

СТРУКТУРА, ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ДИФфуЗИЯ

УДК 669.27:620.186.8

ЗЕРНОГРАНИЧНАЯ ДИФфуЗИЯ ^{57}Co В УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОМ НИОБИИ, ПОЛУЧЕННОМ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИЕЙ

© 2023 г. В. В. Попов^а, *, Е. В. Осинников^а, А. Ю. Истомина^а,
Е. Н. Попова^а, Р. М. Фалахутдинов^а

^аИнститут физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН, ул. С. Ковалевской, 18, Екатеринбург, 620108 Россия

*e-mail: vporov@imp.uran.ru

Поступила в редакцию 11.04.2023 г.

После доработки 07.05.2023 г.

Принята к публикации 11.05.2023 г.

Методом послойного радиометрического анализа исследована зернограничная диффузия Co в ультрамелкозернистом Nb , полученном интенсивной пластической деформацией методом кручения под высоким давлением. Определены значения коэффициента зернограничной диффузии для нескольких температур. Показано, что диффузия по границам зерен протекает значительно быстрее, чем в крупнозернистом ниобии с релаксированными границами, что объясняется формированием “неравновесных” границ зерен в процессе интенсивной пластической деформации, которые являются путями сверхбыстрой диффузии. При нагреве в неравновесных границах зерен протекают процессы возврата, вследствие чего их свойства приближаются к свойствам обычных высокоугловых границ в крупнокристаллическом материале.

Ключевые слова: ниобий, кобальт, границы зерен, зернограничная диффузия, ультрамелкозернистые материалы, интенсивная пластическая деформация

DOI: 10.31857/S0015323023600582, **EDN:** MKONLY

ВВЕДЕНИЕ

В последние два десятилетия для получения объемных субмикроструктурных (размер зерен меньше 1 мкм) и нанокристаллических (размер зерен меньше 100 нм) материалов применяются различные способы интенсивной пластической деформации (ИПД) [1]. Эти материалы обладают более привлекательным сочетанием свойств (высокая прочность в сочетании с высокой пластичностью, повышенная усталостная и коррозионная стойкость, низкотемпературная сверхпластичность, повышенные коэффициенты диффузии) по сравнению с традиционными поликристаллами [2–4]. Кручение под высоким давлением (КВД) является в настоящее время одним из самых популярных и широко используемых способов ИПД [5]. Основные преимущества этого способа заключаются в том, что можно осуществлять непрерывное деформирование даже хрупких и твердых материалов до очень больших деформаций и, в частности, изменять температуру деформации в широких пределах [6–8].

Особое место среди материалов, к которым применяли кручение под высоким квазистатическим давлением, занимает ниобий. Это уникальный металл, который обладает высокой температу-

рой плавления, малым сечением захвата тепловых нейтронов, относительно высокой температурой сверхпроводящего перехода, низкой работой выхода электронов, хорошими механическими свойствами, что обуславливает широкие области его применения, такие как ракетостроение, авиационная и космическая техника, радиотехника, электроника, приборостроение, атомная энергетика. Особо следует отметить применение Nb как основной составляющей сверхпроводящих и высокопрочных композитов [9–12]. При КВД в Nb формируется нанокристаллическая структура и происходит существенное упрочнение [13–15].

В ряде ранних работ было высказано предположение, что границы зерен (ГЗ) в ультрамелкозернистых (УМЗ) материалах, производимых ИПД, находятся в сильно “неравновесном” метастабильном состоянии, которое частично или полностью релаксирует при последующей термической обработке или даже во время деформации [16]. Впоследствии наряду с термином “неравновесные” стали использовать термин “деформационно-модифицированные” границы [17].

В работах Назарова с соавторами предложена теоретическая модель, согласно которой изменение структуры и свойств ГЗ при ИПД происходит

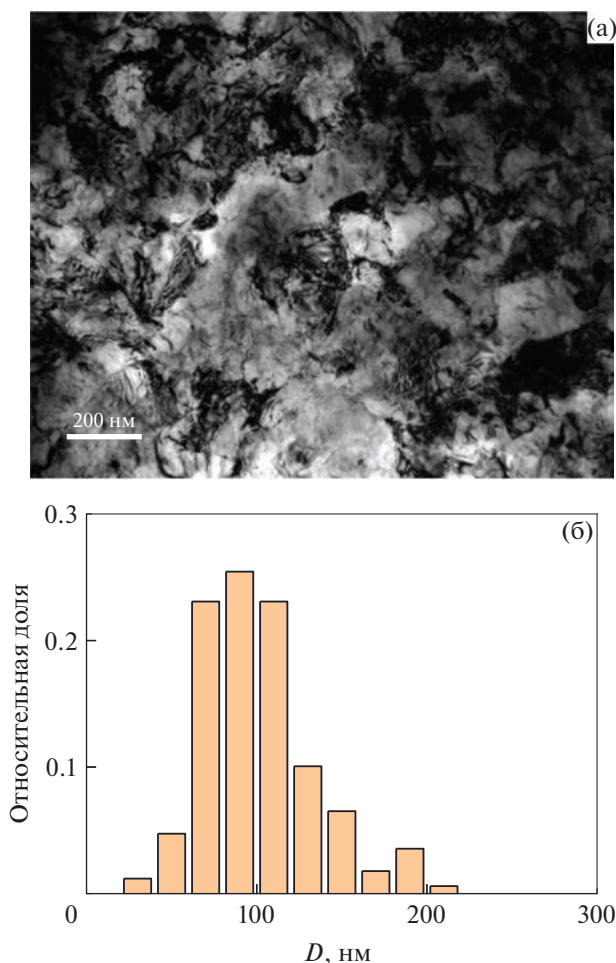


Рис. 1. Микроструктура (а) и распределение зерен по размерам (б) в Nb, продеформированном КВД на 5 оборотов.

в результате поглощения решеточных дислокаций [18, 19]. Согласно этой модели, “неравновесные” ГЗ, формирующиеся при ИПД, характеризуются избыточной свободной энергией, более высокими полями дальнедействующих упругих напряжений и увеличенным свободным объемом по сравнению с обычными релаксированными высокоугловыми границами зерен.

Выявить особенности состояния границ зерен в материалах, полученных интенсивной пластической деформацией, довольно сложно, требуются специальные методы, наиболее эффективными из которых являются эмиссионная мёссбауэровская спектроскопия [20–22] и измерение параметров зернограницной диффузии [17, 23].

В наших предыдущих исследованиях методом эмиссионной мёссбауэровской спектроскопии исследованы границы зерен в крупнокристаллическом и ультрамелкозернистом Nb, полученном КВД, и показано, что ГЗ в УМЗ Nb имеют избыточный свободный объем, что является свиде-

тельством их деформационно-модифицированного состояния [24, 25].

В настоящей работе поставлена задача исследовать зернограницную диффузию кобальта в УМЗ-Nb, полученном кручением под высоким давлением, и сравнить полученные данные с результатами исследования зернограницной диффузии Co в крупнокристаллическом Nb с ГЗ рекристаллизационного происхождения [26].

МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

Исходным материалом был Nb номинальной чистоты 99.98%. Для деформирования методом КВД цилиндрические прутки диаметром 10 мм нарезали на диски толщиной 1.5 мм. Деформирование проводили в наковальнях Бриджмена при комнатной температуре, на 5 оборотов при давлении 4 ГПа, с угловой скоростью 0.3 об./мин. Истинную деформацию, e , рассчитывали по формуле

$$e = \ln \left[1 + \left(\frac{\phi R}{h_k} \right)^2 \right]^{1/2} + \ln \frac{h_0}{h_k}, \quad (1)$$

где ϕ — угол скручивания в радианах, h — толщина образца (мм), R — расстояние от оси вращения (мм). h_0 и h_k — толщина образца до и после деформации. Рассчитанная таким образом деформация на середине радиуса образца составила $e = 4.75$.

Структуру изучали в просвечивающем электронном микроскопе Technai G-30 Twin. Исследования показали, что после деформации образцы имеют однородную по радиусу структуру. Средний размер кристаллитов составляет ~100 нм. Микрофотография структуры и распределение зерен по размерам в деформированном состоянии приведены на рис. 1.

Для проведения диффузионных исследований образцы после деформации готовили следующим образом. Одну поверхность образцов шлифовали, а затем полировали до зеркального качества. После этого образцы подвергали электрополировке в растворе серной и плавиковой кислот в соотношении 9 : 1 (объемные доли) при постоянном напряжении 5 В в течение 2 мин для удаления поверхностного слоя толщиной ~0.1 мм, в котором при шлифовании и полировании могли возникнуть микронапряжения и проникать абразивные частицы.

На одну из поверхностей подготовленных таким образом образцов, площадью ~1 см², электролитически из нейтрального водного раствора осаждали радиоактивный ⁵⁷Co из препарата без носителя, очищенного дополнительно ионно-обменными смолами. Активность диффузионного источника для послойного радиометрического анализа составляла ~1 МБк.

Диффузионные отжиги проводили в высоковакуумной печи Varian, в динамическом вакууме 10^{-9} Па, в интервале температур 573–773 К. Температуры и длительности отжигов приведены в табл. 1.

Концентрационные профили измеряли посредством послойного радиометрического анализа. Для снятия слоев с Nb образцов применяли анодное окисление в концентрированном растворе серной кислоты с последующим снятием окисной пленки в концентрированном растворе $\text{K}(\text{OH})$. Для определения оптимальной толщины снятого слоя были проведены калибровочные измерения на образце поликристаллического ниобия.

Толщина формирующейся оксидной пленки рассчитана, исходя из разницы в весе образца до и после снятия слоя при фиксированном напряжении. Образцы взвешивали на высокоточных аналитических весах ВЛ-120М с точностью 10^{-5} г.

Остаточную активность на образце измеряли по γ -линии 122 кэВ при помощи цифрового гамма-спектрометра со сцинтилляционным $\text{NaI}(\text{Tl})$ детектором. Слоевую активность вычисляли по интегральному остатку по методу Грузина [27].

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

В работе проведены исследования в условиях реализации режима С, когда диффузия протекает только по границам зерен.

Реализация того или иного кинетического режима определяется значением параметра α , который в случае примесной зернограничной диффузии равен [28]:

$$\alpha = \frac{s\delta}{2(D_V t)^{1/2}}, \quad (2)$$

где s — коэффициент сегрегации; δ — диффузионная ширина границы зерна; D_V — коэффициент объемной диффузии; t — время.

Таблица 1. Экспериментальные параметры и значения коэффициента зернограничной диффузии Co в Nb

T , К	t , (10^3 с)	$\sqrt{D_V t}$, мкм	α	D_{gb} , $\text{м}^2/\text{с}$
573	36	7.89×10^{-7}	115900	6.58×10^{-16}
623	36	6.82×10^{-6}	10680	4.85×10^{-15}
673	36	4.28×10^{-5}	1402	1.73×10^{-14}
723	36	2.08×10^{-4}	244	2.54×10^{-14}
773	36	8.26×10^{-4}	53	1.80×10^{-14}

Согласно [28, 29], режим С реализуется при условии $\alpha > 10$.

При оценке параметра α мы рассчитывали коэффициент сегрегации s по формуле [26]:

$$s = 21.5 \exp \left[\frac{13.5 \text{ кДж/моль}}{RT} \right]. \quad (3)$$

Следуя работе [30], диффузионную ширину границы зерна полагали $\delta \sim 0.5$ нм.

Коэффициент объемной диффузии Co в Nb рассчитывали с использованием выражения [31]:

$$D_V = 3.84 \times 10^{-6} \exp \left(-\frac{256100}{RT} \right), \text{ м}^2 \text{ с}^{-1}. \quad (4)$$

Рассчитанные значения параметра α и расчетная глубина объемной диффузии Co в Nb ($\sqrt{D_V t}$) приведены в табл. 1. Видно, что для всех использованных режимов диффузионного отжига соблюдается условие реализации режима С ($\alpha > 10$), а глубина объемной диффузии не превышает 1 нм.

Примеры концентрационных профилей проникновения представлены на рис. 2 как функция квадрата глубины проникновения. Во всех случаях после резкого приповерхностного уменьшения концентрации радиоизотопа профили следуют гауссовскому решению уравнения диффузии.

Коэффициент зернограничной диффузии Co в Nb , рассчитывали на основании

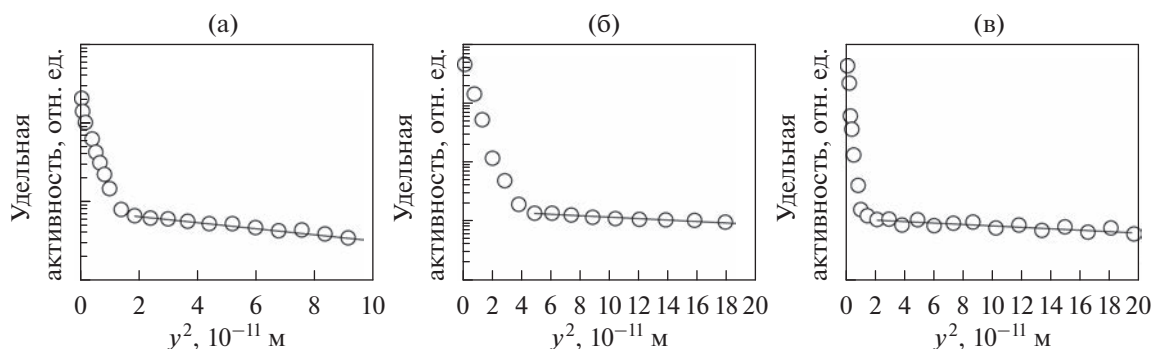


Рис. 2. Профили проникновения для диффузии Co в УМЗ Nb для температур диффузионного отжига 573 (а), 673 (б) и 773 К (в). Маркеры — результаты измерений, линия — линейная аппроксимация согласно гауссову решению.

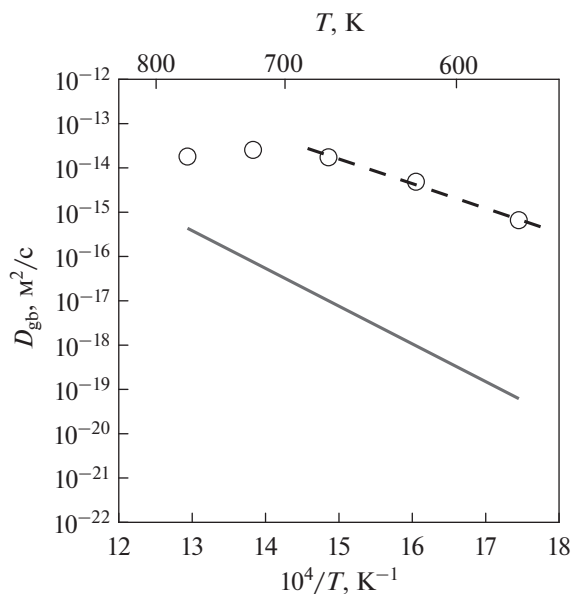


Рис. 3. Измеренные коэффициенты зернограницной диффузии Со в УМЗ Nb (маркеры) в сравнении с коэффициентом зернограницной диффузии по высокоугловым границам общего типа в крупнозернистом Nb [26] (сплошная линия). Штриховая линия — экстраполяция температурной зависимости D_{gb} в УМЗ Nb.

концентрационных профилей, используя следующее выражение для распределения концентрации в режиме *C* для мгновенного источника [28]:

$$\bar{C} \propto \exp\left[-\frac{y^2}{4D_{gb}t}\right], \quad (5)$$

где $\bar{C}$ — относительная слоевая концентрация; y — пространственная координата; t — время диффузионного отжига.

Значения коэффициента зернограницной диффузии были рассчитаны по наклонам концентрационных профилей как

$$D_{gb} = \frac{1}{4t} \left(-\frac{\partial \ln \bar{C}}{\partial y^2} \right)^{-1}. \quad (6)$$

Рассчитанные значения коэффициента зернограницной диффузии Со в УМЗ-ниобии приведены в табл. 1. На рис. 3 представлены определенные значения коэффициента зернограницной диффузии Со в УМЗ Nb в сравнении с коэффициентом зернограницной диффузии в крупнозернистом ниобии с релаксированными высокоугловыми границами зерен.

Видно, что коэффициент зернограницной диффузии Со в УМЗ-Nb, полученном интенсивной пластической деформацией, на несколько порядков превышает коэффициент зернограницной диффузии в крупнозернистом ниобии с гра-

ницами зерен рекристаллизационного происхождения.

Аналогичную картину наблюдали при сравнении коэффициентов зернограницной диффузии Со в крупнокристаллическом и ультрамелкозернистом Ni [32, 33]. По-видимому, в обоих случаях это связано с образованием при интенсивной пластической деформации неравновесных ГЗ, которые являются путями сверхбыстрой диффузии.

Этот результат согласуется с результатами проведенных ранее мессбауэровских исследований границ зерен в крупнозернистом и УМЗ-Nb, полученном интенсивной пластической деформацией. Было обнаружено, что электронная плотность на ядрах мессбауэровского изотопа в границах зерен и приграничных областях кристаллитов для УМЗ-Nb меньше, чем для крупнозернистого [24, 25]. Это показывает, что границы зерен в ультрамелкозернистом Nb обладают избыточным свободным объемом, что является одним из основных признаков неравновесного состояния границ зерен.

При температурах ниже 673 К коэффициент зернограницной диффузии Со в УМЗ-Nb следует аррениусовской температурной зависимости (пунктирная линия на рис. 3). Это позволяет утверждать, что в данном температурном диапазоне в основном сохраняется состояние границ зерен, сформировавшееся при ИПД.

Коэффициент зернограницной диффузии Со в Nb в этом температурном интервале может быть экстраполирован следующей аррениусовской зависимостью:

$$D_{gb} = (2.7^{+11.7}_{-2.20}) \times 10^{-6} \times \exp\left[-\frac{(105.2 \pm 8.5) \text{ кДж/моль}}{RT}\right], \text{ м}^2/\text{с}. \quad (7)$$

Данная оценка показывает, что значение энергии активации зернограницной диффузии Со в ультрамелкозернистом Nb значительно меньше, чем в случае крупнокристаллического Nb с релаксированными границами зерен (149.5 ± 7.7 кДж/моль [26]), что также является доказательством неравновесного характера границ в УМЗ-Nb.

При температуре 723 К фиксируются отклонения от закона Аррениуса, начиная с этой температуры, наблюдается приближение значений коэффициента зернограницной диффузии в УМЗ-Nb к значениям коэффициента зернограницной диффузии в крупнозернистом Nb с релаксированными высокоугловыми ГЗ. По-видимому, это связано с изменением состояния ГЗ при данной температуре вследствие начала процессов возврата в ГЗ. При температуре 773 К отклонения еще более значительны. Коэффициент зернограницной диффузии при этой температуре даже ниже,

чем при более низкой температуре 723 К, что свидетельствует о значительных изменениях состояния границ зерен.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Методом послойного радиометрического анализа с использованием радиоизотопа ^{57}Co исследована зернограничная диффузия кобальта в ультрамелкозернистом ниобии, полученном интенсивной пластической деформацией методом кручения под высоким давлением.

Обнаружено, что значения коэффициента зернограничной диффузии Co в УМЗ-Nb, полученном интенсивной пластической деформацией, на несколько порядков больше коэффициента зернограничной диффузии Co в крупнозернистом Nb с ГЗ рекристаллизационного происхождения. По-видимому, это объясняется формированием деформационно-модифицированных ГЗ при интенсивной пластической деформации. Такие ГЗ являются путями сверхбыстрой диффузии.

Энтальпия активации зернограничной диффузии Co в ультрамелкозернистом Nb значительно меньше, чем в крупнозернистом Nb с релаксированными ГЗ, что также является доказательством неравновесного состояния ГЗ в УМЗ-Nb.

С повышением температуры значение коэффициента зернограничной диффузии в УМЗ Nb приближается к значениям коэффициента зернограничной диффузии Co в крупнозернистом Nb с высокоугловыми ГЗ рекристаллизационного происхождения. Это объясняется протеканием процессов возврата в деформационно-модифицированных ГЗ, вследствие чего их свойства приближаются к свойствам релаксированных высокоугловых границ зерен.

БЛАГОДАРНОСТИ

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 21-13-00063, <https://rscf.ru/project/21-13-00063/>, ИФМ УрО РАН).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Edalati K., Bachmaier A., Beloshenko V.A., Beygelzimer Y., Blank V.D., Botta W.J., Bryła K., Čížek J., Divinski S., Enikeev N.A., Estrin Y., Faraji G., Figueiredo R.B., Fuji M., Furuta T., Grosdidier T., Gubicza J., Hohenwarter A., Horita Z., Huot J., Ikoma Y., Janeček M., Kawasaki M., Král P., Kuramoto S., Langdon T.G., Leiva D.R., Levitas V.I., Mazilkin A., Mito M., Miyamoto H., Nishizaki T., Pippan R., Popov V.V., Popova E.N., Purcek G., Renk O., Révész A., Sauvage X., Sklenicka V., Skrotzki W., Straumal B.B., Suwas S., Toth L.S., Tsuji N., Valiev R.Z., Wilde G., Zehetbauer M.J., Zhu X.* Nanomaterials by severe plastic deformation: review of historical developments and recent advances // *Mater. Research Letters*. 2022. V. 10. № 4. P. 163–256.
2. *Kawasaki M., Langdon T.G.* Principles of superplasticity in ultrafine-grained materials // *J. Mater. Sci.* 2007. V. 42. P. 1782–1796.
3. *Hohenwarter A., Kammerhofer C., Pippan R.* The ductile to brittle transition of ultrafine-grained Armco iron: an experimental study // *J. Mater. Sci.* 2010. V. 45. P. 4805–4812.
4. *Edalati K., Horita Z., Valiev R.Z.* Transition from poor ductility to room-temperature superplasticity in a nanostructured aluminum alloy // *Sci. Rep.* 2018. № 8. P. 6740.
5. *Zhilyaev A.P., Langdon T.G.* Using high-pressure torsion for metal processing: Fundamentals and applications // *Prog. Mater. Sci.* 2008. V. 53. P. 893–979.
6. *Пилюгин В.П., Гапонцева Т.М., Чашухина Т.И., Воронова Л.М., Щинова Л.И., Дегтярев М.В.* Эволюция структуры и твердости никеля при холодной и низкотемпературной деформации под давлением // *ФММ*. 2008. Т. 105. № 4. С. 438–448.
7. *Орлова Д.К., Чашухина Т.И., Воронова Л.М., Дегтярев М.В.* Влияние температурно-скоростных условий деформации в наковальнях Бриджмена на формирование структуры в меди технической чистоты // *ФММ*. 2015. Т. 116. № 9. С. 1001–1009.
8. *Рогачев С.О., Рожнов А.Б., Никулин С.А., Рыбальченко О.В., Горшенков М.В., Чжен В.Т., Добаткин С.В.* Влияние режимов кручения под высоким давлением на структуру и упрочнение сплава Zr–1% Nb // *ФММ*. 2016. Т. 117. № 4. С. 385–391.
9. *Попова Е.Н., Дерягина И.Л.* Оптимизация микроструктуры слоев Nb_3Sn в сверхпроводящих композитах // *ФММ*. 2018. Т. 119. № 12. С. 1290–1296.
10. *Дерягина И.Л., Попова Е.Н., Валова-Захаревская Е.Г., Патраков Е.И.* Структура и термическая стабильность высокопрочного композита Cu–18Nb в зависимости от степени деформации // *ФММ*. 2018. Т. 119, № 1. С. 99–108.
11. *Popov V.V., Popova E.N.* Behavior of Nb and CuNb Composites under Severe Plastic Deformation and Annealing // *Mater. Trans.* 2019. V. 60. № 7. P. 1209–1220.
12. *Попова Е.Н., Дерягина И.Л.* Эволюция структуры композита Cu–Nb при кручении под высоким давлением и последующем отжиге // *ФММ*. 2020. Т. 121. № 12. С. 1285–1291.
13. *Popov V.V., Popova E.N., Stolbovskiy A.V.* Nanostructuring Nb by various techniques of severe plastic deformation // *Mater. Sci. Eng. A* 539. 2012. P. 22–29.
14. *Гапонцева Т.М., Дегтярев М.В., Пилюгин В.П., Чашухина Т.И., Воронова Л.М., Пацелов А.М.* Влияние температуры деформации в наковальнях Бриджмена и исходной ориентировки на эволюцию структуры монокристаллического ниобия // *ФММ*. 2016. Т. 117. № 4. С. 349–361.
15. *Degtyarev M., Chashchukhina T., Voronova L., Gapontseva T., Levit V.* Evolution of microstructure and microtexture upon recrystallization of submicrocrystalline niobium // *Intern. J. Refractory Metals & Hard Materials* 2020. V. 86. P. 105117.
16. *Valiev R.Z., Gertsman V.Yu., Kaibyshev O.A.* Grain boundary structure and properties under external influences // *Phys. Stat. Sol. (a)*. 1986. V. 97. P. 11–56.

17. *Wilde G., Divinski S.* Grain boundaries and diffusion phenomena in severely deformed materials // *Mater. Trans.* 2019. V. 60. № 7. P. 1302–1315.
18. *Nazarov A., Romanov A., Valiev R.Z.* On the structure, stress fields and energy of nonequilibrium grain boundaries // *Acta Metall. Mater.* 1993. V. 41. P. 1033–1040.
19. *Nazarov A.A.* Ensembles of gliding grain boundary dislocations in ultrafine grained materials produced by severe plastic deformation // *Scripta Mater.* 1997. V. 37. № 8. P. 1155–1161.
20. *Popov V.* Mossbauer Spectroscopy Studies of Grain Boundaries in Nanostructured Metals // *Defect and Diffusion Forum.* 2008. V. 273–276. P. 506–513.
21. *Popov V.V.* Mössbauer Spectroscopy of Interfaces in Metals // *Phys. Met. Metal.* 2012. V. 113. № 13. P. 1257–1289.
22. *Popov V.V.* Application of Nuclear Gamma-Resonance Spectroscopy for Determination of Grain-Boundary Diffusion Characteristics and the State of Grain Boundaries // *Defect and Diffusion Forum.* 2019. V. 391. P. 201–214.
23. *Divinski S.V.* Grain boundary diffusion in severely deformed metals: state of the art and unresolved issues. *Diffusion Foundations* 2015. V. 5. P. 57–76.
24. *Попов В.В., Осинников Е.В.* Механизм зернограничной диффузии и зернограничная сегрегация ^{57}Co в поликристаллическом ниобии // *ФММ.* 2021. Т. 122. № 9. С. 957–962.
25. *Попов В.В., Осинников Е.В., Фалахутдинов Р.М.* Эмиссионная мессбауэровская спектроскопия границ зерен ультрамелкозернистого ниобия, полученного интенсивной пластической деформацией // *ФММ.* 2022. Т. 123. № 8. С. 881–887.
26. *Попов В.В., Истомина А. Ю., Осинников Е.В., Фалахутдинов Р.М.* Зернограничная диффузия ^{57}Co в ниобии // *ФММ.* 2023. Т. 124. № 3. С. 298–302.
27. *Грузин П.Л.* Применение искусственно радиоактивных индикаторов для изучения процессов диффузии и самодиффузии // *ДАН СССР.* 1952. Т. 86. № 2. С. 289–292.
28. *Mishin Y., Herzig Chr., Bernardini J., Gust W.* Grain boundary diffusion: fundamentals to recent developments // *Int. Mater. Rev.* 1997. V. 42. № 4. P. 155–178.
29. *Kaur I., Mishin Y., Gust W.* Fundamentals of grain and interface boundary diffusion. Wiley & Sons LTD, Chichester, 1995.
30. *Divinski S.V., Bokstein B.S.* Recent Advances and Unsolved Problems of Grain Boundary Diffusion // *Defect and Diffusion Forum* 2011. V. 309–310. P. 1–8.
31. *Koppers M., Mishin Yu., Herzig Chr.* Fast diffusion of cobalt along stationary and moving grain boundaries in niobium // *Acta Metall. Mater.* 1994. V. 42. № 8. P. 2859–2868.
32. *Popov V.V., Osinnikov E.V., Murzinova S.A., Stolbovsky A.V., Falahutdinov R.M.* Grain Boundary Diffusion of ^{57}Co in Nickel // *J. Phase Equilib. Diffus.* 2020. V. 41. № 2. P. 132–137.
33. *Осинников Е.В., Мурзинова С.А., Истомина А.Ю., Попов В.В., Столбовский А. В., Фалахутдинов Р.М.* Зернограничная диффузия ^{57}Co в ультрамелкозернистом никеле, полученном интенсивной пластической деформацией // *ФММ.* 2021. Т. 122. № 10. С. 1049–1053.