср}} \approx (5-10) D_0$  <sup>(7)</sup>, отношение  $\delta_{\text{пт}}/d_3 \approx (D_{\text{ср}} - D_0 / D_{\text{гр}}) \approx 0,005-0,01$  (при  $D_{\text{гр}} = 10^3 D_0$ ).

Изложенные выше в общем виде закономерности изменения коэффициента диффузии по сечению зерна представляются логически правильными и достаточно обоснованными. Отличие предложенной в настоящей работе схемы от известной модели Фишера <sup>(8)</sup> заключается в следующем. Согласно Фишеру <sup>(8)</sup> концентрация диффундирующего вещества в приграничных участках зерен определяется его утеккой из границы в объем кристаллита, т. е. коэффициент диффузии в этих зонах равен  $D_0$ . Таким образом, модель Фишера не учитывает перераспределения вакансий по сечению зерна с локальной их концентрацией вблизи межфазной границы. Роль же этого фактора с позиций предложенной авторами схемы является определяющей с точки зрения облегчения условий для протекания процессов релаксационного типа и процессов, способствующих развитию сверхпластичности (вакансионная ползучесть, переползание дислокаций, межзеренное проскальзывание), при уменьшении размеров зерен.

В общем случае увеличение диффузионной подвижности атомов при повышении степени дисперсности структуры ( $T = \text{const}$ ) вызывает соответствующее повышение пластичности и снижение сопротивления деформации по причине облегченных условий возврата при осуществлении горячей деформации, что обычно и наблюдается на практике (при проявлении сверхпластичности помимо высоких наблюдаемых ресурсов деформационной способности имеет место заметное снижение сопротивления деформации по сравнению с теоретически предсказываемыми значениями напряжений на концентрационных или температурных кривых типа  $\sigma(C)$  или  $\sigma(T)$ , где  $\sigma$  — показатель сопротивления деформации,  $C$  — концентрация,  $T$  — температура). Типичная картина влияния размеров зерен (или протяженности межфазовой границы  $S$ ) на показатели сопротивления деформации и пластичности ( $T, \epsilon = \text{const}$ ) представлена на рис. 3. Отметим, что в отношении действующих напряжений  $\sigma$  эта картина влияния фактора  $S$  прямо противоположна тем закономерностям, которые характерны для низкотемпературной деформации и нашедшим свое отображение в известном уравнении Холла — Петча — Лоу.

Роль диффузионного фактора с точки зрения облегчения условий протекания процессов, способствующих сверхпластичности, также понятна. Действительно, увеличение  $D_{\text{ср}}$  при диспергировании структуры согласно теории дефектов кристаллической решетки должно вызывать соответствующее повышение скоростей вакансионной ползучести и восхождения

дислокаций. В сплавах со структурой 1-го типа, где одним из наиболее вероятных процессов, способствующих развитию сверхпластичности, является межзеренное проскальзывание, роль этого фактора заключается в следующем. Известно, что характерной чертой межзеренного проскальзывания является образование полостей вблизи межфазных границ, по которым осуществляется этот механизм деформации. С другой стороны, для сохранения сплошности агрегата в процессе пластической деформации (так называемой аккомодации) эта граница должна обладать достаточно высо-

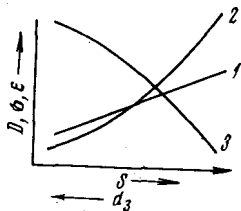


Рис. 3. Влияние размеров зерен на средний уровень диффузионной подвижности атомов (1), показатели пластичности (2) и сопротивление деформации (3) при высокотемпературном деформировании ( $T, \varepsilon = \text{const}$ ) сверхпластичного агрегата

кой скоростью миграции  $V_m$ , которая по Мак Липу <sup>(9)</sup> также зависит от диффузионной подвижности атомов вблизи поверхности раздела.

Изложенные в настоящей работе закономерности нашли качественное подтверждение в исследовании параметров диффузии одного из компонентов сверхпластичных сплавов систем Ni — Cr и Ni — Mo с помощью радиоизотопного метода <sup>(6)</sup>, при этом обнаружены четко выраженные отклонения температурной зависимости эффективного коэффициента диффузии никеля  $D_{\text{эфф}}$  от теоретического уравнения Аррениуса вблизи температур, соответствующих максимальному проявлению эффекта сверхпластичности. Так, при температуре 960°С в двухфазном сплаве Ni + 49% Cr примерно на два порядка выше аналогичного показателя в области однофазных твердых растворов. В этой же работе установлен также факт прямой корреляции между диффузионной подвижностью атомов в сверхпластичном поликристалле и его пластичностью. Кроме того, в работе <sup>(10)</sup> было показано, что отношение  $C_f/C_0$  (где  $C_f$  — истинная концентрация вакансий, а  $C_0$  — термически равновесная) составляет, например, для сплава Ni + 49% Cr примерно  $10^3$ , т. е. истинная концентрация вакансий в исследованном сверхпластичном сплаве при температуре 1000°С ( $0,75 T_s$ ) и скорости деформации  $\dot{\varepsilon} = 1,39 \cdot 10^{-3} \text{ сек}^{-1}$  может быть в 1000 раз больше равновесной. Возможные причины аномального пересыщения сверхпластичных агрегатов вакансиями (помимо изложенных в настоящей статье) обсуждаются в работах <sup>(3, 6, 10)</sup>.

Таким образом, требование повышенных значений коэффициентов диффузии компонентов сплава является одним из необходимых условий для развития сверхпластичности вне зависимости от типа процесса, контролирующего это явление.

Институт металлургии им. А. А. Байкова  
Академии наук СССР  
Москва

Поступило  
18 XI 1971

#### ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

- <sup>1</sup> М. А. Кристал, Диффузионные процессы в железных сплавах, М., 1963.
- <sup>2</sup> Л. Н. Быстров, Л. И. Иванов, Ю. М. Платов, Диффузия в металлах и сплавах. Тр. III Всесоюз. конф., Тула, 1968, стр. 254. <sup>3</sup> В. Г. Осипов, А. С. Тихонов, М. Х. Шоршоров, Физ. и хим. обработки материалов, № 6, 76 (1970).
- <sup>4</sup> R. F. N. Nabarro, Report of a Conference of Strength of Solid, London, 1948, p. 75.
- <sup>5</sup> C. Herring, J. Appl. Phys., **21**, 437 (1950). <sup>6</sup> С. В. Земский, П. Л. Грузин, А. С. Тихонов, Физ. и хим. обработки материалов, № 5, 83 (1971). <sup>7</sup> A. Hässner, L. Ehrhardt et al., Neue Hütte, **12**, № 5, 286 (1967). <sup>8</sup> I. C. Fisher, J. Appl. Phys., **22**, 74 (1951). <sup>9</sup> Мак Лин, Границы зерен в металлах, М., 1960. <sup>10</sup> Н. И. Надирашвили, М. Х. Шоршоров и др., Физ. и хим. обработки материалов, № 5, 134 (1971).