

# Формирование масштабно-структурных уровней локализации пластической деформации в металлических монокристаллах. I. Макроуровень

Л.А. Теплякова, Э.В. Козлов

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

В работе проанализированы закономерности локализации пластической деформации ГЦК-монокристаллов на макромасштабном уровне. Выявлены основные структурные элементы макролокализации: фрагмент сдвига, фрагмент изгиба-кручения, фрагмент поворота. Установлено иерархическое строение макрофрагментов сдвига.

## Formation of scale structural levels of plastic deformation localization in metal single crystals. I. Macrolevel

L.A. Teplyakova and E.V. Kozlov

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

The paper analyzes mechanisms of plastic deformation localization in FCC crystals at the macroscale level. The main structural elements of macrolocalization are distinguished, such as a shear fragment, bending-torsion fragment, and rotation fragment. The hierarchical structure of shear macrofragments is revealed.

### 1. Введение

Явление локализации пластической деформации присуще всем металлическим материалам, различны лишь формы его проявления, механизмы и результаты влияния на прочностные и пластические свойства материала. Исследование явления локализации деформации имеет вековую историю. В разные периоды времени внимание исследователей сосредоточивалось преимущественно на какой-либо одной из сторон этого сложного многофакторного явления. Так, на первом (домикроскопическом) этапе основное внимание уделялось описанию проявлений локализации деформации в масштабах образца (на макроуровне). С появлением более тонких структурных методов исследования интерес экспериментаторов и теоретиков переключился на закономерности формирования зон и систем сдвига, осуществляемого механизмами трансляционного скольжения дислокаций. Объем исследуемой части образца, умень-

шился на 2-3 порядка величины, даже с применением статистических методов. В конце 70-х годов при массовом применении электронной микроскопии наметилося новое направление изучения локализации — исследование полос сдвига, формирующихся преимущественно в условиях развитой пластической деформации. Формирование полос локализованного сдвига установлено для самых разнообразных металлических материалов.

В 1982 г. В.Е. Паниным была сформулирована концепция о многоуровневом характере протекания пластической деформации [1]. Эта концепция, по сути, связала все направления исследований явления локализации пластической деформации. Одновременно она высветила явную нехватку целенаправленно поставленных и выполненных экспериментальных работ на разного класса материалах, в особенности на монокристаллах.

Несмотря на кажущуюся простоту монокристалла как объекта, подвергаемого активному нагружению, за-

кономерности и механизмы формоизменения до конца не ясны даже для наиболее «простых» из них — монокристаллов ГЦК-металлов и сплавов. Сложившееся положение прежде всего обусловлено существенной неоднородностью протекания пластической деформации металлических монокристаллов. Проблема неоднородности пластической деформации для монокристаллов ГЦК-сплавов в связи с многоуровневым характером пластической деформации даже более остра, чем для сталей со сложной исходной дефектной структурой, например, сталей со структурой отпущенного мартенсита [2]. Из-за большой плотности дефектов и соответственно мест торможения сдвига локализация деформации в отмеченных сталях оказывается более однородной, чем на макроуровне в монокристаллах. Интегральное поведение на уровне дислокационного ансамбля при деформировании широкого круга монокристаллов металлов и сплавов изучено, и результаты этих исследований обобщены в известных монографиях, в основном, для микромасштабного уровня [3–5]. Значительно меньше внимания уделено крупномасштабным уровням. Имеются лишь единичные работы, в которых делаются попытки описания поведения нагружаемых монокристаллов сплавов во всем интервале масштабов, физически связанном с монокристаллом. Развитие концепции масштабных уровней [1] деформации для монокристаллов особенно важно, поскольку позволяет получить корректную информацию, необходимую для выявления законов иерархической организации системы структурных элементов, формирующихся и формоизменяющихся в ходе пластической деформации, во всем интервале масштабов, значимом для данного монокристалла.

Настоящая работа посвящена изучению закономерностей локализации пластической деформации на макроуровне в ГЦК металлических монокристаллах. В ней обобщены результаты исследований картины деформационного рельефа, выполненных на ГЦК-монокристаллах металлов и сплавов, подвергнутых активной деформации сжатием.

## 2. Макрофрагментация сдвига (скольжения)

В настоящее время благодаря систематическим исследованиям закономерностей формирования картины деформационного рельефа на всей площади всех свободных граней предварительно отполированных монокристаллов ряда металлов и сплавов, установлено [6–13], что при сжатии с самого начала пластической деформации монокристаллы разбиваются на области, различающиеся числом действующих систем скольжения и типом распределения зон сдвига в них. Это явление в [6] было названо первичной макрофрагментацией сдвиговой деформации или, для краткости, первичной макрофрагментацией сдвига. На рис. 1 указаны ориентации исследованных ГЦК-металлов и сплавов.

В общем случае фрагментом сдвига называется область кристалла, отличающаяся от соседних областей способом организации сдвиговой деформации, а именно: действующими системами сдвига, их числом, типом распределения зон сдвига в системах (однородное, пачки), величиной сдвига. Первичные макрофрагменты, как правило, образуются в результате незавершенного или ограниченного сдвига по плотноупакованным плоскостям. Развитие первичной макрофрагментации выявлено для монокристаллов алюминия [7, 8], никеля [9], меди [10], сплава  $Ni_3Fe$  с ближним и дальним атомным порядком [6, 11],  $Ni_3Ge$  [12].

Наиболее подробные исследования макрофрагментации сдвига выполнены на монокристаллах алюминия, ориентированных для множественного скольжения (ось сжатия совпадала с вершинами углов стандартного стереографического треугольника (рис. 1)) [7, 8, 13, 14]. В этих исследованиях варьировалась не только ориентация оси сжатия, но и кристаллографическая ориентация боковых граней монокристаллов, имеющих форму параллелепипеда с линейными размерами  $3 \times 3 \times 6$  мм<sup>3</sup>. Обобщая результаты вышеназванных исследований, можно сделать определенные выводы о причинах первичной макрофрагментации сдвига. Безусловно, главной причиной развития макрофрагментации сдвиговой деформации при сжатии является приторцовое трение. Трение в торцах, согласно Губкину [15], приводит к реализации в образце разных схем главных напряжений (рис. 2). В приторцевых областях реализуется схема всестороннего сжатия, в центральной части образца — схема одноосного сжатия. Именно этому различию обязано формирование трех макрофрагментов сдвига (рис. 3) в монокристаллах сплава  $Ni_3Fe$ , ориентированных для одиночного скольжения [6].

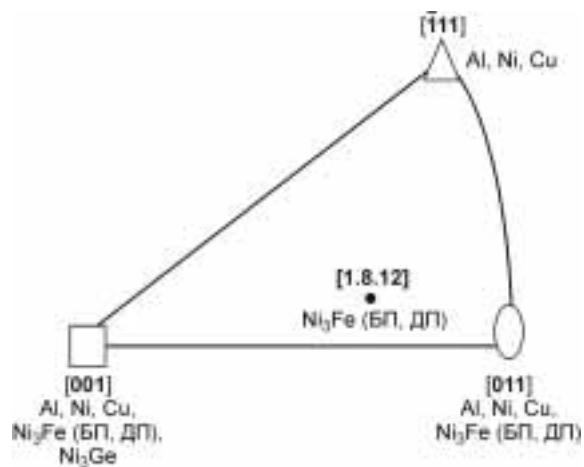


Рис. 1. Ориентация оси сжатия исследованных ГЦК-монокристаллов Al [7, 8, 13], Ni [9], Cu [10],  $Ni_3Fe$  с ближним (БП) и дальним (ДП) атомным порядком [6, 11],  $Ni_3Ge$  [12]

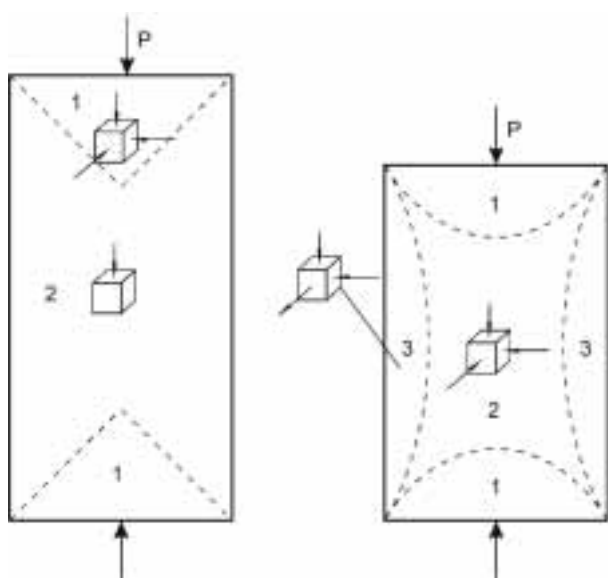


Рис. 2. Схема главных напряжений в макрообъемах образца и их изменение при осадке (тонкими стрелками показано направление компонент главных напряжений [14])

В монокристаллах с симметричной ориентировкой число макрофрагментов, на которые разбивается монокристалл уже на начальном этапе пластического течения, зависит от числа равнонагруженных систем (плоскостей) скольжения: чем оно выше, тем на большее количество первичных макрофрагментов оказывается разбит монокристалл [7–14]. Форма первичных макрофрагментов коррелирует с формой макрообъемов, полученных разбиением монокристалла (образца) равнонагруженными плотноупакованными плоскостями, проходящими через его ребра и/или вершины [7, 14].

В областях стыков первичных макрофрагментов формируются вторичные макрофрагменты сдвига [6, 13, 14]. Естественной причиной их образования являет-

ся несовместность деформации в этих областях, т.е. необходимость (и возможность) осуществлять релаксацию неоднородных внутренних полей напряжений, создаваемых накапливающимися в этих областях избыточными дислокационными зарядами. Как отмечалось выше, образование первичных макрофрагментов обеспечивается сдвигом по плотноупакованным (в ГЦК октаэдрическим) плоскостям. Вторичные макрофрагменты обязаны своим появлением действию как трансляционных, так и ротационных мод деформации.

### 3. Вторичная макрофрагментация сдвига и стадии деформации

В [1.8.12]-монокристаллах сплава  $Ni_3Fe$  вторичная фрагментация сдвига на макроуровне связана с последовательным включением в деформацию вторичных систем скольжения.

Порядок вступления в деформацию вторичных систем для [1.8.12]-монокристаллов упорядоченного и разупорядоченного сплава различен. В монокристаллах сплава с ближним атомным порядком включение на макроуровне систем скольжения происходит в последовательности, обеспечивающей каждый раз вступление в работу той из недействующих еще систем скольжения, которая имеет наибольший фактор Шмида. Появление на макроуровне каждой следующей системы скольжения коррелирует со сменой стадий пластической деформации. На кривой течения [1.8.12]-монокристаллов сплава  $Ni_3Fe$  с ближним порядком выделяются следующие стадии (рис. 3): стадия с неустановившимся скольжением (Н); первая стадия линейного упрочнения ( $\Pi_1$ ); переходная стадия (П); вторая линейная стадия ( $\Pi_2$ ,  $\theta_{\Pi 2} > \theta_{\Pi 1}$ ); стадия III с уменьшающимся коэффициентом упрочнения [6]. В этих монокристаллах смена стадий пластической деформации:  $H \rightarrow \Pi_1 \rightarrow \pi \rightarrow \Pi_2 \rightarrow III$  коррелирует с последовательностью вовлечения в деформацию на макроуровне систем скольжения с раз-

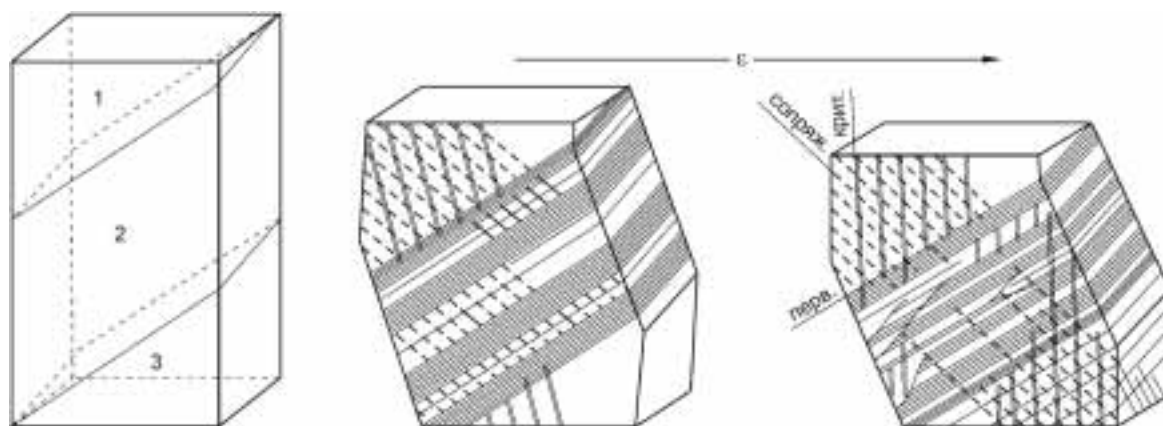


Рис. 3. Схема формоизменения образца и эволюции картины макрофрагментации. Монокристалл  $Ni_3Fe$  (ближний порядок) с осью сжатия [1.8.12]

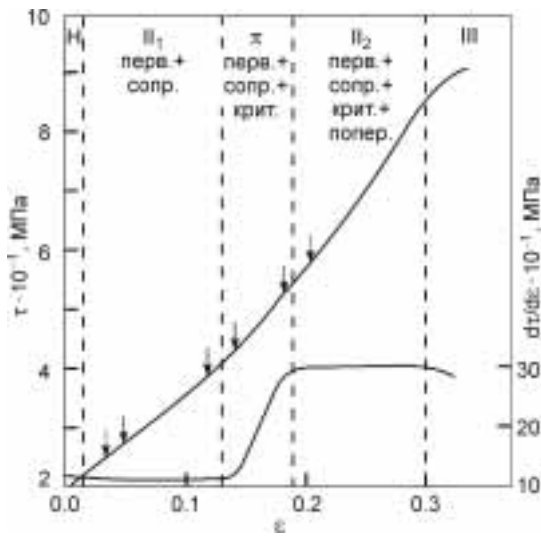


Рис. 4. Зависимость приведенного напряжения  $\tau$  и коэффициента деформационного упрочнения  $\Theta = d\tau/d\varepsilon$  от степени деформации  $\varepsilon$  (сжатие). Пунктиром отмечены границы стадий упрочнения. Стрелками указаны степени деформации, при которых проводились исследования деформационного рельефа [6]

личным фактором Шмида, а именно: первичная  $\rightarrow$  сопряженная  $\rightarrow$  критическая  $\rightarrow$  поперечная  $\rightarrow$  кубическая. Факторы Шмида в случае октаэдрических систем для рассматриваемой ориентации монокристаллов меняются  $0.47 \rightarrow 0.45 \rightarrow 0.20 \rightarrow 0.08$ ; для кубической системы фактор Шмида равен 0.37. Следует подчеркнуть, что каждая вновь вступающая в деформацию система

скольжения действует в отдельных макрофрагментах. В результате, на стадии  $\Pi_1$  наблюдаются макрофрагменты с первичным или первичным и сопряженным скольжением, на стадии  $\pi$  — с различными комбинациями первичного, сопряженного и критического скольжения и т.д. (рис. 4).

С той же ориентировкой в монокристаллах сплава в упорядоченном состоянии с началом стадии линейного упрочнения, которая здесь одна, в деформацию вступают все октаэдрические и часть кубических систем скольжения (рис. 5). При этом, в локальных объемах число активно действующих на макроуровне систем скольжения, как правило, не превышает двух. Интересно, что в начале пластической деформации такое же число локально действующих систем скольжения характерно и для монокристаллов металлов и однофазных твердых растворов с высокосимметричной ориентировкой. Иллюстрацией этому может служить рис. 6, где схематически представлена типичная картина следов скольжения, формирующаяся на всех боковых гранях  $\{100\}$   $[001]$ -монокристалла сплава  $\text{Ni}_3\text{Fe}$  с ближним атомным порядком. Таким образом, фрагментация сдвига в масштабах образца является типичным процессом для исследованных ГЦК-монокристаллов, а макрофрагмент сдвига — одно из структурных образований, характеризующих развитие пластической деформации на макроуровне.

#### 4. Макрофрагмент изгиба-кручения

Фрагментация сдвига на макроуровне приводит к появлению в кристалле локальных областей изгиба-кру-

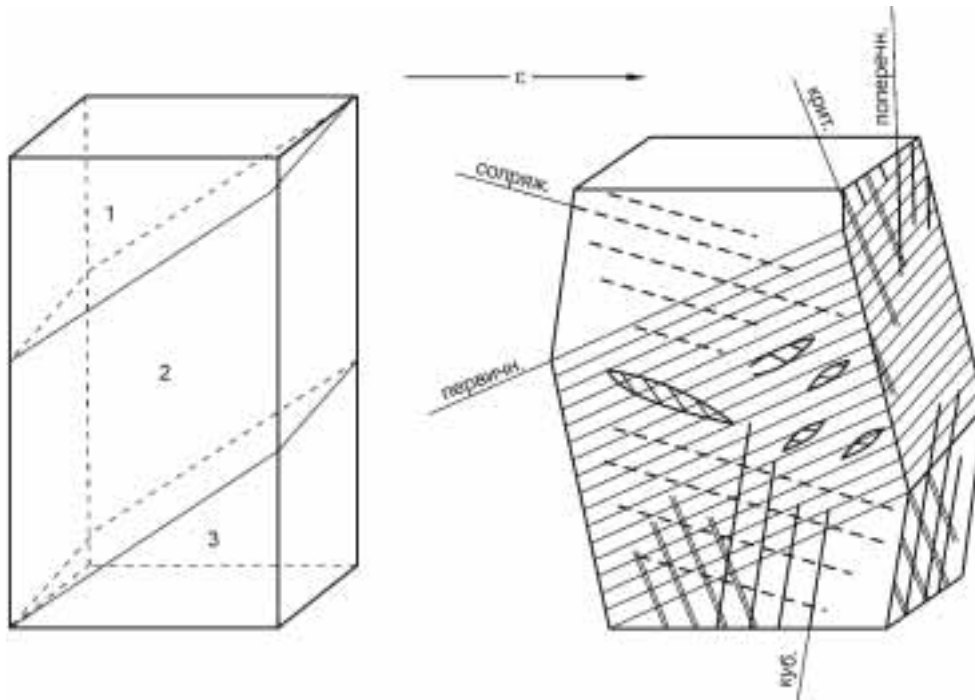


Рис. 5. Картина деформационного рельефа и форма  $[1.8.12]$ -монокристалла сплава  $\text{Ni}_3\text{Fe}$  (дальний порядок) (схема)

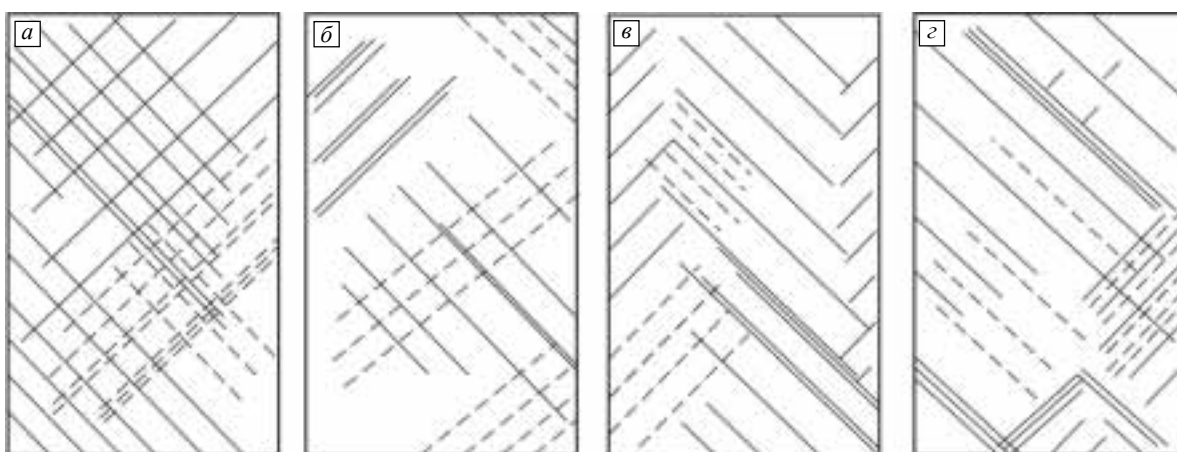


Рис. 6. Схематическое изображение картины деформационного рельефа на  $\{100\}$  боковых гранях  $[001]$ -монокристалла  $\text{Ni}_3\text{Fe}$  с ближним атомным порядком

чения в местах стыка соседних макрофрагментов сдвига. Форма макрофрагментов изгиба-кручения в общем случае может быть весьма сложной. Так, на рис. 7, для примера, представлены снимки поверхности одной из боковых граней (грань  $b$  на рис. 6) монокристалла сплава  $\text{Ni}_3\text{Fe}$  (ближний порядок), продеформированного до степеней деформации 0.09; 0.15 и 0.25. Видно, что в области стыка первичных макрофрагментов сдвига (рис. 7,  $a$ , область  $C$ ) с ростом степени деформации появляются деформационные складки с плавными (размытыми) границами, весьма причудливой формы (рис. 7,  $b$ , область  $C$ ), свидетельствующие о появлении в ходе пластической деформации в этих монокристаллах крупномасштабных изгибов (кручения) кристаллической решетки. Напомним, что возникновение плавных разориентировок при деформации в моно- и поликристаллах на мезоуровне экспериментально давно уже установлено [16, 17]. В настоящей работе установлены места возникновения плавных разориентировок (изгиба-кручения кристаллической решетки) на макроуровне. При дальнейшем нагружении этого же монокристалла плавные границы эволюционируют в дискретные (рис. 7,  $в$ ).

Чаще макрофрагменты изгиба-кручения имеют форму складок с плоскими границами либо линзовидную форму (рис. 7, нижняя часть снимка). Их внешний вид на поверхности граней иллюстрирует также схема на рис. 8. Здесь же показана их эволюция в ходе деформации, в результате чего макрофрагменты изгиба-кручения превращаются в макрофрагменты поворота.

### 5. Фрагменты поворота

На макроуровне — это локальные объемы кристалла, разориентированные относительно соседних областей и отделенные от них дискретной границей. Как отмечалось выше, дискретные границы разориентации

формируются в локальных объемах образца с максимальной амплитудой кривизны-кручения. Неудивительно, что морфология макрофрагментов поворота в значительной степени наследуется от макрофрагментов изгиба-кручения, что иллюстрируют рис. 7, 8. Информация о разориентировках на границах макрофрагментов поворота была получена по измерению углов между следами скольжения в соседних макрофрагментах. Следует напомнить, что в ГЦК-материале следы скольжения, образованные на поверхности кристаллов в начале пластической деформации, являются естественными реперами, если они надежно идентифицированы. Было установлено, что углы разориентировки макрофрагментов поворота варьируют от нескольких градусов до десятков градусов [11].

На основе проведенных исследований макрорельефа, формирующегося при пластической деформации, можно констатировать, что во всех исследованных монокристаллах ГЦК-металлов и сплавов, ориентированных для симметричного и несимметричного скольжения, локализация пластической деформации на макроуровне связана с формированием трех типов структурных элементов: фрагмент сдвига, фрагмент изгиба-кручения, фрагмент поворота (рис. 4, 5, 8). С ростом степени деформации и, в особенности, локальной деформации в фиксированном локальном объеме фрагменты эволюционируют в направлении: фрагмент сдвига  $\rightarrow$  фрагмент изгиба-кручения  $\rightarrow$  фрагмент поворота.

### 6. Система сдвига

На макроуровне система сдвига является составляющей макрофрагмента сдвига (рис. 8). Исследованные к настоящему времени металлы и сплавы с ГЦК-решеткой по форме организации на макроуровне октаэдрического сдвига, преобладающего на начальном этапе деформирования, можно разделить на две группы. К

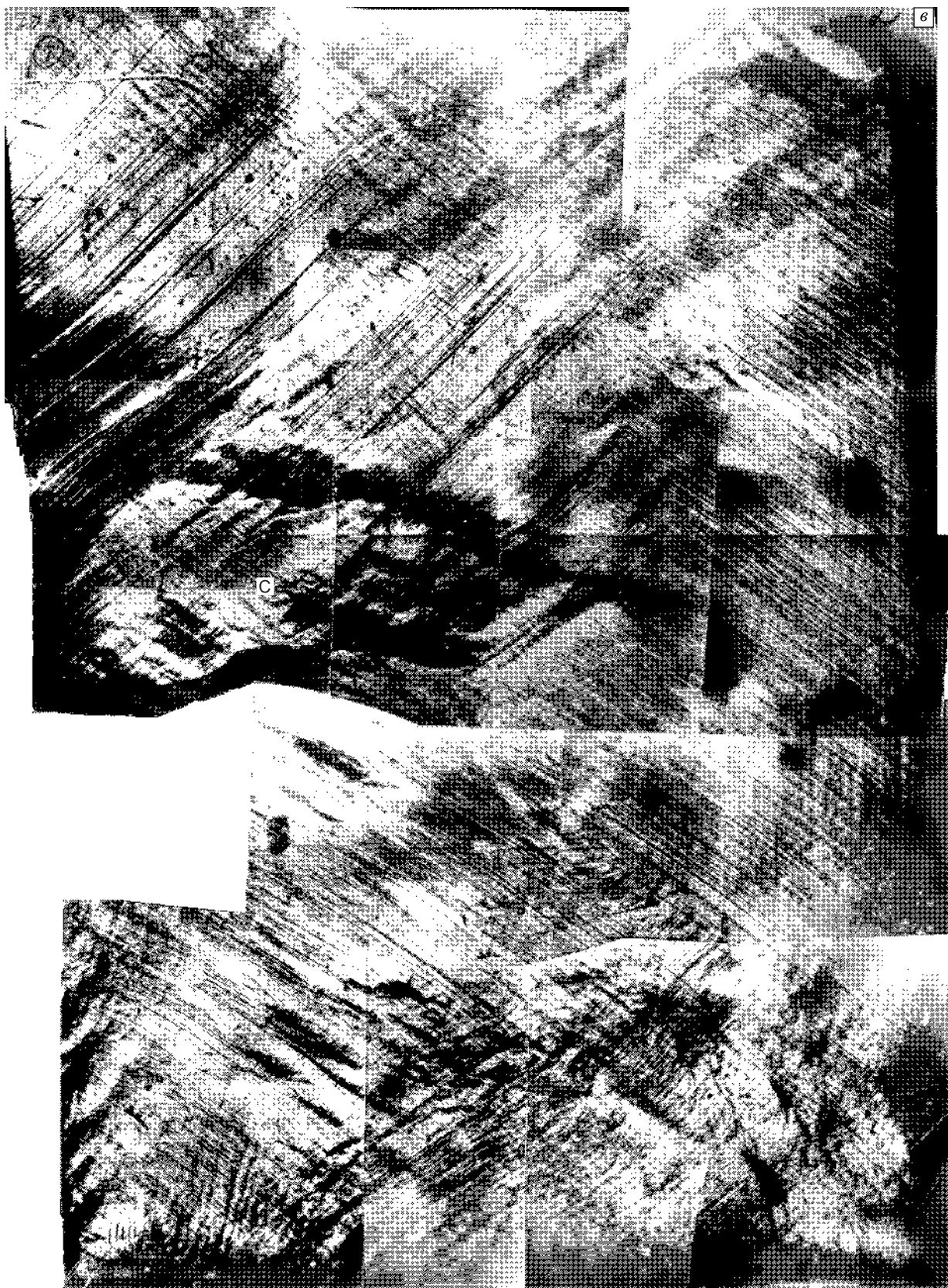


Рис. 7. Эволюция картины деформационного рельефа в [001]-монокристаллах сплава Ni<sub>3</sub>Fe с ближним атомным порядком. Грань монокристалла (100). Степень деформации 0.09 (а); 0.15 (б); 0.25 (в)

Продолжение рис. 7



Окончание рис. 7





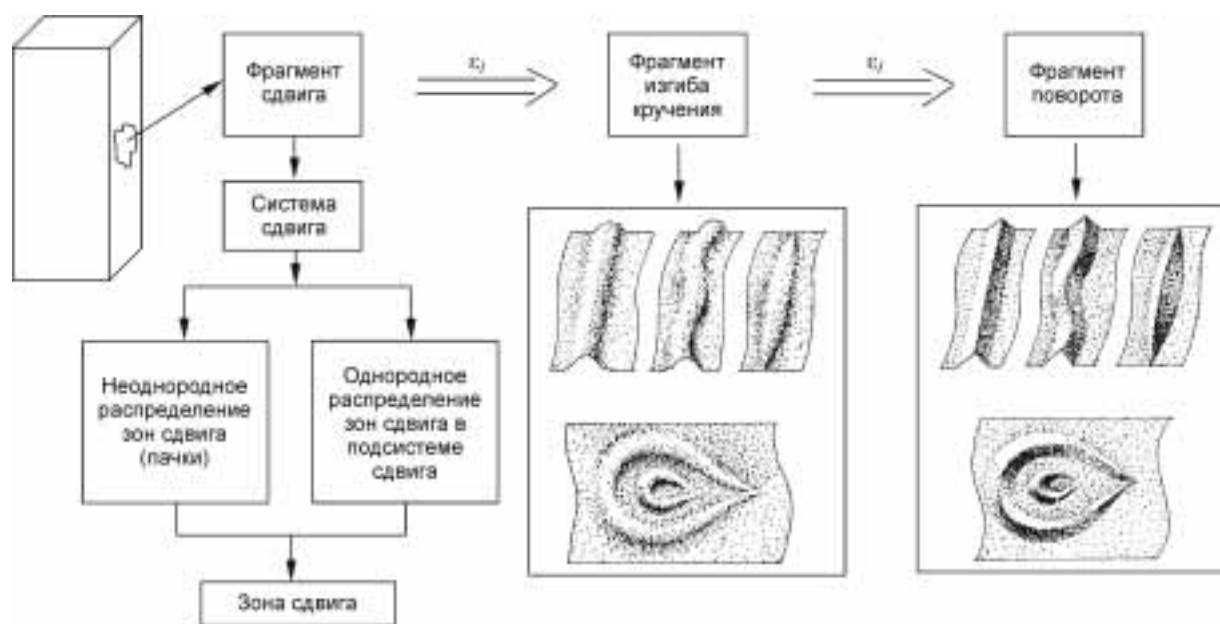


Рис. 8. Последовательность превращений макрофрагментов, их морфология в сечении гранью монокристалла и иерархическое строение макрофрагментов сдвига (схема)

одной группе относятся металлы и сплавы с дальним атомным порядком, к другой — твердые растворы в разупорядоченном состоянии. Для первой группы типичным является сосуществование внутри одной системы подсистем тонкого и грубого скольжения (рис. 9). При этом тонкие и грубые следы скольжения в подсистемах распределены равномерно как для первичного, так и для вторичного скольжения.

Для разупорядоченных сплавов характерно объединение зон октаэдрического сдвига в пачки или кластеризация сдвига. На макроуровне кластеризация сдвига была обнаружена в 1928–29 гг. на монокристаллах  $\alpha$ -латуни [4]. Макропачки сдвига являются заметной деталью

картины деформационного рельефа, формирующегося при умеренных деформациях на гранях монокристаллов сплава  $\text{Ni}_3\text{Fe}$  с ближним атомным порядком [6], как при симметричных ориентациях оси сжатия, так и в монокристаллах с осью нагружения в центре стандартного стереографического треугольника. На рис. 10 приведен оптический снимок картины деформационного рельефа, иллюстрирующий кластеризацию сдвига при сжатии [001]-монокристаллов сплава  $\text{Ni}_3\text{Fe}$  с ближним порядком. Пачки следов образованы сдвигом по октаэдрическим плоскостям. Число зон сдвига, образующих пачку и принадлежащих, естественно, одной системе скольжения, как видно, может заметно различаться, тем

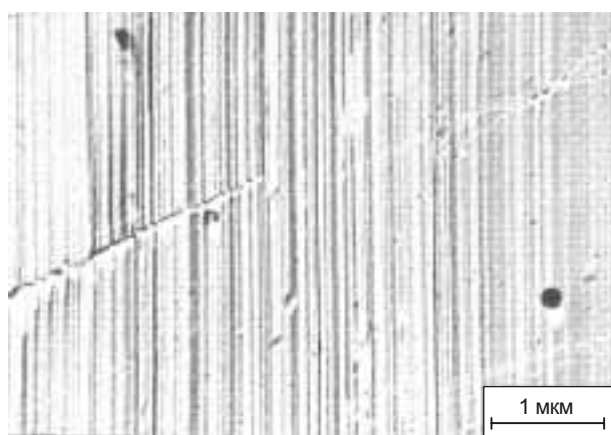


Рис. 9. Система следов сдвига на грани [1.8.12] монокристалла сплава  $\text{Ni}_3\text{Fe}$  (дальний порядок).  $\epsilon = 0.15$ . Оптическая микроскопия

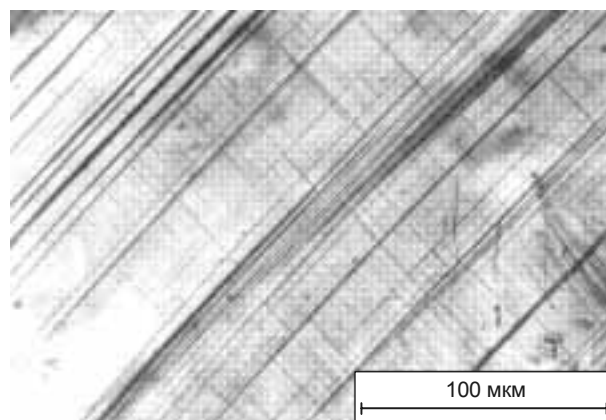


Рис. 10. Кластеризация следов сдвига, характерная для [001]-монокристаллов сплава  $\text{Ni}_3\text{Fe}$  с ближним порядком. Грань (100),  $\epsilon = 0.17$  (электронная микроскопия на репликах)

не менее, пачки легко выделяются в общей картине сдвига.

### 7. Зона сдвига на макроуровне (полоса сдвига)

На макроуровне зона сдвига представляет собой тонкопластинчатую область, параллельную плоскости скольжения, и является составляющей системы сдвига (рис. 8). В начале пластической деформации плоскостями скольжения на макроуровне, как правило, являются плотноупакованные плоскости.

### 8. Заключение

Согласно концепции В.Е. Панина [1], пластическая деформация в металлах и сплавах протекает на различных иерархически организованных масштабных структурных уровнях. В материалах с развитой исходной дефектной структурой масштаб структурных уровней деформации навязывается линейными размерами элементов структуры, например, средним размером зерна в поликристаллах или линейными размерами структурных составляющих маргенса [2, 11]. В металлических монокристаллах, в которых исходная дефектная структура ограничивается невысокой плотностью дислокаций ( $10^6 \div 10^8 \text{ см}^{-2}$ ) и точечных дефектов, формирование масштабных структурных уровней происходит в ходе пластической деформации.

В настоящей работе установлено, что в ГЦК-монокристаллах металлов и однофазных сплавов структурными элементами локализации деформации на макроуровне являются: 1) макрофрагменты октаэдрического сдвига (первичные макрофрагменты), 2) вторичные макрофрагменты сдвига, образующиеся с участием трансляционных и ротационных мод деформации, 3) макрофрагменты изгиба-кручения, 4) макрофрагменты поворота, 5) система сдвига с однородными и неоднородным (пачки) распределением зон сдвига в них и, наконец, 6) зона сдвига (полоса сдвига).

В ходе пластической деформации в исследованных монокристаллах происходит процесс макрофрагментации. С развитием деформации структурные превращения на макроуровне развиваются в следующей последовательности: фрагмент сдвига  $\rightarrow$  фрагмент изгиба-кручения  $\rightarrow$  фрагмент поворота.

### Литература

1. Панин В.Е., Гриняев Ю.В., Елсукова Т.Ф., Иванчин А.Г. Структурные уровни деформации твердых тел. // Изв. вузов. Физика. – 1982. – № 6. – С. 5–24.
2. Теплякова Л.А., Изнatenко Л.Н., Конева Н.А., Козлов Э.В. Структурные уровни и пластичность конструкционной стали // Дефекты и физико-механические свойства металлов и сплавов. – Барнаул: АПИ, 1987. – С. 95–102.
3. Бернер Р., Кронмюллер Г. Пластическая деформация монокристаллов. – М.: Мир, 1969. – 272 с.
4. Хоникомб Р.В. Пластическая деформация металлов. – М.: Мир, 1972. – 480 с.
5. Neuhauser H. Slip line formation and collective dislocation motion // Dislocation in Solids. – 1983. – V. 8. – P. 319–440.
6. Теплякова Л.А., Куницина Т.С., Конева Н.А., Старенченко В.А., Козлов Э.В. Макрофрагментация сдвига в монокристаллах сплава Ni<sub>3</sub>Fe при активной пластической деформации // Физ. мезомех. – 2000. – Т. 3. – № 5. – С. 77–82.
7. Лычагин Д.В., Теплякова Л.А. Первичная макрофрагментация сдвига в монокристаллах алюминия при сжатии // Письма в ЖТФ. – 2003. – Т. 29. – Вып. 12. – С. 68–71.
8. Теплякова Л.А., Лычагин Д.В., Козлов Э.В. Локализация сдвига при деформации монокристаллов алюминия с ориентацией оси сжатия [001] // Физ. мезомех. – 2002. – Т. 5. – № 6. – С. 49–55.
9. 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.
10. Лычагин Д.В. Организация пластической деформации монокристаллов ГЦК металлов и сплавов на разных масштабных уровнях / Автореф. дис. ... докт. физ.-мат. наук. – Томск: ИФПМ СО РАН, 2006. – 32 с.
11. Теплякова Л.А. Локализация деформации и превращения в дефектной подсистеме в сплавах с различным структурно-фазовым состоянием / Авторефер. дис. ... докт. физ.-мат. наук. – Томск: ИФПМ СО РАН, 1999. – 43 с.
12. Абзаев Ю.А., Старенченко В.А., Соловьева Ю.В. и др. Анализ фрагментации деформации в монокристаллах Ni<sub>3</sub>Ge // ПМТФ. – 1998. – Т. 39. – № 1. – С. 154–159.
13. Лычагин Д.В., Теплякова Л.А., Шаехов Р.В., Конева Н.А., Козлов Э.В. Эволюция деформационного рельефа монокристаллов алюминия с ориентацией оси сжатия [001] // Физ. мезомех. – 2003. – Т. 6. – № 3. – С. 75–83.
14. Теплякова Л.А., Лычагин Д.В., Беспалова И.В. Закономерности макролокализации деформации в монокристаллах алюминия с ориентацией оси сжатия [110] // Физ. мезомех. – 2004. – Т. 7. – № 6. – С. 63–78.
15. Губкин С.И. Пластическая деформация металлов. – М.: Металлургия, 1961. – Т. 1. – 376 с.
16. Конева Н.А., Козлов Э.В. Природа субструктурного упрочнения // Изв. вузов. Физика. – 1982. – № 8. – С. 3–14.
17. Конева Н.А. Внутренние поля напряжений и их роль в эволюции мезоструктуры // Вопросы материаловедения. – 2002. – № 1(29). – С. 103–102.