

УДК 669.017, 539.4

Л.А. Теплякова¹, И.В. Беспалова², Т.С. Куницына¹¹Томский государственный архитектурно-строительный университет,
Томск, Россия²Казахский национальный технический университет имени К.И. Сатпаева,
Алматы, Казахстан

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ПРОСТРАНСТВЕННОЙ ОРГАНИЗАЦИИ СДВИГОВОЙ ДЕФОРМАЦИИ В [001]-МОНОКРИСТАЛЛАХ Ni₃Fe НА МАКРОУРОВНЕ

Рассмотрена кристаллогеометрия [001]-монокристаллов с ГЦК-решеткой, имеющих форму параллелепипеда с ориентацией боковых граней {001}. Методом оптической микроскопии изучена картина деформационного рельефа, формирующегося в [001]-монокристаллах разупорядоченного сплава Ni₃Fe с гранями {100}, при степенях деформации $\varepsilon < 0,1$. Проанализирована картина следов сдвига на всех свободных гранях деформированного монокристалла. Установлено, что с самого начала пластической деформации в изученных монокристаллах развивается макрофрагментация сдвиговой деформации. Проведен сопоставительный анализ картины деформационного макрорельефа для сплава Ni₃Fe и алюминия при идентичных кристаллогеометрических характеристиках монокристаллов и условиях их нагружения. Установлено влияние свойств материала на закономерности протекания первичной макрофрагментации сдвиговой деформации. Представлены результаты измерения количественных характеристик картины сдвига: расстояния между соседними следами сдвига ΔX и толщины d мезополос (слоя, в котором происходил сдвиг, с образованием следов сдвига на гранях монокристалла). Построены гистограммы значений ΔX и d для отдельных систем следов сдвига на одной грани монокристалла, усредненные по граням и для всего монокристалла в целом. Среднее значение толщины мезополосы $\langle d \rangle$ по всему образцу составило 6,4 мкм, а величина $\langle \Delta X \rangle = 22$ мкм. Использование полученных данных позволило определить долю объема монокристалла (δ), вовлеченного в сдвиговую деформацию на макроуровне. Полученная величина δ для [001]-монокристаллов сплава Ni₃Fe сопоставлена с величиной δ для [001]-монокристаллов алюминия. Установлено, что более интенсивная локализация сдвиговой деформации происходит в последнем из материалов (монокристаллах алюминия).

Ключевые слова: монокристалл, сплав Ni₃Fe, деформационный рельеф, макрофрагментация сдвиговой деформации, локализация деформации, количественные характеристики деформационного рельефа.

L.A. Teplyakova¹, I.V. Bespalova², T.S. Kunitsyna¹

¹Tomsk State Architecture and Building University, Tomsk, Russia

²Physical University Kazakh National Technical University,
Almaty, Kazakhstan

REGULARITIES OF THE SPATIAL ORGANIZATION SHEAR DEFORMATION IN[001] – Ni₃Fe SINGLE CRYSTALS AT THE MACROLEVEL

Crystal geometry of [001]-monocrystal of the parallelepiped form with orientation of lateral sides {001} is considered. The deformation relief has been studied by the method of optical microscopy in [001] – monocrystals of disordered alloy Ni₃Fe with sides {001} at extents of deformation of $\varepsilon < 0,1$. The shear traces on all free sides of the deformed monocrystal have been analysed. It has been established that macrofragmentation of shear deformation in the monocrystals under investigation is developing from the start of plastic deformation. The comparative analysis of deformation macrorelief picture regularities for Ni₃Fe and aluminum monocrystals carried out at their identical crystal geometrical quantitative characteristics and the conditions of loading. Influence of material properties on regularities of primary macrofragmentation formation of shear deformation has been established. The distances (ΔX) between the neighbour shear traces and thickness (d) of meso shear bands (layers in which shear has been happened to form traces of shear on the monocrystal sides). The histograms of and for separate systems of shear traces have been constructed for each side of the monocrystal. The average values of ΔX and d for all sides and monocrystal as a whole have been defined. The average value of meso shear band thickness for the sample as a whole made 6,4 μm , and $\langle \Delta X \rangle = 22 \mu\text{m}$. Using the obtained data the part of the monocrystal volume (δ) involved in shear deformation at macrolevel has been The obtained value δ for [001] – monocrystal of alloy Ni₃Fe has been compared with δ for [001] – monocrystal of aluminum. It has been established that localization of plastic shear deformation happens easier in the latter.

Keywords: single crystal, Ni₃Fe alloy, deformation relief, macrofragmentation of shear deformation, localization of deformation, quantitative characteristics of the deformation relief.

Введение

В ряду однофазных ГЦК твердых растворов поведение сплава Ni₃Fe при пластической деформации, по-видимому, изучено наиболее полно. Для моно- и поликристаллов этого сплава получены кривые течения [1–3] и выявлена их стадийность [3]. В сплаве с дальним порядком установлена структура основного носителя сдвига на мезоуровне – сверхдислокации, состоящей из четырех дислокаций Шокли [4, 5]. Выявлены закономерности эволюции дислокационной структуры с деформацией, идентифицированы типы субструктур и установлена их связь со стадийностью кривых течения [3, 6, 7]. Изучено влияние степени дальнего атомного порядка и температуры испытания на характеристики деформационного упрочнения моно- и поликристаллов [8, 9].

В последние годы исследование пластического поведения этого сплава проводилось преимущественно на монокристаллах [10–15]. Это неудивительно, так как монокристаллы являются не только удобным, но и наиболее информативным объектом исследования многоуровневого характера пластической деформации [16]. Для них хорошо определяется геометрия сдвига, что позволяет количественно описать процесс пластической деформации на различных масштабно-структурных уровнях. Для монокристаллов сплава Ni_3Fe , ориентированных для *одиночного* скольжения, изучена картина следов скольжения на разных стадиях кривой течения [11]. На основе статистической обработки количественных характеристик картины следов скольжения установлено самоподобие организации сдвиговой деформации в первичной плоскости скольжения в интервале масштабов, различающихся на три порядка. Показано, что создание в сплаве дальнего атомного порядка приводит к изменению характера распределения следов скольжения от кластеризованного к однородному на всех экспериментально выявленных масштабно-структурных уровнях пластической деформации [11]. Для этой же ориентировки монокристаллов сплава в разупорядоченном состоянии обнаружена макрофрагментация сдвиговой деформации, являющаяся отражением неоднородности ее протекания с самого начала [13].

Таким образом, все накопленные к настоящему времени экспериментальные данные, несомненно, важны для понимания закономерностей пластической деформации как сплава Ni_3Fe , так и других металлов и сплавов с ГЦК-решеткой. Однако большинство этих данных получено для какого-либо одного масштабного уровня, как правило мезоуровня. Между тем из-за неоднородного протекания пластической деформации представительным объемом для монокристаллов является весь его объем. Отсюда ясно, что адекватное описание пластического поведения монокристаллов необходимо проводить в интервале масштабов от макро- до микро-, то есть во всем физически обоснованном интервале масштабов. В последние годы стали активно разрабатываться модели пластичности, учитывающие многоуровневый, иерархически организованный характер пластической деформации в ГЦК-поли- и даже монокристаллах [17–19].

Кажется естественным, что экспериментальное исследование многоуровневой пластической деформации должно начинаться с макроскопического уровня. Однако исторически сложилась так, что имен-

но для макромасштабного уровня закономерности организации сдвиговой деформации в монокристаллах вообще и сплава Ni_3Fe в частности мало изучены [13, 20]. В настоящей работе будут представлены результаты такого исследования, выполненного на [001]-монокристаллах сплава Ni_3Fe с ближним атомным порядком.

1. Материал и методы исследования

Монокристаллы имели форму параллелепипеда с ребрами $3 \times 3 \times 6$ мм³. Деформация осуществлялась сжатием до небольших степеней деформации ($\epsilon < 0,1$) при комнатной температуре со скоростью 3×10^{-4} с⁻¹ вдоль кристаллографического направления [001]. Все боковые грани монокристаллов имели ориентацию {100}. Для воссоздания пространственной организации сдвига в объеме монокристалла картину деформационного рельефа исследовали на всех его свободных гранях. Снимки поверхности граней монокристаллов, предварительно отполированных и продеформированных, были получены с помощью оптического микроскопа МИМ-10 при непосредственном выводе изображения на компьютер. Проводились прицельные измерения ширины следов и расстояний между соседними следами сдвига при увеличении 200 крат.

2. Кристаллогеометрия монокристаллов

Исследованные в настоящей работе монокристаллы нагружались сжатием вдоль оси симметрии четвертого порядка – [001]. Боковые грани кристаллов также имели кубическую ориентацию (рис. 1). Монокристаллы ГЦК металлов и сплавов в выбранной кристаллогеометрической установке обладают наиболее высокой симметрией из всех возможных сочетаний ориентаций оси нагружения и граней монокристалла. Равнонагруженными в этом случае являются восемь октаэдрических систем скольжения. На рис. 1, а приведена схема, иллюстрирующая ориентацию октаэдрических плоскостей в таких монокристаллах относительно оси нагружения и граней образца. Видно, что все плоскости {111} имеют выходы на две свободные грани монокристалла за исключением плоскостей, проходящих через вершины образца, которые пересекают все его свободные грани (рис. 1, б). Другими словами, в рассматриваемых монокристаллах невозможно выделить ни объёма «стесненного» сдвига, в котором плоскости {111} контактируют с обоими пуансонами испытательной машины, как в $[\bar{1}11]$ -монокрис-

таллах алюминия [21], ни объема, в котором они пересекают все свободные грани монокристалла, как это, например, имело место для монокристаллов алюминия с осью сжатия $[001]$ и гранями $\{110\}$ [22].

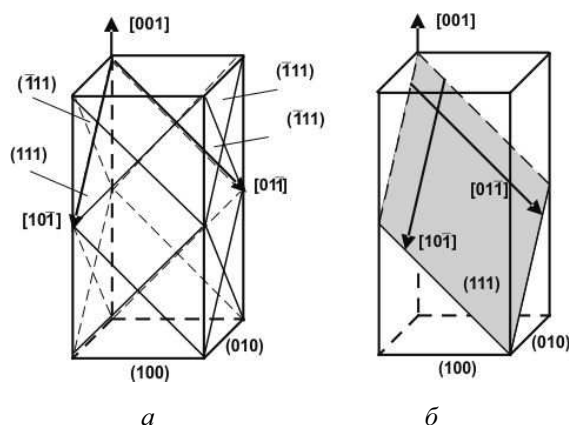


Рис. 1. Кристаллогеометрия ГЦК-монокристалла с ориентацией оси сжатия $[001]$ и боковыми гранями $\{100\}$: *a* – кристаллографическая схема расположения плоскостей $\{111\}$; *б* – ориентация одной из равнонагруженных плоскостей, проходящей через вершины монокристалла

В исследованных в настоящей работе монокристаллах с осью сжатия $[001]$ и гранями $\{100\}$ четыре плотноупакованные плоскости пересекаются с вертикальными гранями по двум взаимно перпендикулярным линиям, совпадающим с плотноупакованными направлениями (см. рис. 1, *a*). Тогда на каждой из граней при деформировании можно ожидать появления двух ортогональных систем следов октаэдрического сдвига. При этом каждая из них образует угол 45° с вертикальными ребрами.

3. Закономерности макрофрагментации сдвиговой деформации

На рис. 2 представлены оптические снимки деформационного рельефа, образованного на всех боковых гранях монокристалла Ni_3Fe при $\varepsilon = 0,05$. Анализ совокупной картины сдвига на свободных гранях деформированных до степеней деформации $\varepsilon < 0,1$ монокристаллов показал, что на каждой из них, как и следовало ожидать, формируются по две системы следов сдвига, близко ориентированных двум выходам четырех равнонагруженных октаэдрических плоскостей. Как видно из рис. 2, *в*, локальных участках граней чаще наблюдается одна система следов сдвига, чем пересекающиеся системы следов. Это свидетельст-

вует о развитии в исследованных монокристаллах *макрофрагментации* сдвиговой деформации. Установление формы фрагментов сдвиговой деформации, как правило, является непростой задачей, поскольку макрофрагмент сдвига представляет собой объемный структурный элемент монокристалла и на поверхности деформированного монокристалла можно наблюдать лишь сечение макрофрагмента плоскостью грани. Поэтому, исследуя картину деформационного рельефа на одной грани монокристалла, невозможно получить представление о его форме. Это позволяет сделать только анализ картины сдвига на всех свободных гранях. Однако в случае $[001]$ -монокристаллов с гранями $\{100\}$ результаты даже такого анализа не являются однозначными, так как каждая система следов октаэдрического сдвига на любой из свободных граней монокристалла может быть образована сдвигом по двум пересекающимся октаэдрическим плоскостям. Ситуация особенно усложняется, если сдвиг, зародившись внутри кристалла, выходит только на одну боковую грань.

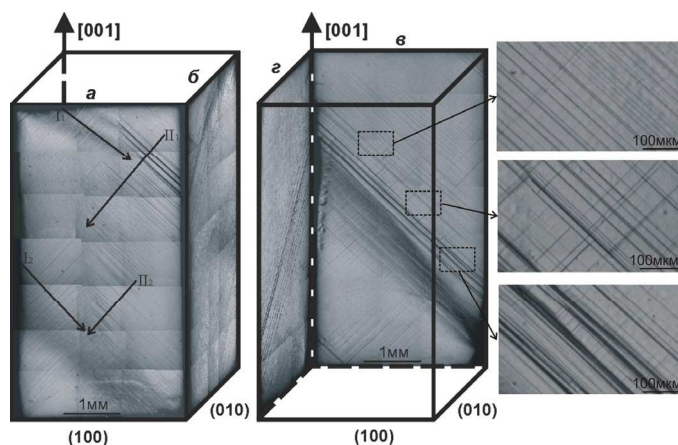


Рис. 2. Оптические снимки деформационного рельефа, сформированного на свободных гранях монокристалла Ni_3Fe с ближним атомным порядком при $\varepsilon = 0,05$

Заметим, что отсутствие объема облегченного сдвига для каждого из равнонагруженных семейств плоскостей $\{111\}$ в $[001]$ -монокристаллах предопределило невозможность макролокализации сдвиговой деформации путем сдвига по макропачкам плоскостей сдвига, пересекающим монокристалл насквозь, как это происходит в монокристаллах

с той же ориентацией оси сжатия, но с боковыми гранями $\{110\}$ [22]. Вышеназванный факт свидетельствует о том, что для пространственной организации сдвиговой деформации на макроуровне при сжатии важным является не только кристаллографическая ориентация оси нагружения, но и ориентация граней монокристалла.

Интересен сопоставительный анализ картины макрорельефа для сплава Ni_3Fe и алюминия [23]. Эти два материала существенно различаются величиной модуля сдвига и энергии дефекта упаковки, в то время как кристаллогеометрические характеристики монокристаллов и условия их нагружения были идентичными.

В $[001]$ -монокристаллах Ni_3Fe уже при малых значениях ϵ также развивается макрофрагментация сдвиговой деформации, и ее закономерности, в общем, аналогичны закономерностям, характерным для $[001]$ -монокристаллов алюминия [23]. Однако следует отметить некоторые отличия.

1. В монокристаллах Ni_3Fe обнаруживается заметная асимметрия сдвига. Об этом, в частности, свидетельствует неидентичность картин сдвига на четырех идентичных гранях монокристалла. Один из первичных макрофрагментов существенно крупнее остальных. Если в аналогичных монокристаллах алюминия почти все следы сдвига начинаются от вертикальных ребер и «затухают» к середине граней, то в монокристаллах Ni_3Fe в крупном макрофрагменте могут распространяться до противоположного ребра.

2. Подавляющее большинство следов сдвига в монокристаллах Ni_3Fe прямолинейны. Они образованы сдвигом по плоскостям $\{111\}$. В монокристаллах алюминия много криволинейных следов [23]. Наблюдается большой разброс по «грубости» следов. Практически отсутствует поперечное скольжение (по крайней мере на макроуровне). На рис. 2 также приведены увеличенные снимки локальных участков грани (100), иллюстрирующие системы следов сдвига и их пересечение. Тот факт, что большая часть следов сдвига в сплаве Ni_3Fe прямолинейные и длинные, коррелирует с более низким значением энергии дефекта упаковки, чем в алюминии, и, как следствие, с большей привязанностью дислокаций к плоскостям скольжения.

4. Количественные характеристики картины сдвига

Представительным объемом при описании неоднородно деформирующегося монокристалла является весь его объем. Для определения средних значений каких-либо характеристик, например количественных характеристик деформационного рельефа, это необходимо учитывать. В настоящей работе были измерены наименьшие расстояния между соседними следами сдвига ΔX в системах следов и ширина следов сдвига d для всех свободных граней монокристалла при $\varepsilon = 0,05$. На рис. 2 на одной из граней указаны реперные линии (I_1, I_2, II_1, II_2), вдоль которых измерялись расстояния ΔX . Реперные линии выбирались так, чтобы они пересекали практически все следы обеих систем следов на данной грани. Для каждой серии измерений построены диаграммы $\Delta X - X$, распределения ΔX и d . Диаграммы « $\Delta X - X$ » приведены на рис. 3.

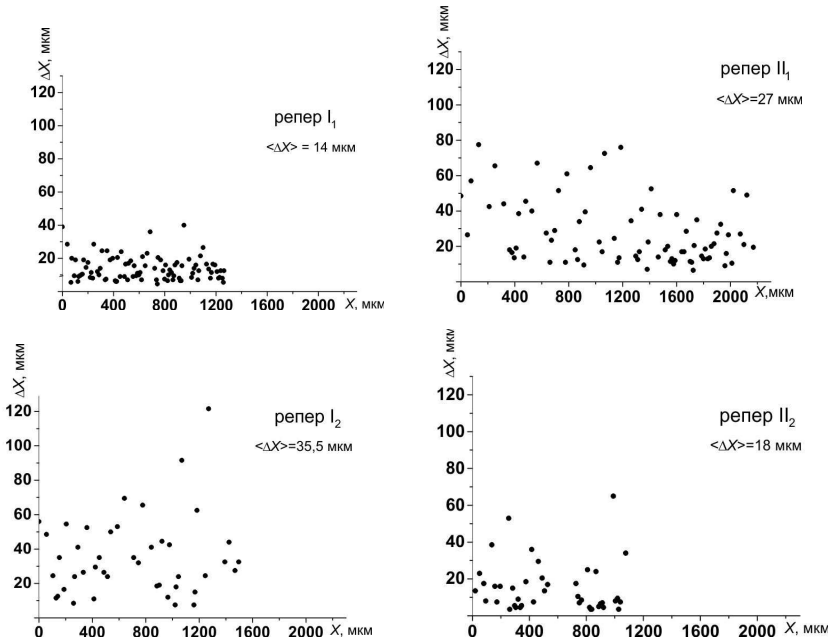


Рис. 3. Диаграммы « $\Delta X - X$ », полученные из измерений вдоль реперов I_1, I_2, II_1, II_2 , отмеченных на рис. 2

Они отражают неоднородное распределение следов сдвига в локальных участках грани. Наиболее высокая плотность следов наблюдается в области репера I_1 . Среднее значение ΔX здесь равно 14 мкм, что в два раза выше, чем в этой же системе следов, но в другом макро-

фрагменте (репер I_2). Основываясь на результатах измерения ΔX в [001]-монокристаллах алюминия [23] можно предположить, что величина $\Delta X = 14$ мкм близка к предельному и дальнейшая деформация в этом макрофрагменте будет осуществляться с участием ротационных мод. Об этом же свидетельствует изгиб поверхности грани в данном локальном участке, т.е. фактически здесь (рис. 2, область репера I_1) зарождается фрагмент изгиба. Максимальное значение $\langle \Delta X \rangle = 35,5$ мкм для этой системы следов сдвига наблюдается в области репера I_2 . Заметно меньшее различие $\langle \Delta X \rangle$ обнаруживается для второй системы следов, но и здесь хорошо заметный изгиб поверхности грани наблюдается в области репера с меньшим значением $\langle \Delta X \rangle$ (рис. 2, область репера II_2).

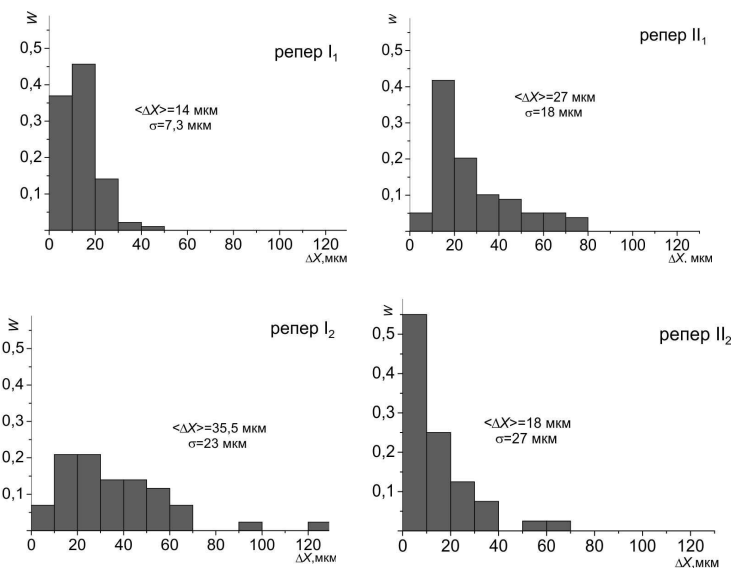


Рис. 4. Гистограммы ΔX для системы следов сдвига на грани a , пересекаемых реперами, указанными на рис. 2

На рис. 4 представлены гистограммы значений ΔX , измеренных вдоль обсуждаемых реперов. Они также свидетельствуют о выявленной ранее неоднородности распределения следов сдвига. Между тем усреднение по граням существенно изменяет ситуацию в сторону однородности. Действительно, на рис. 5 приведены распределения ΔX для каждой из граней рассматриваемого монокристалла. Как видно из этого рисунка, гистограммы ΔX для всех граней подобны, а среднее значение ΔX и дисперсии распределений оказываются близкими.

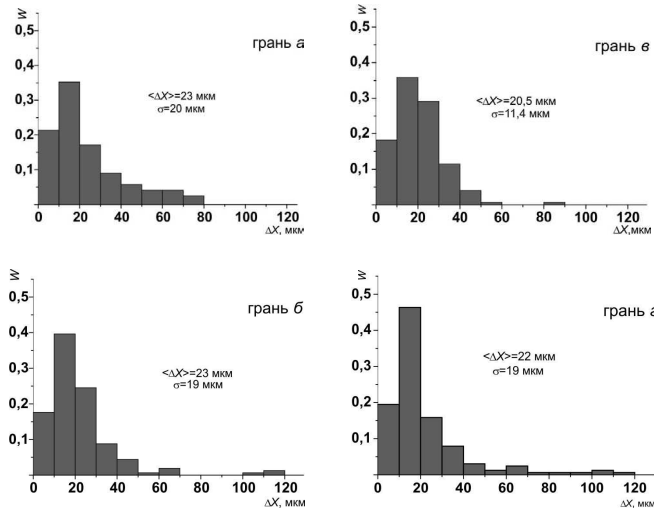


Рис. 5. Гистограммы ΔX для всех свободных граней [001]-монокристалла Ni_3Fe

И, наконец, распределение ΔX , представленное на рис. 6, а, отражает картину сдвига для всего [001]-монокристалла сплава Ni_3Fe (БП), продеформированного до $\varepsilon = 0,05$. На рис. 6, б приведена гистограмма толщины d мезополосы (слоя, в котором происходил сдвиг, с образованием следов сдвига на гранях монокристалла). Величина d определялась из ширины следа с учетом ориентации граней. Среднее значение толщины мезополосы $\langle d \rangle$ составило 6,4 мкм.

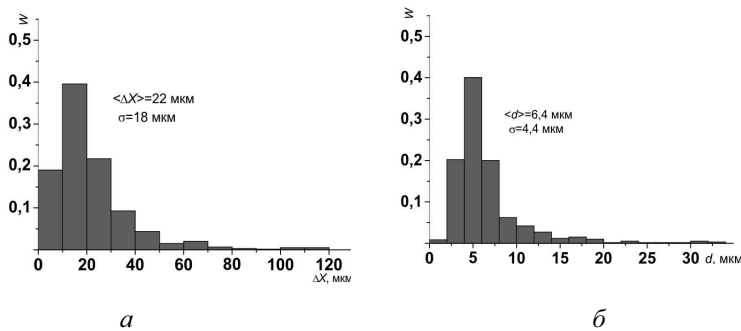


Рис. 6. Распределения « ΔX » (а) и « d » (б), усредненные по всем граням монокристалла

Зная $\langle \Delta X \rangle$ и $\langle d \rangle$, можно оценить долю объема (δ) монокристалла, вовлеченного в сдвиговую деформацию на макроуровне по двум системам плоскостей $\{111\}$, которые образуют одну систему параллельных следов сдвига на грани. При этом на каждой из граней

формируется по две системы следов. В областях стыка систем следов они могут пересекаться. Однако величина областей пересечения при степени деформации 0,05 незначительна, и ее можно не учитывать. Проведенные оценки доли объема, в котором произошел активный сдвиг, фиксируемый на макроуровне, для [001]-монокристаллов Ni₃Fe, деформированных до $\varepsilon = 0,05$, показали, что она составляет приблизительно 0,6. В монокристаллах алюминия с идентичной кристаллогеометрией и той же степенью деформации эта доля составляет не более 0,4. Из сопоставления величин δ для Al и сплава Ni₃Fe следует, что на *макроуровне* при небольших степенях деформации пластический сдвиг в «мягком» алюминии локализуется легче, чем в более «прочном» материале.

Заключение

В настоящей работе представлены результаты исследования пространственной организации сдвиговой деформации в монокристаллах сплава Ni₃Fe с ориентацией оси сжатия [001]. Особенностью монокристаллов с такой ориентацией оси нагружения и боковых граней является то, что до нагружения в них существует не объем, а лишь плоскость стесненного сдвига. В ходе деформации в этих монокристаллах возникают объемы стесненной деформации, и их доля увеличивается в процессе сжатия.

Основные закономерности протекания пластической деформации в исследованных монокристаллах сводятся к следующему. С самого начала пластической деформации развивается *первичная* макрофрагментация сдвига. Связана она с неоднородным незавершенным (не проходящим через монокристалл насквозь) сдвигом по октаэдрическим плоскостям. Следует отметить, что в [001]-монокристаллах сплава Ni₃Fe закономерности макрофрагментации сдвига в общих чертах подобны таковым в [001]-монокристаллах алюминия [23]. Однако более низкое значение энергии дефектов упаковки в Ni₃Fe и, как следствие, большая привязанность к плоскостям сдвига приводит к существенному усилению асимметрии сдвига в семействах октаэдрических плоскостей, что, в свою очередь, приводит к формированию более крупных первичных макрофрагментов сдвига.

На основе анализа распределений расстояний между соседними следами сдвига в системах на макроуровне для [001]-монокристаллов сплава Ni₃Fe установлено, что на разных гранях распределения подобны и среднее значение $\langle \Delta X \rangle$ составляет 22 мкм. По полученным зна-

чениям $\langle \Delta X \rangle$ и $\langle d \rangle$ была оценена доля объема (δ) монокристалла, вовлеченного в сдвиговую деформацию *на макроуровне*. Значение δ для [001]-монокристаллов Ni_3Fe составляет приблизительно 60 %, что в полтора раза выше, чем в идентично ориентированных монокристаллах алюминия.

Библиографический список

1. Victoria M., Vidoz A.E. Tensile Behavior upon Ordering of Ni_3Fe Single Crystals // *Phys. Stat. Sol.* – 1968. – Vol. 28. – P. 131–144.
2. Calvayrac Y., Fayard M. Structural State and Mechanical Properties of Polycrystalline Ni_3Fe Alloys // *Phys. Stat. Sol.* – 1973. – Vol. 17. – P. 407–421.
3. Конева Н.А., Козлов Э.В. Физическая природа стадийности пластической деформации // *Изв. вузов. Физика.* – 1990. – № 2. – С. 89–106.
4. Some Details of Dislocation Structure of ordered Alloys with small Domains / L.E. Popov, N.A. Koneva, G.A. Perov, V.F. Esipenko [et al.] // *Phys.stat.sol.(a).* – 1974. – Vol. 23. – P. 719–728.
5. Korner A., Karthaler H.P., Hitzemberger C. Transmission electron study of cross-slip and of Kear-Wilsdorf locks in L1_2 ordered Ni_3Fe // *Phil. Mag. A.* – 1987. – Vol. 56, No. 1. – P. 73–88.
6. Types of Dislocation Substructure and Stages of FCC Alloys / N.A. Koneva, D.V. Lychagin, L.I. Trishkina, E.V. Kozlov // *Strength of Metals and Alloys (ICSMA-7, Pros. of the 7th Int. Conf. of the Strength of Metals and Alloys, Montreal, Canada, 12–16 august 1985, Pergamon Press.* – Oxford, 1985, VI.
7. Эволюция дислокационной структуры и стадии деформационного упрочнения монокристаллов сплава Ni_3Fe / Л.А. Теплякова, Н.А. Конева, Д.В. Лычагин, Л.И. Тришкина [и др.] // *Изв. вузов. Физика.* – 1988. – № 2. – С. 18–24.
8. Koneva N.A., Teplyakova L.A., Kozlov E.V. Influence of degree of long-range order on work hardening of mono- and polycrystalline alloy // *Physics of Metals and Metallography.* – 1979. – Vol. 48. – P. 138–145.
9. Влияние температуры испытания на характеристики деформационного упрочнения упорядочивающихся монокристаллов Ni_3Fe , ориентированных для множественного скольжения / Н.А. Конева, Л.А. Теплякова, В.А. Старенченко, Э.В. Козлов // *Изв. вузов. Физика.* – 1977. – № 10. – С. 24–28.

10. Ориентировка границ плоских полос сдвига в монокристаллах Ni_3Fe / М.П. Кащенко, Л.А. Теплякова, Д.В. Лычагин, А.В. Пауль // Изв. вузов. Физика. – 1997. – № 8. – С. 62–67.

11. Теплякова Л.А., Куницына Т.С., Козлов Э.В. Распределение следов скольжения в монокристаллах сплава Ni_3Fe // Изв. вузов. Физика. – 1998. – № 4. – С. 51–56.

12. Yasuda H.Y., Furuta D., Umakoshi Y. Effect of long-range order on the cyclic deformation behaviour of Ni_3Fe single crystals // Acta mater. – 2000. – Vol. 48. – P. 3401–3408.

13. Макрофрагментация сдвига в монокристаллах сплава Ni_3Fe при активной пластической деформации / Л.А. Теплякова, Т.С. Куницына, Н.А. Конева, В.А. Старенченко [и др.] // Физическая мезомеханика. – 2000. – Т. 3, № 5. – С. 77–82.

14. Yasuda H.Y., Sasaki A. and Umakoshi Y. Nondestructive evaluation of dislocation structure in cyclically deformed Ni_3Fe single crystals using magnetic techniques // Journal of applied physics. – 2003. – Vol. 93. – No. 3. – P. 1472–1476.

15. Теплякова Л.А., Козлов Э.В. Формирование масштабно-структурных уровней локализации пластической деформации в металлических монокристаллах. I. Макроуровень // Физическая мезомеханика. – 2005. – Т. 8, № 6. – С. 57–66.

16. Структурные уровни деформации твердых тел / В.Е. Панин, Ю.В. Гриняев, Т.Ф. Елсукова [и др.] // Изв. вузов. Физика. – 1982. – № 6. – С. 5–27.

17. Трусов П.В., Швейкин А.И. Теория пластичности. – Пермь: Изд-во Перм. нац. исслед. политехн. ун-та, 2011. – 419 с.

18. Трусов П.В., Швейкин А.И. Многоуровневые физические модели моно- и поликристаллов. Статистические модели // Физическая мезомеханика. – 2011. – Т. 14, № 4. – С. 17–28.

19. Трусов П.В., Волегов П.С., Нечаева Е.С. Многоуровневые физические модели пластичности: теория, алгоритмы, приложения // Вестн. Нижегород. ун-та им. Н.И. Лобачевского. – Н. Новгород: Изд-во Нижегород. гос. ун-та им. Лобачевского. – 2011. № 4, Ч. 4. – С. 1808–1810.

20. Фрагментация сдвиговой деформации на макроуровне в “призматическом” [001]-монокристалле сплава Ni_3Fe / Л.А. Теплякова, Т.С. Куницына, О.А. Тихонова, В.О. Семин [и др.] // Физическая мезомеханика. – 2010. – Т. 13, № 4. – С. 109–114.

21. Теплякова Л.А., Лычагин Д.В., Беспалова И.В. Особенности пространственной организации сдвига на макроуровне в [111]-монокристаллах алюминия // Физическая мезомеханика. – 2006. – Т. 9, № 2. – С.63–71.

22. Теплякова Л.А., Лычагин Д.В., Козлов Э.В. Локализация сдвига при деформации монокристаллов алюминия с ориентацией оси сжатия [001] // Физическая мезомеханика. – 2002. – Т. 5, № 6. – С. 49–55.

23. Теплякова Л.А., Беспалова И.В., Лычагин Д.В. Закономерности организации сдвиговой деформации в [001]-монокристаллах алюминия с боковыми гранями {100} при сжатии // Физическая мезомеханика. – 2006. –Т. 9, № 5. – С. 77–84.

References

1. Victoria M. and Vidoz A.E. Tensile behavior upon ordering of Ni₃Fe single crystals. *Phys. Stat. Sol.*, 1968, vol.28, pp. 131–144.

2. Calvarac Y. and Fayard M. Structural state and mechanical properties of polycrystalline Ni₃Fe alloys. *Phys. Stat. Sol.*, 1973, vol.17, pp. 407–421.

3. Koneva N.A., Kozlov E.V. Fizicheskaya priroda stadiinosti plasticheskoi deformatsii [Physical nature of plastic deformation stages]. *Izvestiya vuzov. Fizika – News of higher education institutions. Physics*, 1990, no. 2, pp. 89–106.

4. Popov L.E., Koneva N.A. Perov G.A., Esipenko V.F., Teplyakova L.A. Some details of dislocation structure of ordered alloys with small domains. *Phys. Stat. Sol. (a)*, 1974, vol.23, pp.719–728.

5. Korner A., Karthaler H.P., Hitzemberger C. Transmission electron study of cross-slip and of Kear-Wiltsdorf locks in L1₂ ordered Ni₃Fe. *Phil. Mag. A*, 1987, vol.56, no 1, pp.73–88.

6. Koneva N.A., Lychagin D.V., Trishkina L. I., Kozlov E.V. Types of dislocation substructure and stages of FCC alloys. *ICSMA-7, Pros. of the 7th Int. Conf. of the Strength of Metals and Alloys*, Montreal, Canada, 1985.

7. Teplyakova L.A., Koneva N.A., Lychagin D.V., Trishkina L.I., Kozlov E.V. Evolyuciya dislokacionnoi struktury i stadii deformacionnogo uprochneniya monokristallov splava Ni₃Fe [Evolution of dislocation structure and stage of deformation hardening of Ni₃Fe alloy single crystals]. *Izvestiya vuzov. Fizika – News of higher education institutions. Physics*, 1988, no. 2, pp. 18–24.

8. Koneva N.A., Teplyakova L.A. and Kozlov E.V. Influence of degree of long-range order on work hardening of mono- and polycrystalline alloy. *Physics of Metals and Metallography*, 1979, vol.48, pp.138–145.

9. Koneva N.A., Teplyakova L.A., Starenchenko V.A., Kozlov E.V. Vliyanie temperatury ispytaniya na harakteristiki deformacionnogo uprochneniya uporyadochivayushihnya monokristallov Ni_3Fe , orientirovannyh dlya mnozhestvennogo skol'zheniya [Influence of temperature of test on characteristics of deformation hardening of being ordered single crystals of Ni_3Fe oriented for multiple slipping]. *Izvestiya vuzov. Fizika – News of higher education institutions. Physics*, 1977, no. 10, pp. 24–28.

10. Kaschenko M.P., Teplyakova L.A., Lychagin D.V., Paul A.V. Orientirovka granic ploskih polos sdviga v monokristallah Ni_3Fe [Orientation of flat shear bands borders in Ni_3Fe single crystals]. *Izvestiya vuzov. Fizika – News of higher education institutions. Physics*, 1997, no.8, pp. 62–67.

11. Teplyakova L.A., Kunicyna T.S., Kozlov E.V. Raspredelenie sledov skol'zheniya v monokristallah splava Ni_3Fe [Distribution of slip traces in Ni_3Fe alloy single crystals]. *Izvestiya vuzov. Fizika – News of higher education institutions. Physics*, 1998, no.4, pp. 51–56.

12. Yasuda H.Y., Furuta D. and Umakoshi Y. Effect of long-range order on the cyclic deformation behaviour of Ni_3Fe single crystals. *Acta mater.*, 2000, vol.48, pp.3401–3408.

13. Teplyakova L.A., Kunicyna T.S., Koneva N.A., Starenchenko V.A., Kozlov E.V. Makrofragmentaciya sdviga v monokristallah splava Ni_3Fe pri aktivnoi plasticheskoi deformacii [Macrofragmentation of shear in Ni_3Fe alloy single crystals under active plastic deformation]. *Fizicheskaya mezomehanika – Physical mesomechanics*, 2000, vol.3, no. 5, pp.77–82.

14. Yasuda H.Y., Sasaki A. and Umakoshi Y. Nondestructive evaluation of dislocation structure in cyclically deformed Ni_3Fe single crystals using magnetic techniques. *Journal of applied physics*, 2003, vol.93, no. 3, pp.1472–1476.

15. Teplyakova L.A., Kozlov E.V. Formirovanie masshtabno-strukturnykh urovnei lokalizacii plasticheskoi deformacii v metallicheskikh monokristallah. I. Makrouroven' [Formation of scale and structural levels of plastic deformation localization in metal single crystals. I. Macrolevel]. *Fizicheskaya mezomehanika – Physical mesomechanics*, 2005, vol.8, no. 6, pp. 57–66.

16. Panin V.E., Grinyaev Yu.V., Elsukova T.F., etc. Strukturnye urovni deformacii tverdykh tel [Structural levels of deformation of solid bod-

ies]. *Izvestiya vuzov. Fizika – News of higher education institutions. Physics*, 1982, no. 64, pp. 5–27.

17. Trusov P.V., Shveykin A.I. *Teoriya plastichnosti [Theory plasticity]*. Perm: Perm National Research Polytechnic University, 2011. 419 p.

18. Trusov P.V., Shveykin A.I. *Mnogourovnevye fizicheskie modeli mono- i polikristallov. Statisticheskie modeli [Multilevel physical models single – and polycrystals. Statistical models]*. *Fizicheskaya mezomehanika – Physical mesomechanics*, 2011, vol.14, no. 4, pp.17–28.

19. Trusov P.V., Volegov P. S., Nechaeva E.S. *Mnogourovnevye fizicheskie modeli plastichnosti: teoriya, algoritmy [Multilevel physical models of plasticity: the theory, algorithms, appendices]*. Vestnik Nizhegorodskogo universiteta im. N.I. Lobachevskogo. N.Novgorod: NNGU im. Lobachevskogo – The Messenger of the Nizhny Novgorod university of N.I.Lobachevsky. N. Novgorod: NNGU publishing house of Lobachevsky, 2011, no. 4, part 4, pp. 1808–1810.

20. Teplyakova L.A., Kunicyna T.S., Tikhonova O.A., Semin V.O., Starenchenko V.A. *Fragmentaciya sdivigovoi deformacii na makrourovne v «prizmaticheskom» [001]-monokristalle splava Ni₃Fe [Fragmentation of shear deformation at macrolevel in "prismatic" [001] – single crystal of Ni₃Fe alloy]*. *Fizicheskaya mezomehanika– Physical mesomechanics*, 2010, vol.13, no. 4, pp.109–114.

21. Teplyakova L.A., Lychagin D. V., Bespalova I.V. *Osobennosti prostranstvennoi organizacii sdviga na makrourovne v $[\bar{1}11]$ -monokristallah alyuminiya [Special features of spatial shear organization in $[\bar{1}11]$ single crystals at the macrolevel]*. *Fizicheskaya mezomehanika – Physical mesomechanics*, 2006, vol.9, no. 2, pp. 63–71.

22. Teplyakova L.A., Lychagin D. V., Kozlov E.V. *Lokalizaciya sdviga pri deformacii monokristallov alyuminiya s orientaciei osi szhatiya [001] [Localization of shear deformation of single crystals of aluminum with orientation of an axis of compression [001]]*. *Fizicheskaya mezomehanika – Physical mesomechanics*, 2002, vol.5, no. 6, pp. 49–55.

23. Teplyakova L.A., Bespalova I.V, Lychagin D. V. *Zakonomernosti organizacii sdivigovoi deformacii v [001]-monokristallah alyuminiya s bokovymi granyami {100} pri szhatii [Regularities of the organization of shear deformation in aluminum [001]-single crystals with lateral sides of {100} at compression]*. *Fizicheskaya mezomehanika – Physical mesomechanics*, 2006, vol.9, no. 5, pp. 77–84.

Об авторах

Теплякова Людмила Алексеевна (Томск, Россия) – доктор физико-математических наук, профессор, профессор кафедры физики Томского государственного архитектурно-строительного университета (634003, г. Томск, пл. Соляная, 2, e-mail: lat168@mail.ru).

Беспалова Ирина Валерьевна (Алматы, Казахстан) – кандидат физико-математических наук, старший преподаватель кафедры общей и теоретической физики Казахского национального технического университета (050013, Казахстан, г. Алматы, ул. Сатпаева, 22, e-mail: besiv@mail.ru).

Куницына Татьяна Семеновна (Томск, Россия) – кандидат физико-математических наук, доцент, доцент кафедры высшей математики Томского государственного архитектурно-строительного университета (634003, г. Томск, пл. Соляная, 2).

About the authors

Teplyakova Lyudmila Alekseevna (Tomsk, Russian Federation) – Doctor of Physical and Mathematical Sciences, Professor, Professor of the Department of Physics, Tomsk State Architecture and Building University (2, sc. Solyanaya, Tomsk, 634003, Russian Federation, e-mail: lat168@mail.ru).

Bespalova Irina Valeryevna (Almaty, Kazakhstan) – Ph. D. of Physical and Mathematical Sciences, s. teacher of department of the general and theoretical physics, Kazakh National Technical University (22, str. Satpaeva, Almaty, 050013, Kazakhstan, e-mail: besiv@mail.ru).

Kunitsyna Tatyana Semenovna (Tomsk, Russian Federation) – Ph. D. of Physical and Mathematical Sciences, Ass. Professor, Department of Higher Mathematics, Tomsk State Architecture and Building University (2, sc. Solyanaya, Tomsk, 634003, Russian Federation).

Получено 3.08.2012