

УДК 620.186.8:539.219.3:539.374.001

DOI: 10.32326/1814-9146-2021-83-3-276-284

ДИФфуЗИОННОЕ ЗАРОЖДЕНИЕ ПОР В СТЫКАХ ЗЕРЕН СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ*

© 2021 г.

**Пупынин А.С., Кириков С.В.,
Перевезенцев В.Н.**

*Институт проблем машиностроения РАН – филиал Федерального
исследовательского центра «Институт прикладной физики РАН»,
Нижний Новгород, Российская Федерация*

pupynin.as@gmail.com

Поступила в редакцию 11.06.2021

Проведен анализ условий диффузионного зарождения пор в субмикрокристаллических материалах, получаемых с применением методов интенсивной пластической деформации (равноканального углового прессования, всестороннейковки, кручения под давлением и др.). До настоящего времени вопрос о механизме зарождения пор в таких материалах остается дискуссионным вследствие того, что обработка материалов методами интенсивной пластической деформации проводится при высоких гидростатических давлениях, препятствующих появлению пор. Показана возможность диффузионного зарождения нанопор в области тройных стыков зерен, содержащих отрицательные клиновидные дисклинации деформационного происхождения, генерирующие в окрестности тройных стыков высокие растягивающие напряжения, по величине сопоставимые с внешним гидростатическим давлением. Такие стыковые дисклинации неизбежно возникают в стыках зерен вследствие неоднородности протекания пластической деформации по ансамблю зерен поликристалла. Показано, что важным условием зарождения пор является не только наличие высоких внутренних растягивающих напряжений от стыковых дисклинаций, но и характерная для субмикрокристаллических металлов крайне высокая концентрация неравновесных деформационных вакансий, близкая по значениям к концентрации вакансий при температурах, близких к солидусу. Проанализировано влияние мощности стыковых дисклинаций, величины внешнего гидростатического давления и степени пересыщения материала неравновесными деформационными вакансиями на скорость диффузионного зарождения и объем критических зародышей пор. Установлено, что для эффективного подавления процесса порообразования в тройных стыках зерен необходимо приложение внешнего гидростатического давления, компенсирующего внутренние упругие поля от стыковых дисклинаций.

Ключевые слова: субмикрокристаллические металлы, тройные стыки зерен, стыковые дисклинации, неравновесные вакансии, нанопоры.

*Выполнено в рамках государственного задания ИПФ РАН на проведение фундаментальных научных исследований на 2021–2023 гг. по теме № 0030-2021-0025.

Введение

Субмикроструктурные (СМК) металлы и сплавы, полученные методами интенсивной пластической деформации (равноканальная пластическая деформация, кручение под гидростатическим давлением и др.), обладают уникальным комплексом прочностных и пластических свойств [1]. Однако в таких материалах часто возникают несплошности в виде нанопор, расположенных вдоль границ и тройных стыков зерен [2–7]. В статьях [8–10] показано, что с накоплением нанопор связано снижение долговечности СМК материалов в условиях длительного нагружения. Согласно [10], в процессе ползучести СМК материалов определенная доля нанопор развивается в микропоры, создавая тем самым «очаги» разрушения, снижающие долговечность материала. С накоплением нанопор и их слиянием с образованием полых трубок, расположенных вдоль линий тройных стыков зерен, связывают также наблюдаемое в некоторых СМК материалах уменьшение энергии активации зернограницной диффузии до значений, близких к энергии активации диффузии по свободной поверхности [11]. Однако вопрос о причинах зарождения нанопор при интенсивной пластической деформации (ИПД), протекающей в условиях высокого гидростатического давления, препятствующего порообразованию, до сих пор остается дискуссионным.

Образование пор в условиях высокого пересыщения неравновесными вакансиями, возникающими в процессе радиационного облучения, анализировалось в статье [12]. Моделирование процесса зарождения пор на границах зерен поликристаллического алюминия в зависимости от концентрации неравновесных вакансий рассмотрено в [13]. Анализ условий зарождения зернограницных пор во внутренних упругих полях напряжений, создаваемых мезодефектами сдвигового типа, был проведен в [14]. Образование пор в тройных стыках зерен наблюдалось непосредственно в колонне микроскопа при отжиге СМК сплава Al–Zr, деформированного кручением под давлением [15].

Целью настоящей статьи является анализ возможности зарождения нанопор в области тройных стыков зерен СМК материалов путем коалесценции неравновесных вакансий деформационного происхождения во внутренних полях растягивающих напряжений от стыковых дисклинаций, накапливающихся на границах зерен в процессе ИПД [16, 17].

Описание модели

В процессе ИПД в объеме зерен поликристалла образуется большое количество неравновесных вакансий, характеризуемое величиной пересыщения $S_v = C_{vd}/C_0$, где C_{vd} – атомная концентрация деформационных вакансий, C_0 – термодинамически равновесная атомная концентрация решеточных вакансий. Экспериментальные данные показывают, что атомная концентрация неравновесных вакансий в СМК материалах достигает весьма высоких значений $C_{vd} \sim 4 \cdot 10^{-4}$ [18]. Следует отметить, что в обычных поли- и монокристаллах такие значения концентрации вакансий характерны для температур, близких к температуре плавления.

При рассмотрении зарождения пор в СМК материалах необходимо учесть, что процесс ИПД осуществляется в условиях гидростатического давления P , препятствующего образованию пор. Однако в процессе деформирования поликристаллов на границах зерен и их морфологических особенностях (стыках, изломах) возникают

характерные мезодефекты ротационного типа – диполи стыковых дисклинаций и сдвигового типа в виде равномерно распределенных вдоль границ зерен пластических сдвигов – планарные мезодефекты [16, 17]. Отрицательные стыковые дисклинации в составе дисклинационных диполей и планарные сдвиговые мезодефекты создают мощные поля растягивающих напряжений, которые могут компенсировать внешние сжимающие напряжения и тем самым способствовать диффузионному зарождению и росту пор в области границ и тройных стыков зерен. Мощности мезодефектов, наведенных на границах зерен в процессе ИПД, связаны с плотностями дислокаций, внесенных в границы в процессе внутризеренной пластической деформации.

Рассмотрим влияние стыковых дисклинаций деформационного происхождения на зарождение пор в области тройных стыков. С учетом эффекта экранирования полей напряжений от ансамбля мезодефектов поле гидростатического давления от диполя стыковых дисклинаций в ближайшей окрестности отрицательной стыковой дисклинации имеет вид [19]:

$$P_i = -Dw_d \left(2 \ln \frac{R_a}{r_0} + 1 \right), \quad (1)$$

где $D = (1 + \nu)G/(3\pi(1 - \nu))$, G – модуль сдвига, ν – коэффициент Пуассона, w_d – мощность дисклинации, R_a – характерный радиус экранировки упругих напряжений от диполя стыковых дисклинаций, по порядку величины равный размеру зерна d ; $r_0 \approx 2b$ – радиус области, ограничивающей тройной стык зерен; b – модуль вектора Бюргерса решеточной дислокации. При экспериментально наблюдаемой в границах зерен СМК материалов экстремально высокой линейной плотности дислокаций, внесенных в границы в процессе внутризеренной деформации $\rho_b \approx 2 \cdot 10^8 \text{ м}^{-1}$, величина $w_d \approx 2 \cdot 10^{-2}$ и, следовательно, величина $|P_i| \approx 3 \cdot 10^{-2} G$.

На рис. 1 представлена схема поликристалла с расположенными в тройных стыках зерен положительными дисклинациями мощностью $+w_d$ и отрицательными дисклинациями мощностью $-w_d$. Зарождение пор происходит на линии стыков с отрицательной стыковой дисклинацией.

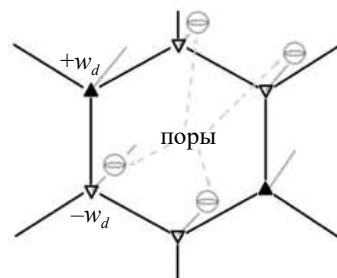


Рис. 1. Схема поликристалла

В окрестности положительной стыковой дисклинации, где внутреннее давление от дисклинационного диполя P_i совпадает по знаку с внешним давлением, процесс образования пор подавляется. В то же время вблизи отрицательной стыковой дисклинации внутреннее давление компенсирует внешнее, облегчая тем самым диффузионное зарождение пор. Учитывая все эти факторы, изменение энергии системы при слиянии n неравновесных вакансий в пору, расположенную на линии тройного стыка зерен (см. рис. 1), можно записать в виде:

$$\Delta F = -n \cdot (kT \ln(S_v + 1) - P_{\text{eff}} \Omega) - \frac{3\pi r^2 \gamma_b}{2} + 4\pi r^2 \gamma_s, \quad (2)$$

где первое слагаемое описывает изменение энергии за счет уменьшения химического потенциала системы, второе слагаемое – ее уменьшение за счет исчезновения участков границ зерен, а третье слагаемое связано с затратами энергии на образование свободной поверхности. Здесь k – постоянная Больцмана, T – температура, $\Omega \approx b^3$ – атомный объем, $P_{\text{eff}} = P - P_i$; γ_b и γ_s – удельные энергии границы зерна и свободной поверхности соответственно; $r \approx (3n\Omega/(4\pi))^{1/3}$ – радиус поры.

При дальнейших расчетах учтено, что при малых размерах зародыша поры энергия ее свободной поверхности зависит от размера поры (числа вакансий n , коагулирующих в пору). Для описания этой зависимости использовалось выражение [20]:

$$\gamma_s = \gamma_{s0} \left(1 - \frac{0,8}{n + 2} \right), \quad (3)$$

где γ_{s0} – удельная энергия плоской свободной поверхности. Критический размер зародыша поры r_c находился из условия $\partial \Delta F / \partial n = 0$. Энергия образования критического зародыша ΔF_c определялась путем подстановки величины r_c в выражение (2).

Скорость зарождения пор в единице объема J_c находили из выражения [21]:

$$J_c = Z(C_{\text{max}} - C_{\text{cav}}) \beta_c \exp\left(-\frac{\Delta F_c}{kT}\right), \quad (4)$$

где $Z \approx 1/20$ – фактор Зельдовича, $C_{\text{max}} = 3/(2rd^2)$ – максимальная концентрация центров зарождения в области тройного стыка зерен, C_{cav} – концентрация зародышей пор, β_c – скорость присоединения вакансии к зародышу критического размера [21]:

$$\beta_c = \frac{4\pi D_l (S_v + 1)(r_c + b)^2}{b^4}. \quad (5)$$

Здесь $D_l = D_{l0} \exp(-Q_l/(kT))$ – коэффициент объемной самодиффузии, Q_l – энергия активации объемной самодиффузии. Для анализа кинетики эволюции пористости при ИПД систему уравнений (1)–(5) следует дополнить уравнениями, описывающими диффузионный рост пор и изменение пересыщения материала неравновесными вакансиями, связанное с генерацией деформационных вакансий и их стоком в зарождающиеся и растущие поры. В настоящей статье представлен только анализ скорости образования зародышевых нанопор. Эволюция объемной доли и размеров пор требует дальнейшего исследования и анализа.

Результаты расчетов и обсуждение

Численные расчеты скорости зарождения нанопор в тройных стыках зерен проводились для модельного алюминиевого СМК сплава с размером зерна $d = 10^{-6}$ м при температурах деформации $T_1 = 0,3T_m$ и $T_2 = 0,4T_m$, величине мощности стыковой дисклинации $w_d = 2 \cdot 10^{-2}$, значениях внешнего гидростатического давления в диапазоне значений $P = (2-4) \cdot 10^{-2} G$ и характерных значениях параметров: $C_{vd} = 4 \cdot 10^{-2}$, $T_m = 933$ К, $b = 2,86 \cdot 10^{-10}$ м, $G = 25$ ГПа, $\gamma_{s0} \approx Gb/16$, $\Omega \approx b^3$, $D_{l0} = 9 \cdot 10^{-5}$ м²/с, $Q_l = 17,4kT_m$. Кроме того, исследовался случай зарождения пор вдоль линии дисклинации при отсутствии внешнего давления ($P = 0$). Этот случай соответствует зарождению пор после разгрузки образца в предположении, что время релаксации упругих

полей напряжений от стыковых дисклинаций существенно превышает характерное время зарождения пор. На рис. 2 проиллюстрировано поведение скорости зарождения пор J_{c0} , на рис. 3 представлена зависимость объема критических зародышей пор V_{c0} от величины пересыщения S_{v0} при выбранных значениях давления P и температуры T . На рис. 2а, 3а показаны зависимости при $T = 0,3T_m$, а на рис. 2б, 3б – при $T = 0,4T_m$ для различных значений внешнего давления: линии 1 – для $P = 0$, 2 – для $P = 2 \cdot 10^{-2}G$, 3 – для $P = 3 \cdot 10^{-2}G$, 4 – для $P = 4 \cdot 10^{-2}G$.

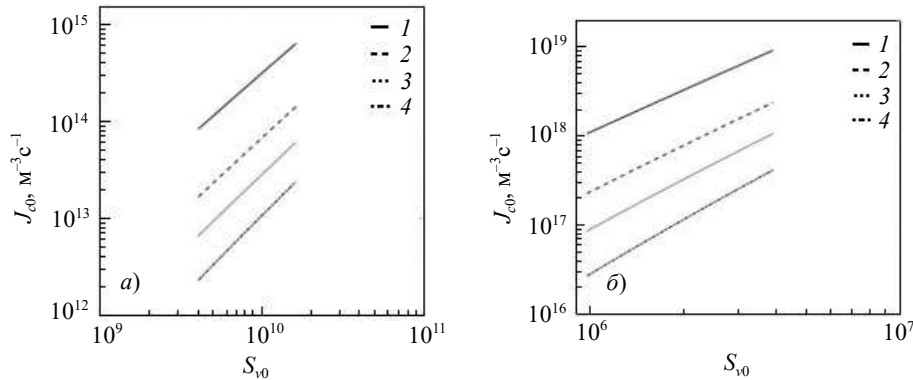


Рис. 2. Зависимость скорости зарождения пор J_{c0} от величины S_{v0}

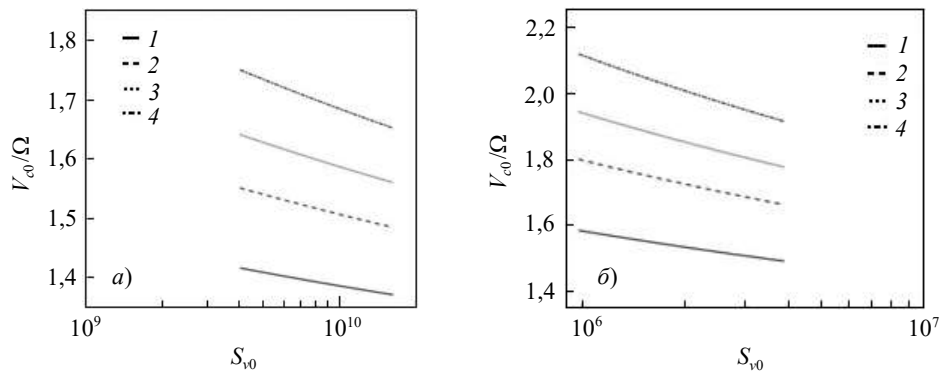


Рис. 3. Зависимость объема критических зародышей пор V_{c0} от величины S_{v0}

Из представленных зависимостей видно, что уменьшение внешнего гидростатического давления P , увеличение степени пересыщения S_{v0} и температуры деформации T приводит к существенному увеличению скорости зарождения (см. рис. 2), а также к уменьшению объема критических зародышей пор (см. рис. 3).

Как показала оценка, при характерных временах 10^3 с и температуре деформирования $T = 0,4T_m$, значениях пересыщения $S_{v0} = 4 \cdot 10^6$ и внешнего давления в интервале $P = (0-4) \cdot 10^{-2}G$ среднее расстояние между порами в тройном стыке зерен при размере зерна $d \sim 1$ мкм может достигать значений от 50 до 100 нм.

Заключение

Проведенный анализ показывает возможность диффузионного зарождения нанопор в области тройных стыков зерен во внутренних полях напряжений от диполей стыковых дисклинаций деформационного происхождения в субмикрористал-

лических материалах, полученных методами интенсивной пластической деформации. Установлено, что зарождение нанопор в условиях характерных для ИПД высоких значений гидростатических давлений может осуществляться в области отрицательных стыковых дисклинаций деформационного происхождения. Условием появления таких нанопор является высокая степень пересыщения материала неравновесными деформационными вакансиями. Эффективным способом подавления диффузионного зарождения пор в тройных стыках зерен при интенсивной пластической деформации является повышение внешнего гидростатического давления и понижение температуры деформации.

Список литературы

1. Valiev R.Z., Langdon T.G. Principles of equal-channel angular pressing as a processing tool for grain refinement. *Progress in Materials Science*. 2006. Vol. 51. Iss. 7. P. 881–981. DOI: 10.1016/J.PMATSCI.2006.02.003.
2. Betekhtin V.I., Kadomtsev A.G., Sklenicka V., Saxl I. Nanoporosity of fine-crystalline aluminum and an aluminum-based alloy. *Physics of the Solid State*. 2007. Vol. 49. No 10. P. 1874–1877. DOI: 10.1134/S1063783407100101.
3. Betekhtin V.I., Sklenicka V., Saxl I., Kardashev B.K., Kadomtsev A.G., Narykova M.V. Influence of the number of passes under equal-channel angular pressing on the elastic-plastic properties, durability, and defect structure of the Al + 0.2 wt % Sc alloy. *Physics of the Solid State*. 2010. Vol. 52. No 8. P. 1629–1636. DOI: 10.1134/S1063783410080111.
4. Sauvage X., Pippin R. Nanoscaled structure of a Cu-Fe composite processed by high-pressure torsion. *Materials Science and Engineering: A*. 2005. Vol. 410-411. P. 345–347. DOI: 10.1016/j.msea.2005.08.122.
5. Ribbe J., Baither D., Schmitz G., Divinski S.V. Ultrafast diffusion and internal porosity in ultrafine-grained copper-lead alloy prepared by equal channel angular pressing. *Scripta Materialia*. 2009. Vol. 61. Iss. 2. P. 129–132. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2009.03.029.
6. Lapovok R., Tomus D., Mang J., Estrin Y., Lowe T.C. Evolution of nanoscale porosity during equal-channel angular pressing of titanium. *Acta Materialia*. 2009. Vol. 57. Iss. 10. P. 2909–2918. DOI: 10.1016/j.actamat.2009.02.042.
7. Betekhtin V.I., Kolobov O.R., Narykova M.V., Kardashev B.K., Golosov E.V., Kadomtsev A.G. Mechanical properties, density, and defect structure of VT1-0 titanium after intense plastic deformation due to screw and longitudinal rollings. *Technical Physics*. 2011. Vol. 56. Iss. 11. P. 1599–1604. DOI: 10.1134/S10637842111110053.
8. Betekhtin V.I., Kolobov Yu.R., Sklenicka V. et al. Effect of a defect structure on the static and long-term strength of submicrocrystalline VT1-0 titanium fabricated by plastic deformation during screw and lengthwise rolling. *Technical Physics*. 2015. Vol. 60. Iss. 1. P. 66–71. DOI: 10.1134/S1063784215010041.
9. Betekhtin V.I., Sklenicka V., Kadomtsev A.G. et al. Defect structure and thermomechanical stability of nano- and microcrystalline titanium obtained by different methods of intense plastic deformation. *Physics of the Solid State*. 2017. Vol. 59. Iss. 5. P. 960–966. DOI: 10.1134/S1063783417050043.
10. Betekhtin V.I., Kadomtsev A.G., Narykova M.V. Evolution of a defect structure during creep tests of ultrafine-grained metals and alloys produced by severe plastic deformation. *Physics of the Solid State*. 2020. Vol. 62. Iss. 2. P. 318–324. DOI: 10.1134/S1063783420020067.
11. Wilde G., Divinski S. Grain boundaries and diffusion phenomena in severely deformed materials. *Materials Transactions*. 2019. Vol. 60. Iss. 7. P. 1302–1315. DOI: 10.2320/matertrans.MF201934.
12. Powell R.W., Russell K.C. Computer evaluation of nucleation of voids in irradiated metals. *Radiation Effects*. 1972. Vol. 12. Iss. 1-2. P. 127–131. <https://doi.org/10.1080/00337577208231129>.
13. Weckman A.V., Dem'yanov B.F. Simulation of the pore formation at grain boundaries in aluminum. *JETP Letters*. 2020. Vol. 111. Iss. 11. P. 643–646. DOI: 10.1134/S0021364020110119.

14. Perevezentsev V.N., Pupynin A.S. Analysis of conditions for the nucleation of grain boundary nanopores in submicrocrystalline materials under intensive plastic deformation. *Technical Physics Letters*. 2020. Vol. 46. Iss. 10. P. 964–967. DOI: 10.1134/S1063785020100120.
15. Lefebvre W., Skiba N.V., Chabanais F., Gutkin M. Vacancy release upon heating of an ultrafine grain Al-Zr alloy: In-situ observations and theoretical modeling. *Journal of Alloys and Compounds*. 2021. Vol. 862. P. 158455-1–158455-11. DOI:10.1016/j.jallcom.2020.158455.
16. Rybin V.V., Zisman A.A., Zolotarevsky N.Yu. Junction disclinations in plastically deformed crystals. *Acta Metallurgica et Materialia*. 1993. Vol. 41. Iss. 7. P. 2211–2217. DOI: 10.1016/0956-7151(93)90390-E.
17. Kirikov S.V., Perevezentsev V.N., Svirina Y.V. Computer simulation of the kinetics of accumulation of primary mesodefects at grain boundaries and their junctions. *Russian Metallurgy (Metally)*. 2018. Vol. 2018. Iss. 10. P. 904–909. DOI: 10.1134/S0036029518100105.
18. Schafner E., Steiner G., Korznikova E., Kerber M., Zehetbauer M.J. Lattice defect investigation of ECAP-Cu by means of X-ray line profile analysis, calorimetry and electrical resistometry. *Materials Science and Engineering: A*. 2005. Vol. 410-411. P. 169–173. DOI: 10.1016/j.msea.2005.08.070.
19. Кириков С.В., Пупынин А.С., Свирина Ю.В. Анализ локальных полей упругих напряжений, генерируемых ротационно-сдвиговыми мезодефектами вблизи стыков зерен. *Проблемы прочности и пластичности*. 2021. Т. 83. №2. С. 235–244. DOI: 10.32326/1814-9146-2021-83-2-235-244.
20. Черемской П.Г., Слезов В.В., Бетехтин В.И. *Поры в твердом теле*. М.: Энергоатомиздат, 1990. 376 с.
21. Raj R., Ashby M.F. Intergranular fracture at elevated temperature. *Acta Metallurgica*. 1975. Vol. 23. Iss. 6. P. 653–666. DOI:10.1016/0001-6160(75)90047-4.

References

1. Valiev R.Z., Langdon T.G. Principles of equal-channel angular pressing as a processing tool for grain refinement. *Prog. Mater. Sci.* 2006. Vol. 51. Iss. 7. P. 881–981. DOI: 10.1016/J.PMATSCI.2006.02.003.
2. Betekhtin V.I., Kadomtsev A.G., Sklenicka V., Saxl I. Nanoporosity of fine-crystalline aluminum and an aluminum-based alloy. *Phys. Solid State*. 2007. Vol. 49. No 10. P. 1874–1877. DOI: 10.1134/S1063783407100101.
3. Betekhtin V.I., Sklenicka V., Saxl I., Kardashev B.K., Kadomtsev A.G., Narykova M.V. Influence of the number of passes under equal-channel angular pressing on the elastic-plastic properties, durability, and defect structure of the Al + 0.2 wt % Sc alloy. *Phys. Solid State*. 2010. Vol. 52. No 8. P. 1629–1636. DOI: 10.1134/S1063783410080111
4. Sauvage X., Pippin R. Nanoscaled structure of a Cu-Fe composite processed by high-pressure torsion. *Mat. Sci. Eng. A-Struct.* 2005. Vol. 410-411. P. 345–347. DOI: 10.1016/j.msea.2005.08.122.
5. Ribbe J., Baither D., Schmitz G., Divinski S.V. Ultrafast diffusion and internal porosity in ultrafine-grained copper-lead alloy prepared by equal channel angular pressing. *Scr. Mater.* 2009. Vol. 61. Iss. 2. P. 129–132. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2009.03.029.
6. Lapovok R., Tomus D., Mang J., Estrin Y., Lowe T.C. Evolution of nanoscale porosity during equal-channel angular pressing of titanium. *Acta Materialia*. 2009. Vol. 57. Iss. 10. P. 2909–2918. DOI: 10.1016/j.actamat.2009.02.042.
7. Betekhtin V.I., Kolobov O.R., Narykova M.V., Kardashev B.K., Golosov E.V., Kadomtsev A.G. Mechanical properties, density, and defect structure of VT1-0 titanium after intense plastic deformation due to screw and longitudinal rollings. *Tech. Phys.* 2011. Vol. 56. Iss. 11. P. 1599–1604. DOI: 10.1134/S1063784211110053.
8. Betekhtin V.I., Kolobov Yu.R., Sklenicka V. et al. Effect of a defect structure on the static and long-term strength of submicrocrystalline VT1-0 titanium fabricated by plastic deformation during screw and lengthwise rolling. *Tech. Phys.* 2015. Vol. 60. Iss. 1. P. 66–71. DOI: 10.1134/S1063784215010041.
9. Betekhtin V.I., Sklenicka V., Kadomtsev A.G. et al. Defect structure and thermomechanical stability of nano- and microcrystalline titanium obtained by different methods of intense plastic

- deformation. *Phys. Solid State*. 2017. Vol. 59. Iss. 5. P. 960–966. DOI: 10.1134/S1063783417050043.
10. Betekhtin V.I., Kadomtsev A.G., Narykova M.V. Evolution of a defect structure during creep tests of ultrafine-grained metals and alloys produced by severe plastic deformation. *Phys. Solid State*. 2020. Vol. 62. Iss. 2. P. 318–324. DOI: 10.1134/S1063783420020067.
11. Wilde G., Divinski S. Grain boundaries and diffusion phenomena in severely deformed materials. *Mater. Trans.* 2019. Vol. 60. Iss 7 P. 1302–1315. DOI: 10.2320/matertrans.MF201934.
12. Powell R.W., Russell K.C. Computer evaluation of nucleation of voids in irradiated metals. *Radiation Effects*. 1972. Vol. 12. Iss. 1-2. P. 127–131. <https://doi.org/10.1080/00337577208231129>.
13. Weckman A.V., Dem'yanov B.F. Simulation of the pore formation at grain boundaries in aluminum. *JETP Letters*. 2020. Vol. 111. Iss. 11. P. 643–646. DOI:10.1134/S0021364020110119.
14. Perevezentsev V.N., Pupynin A.S. Analysis of conditions for the nucleation of grain boundary nanopores in submicrocrystalline materials under intensive plastic deformation. *Tech. Phys. Lett.* 2020. Vol. 46. Iss. 10. P. 964–967. DOI: 10.1134/S1063785020100120.
15. Lefebvre W., Skiba N.V., Chabanais F., Gutkin M. Vacancy release upon heating of an ultrafine grain Al-Zr alloy: In-situ observations and theoretical modeling. *J. Alloys Compd.* 2021. Vol. 862. P. 158455-1–158455-11. DOI: 10.1016/j.jallcom.2020.158455.
16. Rybin V.V., Zisman A.A., Zolotarevsky N.Yu. Junction disclinations in plastically deformed crystals. *Acta Metall. Mater.* 1993. Vol. 41. Iss. 7. P. 2211–2217. DOI: 10.1016/0956-7151(93)90390-E.
17. Kirikov S.V., Perevezentsev V.N., Svirina Y.V. Computer simulation of the kinetics of accumulation of primary mesodefects at grain boundaries and their junctions. *Russ. Metall. (Metally)*. 2018. Vol. 2018. Iss. 10. P. 904–909. DOI: 10.1134/S0036029518100105.
18. Schafler E., Steiner G., Korznikova E., Kerber M., Zehetbauer M.J. Lattice defect investigation of ECAP-Cu by means of X-ray line profile analysis, calorimetry and electrical resistometry. *Mater. Sci. Eng. A-Struct.* 2005. Vol. 410-411. P. 169–173. DOI: 10.1016/j.msea.2005.08.070.
19. Kirikov S.V., Pupynin A.S., Svirina Yu.V. Analiz lokalnykh poley uprugikh napryazheniy, generiruemykh rotatsionno-sdvigovymi mezodefektami vblizi stykov zeren [Analysis of local elastic stress fields generated by rotational-shear mesodefects near triple junctions of grains]. *Problemy prochnosti i plastichnosti [Problems of Strength and Plasticity]*. 2021. Vol. 83. No 2. P. 235–244 (In Russian).
20. Cheremskoy P.G., Slezov V.V., Betekhtin V.I. *Pory v tverdom tele [Pores in the Solid]*. Moscow. Energoatomizdat Publ. 1990. 376 p. (In Russian).
21. Raj R., Ashby M.F. Intergranular fracture at elevated temperature. *Acta Metall.* 1975. Vol. 23. Iss. 6. P. 653–666. DOI:10.1016/0001-6160(75)90047-4.

DIFFUSION NUCLEATION OF CAVITIES IN GRAIN JUNCTIONS OF SUBMICROCRYSTALLINE MATERIALS

Pupynin A.S., Kirikov S.V., Perevezentsev V.N.

*Mechanical Engineering Research Institute of the Russian Academy of Sciences – Branch
of Federal Research Center “Institute of Applied Physics of the RAS”,
Nizhny Novgorod, Russian Federation*

The conditions of diffusional cavity nucleation in submicrocrystalline materials processed by the methods of intensive plastic deformation (equal-channel angular pressing, multiaxial forging, high pressure torsion, etc.) are analyzed. To date, the question of the mechanism of nucleation of cavities in such materials remains debatable due to the fact that the processing of materials by the methods of intensive plastic deformation is carried out at high hydrostatic pressures that prevent the appearance of pores. The possibility of diffusive nucleation of nanopores in the region of triple junctions of grains containing negative strain-induced wedge disclinations, generating high tensile stresses in the vicinity of triple junctions, comparable in magnitude to external hydrostatic pressure, is shown. Such junction disclinations inevitably occur at the grain junctions due to the heterogeneity

of the plastic deformation through the ensemble of polycrystal grains. It is shown that an important condition for the nucleation of cavities is not only the presence of high internal tensile stresses from junction disclinations, but also an extremely high concentration of nonequilibrium strain-induced vacancies characteristic of submicrocrystalline metals, comparable in values to the vacancy concentration, at temperatures close to solidus. The influence of the strength of junction disclinations, the value of external hydrostatic pressure and the degree of supersaturation of the material by nonequilibrium strain-induced vacancies on the rate of diffusional nucleation and the volume of critical pore nuclei is analyzed. It is established that in order to effectively suppress the process of pore formation in the grain boundary triple junctions, it is necessary to apply an external hydrostatic pressure that compensates for internal elastic fields from junction disclinations.

Keywords: submicrocrystalline metals, triple junctions, junction disclinations, nonequilibrium vacancies, nanopores.