

Классификация и масштабная иерархия структурных элементов деформации ГЦК-монокристаллов

Д.В. Лычагин, В.А. Старенченко, Ю.В. Соловьева

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

Проанализирована эволюция картины деформационного рельефа, формирующегося при сжатии ГЦК-монокристаллов симметричных ориентаций осей деформации с разным типом боковых граней. Дана классификация основных элементов рельефа с указанием их характерных размеров. Выделены структурные элементы пластической деформации на каждом масштабном уровне и определена их иерархическая соподчиненность.

Classification and scale hierarchy of structural elements of FCC single crystal deformation

D.V. Lychagin, V.A. Starenchenko, and Yu.U. Solov'eva

Tomsk State Architecture Building University, Tomsk, 634003, Russia

We analyze the evolution of the strain-induced relief pattern in FCC single crystals with the symmetric orientation of compression axes and different types of lateral faces. The basic structural elements of the relief are classified and their typical dimensions are determined. Structural elements of plastic deformation at every scale level are distinguished and their hierarchy is established.

1. Введение

Развитие современных представлений о пластической деформации потребовало от исследователей новых подходов, связанных с необходимостью изучения пластической деформации на разных масштабных уровнях с учетом ее неоднородности. Проведение таких исследований позволяет выделить физически обоснованные структурные элементы на каждом масштабном уровне и рассмотреть пластическую деформацию как единый иерархически связанный процесс развития трансляционных и ротационных мод деформации на всей совокупности уровней. Основой новых подходов к исследованию пластической деформации стала концепция физической мезомеханики, положения которой были сформулированы В.Е. Паниным в 1982 году [1].

Существующие исследования дают основание полагать, что при различных способах деформации могут возникать характерные для каждого способа нагружения масштабно-структурные уровни. В реальных конст-

рукциях материал испытывает самые разнообразные сложные нагружения, приводящие к возникновению сложноподвижного состояния. К настоящему времени невозможно в общем случае дать ответ на вопрос о формировании масштабно-структурных уровней пластической деформации, которые включали бы как различные сложноподвижные состояния, так и структурные характеристики материала. По этой причине в предлагаемой работе выбран один из наиболее простых способов деформации — одноосное сжатие. Использован наиболее простой объект исследования — чистые металлы и твердые растворы в монокристаллическом состоянии. Несмотря на простоту эксперимента оказывается, что даже в этом случае деформируемый объект — монокристалл — является многоуровневой иерархической системой. Описание такого объекта требует изучения пластической деформации на разных масштабных уровнях, систематизации наблюдающихся структурных элементов деформации, их классификации и установления иерархической соподчиненности.

В настоящей работе проведено исследование картины деформационного рельефа на разных масштабных уровнях методами оптической металлогрфии, растровой и просвечивающей (метод реплик) электронной микроскопии. Материалом исследования служили ГЦК-металлы (алюминий, никель, медь) и однофазные сплавы (Ni_3Fe в состоянии с дальним и ближним атомными порядками, $\text{Cu} - 12 \text{ ат. \% Al}$) в монокристаллическом состоянии с ориентациями осей сжатия в углах стереографического треугольника. Проанализированы характерные элементы дефектных структур и деформационного рельефа, дана их классификация с позиции многоуровневого описания.

2. Терминология, принятая для описания структурных элементов пластической деформации

Механизмы деформации и упрочнения металлических материалов определяют механическое поведение материалов под нагрузкой и связаны с развитием процессов, протекающих на разных масштабных уровнях. Основой анализа механизмов деформации служат структурные исследования, главными из которых являются изучение картины деформационного рельефа и формирующейся дислокационной структуры. Классификация дислокационной структуры при малых и умеренных степенях деформации является в настоящее время устоявшейся и общепринятой [2–4]. Этого нельзя сказать о дисклинационной или дислокационно-дисклинационной субструктуре, образующейся при больших степенях деформации. Хотя определенные шаги в этом направлении сделаны [5, 6], завершить этот процесс не удастся. Это связано с отсутствием достаточного количества данных о процессах пластической деформации на разных масштабных уровнях. По-видимому, это одна из причин того, что классификация структурных элементов пластической деформации, определяемая по картине деформационного рельефа, является устоявшейся только для умеренных степеней деформации. Однако и она часто не учитывает процессы, протекающие на более крупных масштабных уровнях: степень неоднородности деформации, объемную картину сдвига и возможность протекания деформации нетрансляционными механизмами.

Традиционно основное внимание при изучении картины деформационного рельефа при умеренных степенях деформации уделяется линиям скольжения. Под линией скольжения подразумевается линия, образованная на поверхности образца при смещении одной части кристалла относительно другой вдоль определенной кристаллографической плоскости (плоскости скольжения). Близкорасположенные параллельные линии скольжения образуют полосу скольжения [7–9]. Линии сколь-

жения наиболее точно идентифицируются методом реплик (увеличение 5 000÷25 000). При исследовании в металлогрфическом микроскопе (увеличение 50÷500) разрешить отдельную линию скольжения не удастся, в этом случае оказывается возможным наблюдать полосы скольжения, каждая из которых состоит из группы параллельных линий скольжения. При увеличении степени деформации линии скольжения искривляются, величина сдвига возрастает в 1.5÷3 раза. В этом случае при исследованиях тонкой структуры таких следов, как правило, не обнаруживают групп параллельных линий скольжения. Одновременно плотность дислокаций по сравнению с исходным состоянием увеличивается почти на два порядка, формируются разориентированные микрополосовые и фрагментированные субструктуры. В деформации начинает участвовать большое количество дислокаций, реализующих деформацию не только трансляционным скольжением, но и с включением поворотных мод деформации. Поэтому более корректно говорить уже не о полосе скольжения, а о линии сдвига как результате формирования зоны сдвига при высоких степенях деформации.

Группа близкорасположенных параллельных линий сдвига образует полосу сдвига. Полосы скольжения и полосы сдвига являются проявлениями на соответствующем масштабном уровне неоднородности пластической деформации [10, 11]. Между тем, использование понятия «полоса» для совокупности линий скольжения и сдвига не очень удачно. «Полоса» отражает процесс на плоскости грани, в то время как близкорасположенные параллельные плоскости скольжения или сдвига представляют собой объемное образование. На наш взгляд, более правильно было бы говорить о пачке плоскостей скольжения или пачке плоскостей сдвига.

Классификация других элементов деформационного рельефа, наблюдающихся в металлических материалах, дается в работах [8, 10–19]. Хоникомб делит деформационные полосы на два основных типа: полосы сброса и полосы со вторичными сдвигами [12]. В соответствии с этим в работе [13] выделяют два механизма пластической деформации: сбросообразование и ротационный сдвиг. Котрелл иногда называет полосы сброса полосами изгиба или полосами перегиба. Полоса сброса, по Оровану, это область кристалла, в которой разориентация происходит вокруг направления, лежащего в плоскости скольжения и перпендикулярного направлению скольжения, и меняется так, что при пересечении полосы она сначала возрастает до максимума, а затем уменьшается до нуля. Авторы [13] считают, что сбросообразование как механизм пластической деформации объясняет наблюдающиеся ранее явления пластинкования и иррационального двойникования.

При скольжении в локальных областях кристалла по системе плоскостей, отличной от системы, по кото-

рой осуществлялось скольжение в остальных частях кристалла формируются полособразные области поверхности, которые Хоникомбом были названы полосами со вторичными сдвигами или полосами вторичного скольжения [12]. Отличительным признаком деформации таких элементов является скольжение по вторичной системе, сопровождаемое поворотом данных областей вокруг оси нормальной этим плоскостям. Следуя Вилману, авторы [13] относят образование полос со вторичными сдвигами к механизму пластической деформации ротационным скольжением и отмечают, что они формируются при движении винтовых дислокаций, при этом сами полосы располагаются примерно параллельно основным следам скольжения.

Наряду с этими двумя типами внутрикристаллической переориентировки авторы работ [12, 13] рассматривают полосы аккомодации, которые по ряду признаков Хоникомб отнес к сбросообразованию, назвав их аккомодационным сбросообразованием. Полоса аккомодации [13] — область кристалла, прилегающая к иррациональному двойнику и обеспечивающая приспособление окружающей кристаллической решетки к его существованию, компенсируя несовместность их деформации. В дальнейшем в зарубежной литературе стал использоваться термин переходная полоса. Переходная полоса [14] — это область кристалла, связывающая две несхожие ориентации, которая в ряде случаев может рассматриваться как граница деформационной полосы. Как следует из определений, физическая природа полосы аккомодации и переходной полосы очень близка.

Другим видом проявления неоднородности деформации служат области интенсивного пластического течения или полосы локализованного сдвига. В работах [17–20] отмечается, что образование этих полос связано с потерей механической устойчивости и снижением сопротивления материала деформированию. В области полос сдвига величина деформации максимальна и снова возникает при изменении знака деформации или повторном нагружении на полированной поверхности. Последнее послужило основанием называть такие области при усталостных испытаниях устойчивыми полосами сдвига. Полосы располагаются вблизи наиболее активной системы скольжения и образуют грубый рельеф как на стороне, содержащей плотноупакованное направление, так и на перпендикулярной стороне. В поликристалле они зарождаются на границах отдельных зерен и распространяются через все сечение образца. Для образования полос сдвига необходима предварительная деформация и определенная плотность дефектов. Их формирование связано с возникновением на уровне дислокационного ансамбля области с пониженной плотностью дислокаций и разориентированных субструктур, а на поверхности — волнистых, переплетающихся и расщепленных следов скольжения. Такой характер сле-

дов в полосах сдвига связывают с процессом двойного поперечного скольжения, которое протекает тем легче, чем выше энергия дефекта упаковки.

Отмеченные выше отличительные черты «полос сдвига» позволяют классифицировать его как структурное образование с характерной организацией деформации. Выше под полосой сдвига подразумевалась совокупность параллельных линий сдвига, т.е. деформация в такой области материала организована сдвигом по пачке или системе параллельных плоскостей скольжения. Признаки, присущие «полосам устойчивого сдвига», соответствуют интенсивному сдвигу по системе параллельных плоскостей механизмом двойного поперечного скольжения. Так как в ряде работ образование полосы сдвига связывают не просто с областями, в которых интенсивно протекает сдвиговая деформация, а с полосами локализованной деформации с внутрикристаллической переориентировкой, то описываемые признаки структурной неоднородности больше попадают под определение полос деформации. Полоса деформации [14] — это область материала, в которой дислокационная плотность и ориентация отличаются от соседних частей материала.

Дислокационная структура полос локализованного сдвига или полос деформации наиболее детально исследовалась после испытаний на усталость и больших активных пластических деформаций [10–28]. В последнем случае рассматривалась связь переориентаций, возникающих в полосах деформации, с изменением текстуры в ходе пластической деформации. В этих работах термин полоса сдвига используется не только для описания явлений сдвигового характера, но и процессов переориентации внутренних областей кристалла. Поэтому при отсутствии в каждом конкретном случае данных о механизмах деформации в полосе сдвига представляется более корректным использовать для таких областей более широкий термин — полоса деформации. Такой подход к классификации предлагается в работе [14] и отличается от проводимого в работах [8, 29], в которых рассматривают полосы сброса, полосы деформации и иррациональные двойники как различные способы реализации незакономерной переориентации. Авторы [29] считают, что наиболее устоявшимся является термин «полоса сброса», который они используют в обзоре работ по исследованиям рассматриваемых типов полос переориентации. Ставя своей целью дать полное освещение экспериментальных работ по изучению сбросообразования в металлических и ионных кристаллах и основных теоретических аспектов их описания с позиции физики дисклинаций и механики деформируемого твердого тела, авторы затушевывают различие, связанное с природой формирования полос различного типа. Здесь авторы [29], по-видимому, следуют точке зрения Пфайлена и Баррета, которые, как отмечается в

работе [13], относят образование полос деформации в моно- и поликристаллах α -железа к механизму сбросообразования.

В области формирования полос сдвига (полос деформации) при усталости образуются экструзии и интрузии [8, 17–19]. Экструзии — области, образованные выдавливанием материала. Они представляют собой тонкие выступы на поверхности металла длиной порядка 10 мкм и шириной 1 мкм. Интрузии — области, образованные уходом материала во внутреннюю часть кристалла. Их образование связано с экструзиями, но они наблюдаются реже, чем экструзии. При рассмотрении процессов усталости отмечают, что появление этих структурных элементов происходит вскоре после образования устойчивых полос скольжения, а интрузии действуют как зародыши транскристаллитных трещин. Можно полагать, что есть определенная аналогия между явлением экструзии при усталости и образованием складок на поверхности монокристаллов, подвергнутых активной пластической деформации. Между тем, в настоящий момент механизм складкообразования еще недостаточно изучен, чтобы со всей ответственностью провести данную аналогию. Поэтому складки следует рассматривать как отдельный структурный элемент деформации.

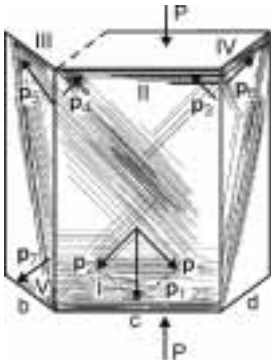

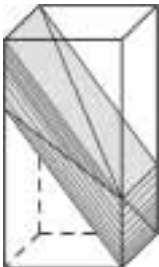

Исследователи давно обратили внимание, что деформация монокристаллов связана с процессом фраг-

ментации, который заключается в разбиении монокристалла на области, различающиеся действующими системами сдвига или их набором. Данные области с разной организацией сдвига были выделены как самостоятельный объект физического исследования только в последнее десятилетие. Их стали называть доменами [30] или фрагментами [31] сдвиговой деформации (сдвига). Фрагмент или домен деформации является структурной единицей, определяющей закономерности деформации монокристаллов вслед за уровнем «образец в целом» [30]. В связи с этим при постановке задачи многоуровневого описания пластической деформации необходимо провести изучение процесса фрагментации монокристаллов и установить факторы, влияющие на образование доменов деформации и определяющие их морфологию. Решению этих вопросов посвящены работы [32–37].

Таким образом, из анализа литературных данных следует, что картина деформационного рельефа позволяет выявить ряд характерных элементов деформации, образующихся на поверхности испытываемого материала. Формирование следов скольжения свидетельствует о проявлении сдвигового характера пластической деформации. Трактовка более сложных элементов рельефа является не такой однозначной, в особенности, когда рассматриваются различного вида полосы деформации. Строго говоря, вопрос о терминологии, связанной с по-

Классификация структурных элементов деформации ГЦК-монокристаллов

Таблица 1

Элемент	Строение	Схема	Вид	Длина, мм	Ширина, мм
1	2	3	4	5	6
Образец	Состоит из деформационных доменов			$h = 6$	$d = 3$
Макропачка плоскостей сдвига	Состоит из 2–4 деформационных доменов, образующих область локализации деформации			1.0÷5.0	0.4÷4.0

Продолжение табл. 1

1	2		3	4	5	6	
Домен деформации	Домен сдвига (первичный)	«Однородное» скольжение			0.5÷3.0	0.1÷3.0	
		Одна система плоскостей сдвига					
	Вторичный домен деформации (ВДД)	Две и более систем плоскостей сдвига	Пересекающиеся системы			0.1÷0.5	0.1÷0.3
			Массовое поперечное скольжение				
		Система макрополос			1.0÷6.0	0.3÷1.2	
		Система мезополос			0.3÷1.0	0.5÷2.0	

лосами, остается пока открытым. Проблема с терминологией может быть решена только после того, как будут вскрыты механизмы образования полос разного типа.




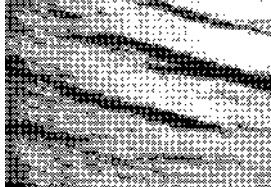

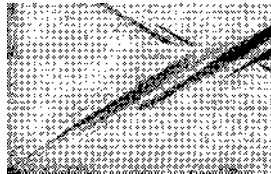

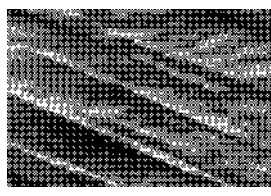


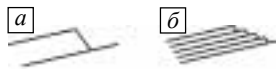
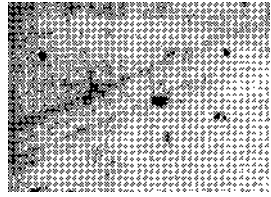

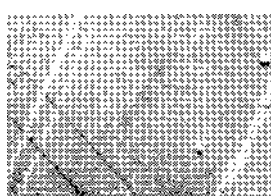
3. Классификация и масштабная иерархия структурных элементов пластической деформации

Проведение детальных структурных исследований деформационного рельефа ГЦК-монокристаллов с симметричными ориентациями осей сжатия позволило сис-

тематизировать основные структурные элементы деформации, выделить устойчивые повторяющиеся группы элементов и провести их классификацию, которая представлена в табл. 1.

Самым крупномасштабным элементом деформации является образец в целом. Монокристаллический образец при сжатии разбивается на домены и его дальнейшее формоизменение определяется их согласованной деформацией. При определенной ориентации оси деформации монокристалла, ориентации боковых граней и

Окончание табл. 1

	1	2	3	4	5	6
Поверхностные элементы	Макро- складка	Макроскопически некристалло- графическое скольжение			1.0÷3.0	0.1÷0.5
	Деформа- ционная мезоскладка	Макроскопически некристалло- графическое скольжение			0.15÷1.00	0.005÷0.100
	Макрополоса деформации	Группы макроско- пически некрист- таллографических пачек скольжения			1.0÷6.0	0.015÷0.200
Структурные элементы внутридоменной области	Мезополоса деформации	Смещенные и искривленные линии скольжения			0.2÷1.0	0.02÷0.10
	Мезопачка плоскостей сдвига	Пачка плоскостей сдвига мезоскопи- ческого масштаба			0.5÷3.0	0.01÷0.10
	Плоскость сдвига (а) или пачка плос- костей сколь- жения (б)	Крупная ступенька или группа ступенек на поверхности			0.03÷1.50	$5 \cdot 10^{-5} \div 15 \cdot 10^{-5}$
	Плоскость скольжения	Микроступенька на поверхности			0.01÷1.00	$3 \cdot 10^{-6} \div 40 \cdot 10^{-6}$

формы образца в нем формируется объем, в котором отсутствуют обратные напряжения от пуансонов испытательной машины. В этом случае кристаллогеометрические условия такие, что в данном объеме все плоскости октаэдрического сдвига со всех сторон имеют выход на свободные боковые поверхности. Деформация в этом

объеме идет опережающими темпами и локализована в макропачке параллельных плоскостей сдвига при совместной деформации 2–4 доменов.

По своей внутренней структуре и последовательности возникновения домены деформации можно разделить на первичные и вторичные. В отожженном ГЦК-

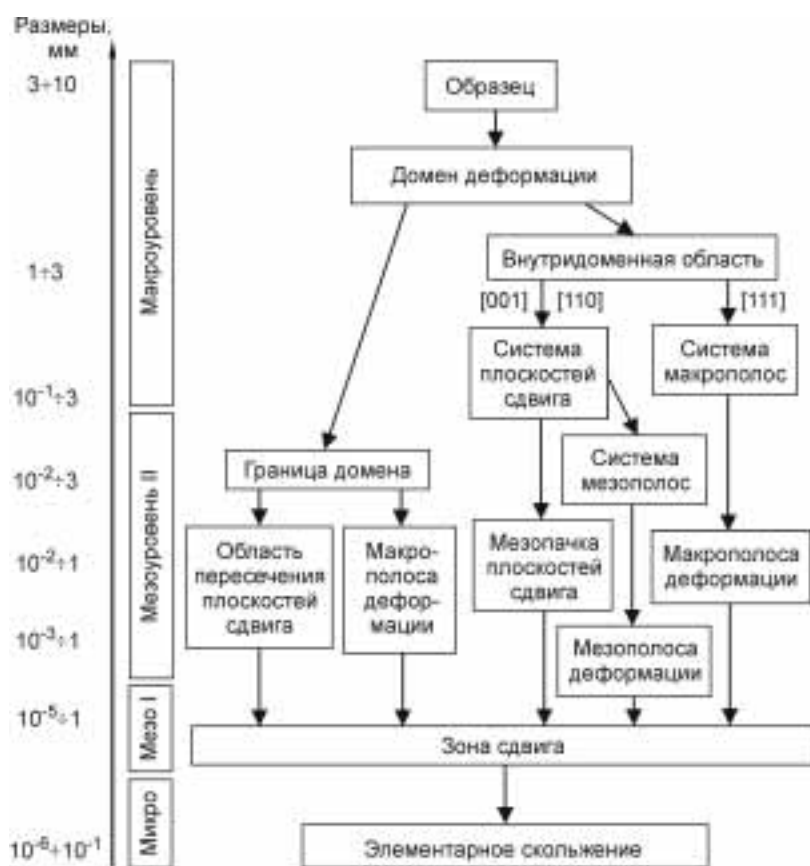


Рис. 1. Масштабная иерархия структурных элементов деформации ГЦК-монокристаллов с симметричными ориентациями осей сжатия (по оси указаны пределы изменения длины и ширины в плоскости грани, см. табл. 1)

монокристалле деформация всегда начинается сдвигом по одной системе параллельных октаэдрических плоскостей. Поэтому эти первичные домены — домены сдвига. Внутри домена сдвига наблюдается разный характер распределения следов скольжения, крайними случаями которого является деформация по отдельно расположенным плоскостям сдвига или деформация по плоскостям, сгруппированным в пачки и образующим систему мезопачек плоскостей сдвига. Склонность к группировке плоскостей в мезопачки зависит от физических свойств исследуемых монокристаллов. Она тем выше, чем меньше энергия дефекта упаковки, выше концентрация твердого раствора и степень ближнего порядка [38].

С ростом степени деформации формируются вторичные деформационные домены. В исследуемых монокристаллах были обнаружены четыре типа доменов:

- 1) домены, образованные системами пересекающихся плоскостей сдвига;
- 2) домены с интенсивным поперечным скольжением;
- 3) домены, сформированные системой макрополос;
- 4) домены, состоящие из системы мезополос деформации.

Соответственно в качестве структурных элементов таких систем выделены плоскости скольжения и сдвига, их мезопачки, макро- и мезополосы деформации. Они являются основными носителями пластической деформации исследуемых монокристаллов. Кроме этих структурных элементов на поверхности деформируемых монокристаллов наблюдаются макро- и мезоскладки. Причем последние образуют систему структурных элементов, занимающих значительную часть боковой поверхности монокристалла.

Выделенные основные структурные элементы, формирующиеся в объеме деформированных монокристаллов показаны на рис. 1 в иерархической соподчиненности в зависимости от масштаба и ориентации оси деформации. На схеме структурным уровнем, следующим за уровнем «образец в целом», является уровень «домен деформации», для которого отдельно выделена область внутри домена и граница домена. Иерархия структурных элементов пластической деформации ГЦК-монокристаллов зависит от ориентации оси деформации. Организация деформации внутри доменов у монокристаллов с ориентацией оси сжатия [001] в широком интервале деформаций идет по системе параллельных октаэдрических плоскостей.

Деформация внутри доменов в [110]-монокристаллах также начинается сдвигом по системе октаэдрических плоскостей, однако для этой ориентации характерно раннее образование мезополос. Их характер и распределение зависят от кристаллографической ориентации боковых граней монокристаллов.

В [111]-монокристаллах следы скольжения первоначально появляются в области наиболее высокой концентрации напряжений у вершин и приторцевых ребер образца. При нескольких процентах деформации на этих участках формируются первые самые крупные макрополосы деформации. Системы макрополос образуют деформационные домены в рассматриваемых монокристаллах.

Отдельно выделена граница доменов. Процессы деформации, идущие в этой области зависят не только от ориентации оси сжатия монокристаллов, но и от типа боковых граней. В большинстве случаев они соответствуют участкам грани, на которых наблюдается пересечение следов сдвига [37], или участкам с интенсивным поперечным скольжением [34]. Для монокристаллов никеля с ориентацией оси сжатия [001] и боковыми гранями {110} несовместность деформации соседних доменов компенсируется путем образования макрополос деформации [35]. Эти области являются местами облегченной ротационной пластичности.

4. Факторы, способствующие ротационной пластичности

Роль неоднородных напряжений для образования разориентировок в кристаллическом твердом теле неоднократно отмечалась в литературе. В.Е. Панин обращает внимание [39], что для построения теории деформации твердого тела необходим учет ротационной пластичности и характера тензора напряжений. Применение данного подхода с учетом структуры кристалла на мезоуровне, приводит к качественно новому результату. В этом случае поворотный момент действует не на точку, как это принято в механике сплошной среды, а на структурный элемент (ячейку, фрагмент), имеющий определенные размеры (рис. 2). И, как следствие, величина поворотных моментов на различных структурных уровнях оказывается значительной. В самосогласованные повороты вовлекаются структурные элементы разных уровней с

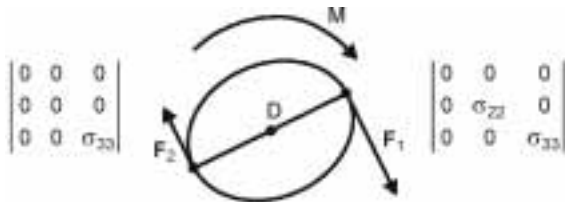


Рис. 2. Действие момента сил на структурный элемент конечных размеров, находящийся на границе областей с разными схемами главных напряжений

самоорганизацией трансляционно-ротационной деформации всех масштабов.

В.Г. Курдюмов считает [40], что появлению моментных структур способствуют концентраторы напряжений, отсутствие подвижных дислокаций, затрудненность разблокировки дислокаций от примесей, значительный уровень приложенных напряжений и ряд других факторов. Высокая скорость развития деформации в моментных структурах приводит к тому, что локальная деформация в полосах значительно превышает скорость образца в целом, это сопровождается резким падением напряжения, отражающимся на ходе кривой деформации. Авторы [41] полагают, что на фронте полосы Людерса также возникают условия несовместности напряжений соседних объемов материала.

Рассматривая условия, способствующие ротационной деформации и зарождению дисклинаций, В.И. Владимиров и А.Е. Романов [42] приходят к выводам, что началу ротационной неустойчивости пластической деформации способствуют высокие упругие напряжения, градиенты которых создают деформационные моменты. Релаксация таких напряжений также вносит вклад в энергетическую выгоду зарождения поворотных моментов. В связи с этим ротационная пластичность может быть активным релаксационным процессом.

Развитие поворотных мод деформации и связанных с ними путей диссипации энергии и релаксации напряжений обуславливают развитие этих процессов на совокупности структурных уровней. Так, возникновение условий для ротационной деформации на макроуровне приводит к формированию макро- и мезополос деформации на мезоуровне II и дислокационно-дисклинационных структур на мезоуровне I. Каждый из этих структурных уровней, релаксируя внешние напряжения, на следующем этапе деформации может являться источником моментных и градиентных напряжений, для релаксации которых должен быть включен механизм ротационных мод деформации, как правило, более мелкого масштаба. Такая корреляция наблюдалась авторами в ГЦК моно- и поликристаллах, когда изменение схемы главных напряжений при сжатии образцов приводило к массовому появлению субструктур с разориентировками на III стадии кривых деформационного упрочнения [43, 44]. Мезоструктурным фактором, способствующим развитию ротационных мод деформации на стадии III кривых упрочнения, является накопление избыточной плотности дислокаций, образование мезополос деформации и усиление роли дальнедействующих полей напряжений [45, 46]. В случае флуктуации дислокаций одного знака образуется дипольная область, которая стремится переориентироваться в поле напряжений (рис. 3, а). Возникновение такой области возможно вследствие заторможенного сдвига (рис. 3, б).

Макроструктурным фактором является особенность выбранного вида деформации. При сжатии на границах

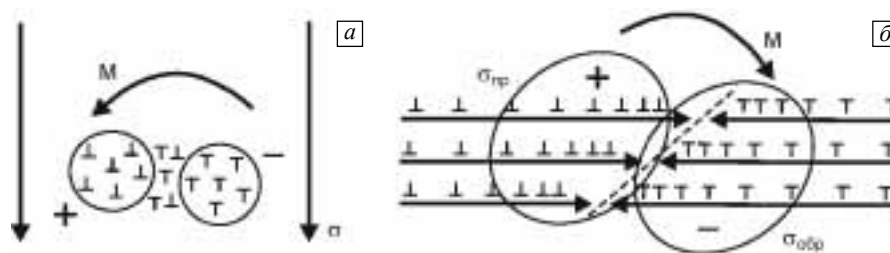


Рис. 3. Переориентация в поле напряжений локальной области с избыточной плотностью дислокаций (дипольная область), образовавшейся в результате флуктуации дислокаций одного знака (а) и вследствие заторможенного сдвига (б)

зоны, где происходит изменение схемы напряженного состояния, создаются условия возникновения нескомпенсированного момента сил и возникновения ротационных мод пластической деформации. При увеличении степени пластической деформации и при уменьшении высоты образца наблюдается продвижение границы областей с разными схемами напряженного состояния по объему материала. Это приводит к увеличению объема, в котором создаются условия ротационной деформации. При дальнейшем сжатии у боковых поверхностей формируются области со схемой напряженного состояния «сжатие – растяжение», что приводит к появлению новых областей с нескомпенсированным моментом сил. Это также способствует активизации ротационной пластичности во всем объеме материала.

Формирование полос деформации свидетельствует о развитии ротационной пластичности. При этом актив-

ную роль играет поперечное скольжение. Наиболее заметно это проявляется для [001]- и $[\bar{1}11]$ -монокристаллов. Причем, в случае [001]-монокристаллов никеля с боковыми гранями {110} и для всех $[\bar{1}11]$ исследованных монокристаллов, поперечное скольжение тесно связано с образованием макрополос деформации [35, 36]. Если в [001]-монокристаллах алюминия поперечное скольжение хорошо выявляется на мезоуровне в виде ступенек на следах сдвига, образующихся наиболее интенсивно на границе областей с разными схемами главных напряжений [34], то в никеле в этих местах происходит формирование макрополос деформации [35]. Здесь сказывается возможность разной интенсивности поперечного скольжения в рассматриваемых материалах. В алюминии поперечное скольжение осуществляется согласованным переходом групп дислокаций в параллельных плоскостях скольжения, которые

Таблица 2

Способы релаксации неоднородных напряжений

Макро	Масштабный уровень		Микро	Пример реализации		
	Мезо	Мезо		Монокристалл и плоскость скольжения	Ориентация оси сжатия и боковых граней	Размер макроструктурного образования
	Дислокационное скольжение	Преобразования в дислокационной субструктуре				
Массовое поперечное скольжение	Коррелированное поперечное скольжение	Неразориентированная ячеистая ↓ Фрагментированная	Поперечное скольжение	Al {111} $T_{деф} < 0.4T_{пл}$	[001] {110} {100}	$0.2d$
Макрополосы деформации	Массовое поперечное скольжение внутри макрополос деформации	Неразориентированная ячеистая ↓ Разориентированная ячеистая ↓ Микрополосовая ↓ Фрагментированная	Поперечное скольжение	Ni {111} Al, Ni, Cu {111} $T_{деф} < 0.4T_{пл}$	[001] {110} $[\bar{1}11]$ (110) ($\bar{1}\bar{1}2$)	$(0.01 \pm 0.2)d$
Полоса суперлокализации деформации	Волнистое скольжение внутри полосы суперлокализации деформации	Сетчатая ↓ Микрополосовая ↓ Субзеренная	Переползание, диффузия точечных дефектов	Ni_3Ge {111} $T_{деф} > 0.6T_{пл}$	[001] {110} {100}	$(0.02 \pm 0.03)d$

Здесь d — ширина образца

образуют пачку сдвига, и этот процесс хорошо фиксируется после деформации при комнатной температуре уже при небольших увеличениях ($\times 200$). В никеле поперечное скольжение идет так же интенсивно, но менее коррелировано в параллельных плоскостях скольжения, что позволяет установить этот факт после детального рассмотрения картины рельефа на репликах. Анализ мест, где наиболее интенсивно начинает развиваться этот процесс, указывает на значительную роль неоднородных напряжений в активизации поперечного скольжения.

Следовательно, релаксация напряжений у пластичных монокристаллов чистых металлов в области высоких неоднородных напряжений на границе областей с разными схемами напряженного состояния осуществляется или массовым поперечным скольжением, или формированием макрополос деформации. В сплаве Ni_3Ge при повышенных температурах деформации ($T_{деф} > 0.6T_{пл}$), при которых наряду с поперечным скольжением идет переползание дислокаций, релаксация осуществляется путем формирования полос суперлокализации деформации [47]. Рассмотренные выше варианты являются способами релаксации неоднородных напряжений на макроуровне, процессы которыми они сопровождаются на мезо- и микроуровне указаны в табл. 2.

5. Заключение

Как показали настоящие исследования, пластическая деформация ГЦК-монокристаллов с симметричными ориентациями осей сжатия осуществляется самосогласованным развитием трансляционных и ротационных мод деформации на совокупности масштабных уровней: от структурного уровня «домен деформации» до уровня «плоскость элементарного скольжения». Первоначально пластическая деформация осуществляется сдвиговым механизмом в отдельно взятом деформационном домене. Макроскопическая неоднородность напряженного состояния, проявляющаяся в различных схемах главных напряжений в локальных объемах монокристалла и влиянии обратных напряжений от пуансонов испытательной машины, приводит к макроскопической неоднородности деформации — различной деформации доменов сдвига. Наличие мест концентрации напряжений у приторцевых ребер образца обуславливает неоднородность деформации внутри домена сдвига — неоднородность деформации на мезоуровне II. На мезоуровне I неоднородность деформации связана с деформацией в зоне сдвига, на микроуровне — в зоне элементарного скольжения.

Трансляционная деформация на каждом масштабном уровне неизбежно сопровождается развитием ротационной пластичности. На макроуровне и на мезоуровне II несовместность деформации соседних доменов

приводит к необходимости их поворота для сохранения сплошности материала. Об этом свидетельствует анализ эпиграмм с локальных участков грани [34]. Ротационной прослойкой является макрополоса деформации по границам доменов, как наблюдается, например, в [001]-монокристаллах никеля с боковыми гранями {110}. Заторможенный сдвиг на границе доменов приводит к образованию вторичных доменов поворота.

Релаксация напряжений также осуществляется образованием макро- и мезополос деформации, в которых опережающими темпами, по сравнению с остальным объемом материала, развиваются разориентировки [35]. Продолжающаяся деформация меняет структуру внутренних полей напряжений, и это приводит к тому, что сформировавшиеся структурные элементы в следующий момент времени сами являются источниками внутренних неоднородных полей напряжений. Релаксация этих полей приводит к формированию неоднородной дислокационной структуры и, как следствие, возникновению неоднородных полей напряжений на мезоуровне I. В свою очередь, наиболее эффективная релаксация этих полей сопровождается развитием ротационной пластичности на этом масштабном уровне.

Таким образом, деформационный объект — монокристалл — является сложной иерархической многоуровневой системой, определяемой взаимосвязанной деформацией ее структурных элементов на разных масштабных уровнях. Последовательность иерархической соподчиненности зависит от кристаллографической ориентации оси деформации монокристалла, а особенности реализации деформации внутри доменов определяются как кристаллографическими, так и физическими свойствами деформируемого объекта.

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. 5–27.
2. Терминология, используемая для описания дислокационной и кристаллической субструктуры деформированных и отожженных реальных твердых тел / Препринт № 1984/5. — Свердловск: УНЦ АН СССР, 1984. — 17 с.
3. Конева Н.А., Козлов Э.В. Физическая природа стадийности пластической деформации // Изв. вузов. Физика. — 1990. — № 2. — С. 89–106.
4. Конева Н.А., Козлов Э.В., Тришкина Л.И. Классификация дислокационных структур // Металлофизика. — 1991. — Т. 13. — № 10. — С. 49–58.
5. Вергазов А.Н., Лихачев В.А., Рыбин В.В. Характерные элементы дислокационной структуры в деформированном поликристаллическом молибдене // ФММ. — 1976. — Т. 42. — Вып. 1. — С. 146–154.
6. Конева Н.А., Лычагин Д.В., Теплякова Л.А., Козлов Э.В. Дислокационно-дисклинационные субструктуры и упрочнение // Теоретическое и экспериментальное исследование дисклинаций. — Л.: ЛФТИ, 1986. — С. 116–126.
7. Миркин Л.И. Физические основы прочности и пластичности. — М.: МГУ, 1968. — 537 с.

8. Шувалов Л.А., Урусовская А.А., Желудев И.С. и др. Современная кристаллография. В 4-х т. Т. 4. Физические свойства кристаллов. – М.: Наука, 1981. – 496 с.
9. Хирт Дж., Лоте И. Теория дислокаций. – М.: Атомиздат, 1972. – 600 с.
10. Mecking H. Deformation of Single Crystals // Textures of Materials. – Berlin: Springer-Verlag, 1978. – P. 25–43.
11. 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.
12. Хоникомб Р. Пластическая деформация металлов. – М.: Мир, 1972. – 408 с.
13. Подухин П.И., Горелик С.С., Воронцов В.К. Физические основы пластической деформации. – М.: Металлургия, 1982. – 584 с.
14. Dillamore I.L. Lattice curvatures produced by the heavy deformation of polycrystals // Texture of Crystalline Solids. – 1980. – V. 1. – P. 41–56.
15. Hatherly M. Deformation at High Strains // Strength Met. and Alloys, Proc. 6th Int. Conf., Melbourne, 1982. – Oxford: Pergamon Press, 1982. – V. 2. – P. 1181–1195.
16. Котрелл А.Х. Дислокации и пластическое течение в кристаллах. – М.: ГНТИЛЦМ, 1958. – 267 с.
17. Альшиц В.И., Бережкова Г.В. О природе локализации пластической деформации в твердых телах // Физическая кристаллография: Сб. науч. тр. в серии «Проблемы современной прочности». – М.: Наука, 1992. – С. 129–151.
18. Laird C. Fatigue // Physical Metallurgy / Ed. by R.W. Cahn and P. Haasen. – Amsterdam–New York: North-Holland, 1996. – P. 2293–2397.
19. Коцаньда С. Усталостное растрескивание металлов. – М.: Металлургия, 1990. – 623 с.
20. Buck O., Essmann U. Ыber die Bildung von Grovwinkelkorngrenzen whrend der Verformung von Metall-Einkristallen // Phys. Stat. Sol. – 1964. – V. 4. – P. 143–149.
21. Dillamore I.L. Microstructural Inhomogeneities Resulting from High Strain Deformations // Texture of Metals: Proc. 5th Int. Conf., Aachen, 1978. – Berlin: Springer-Verlag, 1978. – V. 1. – P. 67–79.
22. Korduck P., Goux J.M., Gottstein G. Structure and Orientation Gradients in Inhomogeneities of Copper Single Crystals // Strength Met. and Alloys: Proc. 5th Int. Conf., Aachen, 1979. – Toronto: Pergamon Press, 1980. – V. 1. – P. 107–113.
23. Korbil A., Szczeska M. Strain hardening of high strains and dynamical recovery processes // Acta Met. – 1982. – V. 30. – P. 1961–1968.
24. Wakefield P.T., Malin A.S., Hatherly M. The structures and texture of rolled low stacking fault energy alloy // J. Austr. Inst. Met. – 1977. – V. 22. – No. 3. – P. 143–151.
25. Duggan B.J., Hatherly M., Hutchinson W.B., Wakefield P.T. Deformation structures and texture in cold-rolled 70:30 brass // Met. Sci. – 1978. – V. 12. – No. 8. – P. 343–351.
26. Hatherly M., Malin A.S. Shear band in deformed metals // Scr. Met. – 1984. – V. 18. – P. 449–454.
27. Hatherly M. The Structure of Highly Deformed Materials and the Development Deformation Texture // Texture of Metals: Proc. 5th Int. Conf., Aachen, 1978. – Berlin: Springer-Verlag, 1978. – V. 1. – P. 81–91.
28. Nourbakhsh S., Nutting J. The high strain deformation of an aluminium – 4 % copper alloy in the supersaturated and aged conditions // Acta Met. – 1980. – V. 28. – P. 357–365.
29. Бирюковский А.А., Владимиров В.И., Романов А.Е. Сбросообразование кристаллов. Экспериментальное исследование и теоретическое описание // Дисклинация и ротационная деформация твердых тел. – Л.: ЛФТИ, 1988. – С. 5–46.
30. Колупаева С.Н., Старенченко В.А., Попов Л.Е. Неустойчивости пластической деформации кристаллов. – Томск: ТГУ, 1994. – 301 с.
31. Теплякова Л.А., Куницына Т.С., Конева Н.А., Старенченко В.А., Козлов Э.В. Макрофрагментация сдвига в монокристаллах сплава Ni₃Fe при активной пластической деформации // Физ. мезомех. – 2000. – Т. 3. – № 5. – С. 77–82.
32. 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. 34–44.
33. Лычагин Д.В., Теплякова Л.А. Первичная макрофрагментация сдвига в монокристаллах алюминия при сжатии // ПЖТФ. – 2003. – Т. 29. – Вып. 12. – С. 68–73.
34. 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.
35. 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.
36. Лычагин Д.В. Образование фрагментов сдвиговой деформации при сжатии ГЦК-монокристаллов // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. – 2004. – № 1. – С. 112–119.
37. 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.
38. Теплякова Л.А., Куницына Т.С., Козлов Э.В. Распределение следов скольжения в монокристаллах сплава Ni₃Fe // Изв. вузов. Физика. – 1998. – № 4. – С. 51–56.
39. Панин В.Е. Физические основы мезомеханики пластической деформации и разрушения твердых тел // Физическая мезомеханика и компьютерное конструирование материалов. – Новосибирск: Наука, 1995. – Т. 1. – С. 7–49.
40. Курдюмов В.Г. Роль моментных структур в процессах зарождения пластической деформации // Дисклинация. Экспериментальное исследование и теоретическое описание. – Л.: ЛИЯФ, 1982. – С. 84–91.
41. Цигенбайн А., Плессинг Й., Нойхойзер Х. Исследование мезоуровня деформации при формировании полос Людера в монокристаллах концентрированных сплавов на основе меди // Физ. мезомех. – 1998. – Т. 1. – № 2. – С. 5–20.
42. Владимиров В.И., Романов А.Е. Дисклинация. Экспериментальное исследование и теоретическое описание // Дисклинация. Экспериментальное исследование и теоретическое описание. – Л.: ЛИЯФ, 1982. – С. 3–58.
43. Старенченко В.А., Лычагин Д.В., Шаехов Р.В., Козлов Э.В. Влияние температуры испытания на эволюцию дислокационной структуры монокристаллов никеля с ориентацией оси сжатия [001] // Изв. вузов. Физика. – 1999. – № 7. – С. 71–77.
44. Конева Н.А., Лычагин Д.В., Жуковский С.П., Козлов Э.В. Эволюция дислокационной структуры и стадии пластического течения поликристаллического железо-никелевого сплава // ФММ. – 1985. – Т. 60. – Вып. 1. – С. 171–179.
45. Конева Н.А., Лычагин Д.В., Теплякова Л.А., Козлов Э.В. Развороты кристаллической решетки и стадии пластической деформации // Экспериментальное исследование и теоретическое описание дисклинаций. – Л.: ЛФТИ, 1984. – С. 161–167.
46. Козлов Э.В., Лычагин Д.В., Попова Н.А., Тришкина Л.И., Конева Н.А. Дальнейшие поля напряжений и их роль в деформации структурно-неоднородных материалов // Физика прочности гетерогенных материалов. – Л.: ЛФТИ, 1988. – С. 3–13.
47. Старенченко В.А., Абзаев Ю.А., Конева Н.А. Потеря устойчивости однородной пластической деформации монокристаллов Ni₃Ge // ФММ. – 1987. – Т. 64. – Вып. 6. – С. 178–182.