Перевезенцев, В.Н. Компьютерное моделирование формирования границ деформационного происхождения при пластической деформации поликристаллов / В.Н. Перевезенцев, Ю.В. Свирина. – DOI: 10.15593/perm.mech/2025.6.03 // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Механика. – 2025. – № 6. – С. 31–38.

Perm Polytech Style: Computer simulation of strain-induced boundaries formation and evolution during plastic deformation of polycrystals. *PNRPU Mechanics Bulletin,* 2025, no. 6, pp. 31–38. DOI: 10.15593/perm.mech/2025.6.03

пермский политех

ВЕСТНИК ПНИПУ. МЕХАНИКА
№ 6, 2025
PNRPU MECHANICS BULLETIN
https://ered.pstu.ru/index.php/mechanics/index



Научная статья

DOI: 10.15593/perm.mech/2025.6.03
УДК 539.53, 548.4

КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ФОРМИРОВАНИЯ ГРАНИЦ ДЕФОРМАЦИОННОГО ПРОИСХОЖДЕНИЯ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПОЛИКРИСТАЛЛОВ

В.Н. Перевезенцев, Ю.В. Свирина

Институт проблем машиностроения РАН – филиал Федерального исследовательского центра «Институт прикладной физики имени А.В. Гапонова-Грехова Российской академии наук» (ИПМ РАН), Нижний Новгород, Российская Федерация

О СТАТЬЕ

Получена: 11 Июля 2025 г.
Одобрена: 10 октября 2025 г.
Принята к публикации:
10 декабря 2025 г.

Ключевые слова:

границы деформационного происхождения, фрагментация, компьютерное моделирование ансамбля дислокаций, стыковые дисклинации, пластическая деформация

АННОТАЦИЯ

Методом компьютерного моделирования динамики дискретных дислокаций проанализированы условия формирования границ деформационного происхождения в процессе пластической деформации поликристалла. Формирование деформационных границ связано с появлением мезодефектов ротационного типа — стыковых дисклинаций на межзеренных границах и в стыках зерен. Накопление этих дефектов обусловлено различием собственных пластических деформаций смежных зерен, а также неоднородностью деформации в объеме отдельных зерен. Методом компьютерного моделирования показано, что возрастание мощности мезодефектов и упругих полей активирует процессы аккомодационной деформации, результатом которых становится формирование вторичных дислокационных структур в виде оборванных дислокационных границ. Результаты моделирования показывают, что мощность стыковой дисклинации монотонно возрастает в процессе пластической деформации и при достижении величины истинной деформации $\varepsilon \approx 0{,}2$ имеет тенденцию к выходу на постоянное значение, зависящее от величины внешнего напряжения. Мощность стыковой дисклинации оказывается тем больше, чем больше величина внешнего напряжения. Выход на насыщение объясняется перераспределением и выравниванием потоков решеточных дислокаций, попадающих на межзеренные границы трикристалла из объема сопрягающихся зерен, что приводит к выравниванию скоростей деформации между соседними зернами. Исследовано влияние ориентации оси растяжения на закономерности формирования и морфологию оборванной дислокационной границы. Показано, что формирующаяся деформационная граница демонстрируют тенденцию к залеганию вдоль направления оси растяжения, что соответствует экспериментальным данным. Полученные результаты имеют важное значение для развития физической теории фрагментации, лежащей в основе технологий получения мелкозернистых и субмикрокристаллических материалов с использованием различных схем интенсивной пластической деформации.

© **Перевезенцев Владимир Николаевич** – доктор физико-математических наук, профессор, руководитель научного направления, e-mail: v.n.perevezentsev@gmail.com.
Свирина Юлия Вячеславовна – кандидат физико-математических наук, старший научный сотрудник, e-mail: j.svirina @mail.ru.

Vladimir N. Perevezentsev – Doctor of Physical and Mathematical Sciences, Professor, Head of Research, e-mail: v.n.perevezentsev@gmail.com)
Julia V. Svirina – PhD in Physical and Mathematical Sciences, Senior Researcher, e-mail: j.svirina @mail.ru.

Эта статья доступна в соответствии с условиями лицензии Creative Commons Attribution-NonCommercial 4.0 International License (CC BY-NC 4.0)
This work is licensed under a Creative Commons Attribution-NonCommercial 4.0 International License (CC BY-NC 4.0)

COMPUTER SIMULATION OF STRAIN-INDUCED BOUNDARIES FORMATION AND EVOLUTION DURING PLASTIC DEFORMATION OF POLYCRYSTALS

V.N. Perevezentsev, J.V. Svirina

Mechanical Engineering Research Institute of the Russian Academy of Science – Branch of Federal Research Center « A.V. Gaponov-Grekhov Institute of Applied Physics of the Russian Academy of Sciences», Nizhny Novgorod, Russian Federation

ARTICLE INFO

Received: 11 July 2025
Approved: 10 October 2025
Accepted for publication:
10 December 2025

Keywords:

strain-induced boundaries, fragmentation, computer simulation of dislocation ensemble, junction disclinations, plastic deformation

ABSTRACT

The conditions of formation of strain induced boundaries during plastic deformation of a polycrystal are analyzed using the method of discrete dislocations dynamics simulation. Formation of deformation boundaries is due to the appearance of rotational mesodefects — junction disclinations at intergranular boundaries and at grain junctions. Accumulation of these defects is caused by the difference in plastic strains of adjacent grains, as well as by the inhomogeneity of deformation in the volume of individual grains. The method of computer simulation shows that an increase in the strength of mesodefects and elastic fields activates the processes of accommodative deformation, which result in the formation of secondary dislocation structures in the form of broken dislocation boundaries. The simulation results show that the strength of the junction disclination monotonically increases during plastic deformation and, upon reaching the value of true deformation $\varepsilon \approx 0.2$, tends to reach a constant value depending on the magnitude of external stress. The strength of the junction disclination is the greater, the greater the value of the external stress. The saturation is explained by the redistribution and alignment of the flows of lattice dislocations incoming in the intergranular boundaries of the tricrystal from the volume of conjugated grains, which leads to the equalization of the strain rates between neighboring grains. The effect of the orientation of the extension axis on the patterns of formation and morphology of the broken dislocation boundary is studied. It is shown that the forming strain induced boundary exhibits a tendency to lie along the direction of the extension axis, which corresponds to the experimental data. The obtained results are of great importance for the development of the physical theory of fragmentation, which underlies the technologies for obtaining fine-grained and submicrocrystalline materials using various schemes of severe plastic deformation.

Введение

В процессе интенсивной пластической деформации происходит измельчение исходной зеренной структуры поликристаллов (фрагментация). Физическая природа этого процесса связана с появлением мезодефектов ротационного типа (стыковых дисклинаций [1–3]), которые накапливаются на границах и в стыках зерен либо из-за различия пластических деформаций смежных зерен, либо за счет неоднородности пластической деформации в теле зерен. Мощность и упругие поля этих мезодефектов возрастают по мере деформации, в результате чего в их окрестности активируются процессы аккомодационной пластической деформации, которые приводят к формированию вторичных дислокационных структур в виде оборванных дислокационных границ, распространяющихся от стыков и изломов исходных большеугловых границ в тело зерен [4]. Формирование таких границ приводит к появлению в приграничных областях зерен поликристалла взаимно разориентированных областей (фрагментов). Многочисленные экспериментальные данные, полученные с помощью методов дифракционной просвечивающей электронной микроскопии показывают, что оборванные дислокационные границы деформационного происхождения имеют ряд общих признаков, а именно, все они представляют собой границы с преобладающей составляющей наклона, зарождаются на стыках, изломах и ступеньках исходных большеугловых границ зёрен и имеют тенденцию к залеганию вдоль направления оси растяжения. Полученные в экспериментальных исследованиях [5–8] данные показывают, что интенсивность фрагментации в различных зернах поликристалла существенным образом зависит от их ориентации по отношению к оси нагружения и, следовательно, от конкретного набора действующих систем скольжения дислокаций. Формирование деформационных границ наиболее интенсивно в тех зернах, в которых пластическое течение осуществляется по нескольким системам скольжения [8]. Явление фрагментации лежит в основе технологий получения мелкозернистых и субмикрокристаллических материалов с применением различных схем обработки материалов, таких как равноканальное угловое прессование, кручение под высоким давлением, всесторонняя ковка т.д. [9–13]. Разработка моделей зарождения и эволюции границ деформационного происхождения является важным этапом построения адекватной физической теории фрагментации, необходимой для целенаправленного формирования требуемых структурных состояний и свойств мелкозернистых материалов с использованием методов, основанных на применении больших пластических деформаций. В настоящее время имеется ряд теоретических работ, посвященных описанию формирования границ деформационного происхождения в полях простейших конфигураций мезодефектов ротационного типа (индивидуальных дисклинаций, диполей дисклинаций) и комбинированных ротационно-сдвиговых мезодефектов при различных условиях нагружения [14–16]. В ходе этих исследований было проведено моделирование процесса отщепления оборванной дислокационной стенки (частичной дисклинации) от исходной дисклинации, как в континуальном, так и в дискретном приближении [17]. Однако в этих работах

рассматривались мезодефекты заданной мощности, тогда как в процессе активной и аккомодационной пластической деформации их мощность и конфигурация в общем случае изменяются. В связи с этим рассматриваемая задача должна решаться в самосогласованной постановке. В настоящей работе методом компьютерного моделирования динамики дискретных дислокаций в самосогласованной постановке проанализированы условия формирования границ деформационного происхождения в процессе одновременного протекания активной и аккомодационной пластической деформации модельного поликристалла.

Описание модели

В концептуальном плане рассматриваемая задача заключается в описании процессов формирования в объеме зерна оборванной дислокационной границы в упругом поле клиновой дисклинации, расположенной на границе или в стыке зерен. Корректное описание этого процесса требует самосогласованного рассмотрения движения решеточных дислокаций, осуществляющих аккомодационное пластическое течение материала. Математическая постановка проблемы сводится к анализу уравнений движения дискретных дислокаций под действием суммарного поля напряжений от эволюционирующей в процессе деформации дислокационно-дисклинационной системы и поля внешних напряжений. При этом надо учесть, что неоднородность пластических деформаций смежных зерен приводит к тому, что в процессе деформирования в зависимости от геометрии межзеренных границ и ориентации активных плоскостей скольжения на границах и в стыках зерен могут образовываться различные типы и конфигурации мезодефектов [18; 19]. Накопление нормальных компонент векторов Бюргерса дислокаций на границе зерна при её взаимодействии с потоками решёточных дислокаций из объёма зёрен приводит к возникновению на *j-ой* границе дополнительной разориентировки $\Delta\boldsymbol{\Theta}_j$ (рис. 1).

Ее величина зависит от ориентации вектора нормали $\mathbf{N}_j$ к плоскости границы зерна и скачка пластической деформации на границе $\left[\boldsymbol{\varepsilon}_{pl}\right]_j$

$$\Delta\boldsymbol{\Theta}_j = \mathbf{N}_j \times \left[\boldsymbol{\varepsilon}_{pl}\right]_j \cdot \mathbf{N}_j . \qquad (1)$$

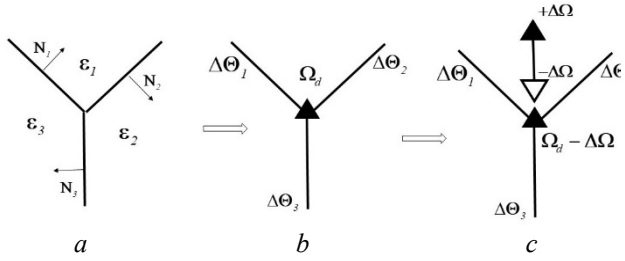


Рис.1. Схематическое представление формирования стыковой дисклинации и оборванной границы деформационного происхождения
Fig.1. Schematic plot of the formation of a junction disclination and a broken boundary of deformation origin

Рассогласование дополнительных пластических разворотов $\Delta\boldsymbol{\Theta}_j$ на ориентированных различным образом границах приводит к появлению в тройных стыках зерен линейных мезодефектов ротационного типа – стыковых дисклинаций деформационного происхождения (рис. 1, *b*) с мощностью $\boldsymbol{\Omega}_d$:

$$\boldsymbol{\Omega}_d = \sum_j \Delta\boldsymbol{\Theta}_j . \qquad (2)$$

Тангенциальные компоненты векторов Бюргерса, попавших на границу зерна решеточных дислокаций, формируют планарные мезодефекты сдвигового типа с мощностью w_τ [18].

В работах [14,20] было показано, что под действием упругих полей стыковых дисклинаций в объеме зерен нарушается ламинарное течение дислокаций и возникают области, характеризующиеся повышенной плотностью дислокационного заряда, которые впоследствии трансформируются в исходящие из стыков в тело зерен оборванные дислокационные границы. Этот процесс можно в первом приближении представить как отщепление частичной дисклинации от исходной дисклинации (рис. 2, *c*), приводящее к уменьшению упругой энергии системы [21].

В настоящей работе компьютерное моделирование кинетики накопления стыковой дисклинации и процесса формирования оборванной дислокационной границы деформационного происхождения в трикристалле проводилось самосогласованным образом в 2D-приближении. Пластическая деформация в зернах 1–3 осуществлялась путем движения решеточных дислокаций под действием внешнего напряжения с осью растяжения, ориентированной под углом ψ к оси *OX* (рис. 2).

Уравнение движения *i* -й дислокации в *s*-й системе скольжения в квазивязком приближении записывалось в виде [22; 23]:

$$\mathrm{v}_g^i = \mathrm{M}_g^{(s)} \mathbf{n}_s \cdot \left(\boldsymbol{\sigma}^\Sigma \cdot \mathbf{b}\right), \qquad (3)$$

$$\mathrm{v}_c^i = -\mathrm{M}_c^{(s)} \left(\mathbf{t}_s \times \left(\boldsymbol{\sigma}^\Sigma \cdot \mathbf{b}\right)\right) \cdot \mathbf{n}_s , \qquad (4)$$

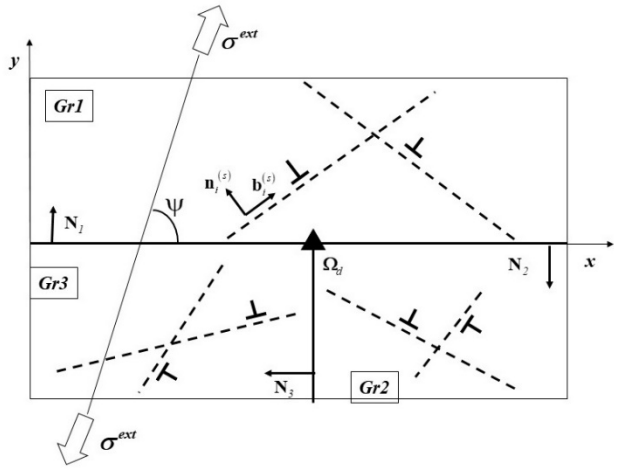


Рис. 2. Схематическое представление геометрии решеточного скольжения в модельном трикристалле
Fig. 2. Schematic representation of lattice slip geometry in a model tricrystal

где $\mathbf{v}_g$ и $\mathbf{v}_c$ скорости консервативного и неконсервативного движения дислокаций, соответственно, $\boldsymbol{\sigma}^{\Sigma} = \boldsymbol{\sigma}^{ext} + \boldsymbol{\sigma}^{\text{int}}$ – суммарное поле внешних напряжений $\boldsymbol{\sigma}^{ext}$ и внутренних напряжений $\boldsymbol{\sigma}^{\text{int}} = \boldsymbol{\sigma}^{\Delta} + \boldsymbol{\sigma}^{w} + \boldsymbol{\sigma}^{disl}$ от дисклинации, планарного мезодефекта и ансамбля дислокаций, M_g – подвижность дислокаций в плоскости скольжения, M_c – подвижность дислокаций при переползании, $\mathbf{t}$ – единичный вектор касательной к линии дислокации.

Зарождение дислокаций в заданных плоскостях скольжения осуществлялась путем зарождения пар дислокаций противоположного знака, расположенных на расстоянии $x_c = Db/\sigma_c$ друг от друга (здесь b – вектор Бюргерса, σ_c – пороговое напряжение срабатывания источника, $D = \dfrac{G}{2\pi(1-\nu)}$, G – модуль сдвига, ν – коэффициент Пуассона). Координаты дислокационной пары задавались случайным образом по закону равномерного распределения. Данный способ генерации соответствует ситуации, когда источниками дислокаций являются сегменты сетки дислокаций, либо дислокационные сегменты, возникающие по механизму двойного поперечного скольжения винтовых дислокаций [24]. Расширяясь под воздействием полей напряжений они порождают дислокационные петли, возникновение которых можно рассматривать как стохастический процесс, однородно охватывающий объем деформируемого кристалла. Процесс аннигиляции движущихся навстречу друг другу дислокаций противоположного знака характеризовался сечением захвата $S_a = \pi x_a^2/4$, где $x_a = x_c/4$. Сток дислокаций осуществлялся на внешних поверхностях расчетной области.

Процесс моделирования осуществлялся следующим образом. В каждый момент времени определялась средняя линейная плотность вектора Бюргерса попавших на j-ю границу решеточных дислокаций из действующих систем скольжения. После этого рассчитывались скачки тензоров пластической дисторсии $\left[\boldsymbol{\beta}\right]_j^{Gr_m,Gr_n}$ и деформации $\left[\boldsymbol{\varepsilon}\right]_j^{Gr_m,Gr_n}$ на j-й границе, разделяющей зёрна Gr_m и Gr_n

$$\left[\boldsymbol{\beta}\right]_j^{Gr_m,Gr_n} = \frac{1}{b}\left(\sum_k \left(\rho_k \mathbf{n}_k \otimes \mathbf{b}_k\right)_j^{Gr_m} - \sum_k \left(\rho_k \mathbf{n}_k \otimes \mathbf{b}_k\right)_j^{Gr_n}\right), \quad (5)$$

$$\left[\boldsymbol{\varepsilon}\right]_j^{Gr_m,Gr_n} = \frac{1}{2}\left(\left[\boldsymbol{\beta}\right]_j^{Gr_m,Gr_n} + \left[\boldsymbol{\beta}^T\right]_j^{Gr_m,Gr_n}\right). \quad (6)$$

Здесь ρ_{kj} – линейная плотность вектора Бюргерса дислокаций k-й системы скольжения на j-й границе, $\mathbf{n}_{kj}$ – нормаль к плоскости скольжения дислокации. Мощности стыковой дисклинации $\boldsymbol{\Omega}_d$ и планарного мезодефекта w_τ рассчитывались с использованием выражений, полученных в [25]:

$$\boldsymbol{\Omega}_d = \sum_j \left(\left[\varepsilon_{xy}\right]\left(N_y^2 - N_x^2\right) + 2\left[\varepsilon_{xx}\right]N_x N_y\right)_j \mathbf{k}; \quad (7)$$

$$\mathbf{w}_{\tau,j} = \left(\left[\varepsilon_{xx}\right]\left(N_y^2 - N_x^2\right) - 2\left[\varepsilon_{xy}\right]N_x N_y\right)_j \left(\mathbf{N}_j \times \mathbf{k}\right), \quad (8)$$

где $\left(N_x\right)_j$ и $\left(N_y\right)_j$ – компоненты единичного вектора нормали к j-й границе зерна, $\left[\varepsilon_{xx}\right]_j$ и $\left[\varepsilon_{xy}\right]_j$ – компоненты тензора скачка пластической деформации на j-й границе, $\mathbf{k}$ – единичный вектор направленный вдоль оси Z (на рис. 1 ось Z направлена перпендикулярно плоскости рисунка). Производился расчет сил, действующих на каждую дислокацию со стороны внешнего напряжения, напряжения от мезодефектов и остальных дислокаций, после чего дислокации перемещались в соответствии с уравнениями движения (3) и (4). Величина деформации трикристалла в каждый момент времени $\varepsilon(t)$ рассчитывалась путем интегрирования по времени скорости деформации $<\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}>$, усредненной по заданному объему расчетной области. Для вычисления $<\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}>$ в момент времени t использовалось выражение Орована

$$<\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}> = \sum_k \left[\bar{\rho}\left(\mathbf{n}\otimes\mathbf{b} + \mathbf{b}\otimes\mathbf{n}\right)\bar{v}\right]_k, \quad (9)$$

где величины средней плотности и средней скорости дислокаций k-й системы скольжения рассчитывались по формулам $\bar{\rho} = \dfrac{n_k + m_k}{S}$ и $\bar{v} = \dfrac{1}{n_k + m_k}\left(\left|\sum_{i=1}^{n}\mathbf{v}_i^+\right| + \left|\sum_{i=1}^{m}\mathbf{v}_i^-\right|\right)_k$, где: n и m число положительных и отрицательных дислокаций, соответственно; $\mathbf{v}_i^+$ и $\left(\mathbf{v}_i^-\right)$ – мгновенная скорость i - й положительной (отрицательной) дислокации, S – площадь расчетной области.

Результаты моделирования

Расчеты проводились при следующих значениях параметров: $\sigma_c = 2{,}5\cdot10^{-3}$ G, b ~ $3\cdot10^{-10}$ м, $M_g = 10^5$/D, $M_c/M_g = 10^{-3}$. Расчетная область кристалла выбиралась в виде прямоугольника с размерами 10×20 μm. В исходном состоянии пробный трикристалл не содержал дислокаций. В каждый момент времени осуществлялась генерация пар дислокаций противоположного знака в плоскостях скольжения, причем для простоты предполагалось, что в зерне Gr1 пластическое течение осуществляется по двум, а в зернах Gr2 и Gr3 по одной системе скольжения. Ориентации плоскостей скольжения в модельном зерне Gr1 задавалась углами 30° и –30° относительно оси OX и 45° и –45° в зернах Gr2 и Gr3 соответственно. Первоначально ось растяжения была ориентирована параллельно оси OY.

На рис. 3 представлена зависимость мощности стыковой дисклинации от величины деформации в трикристалле при различных значениях внешнего напряжения.

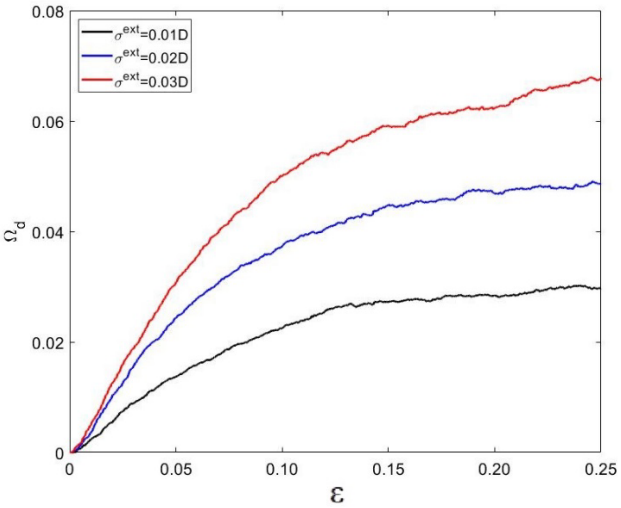


Рис. 3. Зависимость мощности стыковой дисклинации от величины деформации в трикристалле при различных значениях внешнего напряжения

Fig. 3. Dependence of the junction disclination strength on the strain value in a tricrystal at different values of external stress

Результаты моделирования показывают, что мощность стыковой дисклинации монотонно возрастает в процессе пластической деформации и при достижении величины истинной деформации $\varepsilon \approx 0{,}2$ имеет тенденцию к выходу на постоянное значение, зависящее от величины внешнего напряжения. Мощность стыковой дисклинации $\boldsymbol{\Omega}_d$ оказывается тем больше, чем больше величина внешнего напряжения. Следовательно, высокие деформирующие напряжения должны способствовать развитию процесса фрагментации. Выход на насыщение мощности стыковой дисклинации можно объяснить тем, что в процессе пластической деформации и увеличения мощности мезодефектов происходит перераспределение и выравнивание потоков решеточных дислокаций, попадающих на межзеренные границы трикристалла из объема сопрягающихся зерен. Вследствие этого выравниваются скорости деформации в прилегающих к *j*-й границе объемах зерен, разность величин пластической деформации в этих объемах стремится к постоянной величине, а следовательно, на постоянное значение выходит и мощность мезодефектов, накапливающихся на *j*-й границе.

Увеличение мощности стыковой дисклинации приводит к перераспределению потоков решеточных дислокаций в зерне Gr1, а выход на насыщение мощности дисклинации совпадает с завершением процесса формирования оборванной дислокационной границы (см. рис.1, *a*). Следует отметить, что формирующаяся дислокационная структура границы не статична, а постоянно изменяется в процессе формирования. По мере деформации в нее попадают новые дислокации из объема зерна, происходят процессы аннигиляции дислокаций разного знака, часть дислокаций покидает границу, однако остается неизменной средняя плотность дислокаций в границе и ее средняя разориентировка $\Delta\boldsymbol{\Omega} \sim \boldsymbol{\Omega}_d/2$, Плотность дислокаций в формирующейся границе и, соответственно, ее локальная разориентировка уменьшается вдоль оборванной дислокационной границы с расстоянием от дисклинации, что соответствует экспериментальным данным [26–28].

На рис. 4 представлены дислокационные структуры, формирующиеся в зерне Gr1 для трех случаев ориентации оси растяжения *a* – параллельно оси OY, *b* и *c* под углами $\psi = 75°$ и $\psi = -60°$ к оси *OX* соответственно.

Видно, что во всех перечисленных случаях деформационные границы, зарождающиеся вблизи тройного стыка, стыках, имеют тенденцию к залеганию вдоль направления оси растяжения, что хорошо согласуется с экспериментальными данными [4; 23–25].

Заключение

- Методом компьютерного моделирования динамики дискретных дислокаций исследованы условия формирования дислокационных границ деформационного происхождения.
- Показано, что оборванные дислокационные границы формируются в упругих полях стыковых дисклинаций.
- Показано, что мощность стыковой дисклинации в процессе пластической деформации выходит на постоянное значение, величина которого зависит от внешнего напряжения.
- Установлено, что границы деформационного происхождения располагаются вдоль направления внешней нагрузки.

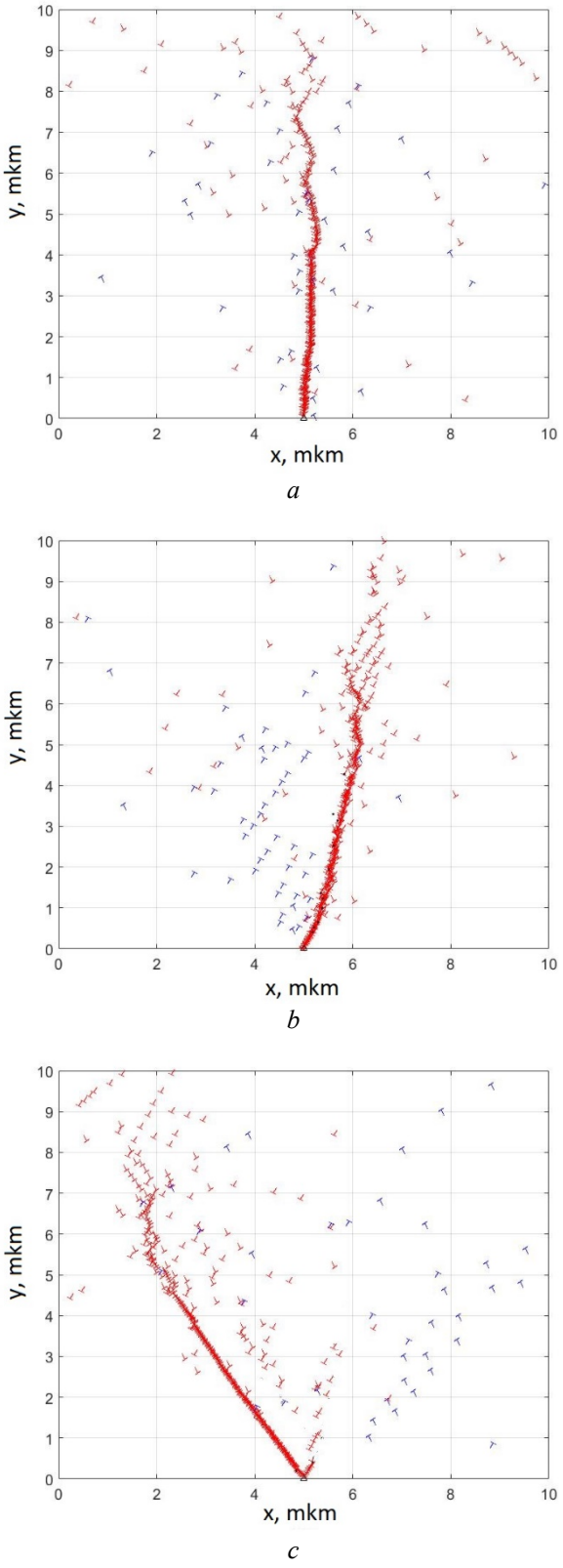


Рис. 4. Дислокационная граница, формирующаяся в при различной ориентации оси растяжения
Fig. 4. Dislocation boundary formed at different orientations of the tension axis

Библиографический список

1. Рыбин В.В., Зисман А.А., Золоторевский Н.Ю. Стыковые дисклинации в пластически деформируемых поликристаллах. // ФТТ. – 1985. – 27. – №1. – С. 181-186.
2. Romanov A.E., Kolesnikova A.L. Application of disclination concept to solid structures // Progress in Materials Science. – 2009. – Vol. 54. – P. 740–769. doi:10.1016/j.pmatsci.2009.03.002
3. Колесникова А.Л., Сорока Р.М., Романов А.Е. Дефекты в континуальной упругой среде: классификация, поля и физические аналоги // Materials Physics and Mechanics. – 2013. – 17. – С. 71-91.
4. Рыбин В.В., Большие пластические деформации и разрушение металлов. – М.: Наука, 1986. – 224 с.
5. Hansen N., Huang X., and Winther G. Effect of grain boundaries and grain orientation on structure and properties // Metal. Mater. Trans. A. – 2011. – 42A. – p. 613-625. DOI:https://doi.org/10.1007/s11661-010-0292-5
6. Orientation dependence of the deformation microstructure in compressed aluminum / G.M. Le, [et al.]. // Scr. Mater. – 2012. – 66. – p. 359-362. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2011.11.034
7. The effect of crystallographic orientation on the transformation of the structure in aluminum single crystals upon exposure to shock waves / Tsenev N. K. [et al.] // Materials Letters. – 2021. – Vol. 302. – P. 130319. DOI: 10.1016/j.matlet.2021.130319
8. Особенности эволюции микроструктуры меди при растяжении, обусловленные формированием кристаллографической текстуры / Золоторевский Н. Ю., [и др.] // Научно-технические ведомости Санкт-Петербургского государственного политехнического университета. Физико-математические науки. – 2022. – Т. 15, № 4. – С. 147-155.
9. Утяшев Ф. З., Рааб Г. И., Валитов В. А. Деформационное наноструктурирование металлов и сплавов. СПб.: Наукоемкие технологии, 2020. – 185 с.
10. Edalati K. et al. Severe plastic deformation for producing superfunctional ultrafine-grained and heterostructured materials: an interdisciplinary review //Journal of Alloys and Compounds. – 2024. – Т. 1002. – P. 174667. DOI: 10.1016/j.jallcom.2024.174667
11. Habba M. I. A., Ahmed M. M. Z. Friction Stir Welding of Dissimilar Aluminum and Copper Alloys: A Review of Strategies for Enhancing Joint Quality //Journal of Advanced Joining Processes. – 2025. – P. 100293.
12. Langdon T. G. developments in the creep of materials over a period of more than a century //Journal of Materials Science. – 2025. – P. 1-19.
13. Глезер А. М. [и др.] Физика больших пластических деформаций //Успехи физических наук. – 2023. – Т. 193. – №. 1. – С. 33-62.
14. Perevezentsev V.N., Sarafanov G.F., Svirina J.V. Computer simulation of the dislocation ensemble kinetics in the elastic fields of mesodefects and fragmentation processes during plastic deformation // Materials Physics and Mechanics. – 2014. – Т. 21. № 1. – С. 78-98.
15. Rzhavtsev E.A., Gutkin M. Yu. The dynamics of dislocation wall generation in metalls and alloys under shock loading // Scripta Mater.- 2015. - V. 100. - P. 102–105.
16. Bachurin D.V., et al.. Ultrasound influence on behavior of disordered dislocation systems in a crystal with non-equilibrium grain boundaries. // Lett. Mater., - 2016, 6(3) 183-188
17. Perevezentsev, V. N., Sarafanov G. F. The screening of mesodefects stress fields by dislocation ensemble and misorientation structure formation during plastic deformation // Reviews on Advanced Materials Science. – 2012. – Vol. 30, No. 1. – P. 73-89.
18. Перевезенцев В.Н., Рыбин В.В. Структура и свойства границ зерен. – Н.Новгород: Изд-во ННГУ им. Н.И.Лобачевского, 2012. – 306 с.
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. Rybin V. V., Perevezentsev V. N., Svirina Y. V. Structural transformations at the initial stages of fragmentation of plastically deformed polycrystals: A computer experiment // Technical Physics. – 2017. – Vol. 62, No. 5. – P. 745-754. – DOI 10.1134/S1063784217050255.
21. Sarafanov G. F., Perevezentsev V. N. Relaxation of the elastic field of a crystal during the subgrain boundary formation induced by plastic deformation // Russian Metallurgy (Metally). – 2017. – Vol. 2017, No. 10. – P. 775-778. – DOI 10.1134/S0036029517100196.
22. Van der Giessen E., Needleman A. Discrete dislocation plasticity: a simple planar model // Modelling Simul.Mater. Sci. Eng. – 1995. – 3.– p. 689–735
23. Свирина Ю. В., Перевезенцев В. Н. Анализ влияния переползания дислокаций на формирование оборванной субграницы в упругом поле клиновой дисклинации // Деформация и разрушение материалов. – 2015. – № 10. – С. 10-13.
24. Хирт Дж., Лоте И. Теория дислокаций. - М.: Атомиздат, 1972. - 599с.
25. 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, No. 10. – P. 904-909. – DOI 10.1134/S0036029518100105.
26. Rybin, V. V. Regularities of Mesostructures Development in Metals in the Course of Plastic Deformation // Вопросы материаловедения. – 2003. – No. 1(33). – P. 9-28.
27. Pantleon, W. Deformation-induced boundaries and their disorientations // Вопросы материаловедения. – 2003. – No. 1(33). – P. 142-150.
28. Salishchev G., Zherebtsov S., Mironov S., Belyakov A. Changes in misorientations of grain boundaries in titanium during deformation// Materials Characterization. – 2010. – Т. 61. – № 7. – С. 732-739. DOI:10.1016/j.matchar.2010.04.005.

References

1. Rybin V. V., Zisman A.A., Zolotorevsky N.Yu. Stykovie disklinacii v plasticheski deformiruemih polikristallah [Junction disclination in plastically deformed polycristals] // Physics of the Solid State. – 1985. – 27. – №1. – pp. 181-186.
2. Romanov A.E., Kolesnikova A.L. Application of disclination concept to solid structures // Progress in Materials Science. – 2009. – Vol. 54. – P. 740–769. doi:10.1016/j.pmatsci.2009.03.002
3. Kolesnikova A.L, Soroka R.M., Romanov A.E. Defecty v kontinual'noi uprugoi srede: klassifikaciya, polya I fizicheskie analogi [Defects in continual elastic medium: classification, fields and physical analogues] // Materials Physics and Mechanics. – 2013. – 17. – pp. 71-91.
4. Rybin V. V., Bolshie plasticheskie deformacii I razrushenie metallov [Large plastic deformations and fracture of metals] – M.: Nauka, 1986. – 224 c.
5. Hansen N., Huang X., and Winther G. Effect of grain boundaries and grain orientation on structure and properties // Metal. Mater. Trans. A. – 2011. – 42A. – p. 613-625. DOI:https://doi.org/10.1007/s11661-010-0292-5
6. Orientation dependence of the deformation microstructure in compressed aluminum / G.M. Le, [et al.]. // Scr. Mater. – 2012. – 66. – p. 359-362. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2011.11.034
7. The effect of crystallographic orientation on the transformation of the structure in aluminum single crystals upon exposure to shock waves / Tsenev N. K. [et al.] // Materials Letters. – 2021. – Vol. 302. – P. 130319. DOI: 10.1016/j.matlet.2021.130319
8. Osobennosti evolucii mikrostruktury medi pri rastyazhenii, obuslovlennye formirovaniem kristallograficheskoi tekstury [The effect of crystallographic texture formation on the features of microstructure evolution in tensile-strained copper] / Zolotorevsky N.Yu. [et al.] // St. Petersburg state polytechnical university journal. physics and mathematics – 2022. – v. 15, № 4. – pp. 147-155.
9. Utyashev F.Z, Raab G.I., Valitov V.A. Deformacionnoe nanostrukturirovanie metallov I splavov [Deformation nanostructuring of metals and alloys]. St. Petersburg.: Naukoemkie tekhnologii, 2020. – 185 p.
10. Edalati K. et al. Severe plastic deformation for producing superfunctional ultrafine-grained and heterostructured materials: an interdisciplinary review //Journal of Alloys and Compounds. – 2024. – T. 1002. – P. 174667. DOI: 10.1016/j.jallcom.2024.174667
11. Habba M. I. A., Ahmed M. M. Z. Friction Stir Welding of Dissimilar Aluminum and Copper Alloys: A Review of Strategies for Enhancing Joint Quality //Journal of Advanced Joining Processes. – 2025. – P. 100293.
12. Langdon T. G. developments in the creep of materials over a period of more than a century //Journal of Materials Science. – 2025. – P. 1-19.
13. Glezer A. M. [et al.] Fizika bol'shikh plasticheskikh deformacii [Physics of severe plastic deformation] // Uspekhi Fizicheskikh Nauk, Russian Academy of Sciences. – 2023. – v. 193. – №. 1. – pp. 33-62.
14. Perevezentsev V.N., Sarafanov G.F., Svirina J.V. Computer simulation of the dislocation ensemble kinetics in the elastic fields of mesodefects and fragmentation processes during plastic deformation // Materials Physics and Mechanics. – 2014. – T. 21. № 1. – C. 78-98.
15. Rzhavtsev E.A., Gutkin M. Yu. The dynamics of dislocation wall generation in metalls and alloys under shock loading // Scripta Mater.- 2015. - V. 100. - P. 102–105.
16. Bachurin D.V., et al.. Ultrasound influence on behavior of disordered dislocation systems in a crystal with non-equilibrium grain boundaries. // Lett. Mater., - 2016, 6(3) 183-188
17. Perevezentsev, V. N., Sarafanov G. F. The screening of mesodefects stress fields by dislocation ensemble and misorientation structure formation during plastic deformation // Reviews on Advanced Materials Science. – 2012. – Vol. 30, No. 1. – P. 73-89.
18. Perevezentsev V.N., Rybin V.V. Struktura I svoistva granic zeren [Structure and properties of grain boundaries]. – Nizhny Novgorod: 2012. – 306 p.
19. Kirikov S.V., Pupynin A.S., Svirina J.V. Analiz lokal'nykh polei uprugikh napryazhenii, generiruemikh rotacionno-sdvigovimi mezodefektami vblizi stykov zeren [Analysis of local fields of elastic stress generated by rotational-shear mesodefects near the junctions of grains] // Problems of strength and plasticity. – 2021. – v. 83, № 2. – pp. 235-244. – DOI 10.32326/1814-9146-2021-83-2-235-244.
20. Rybin V. V., Perevezentsev V. N., Svirina Y. V. Structural transformations at the initial stages of fragmentation of plastically deformed polycrystals: A computer experiment // Technical Physics. – 2017. – Vol. 62, No. 5. – P. 745-754. – DOI 10.1134/S1063784217050255.
21. Sarafanov G. F., Perevezentsev V. N. Relaxation of the elastic field of a crystal during the subgrain boundary formation induced by plastic deformation // Russian Metallurgy (Metally). – 2017. – Vol. 2017, No. 10. – P. 775–778. – DOI 10.1134/S0036029517100196.
22. Van der Giessen E., Needleman A. Discrete dislocation plasticity: a simple planar model // Modelling Simul.Mater. Sci. Eng. – 1995. – 3.– p. 689–735
23. Svirina J.V., Perevezentsev V.N. Analiz vliyaniya perepolzaniya dislokacii na formirovanie oborvannoi subgranicy v uprugom pole klinovoi disklinacii [Influence analysis of dislocation climb on formation of broken sub-boundary in elastic field of wedge disclination] // Deformaciya I razrushenie materialov - Russian metallurgy (metally). – 2015. – № 10. – pp. 10-13.
24. Hirth J P & Lothe J. Theory of dislocations. New York: McGraw-Hill, 1968 780 p.
25. 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, No. 10. – P. 904-909. – DOI 10.1134/S0036029518100105.
26. Rybin, V. V. Regularities of Mesostructures Development in Metals in the Course of Plastic Deformation // Вопросы материаловедения. – 2003. – No. 1(33). – P. 9-28.
27. Pantleon, W. Deformation-induced boundaries and their disorientations // Вопросы материаловедения. – 2003. – No. 1(33). – P. 142-150.
28. Salishchev G., Zherebtsov S., Mironov S., Belyakov A. Changes in misorientations of grain boundaries in titanium during deformation// Materials Characterization. – 2010. – T. 61. – № 7. – C. 732-739. DOI:10.1016/j.matchar.2010.04.005

Финансирование. Работа выполнена в рамках государственного задания ИПФ РАН на проведение фундаментальных научных исследований на 2024-2026 гг. (FFUF-2024-0031, № НИОКТР 1023032800130-3-2.3.2).
Конфликт интересов. Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.
Вклад авторов равноценен.

Funding. The work was carried out within the framework of the state assignment of the IPF RAS for conducting fundamental scientific research for 2024-2026 (FFUF-2024-0031, No. R&D 1023032800130-3-2.3.2).
Conflict of interest. The authors declare no conflict of interest.
The authors' contributions are equal.