

ФИЗИКА ПРОЧНОСТИ И ПЛАСТИЧНОСТИ

PACS numbers: 61.72.Mm, 62.20.fq, 62.20.Hg, 66.30.Fq, 81.40.Ef, 81.40.Lm, 83.60.La

Исследование сверхпластичности и образования встроенных зон в бериллии

И. И. Папиров, А. А. Николаенко, В. С. Шокуров, А. В. Шокуров,
Ю. В. Тузов*

*Национальный научный центр
«Харьковский физико-технический институт» НАН Украины,
Институт физики твёрдого тела, материаловедения и технологий,
ул. Академическая, 1,
61108 Харьков, Украина*

**Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ»,
Каширское шоссе, 31,
115409 Москва, Российская Федерация*

В результате многолетних исследований авторам впервые удалось получить мелкозернистый бериллий высокой чистоты, который при комнатной температуре на порядок пластичнее технического металла, а при повышенных температурах переходит в сверхпластичное состояние. В обзоре подведены итоги изучения природы сверхпластического течения и высокотемпературной деформации бериллия. Определён коэффициент скоростной чувствительности напряжения мелкозернистого бериллия высокой чистоты и сплавов на его основе в диапазонах температур 823–1023 К и скоростей деформаций 10^{-5} – 10^{-3} с⁻¹. Выяснено, что при сверхпластичном течении текстура бериллия практически не изменяется. Сверхпластическая деформация характеризуется сильной неоднородностью локального пластического течения на фоне относительной однородности

Corresponding author: Alisa Oleksandrivna Nikolayenko
E-mail: nikolaenko@kipt.kharkov.ua

*National Science Center 'Kharkiv Institute of Physics and Technology', N.A.S. of Ukraine,
Institute of Solid State Physics, Materials Science and Technologies,
1 Akademichna Str., UA-61108, Kharkiv, Ukraine*

**National Research Nuclear University 'MEPhI' (Moscow Engineering Physics Institute),
31 Kashirskoe Shosse, RU-115409 Moscow, Russian Federation*

Citation: I. I. Papirov, A. A. Nikolayenko, V. S. Shokurov, A. V. Shokurov, and Yu. V. Tuzov, Investigation of Superplasticity and Formation of Embedded Zones in Beryllium, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **40**, No. 6: 817–843 (2018) (in Russian), DOI: 10.15407/mfint.40.06.0817.

макроскопического течения. Установлено, что сверхпластичность бериллия является комплексным процессом, включающим скольжение по границам зёрен, разные варианты перестройки зёрен, дислокационную и диффузионную ползучесть, а также образование встроенных зон в зёрнах. Перестройка зёрен также представляет собой сложный процесс, который происходит в результате совместной работы механизмов Эшби–Верралла и Джифкинса. Обнаружено, что при высокотемпературной ползучести бериллия в теле зерна и вблизи его границ образуются специфические деформационные рельефы, названные встроенными зонами. Установлено, что образование встроенных зон имеет диффузионную природу. Предложен механизм их образования и роста, отличающийся от классического диффузионного крипа Херринга–Набарро укороченными путями массопереноса.

Ключевые слова: мелкозернистый бериллий, сверхпластичность, встроенные зоны, граница зерна.

В результаті багаторічних досліджень авторам вперше вдалося одержати дрібнозернистий берилій високої чистоти, який за кімнатної температури на порядок пластичніший за технічний метал, а при підвищених температурах переходить у надпластичний стан. В огляді підбито підсумки вивчення природи надпластичного плинину та високотемпературної деформації берилію. Визначено коефіцієнт швидкісної чутливості напруження дрібнозернистого берилію високої чистоти та стопів на його основі в діапазонах температур 823–1023 К і швидкостей деформацій 10^{-5} – 10^{-3} с⁻¹. З'ясовано, що за надпластичного плинину текстура берилію практично не змінюється. Надпластична деформація характеризується сильною неоднорідністю локального пластичного плинину на фоні відносної однорідності макроскопічної течії. Встановлено, що надпластичність берилію є комплексним процесом, який включає ковзання по межах зерен, різні варіанти перебудови зерен, дислокаційну та дифузійну плинність, а також утворення вбудованих зон у зернах. Перебудова зерен також являє собою складний процес, який відбувається в результаті спільної роботи механізмів Ешбі–Верралла і Джіфкінса. Виявлено, що за високотемпературної плинності берилію в тілі зерна та поблизу його меж утворюються специфічні деформаційні рельєфи, названі вбудованими зонами. Встановлено, що утворення вбудованих зон має дифузійну природу. Запропоновано механізм їх утворення та зростання, що відрізняється від класичного дифузійного крипу Херрінга–Набарро укороченими шляхами масоперенесення.

Ключові слова: дрібнозернистий берилій, надпластичність, вбудовані зони, межа зерна.

As a result of long-term research, for the first time, the authors succeeded in obtaining high-purity fine-grained beryllium, which is by the order of magnitude more plastic than technical metal at room temperature and passes to superplastic state at elevated temperatures. This review summarizes the results of the study of nature of superplastic flow and high-temperature deformation of beryllium. The coefficient of high speed sensitivity of fine-grained high-purity beryllium and alloys based on it is determined in the

ranges of temperatures, 823–1023 K, and strain rates, 10^{-5} – 10^{-3} s^{-1} . As found, the texture of beryllium practically does not change under the superplastic flow. The superplastic deformation is characterized by a strong inhomogeneity of the local plastic flow against the background of the relative homogeneity of the macroscopic flow. As established, the superplasticity of beryllium is a complex process involving sliding along grain boundaries, various variants of grain rearrangement, dislocation and diffusion creep, as well as the formation of embedded zones in grains. The restructuring of grains is also a complex process, which is a result of the joint operation of both the Ashby–Verrall mechanism and the Gifkins's one. As found, during a high-temperature creep of beryllium, in the body of the grain and near its boundaries, specific deformation reliefs called as embedded zones are formed. As revealed, the formation of embedded zones has a diffusion nature. A mechanism for their formation and growth is proposed; it differs from the classical Herring–Nabarro diffusion creep due to shortened mass-transfer paths.

Key words: fine-grained beryllium, superplasticity, embedded zones, grain boundary.

(Получено 8 февраля 2018 г.)

1. ВВЕДЕНИЕ

Бериллий обладает уникальным сочетанием физических и химическим свойств, в том числе:

- 1) относительно высокой температурой плавления (1286°C);
- 2) высокой теплоёмкостью (~ 0,5 кал/(г·град));
- 3) высокой теплопроводностью (~ 0,32 кал/(см·с·°C));
- 4) относительно высокой коррозионной стойкостью (до 750°C);
- 5) необычно высокой температурой Дебая (~ 1200°C);
- 6) высоким модулем упругости (3,104 кг/мм²);
- 7) малым удельным весом (1,84 г/см³);
- 8) необычно высокой удельной прочностью (до 45 кг/мм² (г/см³));
- 9) малым поперечным сечением захвата тепловых нейтронов (0,009 барн) и высоким замедляющим и отражающим действием.

Однако широкое применение бериллия в промышленности в настоящее время ограничено, главным образом, из-за хладноломкости, радиационно-свеллинговой анизотропии (при удовлетворительной радиационной стойкости), высокой стоимости и сильной токсичности.

В настоящем обзоре подведены итоги многолетних исследований сверхпластического течения бериллия и механизмов его высокотемпературной деформации.

Сверхпластическая деформация мелкозернистых материалов — это пластическое течение, которое происходит при повышенных температурах, низких напряжениях и приводит к высокой деформации (сотни процентов) и слабому, практически нулевому упроч-

нению. В этих условиях материал имеет высокий коэффициент чувствительности напряжения σ к скорости деформации $\dot{\epsilon}$:

$$m = \partial \log \sigma / \partial \log \dot{\epsilon} \geq 0,5.$$

Кроме того, при такой деформации образцов не образуется шейка, ведущая к преждевременному разрушению при обычной пластической деформации материала.

У порошкового бериллия технической чистоты сверхпластическая деформация не реализуется даже при размере зерна меньше 10 мкм и в диапазонах температур и скоростей деформаций ($T > 0,4T_{пл}$, $\dot{\epsilon} < 10^{-3} \text{ с}^{-1}$), в которых обычно наблюдают сверхпластическое течение мелкозернистых материалов. Это связано с резким падением пластичности бериллия в области температур 600–700°C из-за явления красноломкости, обусловленного наличием легкоплавких фаз на границах зёрен.

Тем не менее, мелкозернистый бериллий высокой чистоты (99,95%), полученный вакуумной дистилляцией литого металла и подвергнутый горячей осадке и разработанной авторами программированной прокатке [1], обладает повышенной пластичностью при комнатной температуре и, кроме того, сверхпластичностью при высоких температурах [2–5]. Изучение характеристик ползучести мелкозернистого бериллия выявило, что в условиях ползучести удлинение этого материала в пределе может достигать 350–450%. Такие значения удлинения характерны для сверхпластического поведения материалов, и наша цель состояла в изучении природы сверхпластичности мелкозернистого бериллия высокой чистоты и выяснении условий её проявления.

2. ХАРАКТЕРИСТИКИ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ БЕРИЛЛИЯ

В этом разделе мы проанализируем результаты влияния температуры и скорости деформации на напряжения течения, кривые деформации, предельную деформацию до разрушения, изменения в структуре и текстуре в процессе течения и сравним экспериментальные и теоретические характеристики сверхпластичности бериллия. Испытания мелкозернистых образцов бериллия высокой чистоты проводили в вакууме (точность измерения температуры составляла $\pm 2^\circ\text{C}$), измерение напряжения осуществляли с помощью тензометрической системы. Коэффициент скоростной чувствительности напряжения m определяли в широком диапазоне температур (823–1023 К) и скоростей деформаций (10^{-5} – 10^{-3} с^{-1}). Выбор условий испытаний был обусловлен тем, что при температурах более 1023 К и скоростях деформации менее 10^{-5} с^{-1} происходит интенсивный рост зёрен при испытаниях, а при $T < 823 \text{ К}$ и $\dot{\epsilon} > 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ бе-

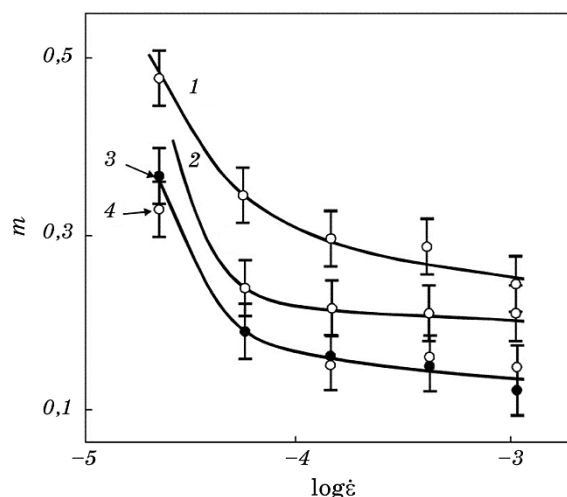


Рис. 1. Зависимость коэффициента чувствительности напряжения к скорости деформации m от скорости деформации для мелкозернистого (размер зерна $d = 11$ мкм) бериллия при оптимальной температуре сверхпластичности (923 К) и различных временах предварительной выдержки: 1 — 1–2 часа, 2 — 2–4 часа, 3 — 19–20 часов, 4 — 20–22 часа.

Fig. 1. Strain-rate sensitivity coefficient m vs. strain rate for fine-grained beryllium (grain size $d = 11 \mu\text{m}$) at the optimum superplasticity temperature (923 K) and holding for: 1—1–2 h, 2—2–4 h, 3—19–20 h, 4—20–22 h.

риллий даже с малым размером зерна выходит из сверхпластичного состояния. Большинство испытанных образцов имели чистоту 99,95% и начальный размер зерна 10–12 мкм, а у некоторых образцов размер зерна составил 3–5 мкм.

Коэффициент чувствительности напряжения к скорости деформации m при $\dot{\epsilon} = 10^{-3} - 10^{-5} \text{ c}^{-1}$ увеличивается с температурой от 0,2 (773 К) до 0,5–0,6 (923 К) и уменьшается при более высоких температурах. Последнее происходит из-за роста зёрен во время испытаний. Величина m зависит также от предварительной выдержки образцов при температуре испытания (рис. 1).

Это также является следствием роста зёрен: в среднем размер зерна увеличивается от 11 до 20–25 мкм после выдержки в течение 20 часов при 600–650°C и до 45 мкм после трёхчасовой выдержки и испытания при 750°C.

На рисунке 2 приведена зависимость предела текучести мелкозернистого бериллия высокой чистоты от температуры при различных скоростях деформации. Величина предела текучести достаточно сильно зависит от температуры испытания T и скорости деформации $\dot{\epsilon}$. На величину предела текучести оказывает влияние продолжительность предварительной температурной выдержки перед

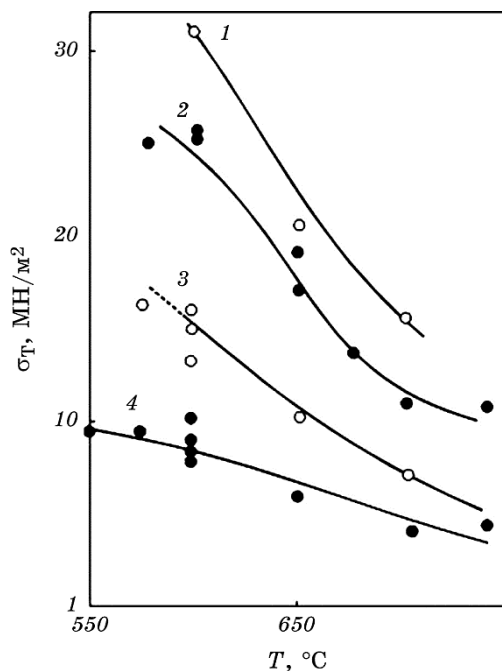


Рис. 2. Зависимость предела текучести от температуры для мелкозернистого бериллия при различных скоростях деформации, с^{-1} : 1 — $2,4 \cdot 10^{-4}$, 2 — $9,8 \cdot 10^{-5}$, 3 — $3,8 \cdot 10^{-5}$, 4 — $1,46 \cdot 10^{-5}$.

Fig. 2. Yield strength vs. temperature for fine-grained beryllium at a strain rate, s^{-1} : 1— $2.4 \cdot 10^{-4}$, 2— $9.8 \cdot 10^{-5}$, 3— $3.8 \cdot 10^{-5}$, 4— $1.46 \cdot 10^{-5}$.

испытанием. Эти эксперименты позволили определить значения температур и диапазон скоростей деформации, при которых величина m имеет максимальное значение и, следовательно, сверхпластичное поведение материала является наиболее вероятным.

Для проверки перехода бериллия в состояние сверхпластичности были испытаны на растяжение образцы с размером зерна $d = 10\text{--}12$ мкм в областях температур и скоростей деформации, в которых значения m максимальны (рис. 3). При температурах испытаний 873–973 К и скорости деформации $\dot{\epsilon} \sim 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ относительное удлинение при растяжении превысило 200%. В материале с размером зерна $d = 3\text{--}5$ мкм при температуре испытания 973 К и скорости деформации $\dot{\epsilon} = 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ удлинение достигало 350%.

Увеличение температуры выше 973 К или её уменьшение ниже 873 К приводит к снижению пластичности. Аналогичный эффект наблюдается и при изменении скорости деформации (рис. 3). При высоких температурах или низких скоростях деформации выход из сверхпластического состояния связан с сильным ростом зерна во

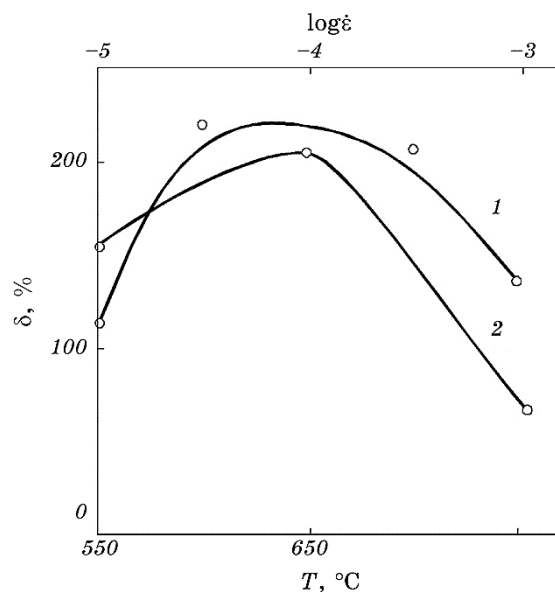


Рис. 3. Зависимости относительного удлинения от температуры (1) и скорости деформации (2) бериллия с размером зерна $d = 10\text{--}12 \text{ мкм}$: 1 — $\dot{\epsilon} = 9,6 \cdot 10^{-5} \text{ с}^{-1}$; 2 — $T = 923 \text{ К}$.

Fig. 3. Relative elongation vs. (1) deformation temperature and (2) strain rate for fine-grained beryllium $d = 10\text{--}12 \text{ }\mu\text{m}$: 1 — $\dot{\epsilon} = 9.6 \cdot 10^{-5} \text{ s}^{-1}$; 2 — $T = 923 \text{ K}$.

время испытания. С другой стороны, с уменьшением температуры и увеличением скорости деформации в диапазоне неоптимальных значений m уменьшается пластичность в результате изменения основного механизма течения. Как правило, это связано с увеличением вклада внутризёрненного дислокационного скольжения, на что, в частности, указывает наблюдаемое уменьшение величины m .

Даже при оптимальных условиях для протекания сверхпластического течения равномерное уменьшение поперечного сечения образцов в процессе удлинения, которое характерно для сверхпластичности, происходит только до удлинения $\sim 150\text{--}200\%$. Выше этого уровня деформации начинает формироваться шейка, на месте которой затем происходит разрушение. Это означает, что в процессе высокотемпературной деформации материал постепенно выходит из сверхпластического состояния.

Для изучения структурных изменений, ответственных за потерю материалом сверхпластичности, на образцах, которые были подвергнуты периодическим процессам нагружения и снятия нагрузки, были проанализированы: особенности изменения размера и формы зёрен, текстуры, распределения деформации по длине образца, предела текучести и параметра m [2–5]. Обнаружено, что из-

за медленного роста зёрен во время сверхпластического течения происходит постепенное уменьшение величины m , в то время как напряжение течения увеличивается. Это приводит к постепенной активации скольжения внутри зёрен. Характерной деталью является то, что темпы роста зёрен в рабочей области образца (т.е. находящейся под напряжением) в процессе деформации почти на порядок выше, чем в недеформируемой головке образца.

Линии скольжения в процессе сверхпластического течения отсутствуют и начинают появляться, когда материал постепенно выходит из сверхпластического состояния.

Текстура материала практически не изменяется на стадии сверхпластичности, после завершения которой, текстура усиливается: некоторая переориентация происходит за счёт дислокационного скольжения [2–5]. Полученные результаты свидетельствуют о том, что при оптимальных условиях деформации ($T = 873–923$ К, $\dot{\epsilon} \leq 10^{-4}$ с $^{-1}$) мелкозернистый бериллий высокой чистоты ведёт себя как типичный сверхпластичный материал, а именно: он имеет высокое значение коэффициента чувствительности к скорости деформации ($m \geq 0,5$), форма зерна и текстура остаются неизменными в процессе деформации, сама деформация является однородной по всей длине образца и не связана с внутризёренным скольжением. Тем не менее, рост зёрен происходит во время течения вдоль оси растяжения и материал со временем выходит из сверхпластического состояния. Ещё одной причиной этого может быть старение материала, которое приводит к образованию выделений на границах зёрен, которые затрудняют зернограницное скольжение, являющееся одним из главных механизмов сверхпластического течения. В процессе электронно-микроскопических исследований такие выделения наблюдали в образцах бериллия после деформации.

3. СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ СПЛАВОВ БЕРИЛЛИЯ

Установлено, что из-за роста зёрен во время испытаний ультрамелкозернистый бериллий высокой чистоты выходит из сверхпластического состояния. Поэтому представляло интерес исследовать возможность подавления этого эффекта путём легирования [6]. Так, например, сплавы бериллия с иттрием обладают повышенной пластичностью при температурах 873–973 К. В настоящей работе мы исследовали сплавы трёх типов, а именно: твёрдорастворные сплавы Ве–Ni, сплавы с пластичной матрицей Ве–Al и сплавы Ве–Y, которые содержат интерметаллид YBe $_{13}$.

Сплавы бериллия с никелем и иттрием были приготовлены по литейной технологии. Полученные слитки подвергали программной механико-термической обработке, которая позволяла получать материал с размером зерна 10 ± 2 мкм. Сплав Ве–38% Al, который по

составу был аналогичен американскому сплаву Lockalloy, имел структуру, состоящую из мелких зёрен бериллия, окружённых крупнозернистой алюминиевой матрицей.

Концентрация никеля в сплавах Ве–Ni составляла 0,5, 2 и 4%, концентрация иттрия в сплаве Ве–Y составляла 0,5, 1 и 2%. Образцы из сплавов Ве–Ni испытывали в диапазоне температур 873–1173 К при скоростях деформации $1,4 \cdot 10^{-5}$ – $1,8 \cdot 10^{-3}$ с⁻¹, в то время как для испытаний образцов из сплава Ве–38% Al диапазон температур выбирали в области 623–723 К.

Коэффициент чувствительности напряжения к скорости деформации во всем диапазоне концентраций никеля в твёрдорастворном сплаве Ве–Ni оказался меньше, чем у образцов чистого бериллия с тем же размером зерна. Температура, при которой величина m принимает максимальное значение в сплавах с никелем, была выше на 50–100 К по сравнению с чистым бериллием. В сплаве Ве–4% Ni величина m была меньше 0,3 при всех условиях испытаний. Для этого сплава, в отличие от чистого бериллия, максимум пластичности не отвечает максимуму величины m . Максимальная пластичность среди этих трёх сплавов ($\delta = 170\%$) наблюдалась в сплаве Ве–2% Ni при 1073 К и $\dot{\epsilon} = 1,5 \cdot 10^{-3}$ с⁻¹. При параметрах испытания $T = 1073$ К и $\dot{\epsilon} = 1,5 \cdot 10^{-4}$ с⁻¹, которые соответствуют максимальному значению m , относительное удлинение этого сплава уменьшается до 60%. В сплаве Ве–4% Ni во всём диапазоне температур и скоростей деформации наблюдалась низкая пластичность ($\delta \leq 4\%$).

Хотя никель подавляет рост зерна, он является причиной существенного упрочнения и это оказывает неблагоприятное влияние на сверхпластичное течение материала.

Поведение сплавов Ве–Y зависит от концентрации иттрия. Так у сплава Ве–0,5% Y величина m достигает максимального значения 0,75 при температуре 1023 К и скорости деформации $\dot{\epsilon} \sim 1,5 \cdot 10^{-3}$ с⁻¹. Тем не менее, рост зерна, который подобен росту зерна у чистого бериллия, приводил к резкому уменьшению величины m со временем ($m \approx 0,3$ после 25-часового отжига при 1023 К).

У образцов сплавов Ве–1% Y или Ве–2% Y величина m в два раза меньше, чем у сплава Ве–0,5% Y. Хотя увеличение концентрации иттрия замедляет рост зёрен в процессе деформации, наличие выделений ухудшает пластичность материала пропорционально концентрации иттрия.

Особенностью сплавов Ве–Y является ярко выраженный эффект Портевена–Ле Шателье ($T = 873$ – 923 К, $\dot{\epsilon} \sim 10^{-4}$ – 10^{-5} с⁻¹) и, кроме того, формирование площадки или зуба текучести. Оба эти эффекта являются признаками деформационного старения и роста вклада движения дислокаций в деформацию.

Таким образом, добавки иттрия к бериллию влияют на его сверхпластичность в двух противоположных направлениях, а именно, с

одной стороны, иттрий препятствует росту зёрен, а, с другой стороны, подавляет зернограничное скольжение и, следовательно, ухудшает пластичность материала. Кроме того, данные изучения структуры образцов после испытаний показывают, что микротрещины образуются на поверхности выделений частиц YBe_{13} . Как правило, легирование бериллия элементами, которые образуют интерметаллические выделения, ухудшает его способность к сверхпластичному течению.

У сплава с пластичной матрицей Be-38\% Al сверхпластичное поведение не наблюдается при различных условиях испытания: коэффициент скоростной чувствительности напряжения m почти не зависит от температуры и скорости деформации ($m = 0,2-0,3$), а пластичность сплава при повышенных температурах не превышает 12%. Отсутствие сверхпластичности в этом случае вызвано значительным различием в характеристиках компонентов сплава Be и Al . Также необходимо учитывать, что при одинаковых условиях деформации в этих компонентах эвтектического сплава работают различные механизмы пластического течения.

4. ПРИРОДА СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ В МЕЛКОЗЕРНИСТОМ БЕРИЛЛИИ

Анализ механизмов ползучести для поликристаллического бериллия показал, что в областях температур и скоростей деформации, где бериллий находится в сверхпластичном состоянии, работают несколько механизмов: консервативное скольжение и дислокационная ползучесть, ползучесть Херринга–Набарро и скольжение по границам зёрен. С уменьшением размера зерна, в соответствии с уравнением Холла–Петча, напряжение активации дислокационного скольжения возрастает, а число путей массопереноса уменьшается. Следовательно, процессы, контролируемые граничной и объёмной диффузией, заменяются дислокационным скольжением. Хотя комплексный характер сверхпластического течения очевиден, проблема состоит в том, чтобы определить основные механизмы процесса и их взаимосвязь.

Наиболее известными комплексными механизмами сверхпластического течения являются механизмы Эшби–Верралла [7] и Джифкинса [8]. В основе механизма Эшби–Верралла лежит неравномерное течение, при котором зёрна, почти не меняя форму и размер, скользят относительно друг друга по общим границам таким образом, что число зёрен вдоль оси деформации увеличивается, обеспечивая тем самым удлинение образца. В единичном акте деформации принимают участие четыре зерна, которые меняют своих соседей с образованием промежуточного стыка в виде шейки в четвёртом узле (рис. 4, а). Зёрна скользят относительно друг друга,

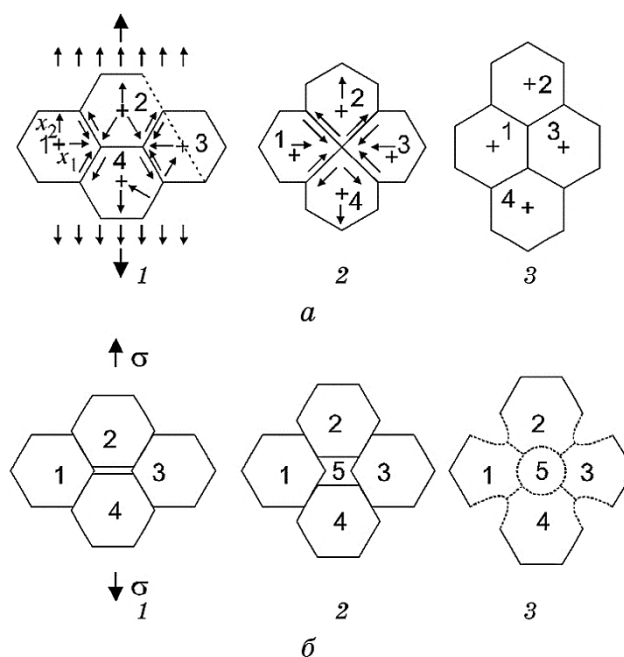


Рис. 4. Схематическое изображение перестройки зёрен в процессе сверхпластического течения по механизму Эшби–Верралла [7] (а) и механизму Джифкинса (б) [8].

Fig. 4. Schematic diagrams for the grain rearrangement during superplastic flow according to (a) Ashby–Verall [7] and (b) Gifkins [8] mechanisms.

причём аккомодирующими механизмами деформации являются дислокационная и диффузионная ползучесть. Однократной перегруппировкой зёрен по этому механизму обеспечивается деформация, равная 66%.

Модель Джифкинса построена с учётом другого вида перестройки зёрен, при котором изменяется число зёрен на поверхности образца за счёт встраивания новых зёрен из нижележащих слоёв материала в пустоты, которые образуются в процессе скольжения по границам зёрен, т.е. структурная перестройка зёрен по модели Джифкинса вносит большой вклад в сверхпластичность за счёт движения зёрен из глубины в верхние слои деформируемого материала, что приводит к увеличению площади поверхности (рис. 4, б). Таким образом, массоперенос может происходить с большой скоростью, перемещающиеся зёрна заполняют пустоты, которые образовались во время предыдущей деформации.

Для изучения реальных процессов изменения в поверхностном рельефе образцов, методом прицельной электронной микроскопии проводили наблюдение (при последовательном ступенчатом дефор-

мировании) в различных частях поверхности образца (каждый снимок фиксировал площадь $\sim 2 \cdot 10^4$ мкм²) [9]. Был получен огромный массив электронно-микроскопических панорамных снимков образца, которые отображали состояние его поверхности на разных стадиях сверхпластического течения при температуре 973 К и скорости деформации 10^{-5} с⁻¹. Анализ этих данных позволил установить ряд интересных особенностей, несмотря на трудности наблюдения из-за роста зёрен при деформации.

1. Относительный сдвиг зёрен за счёт зернограничного скольжения для разных зёрен сильно различается: от нуля до величин, сравнимых с размером зёрен. Это зависит от угла разориентации между зёрнами и направления локальной деформации. Зернограничное скольжение в материале обычно усиливается с увеличением угла разориентации зёрен.

2. Сверхпластическая деформация характеризуется сильной неоднородностью локального пластического течения на фоне высокой однородности макроскопического течения. Это означает, что при отсутствии макроскопической деформации, приводящей к образованию шейки (это могут быть неустойчивые шейки, которые появляются и быстро исчезают; этот процесс называется «бегающая шейка»), эффект деформации в масштабе нескольких зёрен имеет неоднородный характер в пространстве и во времени. Локальная деформация различна в разных частях образца и может существенно отличаться от средней деформации ϵ_0 . Так, локальная деформация в одних частях образца может быть равной нулю, в то время как в других частях она может превышать величину ϵ_0 в 4–5 раз, т.е. процесс течения имеет флуктуационный характер и при деформации он возникает и исчезает многократно.

3. Важную роль при сверхпластичности играет образование встроенных зон (ВЗ). ВЗ возникают в зерне и на его границах в результате диффузионного массопереноса. Они связаны с аккомодацией зернограничного скольжения и возникают там, где оно происходит. Ряд сделанных авторами наблюдений показывает, что встроенные зоны существенно способствуют сверхпластичному течению и дают определённый вклад в деформацию.

4. Наблюдение с помощью просвечивающего электронного микроскопа за изменением формы зерна в процессе сверхпластического течения показало, что перестройка зёрен происходит в соответствии с механизмами Эшби–Верралла и Джифкинса, хотя первый механизм преобладает.

На рисунке 5 приведены микрофотографии одной и той же области поверхности образца после деформаций 44, 90 и 142%. Белые кружки указывают на идентичные точки на поверхности зёрен на разных снимках, а четырёхугольник иллюстрирует характер локальной деформации выбранной площади образца. Процесс пере-

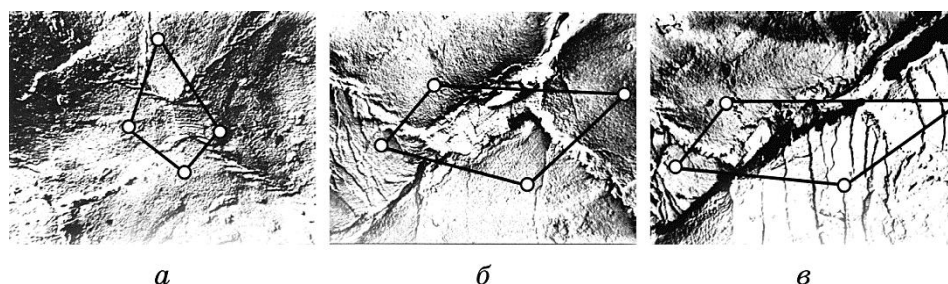


Рис. 5. Последовательные этапы перестройки зерна по механизму Эшби–Верралла: $\varepsilon = 44\%$ (а), 90% (б) и 142% (в); $\times 5000$.

Fig. 5. Sequential stages of grain restructuring according to the Ashby–Verrall mechanism: $\varepsilon = 44\%$ (a), 90% (b) and 142% (c); $\times 5000$.

стройки осложняется ростом зёрен при формировании встроенной зоны. Локальная деформация, превышает теоретическое значение (66%) в связи с образованием встроенной зоны в зёрнах, движущихся относительно друг друга.

Обращаем внимание на интересное наблюдение: иногда перегруппировка зерна происходит в соответствии с механизмом Эшби–Верралла, а новые зёрна выходят на поверхность из нижних слоёв, в соответствии с механизмом Джифкинса. Иными словами, реальный процесс сверхпластичности включает в себя не только комбинацию различных механизмов, но и некоторые процессы, которые не учитывает теория — это такие процессы как рост зерна, формирование встроенных зон, зарождение полостей и др.

Можно сделать вывод, что сверхпластичность бериллия является сложным процессом, состоящим из скольжения по границам зёрен, перестройки зёрен, дислокационной и диффузионной ползучести, и что их совместная работа может привести к созданию встроенных зон в зёрнах. Перестройка зёрен также представляет собой сложный процесс, который происходит в результате совместной работы механизмов Эшби–Верралла и Джифкинса.

5. ОСОБЕННОСТИ ОБРАЗОВАНИЯ ВСТРОЕННЫХ ЗОН В БЕРИЛЛИИ

Методом прицельной электронно-микроскопической съёмки панорам поверхности образцов после различных степеней сверхпластической деформации мы детально изучили образование новой разновидности пластического течения — встроенных зон. Образование встроенных зон может быть результатом модифицированного крипа Херринга–Набарро, особенностями которого являются короткие пути между источниками и стоками и ускоренная диффузия по

дислокациям.

Целью этой части работы стало обобщение длительных исследований влияния условий деформации на образование встроенных зон (ВЗ), а также их морфологии, условий и механизмов образования. По существу, ВЗ — новая разновидность пластического течения, обнаруженная авторами при изучении сверхпластической деформации (СПД) поликристаллического бериллия.

Хотя свидетельства существования некоторых характерных полос на поверхности образцов при высокотемпературной деформации появились ещё в шестидесятые годы [10], долгое время было неясно, можно ли считать различные наблюдения, включая и наши, результатом идентичных процессов при СПД металлических материалов. Различные группы исследователей дали таким полосам разные названия (обеднённые зоны, полосчатые зоны, деформационные зоны) [11, 12], а также по-разному описали механизм их образования и роста (диффузионный крип, диффузионный крип в комплексе либо со скольжением по границам зёрен, либо с их миграцией, одновременное скольжение по границам в группе зёрен и др.) [11–13].

Анализ имеющихся экспериментальных данных показал, что морфология встроенной зоны, условия её образования, кинетика и механизм роста не совсем понятны, а роль встроенной зоны при пластическом течении материала оставалась неопределённой.

В работе [10] в сплавах наблюдали обеднённые зоны (ОЗ), в которых концентрация легирующего элемента была значительно ниже, чем в матрице. Было сделано предположение, что ОЗ являются следствием диффузионной ползучести типа Херринга–Набарро. Впоследствии эта точка зрения была подвергнута критике, так как темпы роста ОЗ и скорости диффузионной ползучести существенно отличались. Другое предположение заключалось в том, что миграция границы зерна является основной причиной формирования ОЗ. Однако, миграцией границы зерна нельзя объяснить наблюдаемую величину деформации материала.

Бакофен с сотрудниками [12, 13] наблюдали на поверхности образцов после ползучести или сверхпластического течения так называемые поперечнополосатые зоны, которые, по их мнению, могли быть результатом диффузионной ползучести. Ширина зоны уменьшалась с уменьшением скорости деформации и ростом уровня напряжения и зависела от размера зерна.

Чтобы устранить противоречие между темпами роста зоны и скоростью диффузионной ползучести, Бакофен предположил, что ползучесть и формирование поперечнополосатых зон контролируются не течением Ньютона, для которого выполняется соотношение $\dot{\epsilon} \propto \sigma$, а скорее всего, течением Бингема, для которого $\dot{\epsilon} \propto (\sigma - \sigma_0)$, где σ_0 — пороговое напряжение течения. Это предположение помо-

гает устранить некоторые возникающие противоречия, но не может полностью объяснить все особенности процесса. Новиков и др. [14] изучали поперечнополосатые зоны во время сверхпластического течения бинарного эвтектического сплава Zn–22%Al и пришли к выводу, что зоны образовались в результате одновременного скольжения по границам зёрен и диффузионной ползучести.

Таким образом, имеется две группы проблем, которые требуют решения. Первая — это феноменология явления, а именно геометрия и расположение ВЗ. Вторая — их зависимость от структуры материала и условий деформации, отношение к зернограничному скольжению и вклад в деформацию. Решив эти проблемы, можно ответить на вопросы второй группы, а именно, о природе формирования ВЗ и механизмах их роста при высокотемпературном течении материалов.

Для решения этих проблем, мы использовали вышеописанный метод прицельной электронной микроскопии для наблюдения за участками поверхности деформированных образцов, который позволяет наблюдать за изменением структуры в одних и тех же областях на разных стадиях сверхпластического течения. Этот метод является достаточно трудоёмким и длительным. Так, например, чтобы провести полный цикл испытаний одного образца и исследовать его структуру с помощью этого метода нам потребовалось несколько месяцев и тысячи снимков фиксированных участков поверхности.

В результате исследований было обнаружено значительное количество различных поверхностных структур, которые формируются в процессе сверхпластического течения и ползучести при высоких температурах в результате скольжения по границам зёрен и формирования сбросов и пустот на границах зёрен [15–19]. Встроенные зоны образуются как в объёме зёрен, так и на границах зёрен во время зернограничного скольжения и миграции границ зёрен.

Объектом наших исследований были образцы из чистого ультрамелкозернистого бериллия с размером зерна 7–10 мкм (сверхпластичное состояние для бериллия), мелко- ($d_z = 20–40$ мкм) и крупнокристаллического бериллия ($d_z = 1–5$ мм), а также монокристаллы. Испытания проводили на растяжение как в условиях ползучести при постоянном напряжении течения при температурах 873–1173 К и скоростях установившейся ползучести $10^{-3}–10^{-7}$ с⁻¹, так и в условиях активного растяжения со скоростями деформации $10^{-1}–10^{-3}$ с⁻¹.

Основным методом исследований было изучение изменений в поверхностном рельефе образцов методами прицельной электронной микроскопии. Наблюдение велось за изменениями в рельефе на четырёх фиксированных участках рабочей части образца после нескольких последовательных стадий его деформации; размер участ-

ка 100×100 мкм, на котором можно было увидеть более 200 исходных зёрен со средним размером зерна 7 мкм. Для этого изготавливали двойные реплики поверхности образцов, с которых делали снимки с перекрытием соседних участков. Из таких снимков делали панорамы четырёх выбранных участков, а также стереоснимки наиболее характерных участков по всей поверхности образца. Таким путём с одного образца снимали до 1000 снимков при пяти последовательных степенях деформации.

Методика стереосъёмки на электронном микроскопе, применённая нами, позволила обнаружить исключительное разнообразие структур и деформационных рельефов на поверхности деформированных образцов, связанное, по-видимому, как с различным типом границ зёрен, участвующих в деформации, так и с возможным одновременным протеканием нескольких процессов пластического течения, взаимосвязь которых может изменяться по мере увеличения деформации, накопленной образцами.

В связи с этим появилось две группы задач, требующих однозначного решения. Первая — это феноменология явления, т.е. геометрия различных зон, их местоположение, связь со структурой материала и условиями деформации, вклад в общую деформацию образца и др. Вторая, к которой можно было приступить только после получения ответов на задачи первой группы, — это природа появившихся деформационных зон и механизм их образования и роста.

Участок одной из панорам при двух степенях деформации приведён на рис. 6. В общем случае, структуры деформационных зон при условиях деформации, когда отсутствует консервативное скольжение дислокаций, можно разделить на три группы:

А) скольжение по границам зёрен (СГЗ) в чистом виде (зона 1 на рис. 6, стрелка «А» на рис. 8), либо совместно с вторичными процессами (зона 2 на рис. 6);

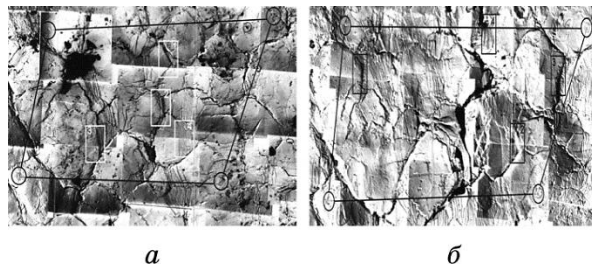


Рис. 6. Участок панорамы поверхности бериллиевого образца: *a* — $\varepsilon = 66\%$, *б* — $\varepsilon = 124\%$. Линиями соединены идентичные точки на поверхности образца.

Fig. 6. Panorama of the beryllium sample surface: *a*— $\varepsilon = 66\%$, *б*— $\varepsilon = 124\%$, the identical points on the sample surface are connected by the lines.

Б) образование вдоль границ зёрен ложбин или каньонов (зона 3 на рис. 6, стрелка «*Б*» на рис. 8);

В) образование встроенных зон (зона 4 на рис. 6, стрелка «*В*» на рис. 8); мы дали такое название этому типу деформационного рельефа, так как оказалось, что эти зоны — это участки вновь встроенного в объём материала, которого не было в данном месте до деформации (для подтверждения этого факта было проведено большое количество различных экспериментов и измерений).

Примечательно, что на обычных снимках эти различные зоны выглядят, с учётом некоторых различий в контрасте изображений, практически одинаково, однако в стереоизображении различие в их морфологии существенно, что схематически показано на рис. 7.

На рисунке 8 показан вид вышеупомянутых типов рельефа в сканирующем микроскопе, стрелки с буквами указывают на следующие

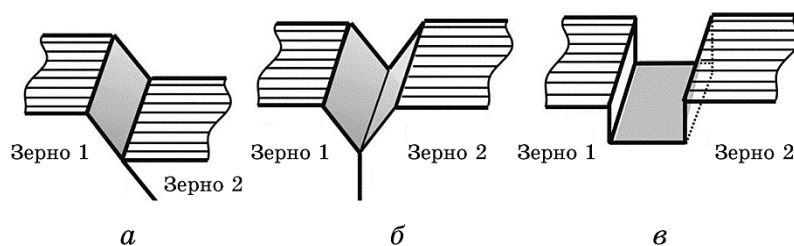


Рис. 7. Морфология различных деформационных зон на стереоснимках: *a* — чистое СГЗ, *б* — каньон (ложбина), *в* — встроенная зона.

Fig. 7. Morphology of various deformation zones in stereoscopic photographs: *a*—pure grain boundary slip (GBS), *б*—canyon (trough), *в*—embedded zone (EZ).

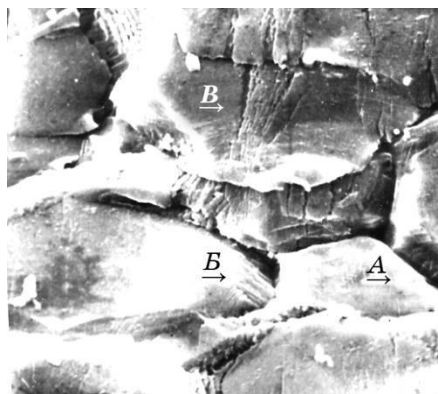


Рис. 8. Структура поверхности образца, $\epsilon = 124\%$; $\times 1200$.

Fig. 8. Structure of the specimen surface, $\epsilon = 124\%$; $\times 1200$.

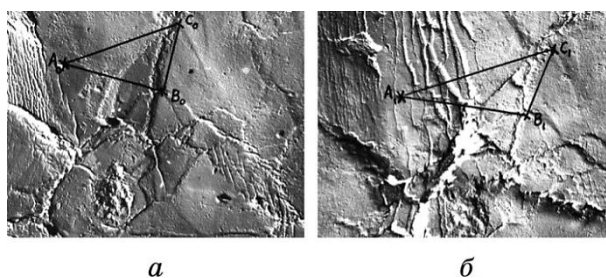


Рис. 9. Образование ВЗ на участке образца. Линиями соединены идентичные точки на поверхности: *a* — $\varepsilon = 46\%$, *б* — $\varepsilon = 66\%$; $\times 3200$.

Fig. 9. Formation of EZ at the sample surface. The identical points on the surface are connected by lines: *a*— $\varepsilon = 46\%$, *б*— $\varepsilon = 66\%$; $\times 3200$.

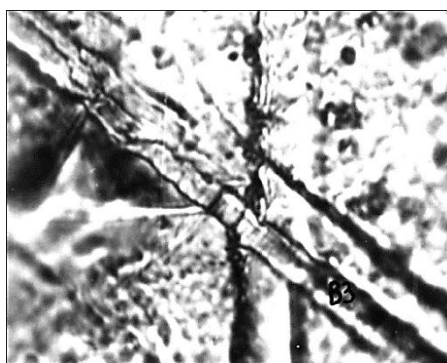


Рис. 10. ВЗ разрезает вертикальную риску на поверхности образца; $\times 2000$.

Fig. 10. The EZ cuts a vertical mark on the sample surface; $\times 2000$.

щие типы рельефов: *A* — СГЗ, *B* — каньон, *B* — ВЗ.

На рисунке 9 приведены снимки участка образца до и после образования на нём ВЗ. Идентичные точки поверхности соединены линиями в виде треугольника. Измерения показывают, что $A_1B_1 = A_0B_0 + \Delta_1$ и $A_1C_1 = A_0C_0 + \Delta_2$, где Δ_1 и Δ_2 — суммарная ширина всех ВЗ, пересекаемых участками A_1B_1 и A_1C_1 . Риски и дефекты на поверхности, разрезаются встроенной зоной на две части и раздвигаются на расстояние, равное суммарной ширине всех ВЗ на участке (рис. 10 и 11).

Таким образом, видно, что ВЗ — это действительно встроенный в тело зерна материал, которого не было в данном месте зерна до пластической деформации.

Следующим шагом было изучение скорости роста ВЗ и их вклада в деформацию образца. Обработка большого числа последовательных снимков с фиксированных участков поверхности образца пока-

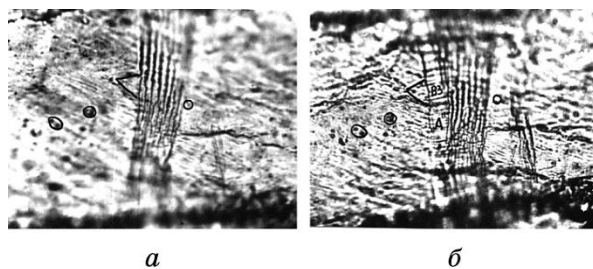


Рис. 11. Участок поверхности с отмеченными идентичными точками до и после образования широкой ВЗ («А»): *а* — $\varepsilon = 25\%$, *б* — $\varepsilon = 30\%$; $\times 2000$.

Fig. 11. The surface area with marked identical points before and after formation the broad EZ ('A'): *a*— $\varepsilon = 25\%$, *б*— $\varepsilon = 30\%$; $\times 2000$.

зала, что скорость роста ВЗ была не менее 10^{-4} с^{-1} при скорости установившейся ползучести $(5-17) \cdot 10^{-6} \text{ с}^{-1}$. В принципе, локальная деформация в месте образования ВЗ бесконечна, т.к. вместо линии нулевой толщины (нет зоны) образуется ВЗ с реальными размерами. Деформация велика и в пределах одного зерна: удлинение отдельного зерна при образовании в нём ВЗ может достигать десятков процентов при общем удлинении образца на 2%. Таким образом, при образовании ВЗ имеет место сильнейшая локализация пластического течения материала. Вместе с тем, суммарный вклад ВЗ (в чистом виде, без их участия в комплексных процессах пластического течения) в общую деформацию образца невелик и не превышает 12–15%.

Зависимость ширины ВЗ и места их образования от структуры материала сложная: хотя имеется тенденция к возрастанию ширины ВЗ с увеличением размера зерна в материале, имеется и множество исключений. Вероятной причиной этого может быть зависимость ширины ВЗ от структуры участка материала, на котором они образуются. Наиболее часто ВЗ образуются на границах зёрен и вблизи них (рис. 12). В данном случае ВЗ образовывались на границе зерна при её миграции, фиксируя тем самым различные положения границы зерна во времени. Однако границы зёрен не являются единственным местом образования ВЗ, хотя им принадлежит основная роль во вкладе ВЗ в пластичность по сравнению с другими структурными неоднородностями в материале. На рисунке 13 представлены ВЗ, образовавшиеся по всему зерну. Местом образования ВЗ, по-видимому, могут быть двухмерные неоднородности типа малоугловых границ, дислокационных стенок, полос скольжения, расположенных под большими углами к оси растяжения образца. Возможно, ВЗ образуются и непосредственно в процессе скольжения по границам зёрен, как элемент процесса скольжения, на что указывают очень сложные стереографические картины отдельных



Рис. 12. Образование ВЗ на границе зерна при её миграции; $\times 3200$.

Fig. 12. Formation of EZ at the grain boundary during its migration; $\times 3200$.

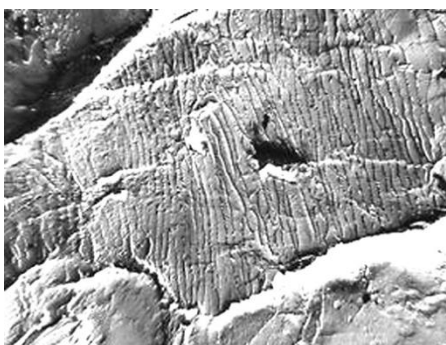


Рис. 13. Многочисленные ВЗ в теле зерна; $\times 3200$.

Fig. 13. Numerous EZs in the grain body; $\times 3200$.

границ зёрен после деформации (рис. 14).

При изучении влияния условий деформации на образование и развитие ВЗ было установлено, что ВЗ образуются при деформации бериллия в широком температурно-скоростном интервале: $T > 0,6T_{пл}$, $\dot{\epsilon} = 10^{-6} - 10^{-1} \text{ с}^{-1}$, однако вероятность их возникновения значительно варьируется в зависимости от условий деформации.

При деформации образцов ($d_3 = 30 \text{ мкм}$) с постоянной скоростью $\dot{\epsilon} = 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ при $T = 873 \text{ К}$ ВЗ не образуются (рис. 15, а), основным видом деформации является СГЗ (стрелки «А»). Явного дислокационного скольжения не видно, хотя на поверхности образцов видны многочисленные «переломы» (стрелки «Б»).

После деформации при $T = 973 \text{ К}$ (рис. 15, б), очень тонкие (0,05–0,1 мкм) ВЗ образуют серии полос (стрелка «В») на путях миграции границ, поперечных к оси деформации, а следы СГЗ имеют вид ступенчатых террас, значительное СГЗ наблюдается по продольным границам зёрен, где ВЗ нет.

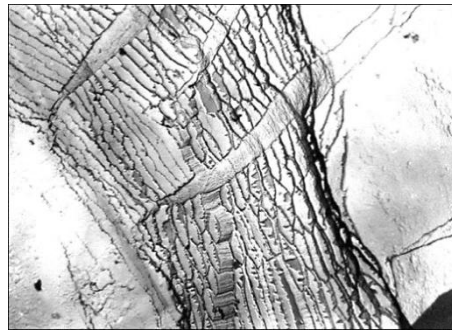


Рис. 14. Одновременное протекание процессов СГЗ, миграции границ и образования ВЗ; $\times 3200$.

Fig. 14. Simultaneous behaviour of GBS, boundaries migration and EZ formation processes; $\times 3200$.

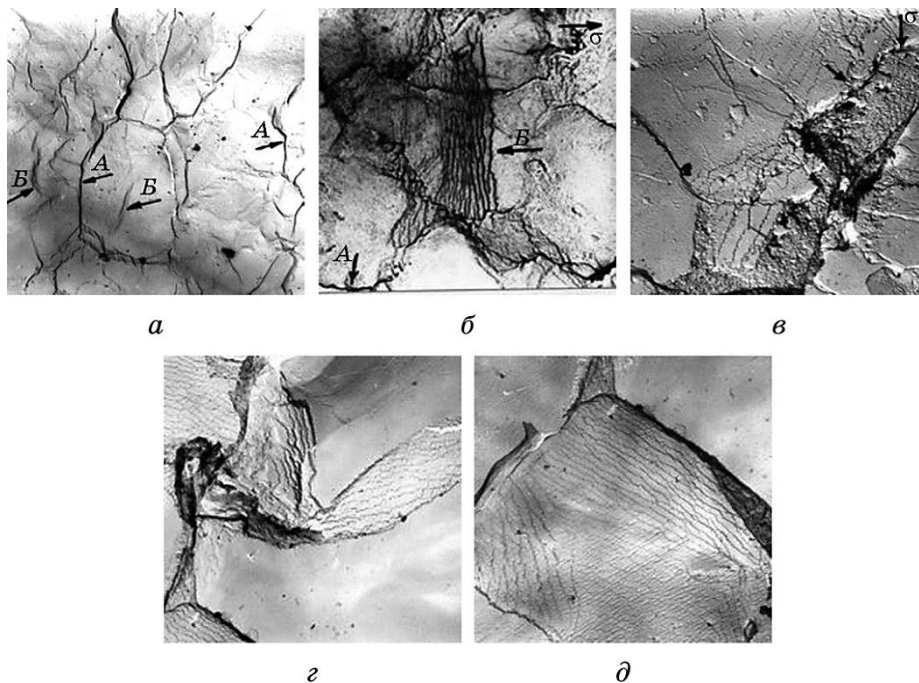


Рис. 15. Поверхностный рельеф после деформации ($\dot{\epsilon} = 10^{-4} \text{ c}^{-1}$) при различных температурах: *a* — $T = 873 \text{ K}$, *б* — $T = 973 \text{ K}$, *в-г* — $T = 1073 \text{ K}$; $\times 4000$.

Fig. 15. Surface relief after deformation ($\dot{\epsilon} = 10^{-4} \text{ c}^{-1}$) at different temperatures: *a* — $T = 873 \text{ K}$, *б* — $T = 973 \text{ K}$, *в-г* — $T = 1073 \text{ K}$; $\times 4000$.

При $T = 1073 \text{ K}$ ВЗ проявляются наиболее заметно, их ширина

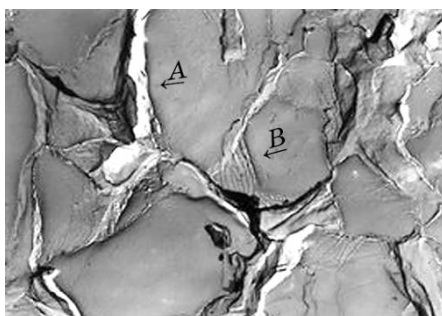


Рис. 16. Структура поверхности: А — СГЗ, В — ВЗ; $\times 4200$.

Fig. 16. Surface structure: A—GBS, B—EZ; $\times 4200$.

увеличилась до $0,5\text{--}2$ мкм и изменилась их морфология: во-первых, границы зон имеют более сложный рельеф и прерывистый характер (рис. 15, *е*), во-вторых, появляются серии ВЗ, отклоняющихся от нормали к растягивающей нагрузке, вплоть до параллельного ей направления (рис. 15, *з*), а также сетки зон в одном зерне (рис. 15, *д*). При $T = 1173$ К указанные тенденции ещё более ярко выражены.

Влияние скорости деформации на образование ВЗ было изучено при 1073 К, когда они проявляются наиболее чётко.

В отличие от температуры, увеличение скорости деформации на два порядка (до $\dot{\epsilon} = 10^{-2} \text{ с}^{-1}$) слабо влияет на внешний вид и структуру ВЗ. Существеннее изменяется только вид приграничных областей: вместо чистого СГЗ по поперечным границам появляются широкие области новой поверхности (стрелка «В» на рис. 16), имеющие характерный шероховатый вид. Суммарные ширины этих участков и ВЗ соответствуют общей деформации участка образца.

Изучение путей массопереноса при образовании ВЗ путём нанесения сеток из линий на поверхность крупнокристаллических образцов показало, что материал переносится в основном как при диффузионной ползучести — от продольных границ зёрен к поперечным. Процесс образования ВЗ не является уникальным и свойственным только высокочистому бериллию, имеющему один из самых высоких коэффициентов самодиффузии, мы наблюдали этот процесс и на сплаве Zn-0,4\% Al (рис. 17).

Наличие пороговой температуры образования ВЗ, совпадающей с началом активного действия диффузионных процессов, рост их ширины с температурой, наличие типично диффузионных путей массопереноса (при отсутствии консервативного скольжения дислокаций) однозначно указывают на диффузионную природу процесса образования встроенных зон. В отличие от полосчатых или обеднённых зон, ВЗ дают вклад в деформацию образца. Предложенная схема образования ВЗ представлена на рис. 18.

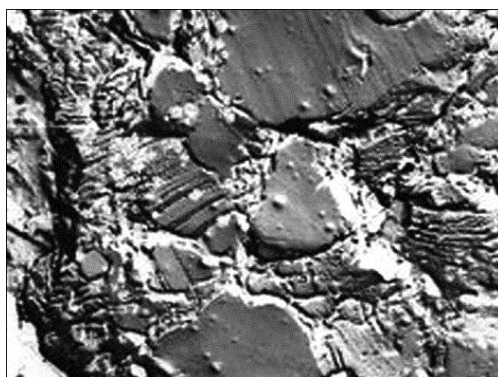


Рис. 17. ВЗ в сплаве Zn-0,4% Al; $\times 4700$.

Fig. 17. The EZ in alloy Zn-0.4% Al; $\times 4700$.

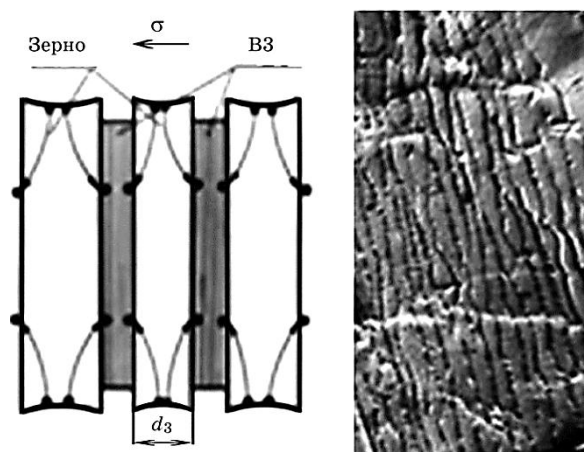


Рис. 18. Схема образования ВЗ и соответствующий участок поверхности.

Fig. 18. Scheme of EZ formation and corresponding surface area.

В заключение следует отметить, что формирование ВЗ при сверхпластичном течении и высокой температуре деформации бериллия имеет следующие тенденции:

1. ВЗ образуются при $T > 923 \text{ K}$ и $\dot{\epsilon} = 10^{-3} \text{ c}^{-1}$ в объёме и на границах зёрен, которые ориентированы приблизительно перпендикулярно оси растяжения.
2. Во время роста зёрен ВЗ формируются вдоль мигрирующих границ в местах их остановки.
3. Зернограничное скольжение и образование ВЗ могут происходить последовательно или одновременно, в зависимости от типа

границ и условий деформации.

4. Ширина ВЗ и скорость её образования определяются условиями деформации (T и $\dot{\epsilon}$), особенностями структуры, субструктуры и локального напряжённого состояния материала. Неоднородная деформация способствует образованию ВЗ.

5. Морфология ВЗ изменяется с ростом температуры, а именно, выше 923 К ВЗ расположены менее регулярно.

6. Образование ВЗ облегчается при комплексной деформации в сочетании с миграцией границ или внутризёренным скольжением.

7. Образование ВЗ вносит заметный вклад в общую деформацию бериллия.

Наличие пороговых температуры и скорости деформации образования ВЗ, которые совпадают с активацией массопереноса (за счёт диффузионных процессов), рост ширины ВЗ с увеличением температуры, движение меток в области образования ВЗ и другие наблюдения однозначно указывают на диффузионную природу образования встроенных зон (ВЗ образуются в результате диффузионной ползучести). Единственным противоречием при признании диффузионной ползучести механизмом образования и роста ВЗ является высокая скорость их роста. Экспериментально измеренная скорость роста ВЗ выше скорости ползучести Херринга–Набарро на один–два порядка. Тем не менее, это противоречие может быть устранено с помощью модификации уравнения Херринга–Набарро для скорости ползучести:

$$\dot{\epsilon} = \frac{A\sigma\Omega D}{kTd_3^2},$$

где A — константа, σ — приложенное напряжение, Ω — атомный объём, D — коэффициент объёмной диффузии, d_3 — размер зерна.

Необходимо вместо размера зерна в уравнение для скорости диффузионной ползучести подставить среднее расстояние между ВЗ в зерне, поскольку эта величина определяет реальный размер пути диффузии. Расчёты показывают, что такая подстановка даёт значенные скорости диффузионного массопереноса, близкие к измеренной скорости роста ВЗ.

Таким образом, указанное выше противоречие между теорией и экспериментом устраняется, и мы можем утверждать, что механизм образования и роста ВЗ может быть описан в рамках модифицированной модели ползучести Херринга–Набарро с учётом уменьшения пути диффузии за счёт образования ВЗ. Роль ВЗ состоит в устранении дефектов, образующихся при зернограничном скольжении и в регулировании параметров зёрен во время их относительного движения. Кроме того, ВЗ дают собственный вклад в общую деформацию.

ВЗ играют важную роль при сверхпластическом течении и помо-

гают исследовать эволюцию структуры материала. Например, во время роста зёрен при деформации (как в случае сверхпластического течения бериллия), ВЗ делает видимой миграцию границ. При образовании встроенных зон в зерне они выявляют существующие дефекты. Обращаем внимание на тот факт, что образование ВЗ на нормальных к оси растяжения границах не обязательно ведёт к удлинению зерна вдоль оси растяжения, потому что во время роста зёрен миграция продольных границ (где ВЗ не образуются) имеет ту же величину, что и миграция поперечных.

Значение ВЗ, особенно тех, которые образуются внутри зёрен в условиях, благоприятных для диффузионной ползучести, выходит за рамки проблемы сверхпластического течения. Мы обнаружили, что ВЗ могут также образовываться внутри зёрен у материалов с достаточно большим размером зерна. Их образование способствует увеличению скорости деформации. Являясь результатом известного процесса диффузионной ползучести, ВЗ играют большую роль в понимании процессов высокотемпературной ползучести и сверхпластичности металлов. Образование ВЗ на внутренних субграницах существенно уменьшает величину пути диффузии и усиливает диффузионный массоперенос при пластическом течении материала.

6. ВЫВОДЫ

1. Подробно изучена природа сверхпластического течения мелкозернистого бериллия высокой чистоты и выяснены условия его проявления.
2. Определён коэффициент m скоростной чувствительности напряжения бериллия в широких диапазонах температур (823–1023 К) и скоростей деформаций (10^{-5} – 10^{-3} с $^{-1}$).
3. Определены характеристики сверхпластического течения ряда сплавов бериллия.
4. Текстура бериллия практически не изменяется на стадии сверхпластической деформации, после завершения которой текстура усиливается: некоторая переориентация происходит за счёт дислокационного скольжения.
5. Сверхпластическая деформация бериллия характеризуется сильной неоднородностью локального пластического течения на фоне высокой однородности макроскопического течения.
6. Сверхпластичность бериллия является сложным процессом, состоящим из скольжения по границам зёрен, перестройки зёрен, дислокационной и диффузионной ползучести, образования встроенных зон в зёрнах. Перестройка зёрен представляет собой сложный процесс, который происходит в результате совместной работы механизмов Эшби–Верралла и Джифкинса.

7. Обнаружено, что при высокотемпературной ползучести бериллия в теле зерна и вблизи его границ образуются специфические деформационные рельефы, названные встроенными зонами.

8. В широкой температурно-скоростной области исследовано влияние условий деформации и структуры материала на образование и морфологию встроенных зон.

9. Установлено, что встроенные зоны имеют диффузионную природу. Предложен механизм их образования и роста, отличающийся от классического диффузионного крипа Херринга–Набарро укороченными путями массопереноса.

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. И. И. Папиров, И. А. Тараненко, Г. Ф. Тихинский, *Атомная энергия*, **37**, № 3: 220 (1974).
2. И. И. Папиров, Г. Ф. Тихинский, И. Н. Христенко, А. А. Авотин, А. С. Капчерин, *Природа пластической деформации бериллия* (Киев: Наукова думка: 1977).
3. В. Е. Иванов, Г. Ф. Тихинский, И. И. Папиров, *Доклады АН СССР*, **216**: 1258 (1974).
4. В. Е. Иванов, Г. Ф. Тихинский, И. И. Папиров, *Вопросы атомной науки и техники*, № 6: 32 (1977).
5. V. E. Ivanov, G. F. Tikhinskij, I. I. Papirova, I. A. Taranenko, E. S. Karpov, and A. S. Kapcherin, *Fourth Int. Conf. on Beryllium Held at the Royal Society—Beryllium 1977 (October 4–7, 1977, London)*.
6. Е. С. Карпов, И. И. Папиров, Г. Ф. Тихинский, *Физика и химия обработки материалов*, **4**: 96 (1980).
7. M. F. Ashby and R. A. Verrall, *Acta Metall.*, **21**, Iss. 2: 149 (1973).
8. R. C. Gifkins, *J. Mater. Sci.*, **13**, Iss. 9: 1926 (1978).
9. Л. А. Корниенко, А. А. Николаенко, *Заводская лаборатория*, **45**, № 3: 232 (1979).
10. R. L. Squires, R. T. Weiner, and M. Phillips, *J. Nucl. Mater.*, **8**, Iss. 1: 77 (1963).
11. J. E. Harris and R. B. Jones, *J. Nucl. Mater.*, **10**, Iss. 4: 360 (1963).
12. В. Бэкофен, *Процессы деформации* (Москва: Металлургия: 1977) (пер. с англ.).
13. A. Karim, D. L. Holt, and W. A. Backofen, *Trans. Metall. Soc. AIME*, **245**: 2421 (1969).
14. I. I. Novikov, V. K. Portnoy, and T. E. Terentjeva, *Acta Metall.*, **25**, Iss. 10: 1139 (1977).
15. В. С. Шокуров, И. И. Папиров, Л. А. Корниенко, А. А. Николаенко, *Физика металлов и металловедение*, **50**, № 2: 397 (1980).
16. В. С. Шокуров, Л. А. Корниенко, А. А. Николаенко, И. И. Папиров, *Физика металлов и металловедение*, **50**, № 6: 1293 (1980).
17. И. И. Папиров, А. А. Николаенко, В. С. Шокуров, А. И. Пикалов, *Вопросы атомной науки и техники*, **81**, № 5: 88 (2012).
18. Л. А. Корниенко, В. С. Шокуров, А. А. Николаенко, И. И. Папиров, Г. Ф. Тихинский, *Металлофизика*, **2**, вып. 4: 89 (1980).

19. И. И. Папилов, А. А. Николаенко, В. С. Шокуров, В. А. Шкуропатенко, *Вестник ХНАДУ*, вып. 60: 105 (2013).

REFERENCES

1. I. I. Papirov, I. A. Taranenko, and G. F. Tikhinskiy, *Atomnaya Energiya*, **37**, No. 3: 220 (1974) (in Russian).
2. I. I. Papirov, G. F. Tikhinskiy, I. N. Khrystenko, A. A. Avotin, and A. S. Kapcherin, *Priroda Plasticheskoy Deformatsii Berilliya* (Kiev: Naukova Dumka: 1977) (in Russian).
3. V. Ye. Ivanov, G. F. Tikhinskiy, and I. I. Papirov, *Doklady AN SSSR*, **216**: 1258 (1974) (in Russian).
4. V. Ye. Ivanov, G. F. Tikhinskiy, and I. I. Papirov, *Voprosy Atomnoy Nauki i Tekhniki*, No. 6: 32 (1977) (in Russian).
5. V. E. Ivanov, G. F. Tikhinskiy, I. I. Papirov, I. A. Taranenko, E. S. Karpov, and A. S. Kapcherin, *Fourth Int. Conf. on Beryllium Held at the Royal Society—Beryllium 1977 (October 4–7, 1977, London)*.
6. Ye. S. Karpov, I. I. Papirov, and G. F. Tikhinskiy, *Fizika i Khimiya Obrabotki Materialov*, **4**: 96 (1980) (in Russian).
7. M. F. Ashby and R. A. Verrall, *Acta Metall.*, **21**, Iss. 2: 149 (1973).
8. R. C. Gifkins, *J. Mater. Sci.*, **13**, Iss. 9: 1926 (1978).
9. L. A. Korniyenko and A. A. Nikolayenko, *Zavodskaya Laboratoriya*, **45**, No. 3: 232 (1979) (in Russian).
10. R. L. Squires, R. T. Weiner, and M. Phillips, *J. Nucl. Mater.*, **8**, Iss. 1: 77 (1963).
11. J. E. Harris and R. B. Jones, *J. Nucl. Mater.*, **10**, Iss. 4: 360 (1963).
12. W. Backofen, *Protsessy Deformatsii* [Deformation Processes] (Moscow: Metallurgiya: 1977) (Russian translation).
13. A. Karim, D. L. Holt, and W. A. Backofen, *Trans. Metall. Soc. AIME*, **245**: 2421 (1969).
14. I. I. Novikov, V. K. Portnoy, and T. E. Terentieva, *Acta Metall.*, **25**, Iss. 10: 1139 (1977).
15. V. S. Shokurov, I. I. Papirov, L. A. Korniyenko, and A. A. Nikolayenko, *Fizika Metallov i Metallovedenie*, **50**, No. 2: 397 (1980) (in Russian).
16. V. S. Shokurov, L. A. Korniyenko, A. A. Nikolayenko, and I. I. Papirov, *Fizika Metallov i Metallovedenie*, **50**, No. 6: 1293 (1980) (in Russian).
17. I. I. Papirov, A. A. Nikolayenko, V. S. Shokurov, and A. I. Pikalov, *Voprosy Atomnoy Nauki i Tekhniki*, **81**, No. 5: 88 (2012) (in Russian).
18. L. A. Korniyenko, V. S. Shokurov, A. A. Nikolayenko, I. I. Papirov, and G. F. Tikhinskiy, *Metallofizika*, **2**, Iss. 4: 89 (1980) (in Russian).
19. I. I. Papirov, A. A. Nikolayenko, V. S. Shokurov, and V. A. Shкуропатенко, *Vestnik KhNADU*, Iss. 60: 105 (2013) (in Russian).