

УДК 669.017:539.4

Выявление мест локализации деформации в монокристаллах никеля при сжатии

Д.В. Лычагин^{1,2}, Е.А. Алфёрова², В.А. Старенченко³,
А.Д. Лычагин³, А.В. Чумаевский³

¹ Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск, 634050, Россия

² Юргинский технологический институт (филиал) ТПУ, Юрга, 652055, Россия

³ Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, 634003, Россия

В работе проанализировано влияние кристаллографической ориентации оси сжатия и боковых граней на локализацию пластической деформации. Выявлена связь величины неоднородности деформации со структурными элементами деформационного рельефа. Измерена величина сдвига для различных структурных элементов деформационного рельефа. Рассмотрена организация сдвига на различных масштабных уровнях. Обнаружено, что на каждом масштабном уровне пластическая деформация протекает таким образом, чтобы снизить величину неоднородности и избежать мест локализации. Показан самоподобный характер протекания пластической деформации.

Ключевые слова: неоднородность и локализация деформации, величина сдвига, организация деформации, монокристаллы, деформационный рельеф

Strain localization sites in compressed Ni single crystals

D.V. Lychagin^{1,2}, E.A. Alfeyrova², V.A. Starenchenko³, A.D. Lychagin³, and A.V. Chumaevsky³

¹ National Research Tomsk State University, Tomsk, 634050, Russia

² Yurginsky Technological Institute (Branch), National Research Tomsk Polytechnic University, Yurga, 652055, Russia

³ Tomsk State University of Architecture and Building, Tomsk, 634003, Russia

The paper analyzes the effect of crystallographic orientations of the compression axis and lateral faces on plastic strain localization. It is disclosed that the degree of strain inhomogeneity is associated with structural elements of deformation relief. The shear for different relief elements is measured. The shear pattern on different scales is considered. It is found that plastic deformation at each scale proceeds so that strain inhomogeneity be lowered and strain localization be avoided. It is demonstrated that plastic deformation evolves in a self-similar manner.

Keywords: strain inhomogeneity, strain localization, shear, strain pattern, single crystals, deformation relief

1. Введение

Изучение пластической деформации поликристаллов сопряжено с определенными трудностями. Основные особенности деформации поликристаллов связаны с наличием зерен, границ зерен, размерами зерен и т.д. В работах различных авторов [1, 2] приводятся данные о том, что деформация протекает неоднородно не только в разных зернах, но и внутри одного зерна. При этом при переходе через границу зерен деформация не прерывается, хотя в этой области и может наблюдаться резкий градиент значений. Поэтому при исследовании де-

формации поликристаллов особый интерес представляет изучение неоднородности пластической деформации отдельно взятого зерна. Несмотря на то что зерно представляет собой более простой объект для исследования по сравнению с поликристаллическим агрегатом, но даже в этом случае до конца не ясно, каким образом в нем осуществляется пластическая деформация. В ряде работ, например [3, 4], обсуждаются различные схемы деформации зерна: схемы Работнова, Мизеса, Батдорфа, Лина, Бишопа–Хилла, Закса, Тейлора, Кохендорфера и ряд других. Однако, несмотря на то что указан-

ные модели развития пластической деформации учитывают и пытаются объяснить процессы фрагментации поликристаллов, связанные с неоднородностью напряженного состояния и различными условиями для реализации сдвиговой деформации, ни одна из них не может в полной мере объяснить все процессы пластического деформирования поликристаллического агрегата. Пока до конца не ясно, от чего зависит схема деформирования зерна. Для ответа на этот вопрос особо ценными являются результаты опытов по исследованию неоднородности пластической деформации монокристаллов. Например, монокристаллы жаропрочных никелевых сплавов нашли широкое применение в авиационной технике, при изготовлении лопаток турбин. При этом анизотропия монокристаллов оказывает значительное влияние на их механические свойства, поэтому при изготовлении деталей встает вопрос выбора кристаллографической ориентации относительно всех рабочих поверхностей [5].

В большинстве работ неоднородность пластической деформации оценивают по деформационному рельефу [6–10]. Особенности рельефа в виде макрополос деформации часто относят к проявлениям локализации деформации. Неоднородность пластической деформации монокристаллов численно определяют методом делительных сеток [11, 12] или методом корреляции цифровых изображений [13, 14]. При изучении закономерностей неоднородности пластической деформации монокристаллических металлических материалов необходимо учесть влияние кристаллографической ориентации не только оси деформации, но и боковых граней исследуемого объекта, т.к. они также оказывают влияние на организацию деформации. Кроме этого, необходимо принимать во внимание характер пространственного распределения напряжений в образце. Также стоит уделить внимание тому, что в разных областях материала формируются различные структурные элементы деформационного рельефа (следы скольжения и сдвига, мезо- и макрополосы деформации, складки, деформационные домены), которые отражают локальные особенности протекания пластической деформации. Исследования ГЦК-монокристаллов [15–18] показывают, что деформация протекает неоднородно. При этом формируются характерные структурные элементы деформационного рельефа, указанные выше. В настоящее время общим методологическим подходом постановки исследования является рассмотрение пластической деформации на разных масштабных уровнях [19].

Целью настоящей работы являются установление факторов, влияющих на формирование мест локализации деформации, связи структурных элементов деформационного рельефа с величиной неоднородности деформации и рассмотрение организации сдвига в отдельных структурных элементах деформационного рельефа.

2. Материал и методики исследования

В работе в качестве объекта исследования были выбраны монокристаллы никеля с ориентациями осей сжатия в углах стереографического треугольника (рис. 1).

Исследовали образцы в форме тетрагональных и тригональных призм. Также изучали монокристаллы в форме тетрагональной призмы, имеющие отклонение оси сжатия на 2° – 3° от ориентации $[\bar{1}11]$, ось сжатия $[30.33.33]$, боковые грани (110) и (10.10.22). В работе использовали образцы с отношением высоты к ширине $h/d = 2$.

Исследования проводили в интервале степеней деформации от 3 до 16 % (0.03–0.16 в относительных единицах), что соответствует стадии II кривых упрочнения, где в материале формируется и эволюционирует ячеистая дислокационная структура.

В работе исследовали монокристаллы никеля (примеси менее 0.01 %), выращенные по методу Бриджмена. Ориентировку осуществляли на рентгеновском аппарате ИРИС 3 по эпиграммам с точностью $\pm 1^\circ$, с уточнением ориентации на рентгеновском дифрактометре ДРОН-3 с точностью $\pm 0.02^\circ$. Поверхность образцов готовили механическим шлифованием и заключительной электролитической полировкой в насыщенном растворе хромового ангидрида в ортофосфорной кислоте при напряжении 20 В.

Деформирование сжатием проводили на испытательной машине Instron ElectroPuls E10000 со скоростью $1.4 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ при комнатной температуре. Для уменьшения силы трения на торцевых поверхностях применяли графитовую смазку.

Для определения величины локальной деформации был использован метод делительных сеток. Угольную сетку с базой 100 мкм на недеформированной полированной поверхности образца получали напылением через медную сетку в вакуумном poste. Для уменьшения погрешности, связанной с отклонением размеров ячеек медной сетки, их измерение проводили до и после деформации. Величину компонент главных деформаций

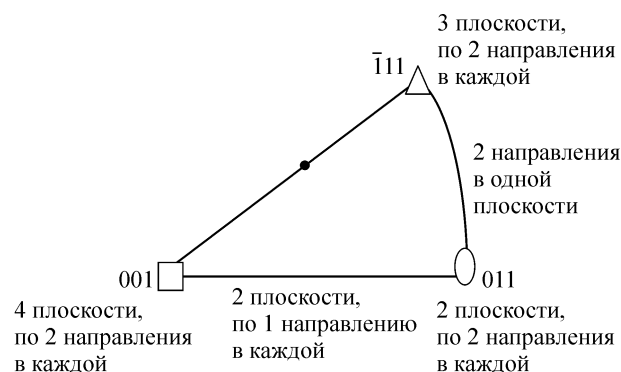


Рис. 1. Стереографический треугольник

e_x, e_y, e_z и интенсивности деформации Γ определяли по формулам (1)–(4) [11]:

$$e_y = \frac{e_a + e_b}{2} + 0.5\sqrt{(e_a - e_b)^2 + (2e_c - e_a - e_b)^2}, \quad (1)$$

$$e_z = \frac{e_a + e_b}{2} - 0.5\sqrt{(e_a - e_b)^2 + (2e_c - e_a - e_b)^2}, \quad (2)$$

$$e_x = -e_y - e_z, \quad (3)$$

$$\Gamma = \sqrt{\frac{2}{3}((e_z - e_y)^2 + (e_y - e_x)^2 + (e_x - e_z)^2)}. \quad (4)$$

Здесь e_a и e_b — деформация каждой ячейки:

$$e_a = \frac{a_0 - a}{a_0}, \quad (5)$$

$$e_b = \frac{b_0 - b}{b_0}, \quad (6)$$

$$e_c = \frac{c_0 - c}{c_0}, \quad (7)$$

где a_0 (a) и b_0 (b) — расстояния между соседними вершинами и c_0 (c) — диагональ ячейки сетки до (и после) деформации (рис. 2).

Точность определения деформации составляла ± 0.01 (в относительных единицах). По полученным значениям строили карты деформации для каждой компоненты (на шкале деформаций: «+» — деформация растяжения, «-» — деформация сжатия).

Количественное сравнение неоднородности деформации проводили с использованием среднеквадратического отклонения Sd по каждой компоненте тензора деформации, нормированного на общую деформацию образца. Общепринятая методика нормирования позволяет корректно сравнивать результаты для образцов, деформированных на различную величину. Деление среднеквадратического отклонения Sd проводилось на константу (общую деформацию образца), которая одинакова для всех участков грани, следовательно, эта операция не влияет на анализ при сравнении деформации соседних участков. В работе рассматривается неоднородность деформации по всей грани целиком ($Sd_{pl}e_i/e$, где $i = x, y, z$), а также в деформационных доменах, занятых тем или иным структурным элементом деформационного рельефа (Sde_{id}/e , где $i = x, y, z$).

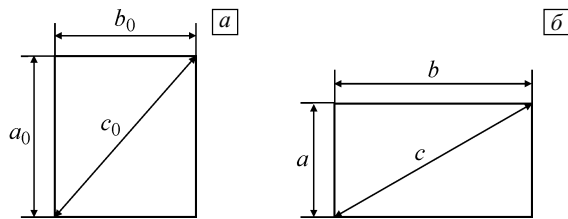


Рис. 2. Размеры ячейки до (а) и после деформации (б)

Картину деформационного рельефа исследовали на оптическом микроскопе Leica DM 2500P и растровом электронном микроскопе Tescan Vega II LMU. Параметры деформационного рельефа определяли на микроинтерферометре NewView 7200. Величина погрешности измерения зависит от масштаба структурного элемента деформационного рельефа и составляет $\pm 1\%$ от измеряемой величины.

3. Экспериментальные данные по выбору кристаллографической ориентации

Ранее авторами были проведены подробные исследования по выявлению влияния кристаллографической ориентации оси сжатия, боковых граней и геометрической формы образца на формирующийся деформационный рельеф и неоднородность деформации монокристаллов никеля при сжатии [12, 15–18, 20]. В настоящей работе проведен анализ неоднородности и локализации деформации с точки зрения оптимального выбора кристаллографической ориентации при изготовлении деталей, работающих под нагрузкой. Под неоднородностью деформации в работе будем понимать деформированное состояние, при котором ограниченные объемы деформируемой среды испытывают различные деформации, при этом будем анализировать распределение деформации по всей грани образца. Под локализацией понимаем сосредоточение пластической деформации в отдельных определенных местах очага течения, где наблюдается резко выраженное возрастание пластической деформации.

Оценить неоднородность деформации можно качественно по картине деформационного рельефа и количественно, определяя значения главных компонент тензора деформации. Количественное сравнение неоднородности деформации проводили с использованием нормированного среднеквадратического отклонения Sd и интенсивности деформации Γ , которая характеризует величину достигнутой по всем трем осям деформации. Полученный экспериментальный материал позволяет свести в табл. 1 данные по влиянию кристаллографической установки на неоднородность деформации.

Из анализа данных следует, что наиболее равномерно деформация протекает в случае $[\bar{1}11]$ -монокристаллов с боковыми гранями $\{110\}$ для образца в форме тригональной призмы. Для данной кристаллографической ориентации характерными структурными элементами деформационного рельефа являются макрополосы и складки. Максимально неоднородная деформация характерна для грани (110) образца с осью сжатия $[110]$. Деформационный рельеф представлен несколькими системами мезополос. Таблица 1 характеризует неоднородность деформации по грани образца. В случае практического использования монокристаллических де-

Таблица 1

Влияние кристаллографической ориентации оси сжатия и боковых граней на неоднородность деформации

Ось сжатия	[001]		[110]		[110]		$[\bar{1}11]$	
	{110}	{100}	(110)	(001)	(111)	(112)	(110)	(112)
$Sd_{pl}e_x/e$	0.67	-0.71	1.20	1.60	0.33	-0.44	-0.13	-0.25
$Sd_{pl}e_y/e$	0.67	1.43	0.80	0.00	0.78	1.11	1.13	1.13
$Sd_{pl}e_z/e$	-1.17	-0.71	-2.00	-1.60	-1.11	-0.67	-1.00	-0.88
$Sd_{pl}\Gamma/e$	2.83	3.43	4.80	3.40	2.44	3.00	3.13	3.00
Ось сжатия	$[\bar{30.33.33}]$		$[\bar{1}11]$		$[\bar{1}11]$		[112]	
Боковая грань	(110)	(10.10.22)	{110}		{112}		(110)	(111)
$Sd_{pl}e_x/e$	0.01	-0.07	-0.33		1.33		-0.83	3.67
$Sd_{pl}e_y/e$	1.06	1.00	0.53		0.17		1.50	1.17
$Sd_{pl}e_z/e$	-1.09	-0.93	-0.20		-1.50		-0.67	-1.50
$Sd_{pl}\Gamma/e$	2.64	2.94	1.20		3.33		3.67	3.50

талей машин опасность представляют места локализации деформации. В этой связи необходимо подробным образом проанализировать карты распределения компонент деформации по граням с целью выявления мест локализации деформации.

Структурными элементами деформационного рельефа [001]-монокристаллов с боковыми гранями {110} являются следы сдвига, ориентированные вдоль выходов плотноупакованных плоскостей. На рис. 3 показаны карты распределения компонент деформации для данных монокристаллов. Из анализа карт деформации видно, что величины деформации на разных участках грани близки. Места, где деформация максимально превы-

шает среднюю по грани, выделены на рис. 3 с указанием ее значений. Данные участки находятся вблизи базовых концентраторов напряжений, определяемых геометрической формой образца. Отметим, что средняя деформация по грани составляет $\langle e_x \rangle = 0.04$, $\langle e_y \rangle = 0.04$, $\langle e_z \rangle = -0.07$.

На рис. 4, б–г представлены карты распределения деформации на боковой грани (110) для монокристаллов с осью сжатия $[\bar{1}11]$. Средняя деформация по грани составляет $\langle e_x \rangle = -0.01$, $\langle e_y \rangle = 0.09$, $\langle e_z \rangle = -0.08$.

При анализе табл. 1 монокристаллы указанной ориентации не были выделены, как имеющие максимальную неоднородность деформации по грани, однако для

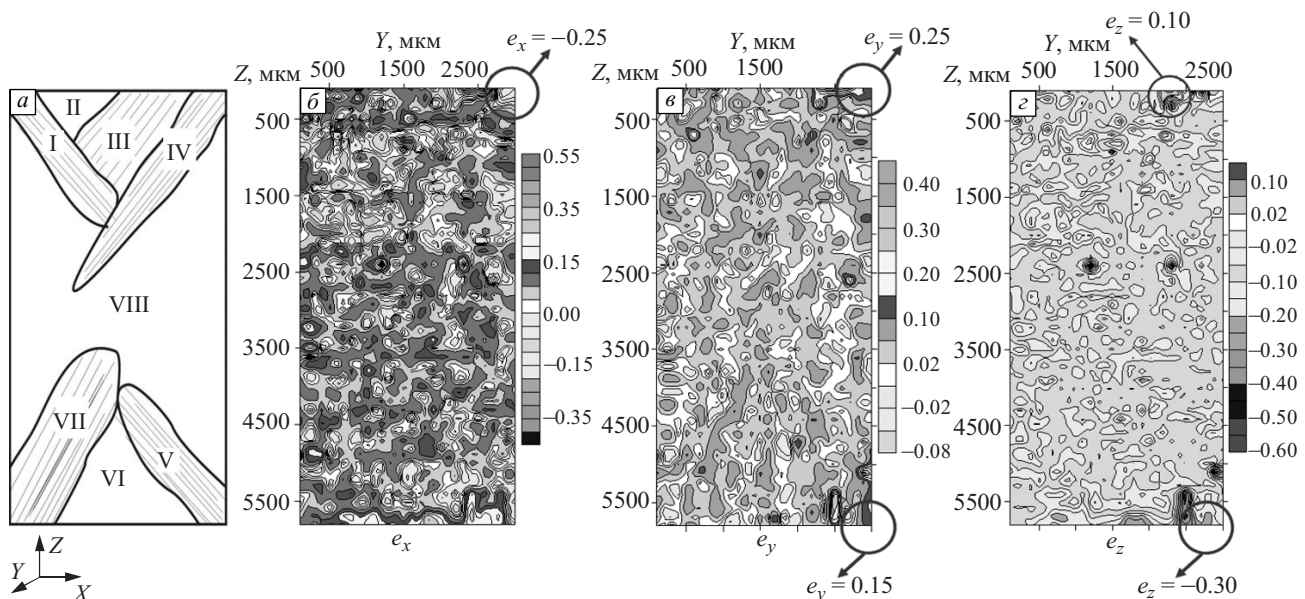


Рис. 3. Схема разбиения на домены (а), карты распределения компонент деформации на боковой грани (110) монокристалла никеля с ориентацией оси сжатия [001] после деформации на $e = 0.06$ (б–г)

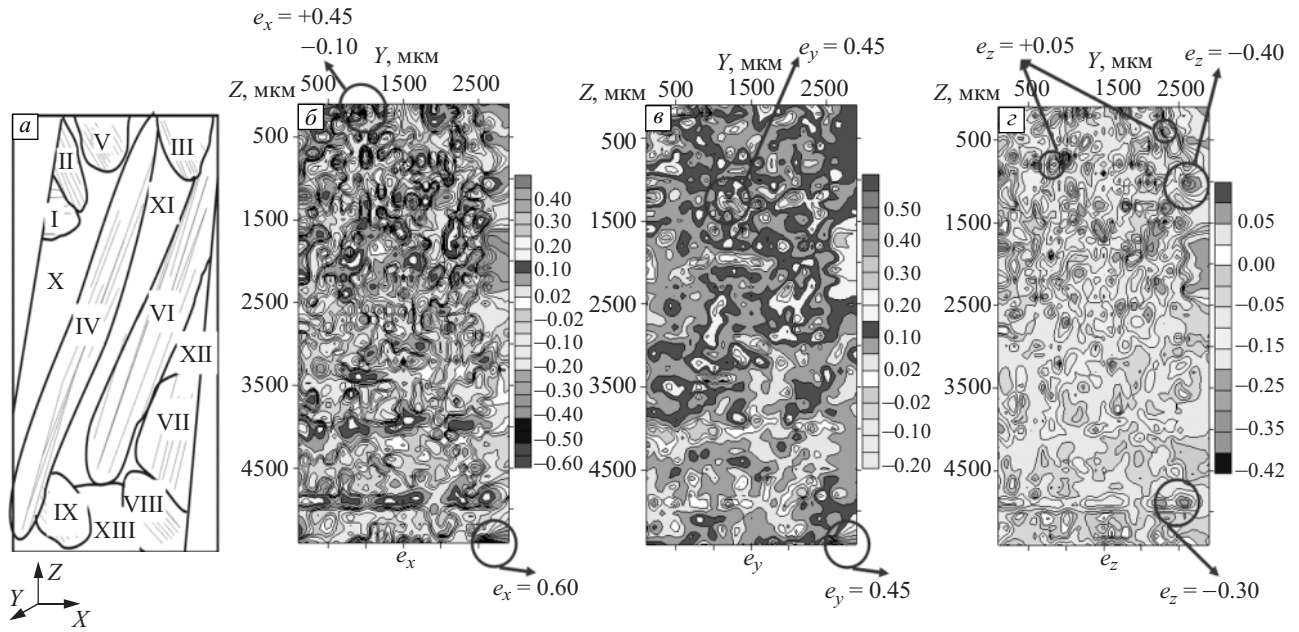


Рис. 4. Схема разбиения на домены (а), карты распределения компонент деформации на боковой грани (110) монокристалла никеля с ориентацией оси сжатия $[\bar{1}11]$ после деформации на $e = 0.08$ (б–г)

данного случая характерно формирование мест локализации, в которых величина деформации превышает среднюю по грани в 5–10 раз. Указанные места образуются не только у базовых концентраторов напряжений, но и, что более важно, в местах стыка деформационных доменов (рис. 4, а). Основным элементом рельефа в данном случае являются системы макрополос, образующие домены деформации на боковой грани (110) (рис. 4, а).

Наиболее развитые макрополосы деформации образуют домены IV и VI, однако неоднородность деформации внутри этих доменов ниже, чем в доменах II и V, где макрополосы развиты значительно слабее (табл. 2) (степень развития макрополос оценивалась по их ширине и длине). Невысокое значение неоднородности деформации внутри доменов IV, VI, вероятно, связано с тем, что внутри макрополос деформация организована

таким образом, чтобы скомпенсировать неоднородность деформации внутри домена и обеспечить целостность образца при деформации. Также авторами были изучены монокристаллы, имеющие отклонение оси сжатия на $2^\circ\text{--}3^\circ$ от ориентации $[\bar{1}11]$ [20]. Эти монокристаллы имеют ось сжатия $[\bar{3}0.33.33]$ и ориентацию боковых граней (110) и $(10.\bar{1}0.22)$. В этом случае на боковой грани (110) определяющим становится развитие одной системы макрополос деформации, располагающейся приблизительно параллельно выходам плоскости $(\bar{1}11)$. Неоднородность деформации на грани (110) становится ниже в 1.3–2.2 раза, чем для случая точной ориентации оси сжатия $[\bar{1}11]$ (табл. 2).

Такое снижение внутридоменной неоднородности деформации, вероятно, связано с тем, что при монопольном образовании макрополос вдоль одного направ-

Таблица 2

Неоднородность деформации внутри доменов

Кристаллографическая ориентация	$[\bar{1}11]$ (110)				$[\bar{3}0.33.33]$ (110)	
	Общая деформация образца					
Общая деформация образца	0.08				0.07	
Степень развития макрополос	Развитые		Менее развитые		Развитые	Развитые
Номер домена	IV	VI	II	V	I	II
Sde_x/e	1.50	1.35	2.89	4.34	1.10	0.84
Sde_y/e	1.31	1.00	2.58	4.58	0.81	0.59
Sde_z/e	1.36	1.06	1.15	1.38	0.79	0.42
$Sd\Gamma/e$	2.49	1.86	4.69	8.09	1.44	1.105

ления не формируется несколько доменов. Как следствие, отсутствуют стыки доменов, на которых из-за несовместности деформации возникают области значительной деформации. Макрополосы являются наиболее крупным структурным элементом деформационного рельефа. В работе показано, что организация деформации путем образования макрополос способствует уменьшению неоднородности деформации в системах макрополос, но при этом несовместность деформации в соседних доменах приводит к росту локальной деформации на их границе.

Проведенные авторами экспериментальные исследования позволяют сделать вывод, что при выборе кристаллографической ориентации монокристаллов следует рассматривать не столько неоднородность распределения деформации, сколько формирование мест локализации деформации, т.к. именно места постоянно повышенной деформации являются потенциально опасными с точки зрения разрушения материала. Исходя из полученных результатов, можно дать следующие рекомендации для выбора ориентации монокристаллов. Наиболее оптимальным для формоизменения материала является равнозначность относительного выхода на боковые грани плотноупакованных направлений, что реализуется в $[001]$ -монокристаллах с боковыми гранями $\{110\}$, где практически не образуются места локализации деформации. При использовании монокристаллов никеля с осью деформации $[\bar{1}11]$ небольшое, в несколько градусов, отклонение оси приводит к формированию одной системы макрополос сдвига, что, в свою очередь, исключает образование областей высоких локальных деформаций.

4. Параметры сдвига в структурных элементах деформационного рельефа

Согласно концепции многоуровневого характера пластической деформации деформируемое тело есть многоуровневая система, в которой эволюция потери сдвиговой устойчивости на микро-, мезо- и макроуровнях обеспечивает пластическую деформацию кристалла [19]. На каждом уровне образуются свои структурные элементы, которые могут включать структурные элементы более мелкого масштаба или эти структурные элементы могут развиваться параллельно с элементами более высокого масштаба.

Выше были рассмотрены такие масштабные уровни деформации, как образец целиком и деформационные домены. В настоящем разделе уделим внимание следам и пачкам сдвига, аккомодационным полосам, мезо- и макрополосам.

С началом нагружения на боковых гранях всех рассмотренных в работе монокристаллов начинают образовываться следы сдвига. Далее при увеличении степени деформации, в зависимости от кристаллографической

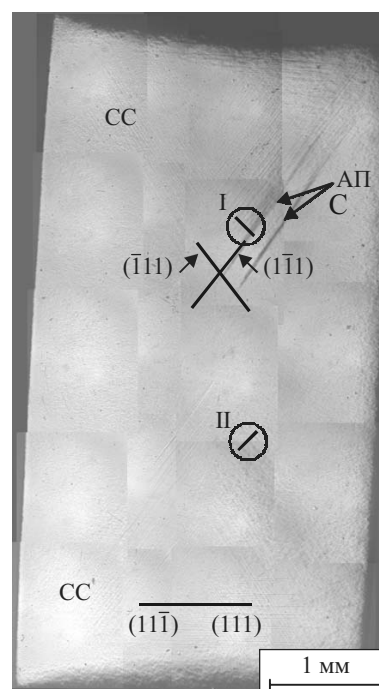


Рис. 5. Картина деформационного рельефа, сформировавшегося на боковых гранях $\{110\}$ монокристалла никеля с ориентацией оси сжатия $[001]$ после $e = 0.03$ (оптическая микроскопия). СС — следы сдвига, АП — аккомодационные полосы

ориентации образца можно наблюдать различные структурные элементы деформационного рельефа [4, 21].

Рассмотрение рельефа боковых граней $\{110\}$ $[001]$ -монокристалла, полученных с помощью оптической микроскопии, позволяет выделить следующие элементы деформационного рельефа: следы сдвига и аккомо-

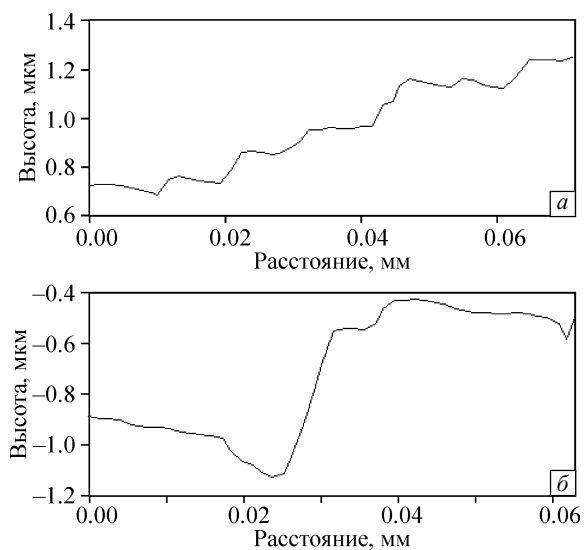


Рис. 6. Профиль поверхности вдоль секущей I (а), вдоль секущей II (б) на рис. 5

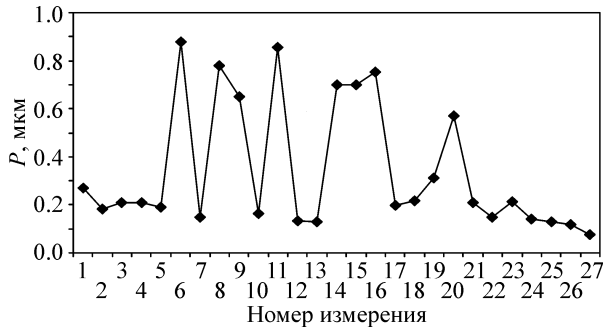


Рис. 7. Распределение величины сдвига P вдоль следа

дационные полосы (рис. 5). Доля площади грани, занятая аккомодационными полосами, с увеличением степени деформации образца возрастает по мере увеличения плотности следов сдвига и их огрубления. Указанные элементы рельефа рассматриваются как отдельные обособленные структуры.

Анализ профиля поверхности вдоль секущей I, проходящей поперек следа сдвига, позволяет увидеть, что отдельный след сдвига образован несколькими близко расположенными ступеньками скольжения (рис. 6, а). Величина сдвига в следах, формирующихся на боковой грани (110) монокристаллов никеля при деформации

$e = 0.03$, составляет 230–1400 нм. Большая разница в величине сдвига объясняется, вероятно, тем, что каждый отдельный след образован разным числом ступенек скольжения. Поэтому на оптических снимках можно наблюдать более или менее развитые следы сдвига.

Распределение величины сдвига вдоль отдельного следа носит осциллирующий характер (рис. 7). Сопоставление результатов этой работы с данными по распределению компонент деформации вдоль структурного элемента, полученными авторами ранее [22], свидетельствует о качественном подобии. Распределение компонент деформации вдоль структурного элемента также носит осциллирующий характер.

На (рис. 6, б) показан профиль поверхности вдоль аккомодационной полосы. Анализ данных интерференционной микроскопии показывает, что аккомодационная полоса состоит из отдельных следов сдвига, величина сдвига 50–100 нм. Расстояние между следами сдвига составляет порядка 3–5 мкм внутри аккомодационной полосы и 10–15 мкм по ее краям, ширина аккомодационной полосы достигает 300 мкм. Величина сдвига непосредственно в аккомодационной полосе достигает значений 90–3500 нм. Рассмотрение морфологии аккомодационных полос на макроуровне выявляет «волнистость» поверхности, глубина аккомодационной полосы достигает 2000–3000 нм.

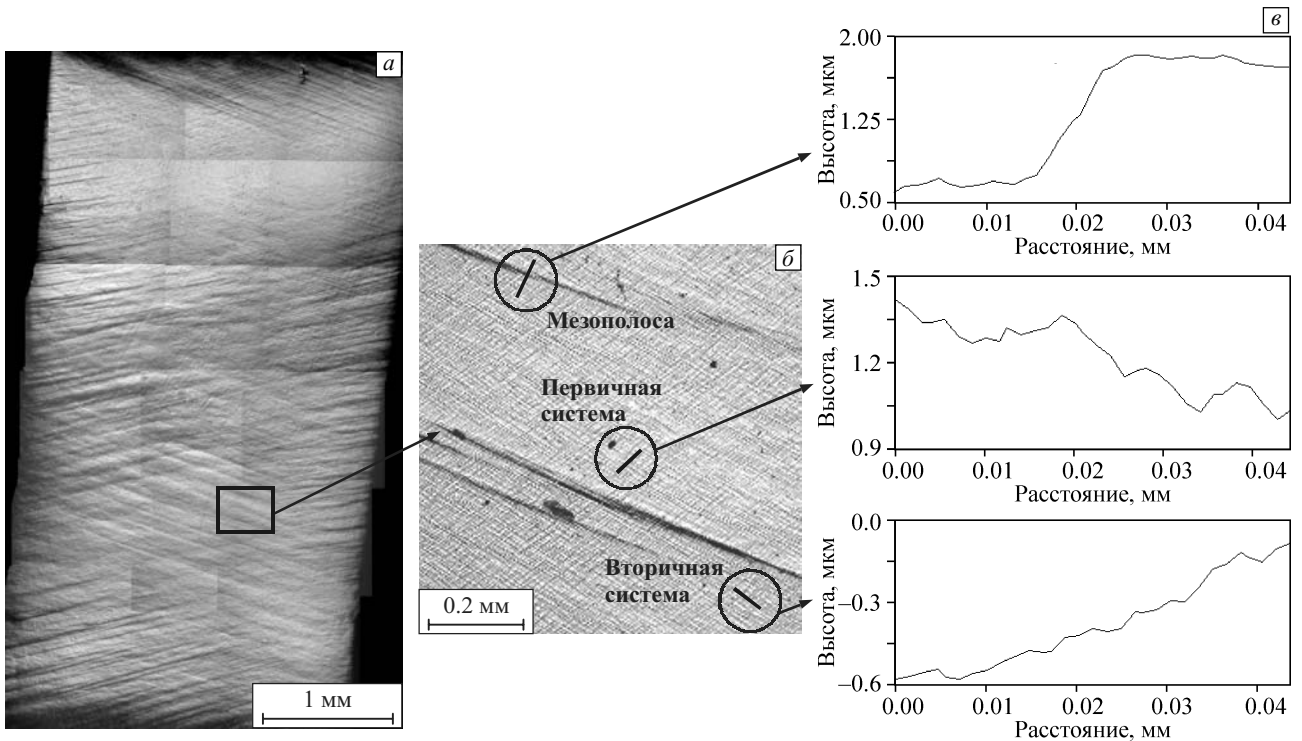


Рис. 8. Картина деформационного рельефа, сформировавшегося на боковых гранях (112) монокристалла никеля с ориентацией оси сжатия [110] после $e = 0.16$ (оптическая микроскопия) (а), увеличенная картина рельефа (б), профиль поверхности вдоль секущих (в)

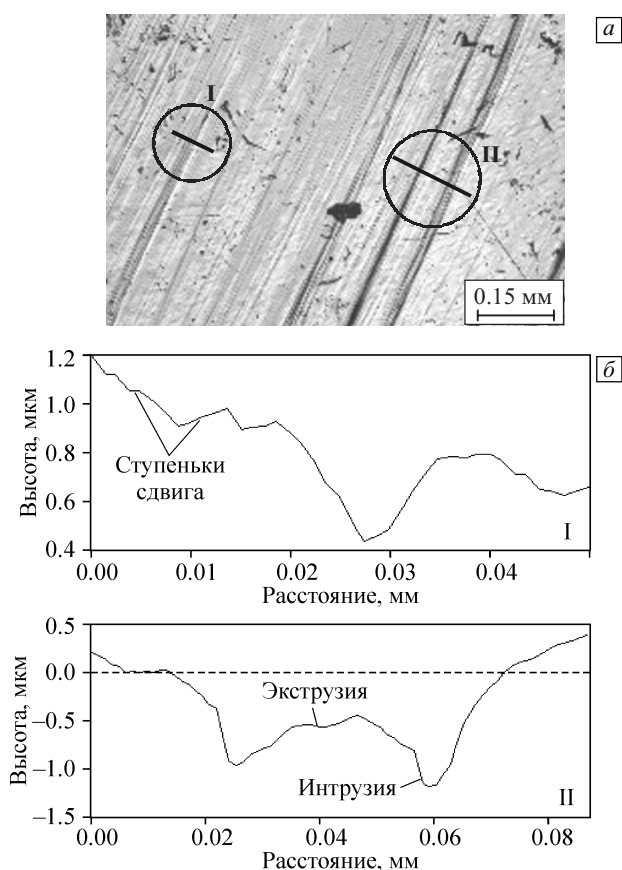


Рис. 9. Картина деформационного рельефа, сформировавшегося на боковой грани (110) монокристалла никеля с ориентацией оси сжатия $[\bar{1}11]$ после $\epsilon = 0.1$, при $T = 400^\circ\text{C}$: оптическая микроскопия (а) и профиль поверхности вдоль секущих (б)

Для монокристаллов с осью сжатия $[110]$ характерным структурным элементом деформационного рельефа являются мезополосы (рис. 8, а). На боковых гранях (110) и (112) при деформации $\epsilon = 0.16$ картина сдвига представляет собой сочетание мезополос и следов сдвига между ними (рис. 8, б). Одна система следов более развита и расположена практически параллельно мезополосам, назовем ее первичной. Другая система (вторичная) менее развита и расположена под углом 70° к первичной. На рис. 8, в показаны профили поверхности вдоль секущих, расположенных перпендикулярно мезополосе, первичной и вторичной системам скольжения. Во всех случаях можно наблюдать ступени сдвига. Для мезополосы величина сдвига составляет $1900\text{--}3800$ нм, для следов сдвига, образующих мезополосу, — $80\text{--}300$ нм. В первичной системе скольжения величина сдвига составляет $50\text{--}250$ нм. При этом выделяются области, образованные одной, а не несколькими хорошо выраженными ступеньками, как это характерно для следов сдвига. Одновременно с этим можно заметить ис-

кривление поверхности без ярко выраженных ступенек. Во вторичной системе величина сдвига $20\text{--}30$ нм. Можно заметить, что величина сдвига существенно отличается, это связано со степенью развития тех или иных элементов рельефа.

Картину деформационного рельефа $[\bar{1}11]$ -монокристаллов наиболее ярко представляют макрополосы деформации и складки. Макрополосы деформации проходят через всю грань образца и являются структурным элементом деформационного рельефа макроуровня (рис. 9, а).

Исследование картины рельефа для образцов с осью сжатия $[\bar{1}11]$ при комнатной температуре было проведено авторами с коллегами ранее [20]. В рамках настоящей статьи представлены результаты, полученные для образцов, деформированных при температуре 400°C . Картина рельефа для указанных случаев качественно подобна. Рассмотрение макрополос деформации, формирующихся на боковой грани (110) в $[\bar{1}11]$ -монокристаллах, показало, что величина сдвига в них составляет $1700\text{--}11\,200$ нм, в то время как величина сдвига в следах, наблюдаемых внутри макрополос, достигает $100\text{--}1300$ нм. Анализ поперечного профиля макрополос деформации показывает, что макрополоса представляет собой область экструзии материала, сопровождающуюся формированием интрузии материала по границам полосы (рис. 9, б). Аналогичные данные были опубликованы авторами работ [23, 24] при описании формирования полос устойчивого сдвига при циклической деформации.

Таким образом, на начальном этапе нагружения следы сдвига формируются на боковых гранях монокристаллов любой кристаллографической ориентации. Далее происходит развитие сдвига по плоскостям скольжения и их организация в структурные элементы более высокого масштабного уровня: пачки плоскостей скольжения, аккомодационные полосы, мезо-, макрополосы и складки. Тип указанных структурных элементов зависит от кристаллографической ориентации оси сжатия и боковых граней монокристалла, особенностей формирования при деформации. Величина сдвига в следах, образующих различные структурные элементы деформационного рельефа, зависит от масштаба рассматриваемого структурного элемента. С увеличением масштаба структурного элемента возрастает величина сдвига в нем. Наряду с ростом сдвига, в следах скольжения происходит их объединение в микропачки (сдвиг идет в нескольких параллельно расположенных плоскостях скольжения). Это воспринимается как огрубление следов скольжения. Согласованный сдвиг в микропачках формирует объемный мезо- или макроскопический элемент деформации, а на поверхности — структурный элемент рельефа.

5. Обсуждение результатов и заключение

Полученные в работе экспериментальные данные о неоднородности пластической деформации позволяют сделать вывод о степени локализации деформации и местах ее протекания в ГЦК-монокристаллах (на примере никеля) в зависимости от кристаллографической ориентации оси сжатия и боковых граней.

Согласно экспериментальным результатам, полученным авторами, наиболее благоприятной ориентацией является ориентация [001] с боковыми гранями {110}, где практически не происходит локализация деформации. Причем в монокристаллах с боковыми гранями {110} неоднородность деформации уменьшается за счет образования аккомодационных макрополос.

Максимальная локализация деформации характерна для монокристаллов с осью деформации $[\bar{1}11]$. Между тем, как показали исследования авторов [20], местами локализации являются не сами макрополосы, а места стыка систем макрополос. Формированию макрополос предшествуют предварительная пластическая деформация и связанное с ней повышение плотности дислокаций, что, в свою очередь, обуславливает образование и закономерное превращение дислокационных субструктур [25–28], диктующих определенный механизм субструктурного упрочнения и стадийность кривых деформации [29–33].

Хотя аппроксимация полученных данных на монокристаллы жаропрочных сплавов на никелевой основе требует дополнительного комплекса исследований, можно отметить следующее. По данным [5], эти материалы в монокристаллическом состоянии показали наилучшие свойства для ориентации [001]. Между тем полученные данные не так однозначны и ориентационная зависимость жаропрочных сплавов определяется дополнительными факторами [34]. В частности, отмечается, что одной из возможных причин различия характера анизотропии может быть разное влияние частиц упрочняющей γ' -фазы. Однако в данных работах не учитывается влияние кристаллографической ориентации боковых граней на характер фрагментации, неоднородность и локализацию деформации.

Следовательно, полученные в работе результаты могут оказаться полезными для проведения дальнейших исследований при установлении влияния кристаллографической ориентации оси деформации и боковых граней ГЦК-монокристаллов на работоспособность монокристаллических изделий, в частности лопаток турбин из жаропрочных никелевых сплавов.

В более ранних работах авторов было показано, что для макро- и мезомасштабных уровней характерен квазипериодический характер распределения деформации [22, 23]. К макроуровню, кроме образца целиком, можно отнести системы макро- и мезополос деформации, складки, к уровню мезо II — мезополосы и мезоскладки и к мезо I — следы сдвига [35]. На макроуровне по мере

удаления от базового концентратора напряжений наблюдается снижение деформации, а при приближении к противоположному концентратору — ее увеличение. На уровнях мезо I и мезо II распределение деформации вдоль соответствующих структурных элементов деформационного рельефа носит осциллирующий характер.

В настоящей работе с использованием интерференционной профилометрии было выявлено, что структурные элементы более высокого масштабного уровня (аккомодационные полосы, макро- и мезополосы) состоят из определенным образом организованных следов сдвига. Показано, что не только величина деформации распределена вдоль структурных элементов рельефа квазипериодично, но и величина сдвига вдоль следов носит осциллирующий характер. Способ распределения деформации на микроуровне, вероятно, определяется дискретностью характера сдвига на микроуровне. Шаг величины сдвига детерминирован дискретностью параметров кристаллической решетки и, следовательно, можно предположить, что распределение деформации на микроуровне также будет носить осциллирующий характер.

Волновой характер пластической деформации отмечался многими исследователями, был изучен экспериментально и обоснован теоретически [36, 37]. Обширные исследования, посвященные волновому характеру пластической деформации, проводятся в коллективе Л.Б. Зуева [36, 37]. В рамках данных работ показано, что локализация пластической деформации на макроуровне самоорганизуется и имеет автоволновой характер. Причем формы локализации связаны с кривой течения и дислокационной структурой. Полученные в настоящей работе результаты по периодичности деформации в локальных областях кристалла хорошо согласуются с литературными данными, обсужденными выше.

При рассмотрении пластической деформации важным является учет роли кривизны-кручения кристаллической решетки. В.Е. Панин и В.Е. Егорушкин для описания поведения деформируемых тел на различных масштабно-структурных уровнях предлагают использовать локальную кривизну в качестве обобщенного структурного параметра. Особыми местами при рассмотрении пластической деформации поликристаллов являются границы зерен, где возникает локальная кривизна решетки. В работе [38] рассмотрено распределение моментов сил вдоль межзеренных границ. Было определено, что их распределение происходит квазипериодически по типу ротационной волны. При этом локальная кривизна материала по границам зерен приводит к зарождению ротационно-волновых потоков дефектов вдоль межзеренной границы и меняет тип волны. В работах [39, 40] изучалась роль кривизны-кручения на уровне дислокационной субструктуры ГЦК-металлов и сплавов. Особыми местами, где кривизна поверхности формируется в первую очередь, являются

границы областей с разной схемой напряженного состояния [4, 21]. Экспериментальные результаты авторов показывают, что это особенно важно при рассмотрении монокристаллов.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке программы развития Национального исследовательского Томского государственного университета Министерства образования и науки РФ.

Исследования проведены с использованием оборудования центра коллективного пользования «Аналитический центр геохимии природных систем» ТГУ.

Литература

1. Harren S.V., Duve H.E., Asaro R.J. Shear band formation in plane strain compression // Acta Metall. Mater. – 1988. – V. 36. – No. 9. – P. 2435–2480.
2. Паиков П.О., Братухина В.А. О распределении пластической деформации в поликристаллических металлах // ФММ. – 1958. – Т. 6. – № 1. – С. 128–134.
Pashkov P.O., Bratukhina V.A. On the distribution of plastic deformation in polycrystalline metals // Fiz. Met. Metalloved. – 1958. – V. 6. – No. 1. – P. 128–134.
3. Bishop I.F.W., Hill R. A theoretical derivation of the plastic properties of polycrystalline face-centered metal // Philos. Mag. – 1951. – V. 42. – P. 1298–1307.
4. Лычагин Д.В. Фрагментация пластической деформации в металлических материалах с ГЦК-решеткой // Физ. мезомех. – 2006. – Т. 9. – № 3. – С. 103–113.
Lychagin D.V. Fragmentation of plastically deformed fcc metallic materials // Phys. Mesomech. – 2006. – V. 9. – No. 3–4. – P. 95–105.
5. Качанов Е.Б. Состояние и перспективы развития работ по жаропрочным сплавам для лопаток турбин // Технология легких сплавов. – 2005. – № 1–4. – С. 10–18.
Kachanov E.B. Present state and prospects of research on high-temperature alloys for turbine blades // Tekh. Lyog. Spl. – 2005. – No. 1–4. – P. 10–18.
6. Лычагин Д.В., Старенченко В.А., Шаехов Р.В., Конева Н.А., Козлов Э.В. Организация деформации в монокристаллах никеля с ориентацией оси сжатия [001] и боковыми гранями {110} // Физ. мезомех. – 2005. – Т. 8. – № 2. – С. 39–48.
Lychagin D.V., Starenchenko V.A., Shaekhov R.V., Koneva N.A., Kozlov E.V. Evolution of deformation in nickel single crystals with the [001] compression axis orientation and {110} lateral faces // Phys. Mesomech. – 2005. – V. 8. – No. 1–2. – P. 79–87.
7. Хоникомб Р. Пластическая деформация металлов. – М.: Мир, 1972. – 408 с.
Honeycombe R.W.K. The Plastic Deformation of Metals. – London, Baltimore, Md., U.S.A.: E. Arnold, 1984.
8. Jasienski Z., Piatkowski A. Heterogeneities de deformation dans les monocristaux de Cuivre et d'aluminium au cours de la traction // Archiwum hutnictwa. – 1980. – V. 25. – No. 3. – P. 295–323.
9. Magida K.R., Florandob J.N., Lassilab D.H., LeBlanc M.M., Tamurac N., Morris J.W. Mapping mesoscale heterogeneity in the plastic deformation of a copper single crystal // Philos. Mag. – 2009. – V. 89. – No. 1. – P. 77–107.
10. Старенченко В.А., Черных Л.Г., Иванова Н.Ю. Особенности деформационного рельефа глубокодеформированных монокристаллов Ni и Cu // Изв. вузов. Физика. – 1989. – № 8. – С. 116–118.
Starenchenko V.A., Chernykh L.G., Ivanova N.Yu. Peculiarities of the deformation relief of severely deformed single crystals of Ni and Cu // Izv. Vuzov. Fiz. – 1989. – No. 8. – P. 116–118.
11. Кукса Л.В., Ковальчук Б.И., Лебедев А.А., Эльманович В.И. Влияние вида напряженного состояния на характер распределения микродоформаций в металлах // Проблемы прочности. – 1976. – № 3. – С. 55–59.
Kuksa L.V., Koval'chuk B.I., Lebedev A.A., El'manovich V.I. Effect of the form of the stressed condition on the character of distribution of the microdeformations in metals // Strength Mater. – 1976. – V. 8. – No. 6. – P. 678–682.
12. Лычагин Д.В., Алфёрова Е.А. Причины развития неоднородной пластической деформации ГЦК-монокристаллов, деформированных сжатием // Деформация и разрушение материалов. – 2010. – № 10. – С. 1–10.
Lychagin D.V., Alfeyorova E.A. Development of inhomogeneous plastic deformation of fcc single crystals in compression // Defor. Razr. Mat. – 2010. – No. 10. – P. 1–10.
13. Деревягина Л.С., Панин В.Е., Гордиенко А.И. Возможности оптико-телевизионного измерительного комплекса TOMSC для анализа процесса разрушения // Физ. мезомех. – 2009. – Т. 12. – № 2. – С. 37–43.
Derevyagina L.S., Panin V.E., Gordienko A.I. Capabilities of the television-optical measuring complex TOMSC for fracture analysis // Phys. Mesomech. – 2009. – V. 12. – No. 3–4. – P. 160–165.
14. Кибиткин В.В., Солодушкин А.И., Плешанов В.С., Лычагин Д.В. Формирование единого изображения поверхности материала для измерения поля смещений и деформации // Автометрия. – 2011. – Т. 47. – № 4. – С. 83–90.
Kibitkin V.V., Solodushkin A.I., Pleshanov V.S., Lychagin D.V. Formation of a single image of material surfaces to measure displacement and strain fields // Optoelect. Instr. Dat. Proc. – 2011. – V. 47. – No. 4. – P. 388–394.
15. Лычагин Д.В., Алфёрова Е.А. Фрагментация и симметрия ГЦК-монокристаллов при сжатии // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. – 2006. – Т. 3. – № 2. – С. 9–12.
Lychagin D.V., Alfeyorova E.A. Fragmentation and symmetry of fcc single crystals in compression // Fundam. Prob. Sovr. Metalloved. – 2006. – V. 3. – No. 2. – P. 9–12.
16. Лычагин Д.В. Макрофрагментация деформации ГЦК-монокристаллов с высокосимметричными ориентировками // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. – 2005. – № 1. – С. 45–49.
Lychagin D.V. Deformation macrofragmentation of fcc single crystals with highly symmetrical orientations // Fundam. Prob. Sovr. Metalloved. – 2005. – No. 1. – P. 45–49.
17. Лычагин Д.В., Алфёрова Е.А., Голосова Т.Н., Лычагин А.Д., Старенченко В.А. Роль октаэдрического скольжения в организации деформации ГЦК-монокристаллов // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. – 2010. – Т. 7. – № 1. – С. 106–111.
Lychagin D.V., Alfeyorova E.A., Golosova T.N., Lychagin A.D., Starenchenko V.A. Role of octahedral slip in deformation organization of fcc single crystals // Fundam. Prob. Sovr. Metalloved. – 2010. – V. 7. – No. 1. – P. 106–111.
18. Лычагин Д.В., Шаехов Р.В., Алфёрова Е.А. Влияние кристаллогеометрической установки на неоднородность сдвиговой деформации ГЦК-монокристаллов при сжатии // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. – 2008. – Т. 5. – № 2. – С. 101–108.
Lychagin D.V., Shaekhov R.V., Alfeyorova E.A. Effect of crystal geometry on heterogeneity of shear deformation of fcc single crystals in compression // Fundam. Prob. Sovr. Metalloved. – 2008. – V. 5. – No. 2. – P. 101–108.
19. Панин В.Е., Гриняев Ю.В., Елсукова Т.Ф., Иванчин А.Г. Структурные уровни деформации твердых тел // Изв. вузов. Физика. – 1982. – № 6. – С. 5–27.
Panin V.E., Grinyayev Yu.V., Elsuikova T.F., Ivanchin A.G. Structural levels of deformation in solids // Sov. Phys. J. – 1982. – V. 25. – No. 6. – P. 479–497.
20. Лычагин Д.В., Алфёрова Е.А., Старенченко В.А. Влияние кристаллогеометрической установки на развитие макрополос и неоднородность деформации в [111]-монокристаллах никеля // Физ. мезомех. – 2010. – Т. 13. – № 3. – С. 75–88.
Lychagin D.V., Alfeyorova E.A., Starenchenko V.A. Effect of crystallogometric states on the development of macrobands and deformation

- inhomogeneity in nickel single crystals // Phys. Mesomech. – 2011. – V. 14. – No. 1–2. – P. 66–78.
21. Лычагин Д.В., Старенченко В.А., Соловьёва Ю.В. Классификация и масштабная иерархия структурных элементов деформации ГЦК-монокристаллов // Физ. мезомех. – 2005. – Т. 8. – № 6. – С. 67–77. Lychagin D.V., Starenchenko V.A., Solov'eva Yu.V. Classification and scale hierarchy of structure elements in compression-strained fcc single crystals // Phys. Mesomech. – 2005. – V. 9. – No. 1–2. – P. 63–72.
 22. Лычагин Д.В., Алфёрова Е.А., Шаехов Р.В., Лычагин А.Д., Старенченко В.А. Неоднородность деформации в монокристаллах никеля с разной иерархией структурных элементов // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. – 2007. – Т. 4. – № 2. – С. 26–35. Lychagin D.V., Shaekhov R.V., Alfeyorova E.A., Lychagin A.D., Starenchenko V.A. Deformation heterogeneity in nickel single crystals with different hierarchy of structural elements // Fundam. Prob. Sovr. Metalloved. – 2007. – V. 4. – No. 2. – P. 26–35.
 23. Mana J., Klapetek P., Manc O., Weidner A., Obrtlýka K., Pold'ka J. Extrusions and intrusions in fatigued metals. Part 2. AFM and EBSD study of the early growth of extrusions and intrusions in 316L steel fatigued at room temperature // Philos. Mag. – 2009. – V. 89. – No. 16. – P. 1337–1372.
 24. Koneva N.A., Lychagin D.V., Trishkina L.I., Kozlov E.V. Types of Dislocation Substructures and Stages of Stress-Strain Curves of FCC Alloys // Strength of Metals and Alloys: Proc. VII Int. Conf. – New York: Pergamon Press, 1985. – V. 1. – P. 21–26.
 25. Телякова Л.А., Конева Н.А., Лычагин Д.В., Тришкина Л.И., Козлов Э.В. Эволюция дислокационной структуры и стадии деформационного упрочнения монокристаллов упорядоченного сплава Ni₃Fe с ориентацией [001] // Изв. вузов. Физика. – 1988. – № 2. – С. 18–24. Telyakova L.A., Koneva N.A., Lychagin D.V., Trishkina L.I., Kozlov E.V. Evolution of the dislocation structure and the stage of work-hardening of Ni₃Fe alloy with [001] orientation // Sov. Phys. J. – 1988. – V. 31. – No. 2. – P. 99–103.
 26. Конева Н.А., Козлов Э.В. Физическая природа стадийности пластической деформации // Изв. вузов. Физика. – 1990. – № 2. – С. 89–106. Koneva N.A., Kozlov E.V. Physical nature of stages in plastic deformation // Sov. Phys. J. – 1990. – V. 33. – No. 2. – P. 165–179.
 27. Koneva N.A., Starenchenko V.A., Lychagin D.V., Trishkina L.I., Popova N.A., Kozlov E.V. Formation of dislocation cell substructure in face-centred cubic metallic solid solutions // Mater. Sci. Eng. A. – 2008. – V. 483–484. – No. 1–2. – P. 179–183.
 28. Конева Н.А., Козлов Э.В. Закономерности субструктурного упрочнения // Изв. вузов. Физика. – 1991. – № 3. – С. 56–70. Koneva N.A., Kozlov E.V. Regularities of substructural hardening // Sov. Phys. J. – 1991. – V. 34. – No. 3. – P. 224–236.
 29. Козлов Э.В., Конева Н.А. Природа упрочнения металлических материалов // Изв. вузов. Физика. – 2002. – № 3. – С. 52–71. Koneva N.A., Kozlov E.V. The nature of hardening of metallic materials // Izv. Vuzov. Fiz. – 2002. – No. 3. – P. 52–71.
 30. Koneva N.A., Lychagin D.V., Telyakova L.A., Kozlov E.V. Parameters of Dislocation Structures and Factors Determining Flow Stress at Stages III and IV // Strength of Metals and Alloys: Proc. VIII Int. Conf. – New York: Pergamon Press, 1988. – V. 1. – P. 385–390.
 31. Kozlov E.V., Koneva N.A., Telyakova L.A., Lychagin D.V., Trishkina L.I. Contact and Barrier Dislocation Resistance and their Effect on Characteristics of Slip and Work Hardening // Mater. Sci. Eng. A. – 2001. – V. 319–321. – P. 261–265.
 32. Kozlov E.V., Koneva N.A., Lychagin D.V., Trishkina L.I. Role of internal stress fields at various stages of strain hardening // Phys. Met. Metallogr. – 2000. – V. 90. – Suppl. 1. – P. S59–S67.
 33. Колобов Ю.Р., Каблов Е.Н., Козлов Э.В., Конева Н.А., Поварова К.Б., Грабовецкая Г.П., Бунтушкин В.П., Базылева О.А., Мубо-яджан С.А., Будиновский С.А. Структура и свойства интерметаллидных материалов с нанофазным упрочнением. – М.: Изд. дом МИСиС, 2008. – 328 с. Kolobov Yu.R., Kablov E.N., Kozlov E.V., Koneva N.A., Povarova K.B., Grabovetskaya G.P., Buntushkin V.P., Bazyleva O.A., Muboydzhyan S.A., Budinovskii S.A. Structure and Properties of Intermetallic Materials with Nanophase Hardening. – Moscow: MISIS Publ., 2008. – 328 p.
 34. Лычагин Д.В., Алфёрова Е.А. Неоднородность пластической деформации в монокристаллах никеля при сжатии // Труды VIII Межд. научн. школы-конференции «Фундаментальное и прикладное материаловедение» / Под ред. В.Б. Маркина. – Барнаул: Изд-во АлтГТУ, 2011. – С. 49–59. Lychagin D.V., Alfeyorova E.A. Heterogeneity of Plastic Deformation in Nickel Single Crystals in Compression // Proc. VIII Int. Scientific School-Conference “Fundamental and Applied Materials Technology” / Ed. by V.B. Markin. – Barnaul: ASTU Publ., 2011. – P. 49–59.
 35. Панин В.Е. Основы физической мезомеханики // Физ. мезомех. – 1998. – Т. 1. – № 1. – С. 5–22. Panin V.E. Foundations of physical mesomechanics // Phys. Mesomech. – 1998. – V. 1. – No. 1. – P. 5–20.
 36. Зуев Л.Б. О волновом характере пластического течения. Макроскопические автоволны локализации деформации // Физ. мезомех. – 2006. – Т. 9. – № 3. – С. 47–54. Zuev L.B. On the wave character of plastic flow. Macroscopic auto-waves of deformation localization // Phys. Mesomech. – 2006. – V. 9. – No. 3–4. – P. 43–50.
 37. Зуев Л.Б. Энтропия волн локализованной пластической деформации // Письма в ЖТФ. – 2005. – Т. 31. – № 3. – С. 1–4. Zuev L.B. Entropy of localized plastic strain waves // Tech. Phys. Lett. – 2005. – V. 31. – No. 2. – P. 89–90.
 38. Моисеенко Д.Д., Панин В.Е., Елсукова Т.Ф. Роль локальной кривизны в волновом механизме зернограничного скольжения при деформации поликристалла // Физ. мезомех. – 2013. – Т. 16. – № 3. – С. 81–93. Moiseenko D.D., Panin V.E., Elskova T.F. Role of local curvature in grain boundary sliding in a deformed polycrystal // 2013. – V. 16. – No. 4. – P. 335–347.
 39. Kozlov E.V., Koneva N.A., Lychagin D.V., Trishkina L.I. Role of internal stress fields at various stages of strain hardening // Phys. Met. Metallogr. – 2000. – V. 90. – Suppl. 1. – P. S59–S67.
 40. Перевалова О.Б., Конева Н.А., Лычагин Д.В., Козлов Э.В. Эволюция с деформацией кривизны-кручения кристаллической решетки вблизи стыков зерен и фасеток специальных границ в поликристаллическом ГЦК сплаве с ближним и дальним атомным порядком // Латвийский журнал физики и технических наук. – 1991. – № 5. – С. 58–63. Perevalova O.B., Koneva N.A., Lychagin D.V., Kozlov E.V. Evolution of special boundaries in polycrystalline fcc alloy with the short- and long-range atomic order during curvature-torsion deformation of the crystal lattice near grain boundaries and facets // Latv. J. Fiz. Tekh. Nauk. – 1991. – No. 5. – P. 58–63.

Поступила в редакцию 15.05.2013 г.,
после окончательной переработки 09.09.2014 г.

Сведения об авторах

Лычагин Дмитрий Васильевич, д.ф.-м.н., проф. ТГУ, проф. ЮТИ ТПУ, dvl-tomsk@mail.ru
Алфёрова Екатерина Александровна, к.ф.-м.н., доц. ЮТИ ТПУ, katerina525@mail.ru
Старенченко Владимир Александрович, д.ф.-м.н., проф., зав. каф. ТГАСУ, star@tsuab.ru
Лычагин Андрей Дмитриевич, ст. преп. ТГАСУ, dvl-tomsk@mail.ru
Чумаевский Андрей Валерьевич, ассист. ТГАСУ, tch7av@gmail.com