

УДК 539.37

НЕУСТОЙЧИВОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРИСТАЛЛОВ И ФОРМИРОВАНИЕ ДИСЛОКАЦИОННЫХ ДЕФЕКТНЫХ СТРУКТУР

Попов Л.Е., Старенченко В.А., Колупаева С.Н. (Томск)

Abstract

Hierarchy of plastic deformation instabilities in crystals at different structure and scale levels is considered as a cause of deformation structure formation. The sequence of deformation stages during application and increasing of the load is introduced as a result of stability loss by elements of deformation crystal structure. Depending on intensity of deforming influence four basic types of dislocation structures are possible which correspond to different relations between intensities of point defects and dislocations generation. The possibility of amorphous phase formation during plastic deformation is shown. Some technological applications are considered.

Воздействие достаточно интенсивных внешних напряжений вызывает в деформируемом теле ряд явлений, которые в совокупности получили название пластической деформации. Именно с этими явлениями имеет дело инженер в практической деятельности, где пластическая деформация проявляется как некий макроскопический процесс, масштабы которого определены размером деформируемого объекта и временем его эксплуатации. В этом макроскопическом смысле конечный результат внешнего воздействия во многом определяется исследователем либо инженером, имеющим целью, например, придание той или иной формы деформируемому телу. Однако эта конечная цель достигается посредством реализации вну-тренних механизмов твердого тела по их собственным законам независимо от желания и воли экспериментатора.

Возникает парадоксальная, на первый взгляд, ситуация: деформация осуществляется объективно независимыми механизмами, конечный же результат ее определяется инженером или исследователем. Это, по-видимому, в значительной мере оказывается возможным в связи с возникновением пространственно-временной иерархии явлений, осуществляющих процесс пластической деформации. Рассмотрим классификацию уровней деформации в дефектном монокристалле, содержащем в исходном состоянии дислокации. Вовлечение (возникновение) каждого следующего масштабного либо структурного уровня организации пластически деформируемого тела происходит в результате потери устойчивости процессов на более низком уровне.

Последовательность возникающих неустойчивостей может быть такой: 1) потеря устойчивости кристаллической решеткой у концентратора напряжений или сегментом-источником дислокаций по отношению к внешнему воздействию и образование серии дислокационных петель (зоны сдвига); 2) инициирование скольжением в одной зоне новых сегментов-источников и распространение волны пластичности [1] (формирование доменов деформации); 3) сдвигодиффузионная неустойчивость по границам доменов [1] и полосы локализации деформации; 4) неустойчивость пластической деформации в

масштабах всего деформируемого тела [1-2]. Каждый уровень структурной иерархии, определяемой перечисленными неустойчивостями, реализуется лишь при условии, что происходят процессы на более низких уровнях.

Соответственно можно выделить следующие стадии пластической деформации:

1. "Преддеформация", или аккомодационная деформация, в области контакта взаимодействующих тел обеспечивает возможность приложения к деформируемому телу силы, задаваемой деформирующим устройством. На этой стадии происходит деформация в локальных областях в окрестности микрошероховатостей. Деформация в таких областях напоминает деформацию при воздействии микроиндентора [3]. В процессе аккомодации деформируемого тела возникают серии призматических дислокаций, которые проникают внутрь кристалла (дислокационные "факелы") [1]. Некоторые сегменты призматических петель могут терять устойчивость по отношению к внешнему напряжению и генерировать серии дислокаций (формировать зоны сдвига в плоскости скольжения). Чем менее совершенна обработка поверхности и чем больше несогласованности ориентации в системе образец - машина, тем большая аккомодационная деформация предшествует упругой области и тем выше плотность дислокаций в начале стадии упругой деформации во всем объеме образца.

2. Процессы "преддеформации" по мере увеличения площади контакта между взаимодействующими телами затухают, и преобладающим становится вклад в общую деформацию упругой деформации. Такая ситуация соответствует области упругости на кривых напряжение - деформация. Следует отметить, что существование хорошо выраженной, иногда, особенно в технических материалах, довольно протяженной по напряжениям упругой стадии - факт нетривиальный, своим существованием она обязана двум факторам. Во-первых, с уменьшением в процессе преддеформации несогласованностей конфигураций и ориентаций в системе образец - машина деформирующее напряжение в области контактов уменьшается, приближаясь к его средней величине $\sigma = P/S$ (P - деформирующая сила, S - сечение образца). Во-вторых, существование упругой области на кривых деформации свидетельствует о том, что первоначальные аккомодационные деформации в области контакта взаимодействующих тел остаются локализованными у поверхности образца, не распространяются внутрь кристалла в некотором интервале напряжений. Верхняя граница этого интервала - предел текучести - определяется уровнем напряжений, при котором сдвиговые процессы пластической деформации могут зародиться и поддерживаться во всем объеме образца.

3. При дальнейшем повышении напряжения появляется и нарастает вклад в деформацию сдвиговых процессов, происходящих вблизи концентраторов напряжения на поверхностях контакта, на свободных поверхностях деформированного кристалла, на структурных неоднородностях (границах зерен, их стыках, частицах второй фазы и т.д.). Возникают эффекты неупругости, появляется и возрастает микродеформация, связанная с локальной потерей устойчивости кристаллической решеткой и (или) дислокационными конфигурациями и с размножением дислокаций. Но деформация еще не охватывает весь объем деформируемого тела, поскольку напряжение за пределами поля концентратора недостаточно для преодоления сопротивления движению дислокаций, обусловленного решеточным трением и стопорами дислокационной природы.

4. Для того, чтобы была возможна деформация в объеме кристалла, необходимо, чтобы уровень напряжения, создаваемого деформирующим воздействием, возрос до величины сопротивления движению дислокаций, обусловленного решеточным трением и

различными статическими стопорами: примесными атомами, дислокациями некомпланарных систем, частицами второй фазы и т. д. В однофазных материалах величина сопротивления деформированию может быть приближенно описана соотношением $\tau_R = \tau_f + \alpha G b \rho^{1/2}$, где τ_R - статическое сопротивление движению дислокаций, в τ_f соединены все механизмы недислокационного сопротивления скольжению дислокаций, в $\alpha G b \rho^{1/2}$ - все механизмы торможения дислокаций, обусловленные междислокационными взаимодействиями (α - безразмерный параметр, характеризующий интенсивность междислокационных взаимодействий; G - модуль сдвига; b - модуль вектора Бюргерса; ρ - плотность дислокаций, определяемая как суммарная длина дислокаций в единице объема).

Названные стадии деформации - "преддеформация", упругая деформация, микродеформация - соответствуют области напряжений, создаваемых деформирующим воздействием $\tau < \tau_R$. Пластическая деформация в этом случае имеет место лишь вблизи концентраторов напряжения, где локальное напряжение превышает величину τ_R . Дислокации после их генерации будут двигаться на значительные расстояния в объеме кристалла при условии, что $\tau \geq \tau_R$. Это уже область макроскопической пластической деформации.

При напряжениях, меньших τ_R , возможно образование призматических зон сдвига вблизи концентраторов, при этом возникшая зона не распространяется глубоко внутрь кристалла и, что более важно, не возбуждает других источников, т.е. возможно существование отдельных изолированных зон сдвига [1]. При $\tau \geq \tau_f + \alpha G b \rho^{1/2}$ источниковая дислокационная конфигурация, потерявшая устойчивость в результате прохождения скользящей дислокации через низкоэнергетическую конфигурацию, испускает серию дислокационных петель [1,2], которые, в свою очередь, освобождают сегменты-источники из низкоэнергетических конфигураций, и по распределенной системе дислокационных источников распространяется волна возбуждения сдвиговых процессов, приводящих к формированию зон сдвига.

Необходимо отметить, что стадию макроскопической деформации принято, в свою очередь, делить на ряд стадий. Этот вопрос детально разработан для различных материалов и условий деформирования [5].

5. В ходе пластической деформации возникают, накапливаются, увеличиваются в размерах макроскопические дефекты, т.е. происходят процессы, приводящие к разрушению деформируемого тела. Стадию разрушения также принято делить на несколько стадий [6].

Схема процесса формирования дислокационной структуры и деформационного рельефа в ГЦК металлах и сплавах

Каждый из возникающих структурных уровней имеет характерные масштабные временные параметры.

Характерным масштабом атомного уровня деформации является параметр решетки $a \approx 10^{-8}$ см, характерным временем $t \approx \nu_D^{-1}$, где ν_D - дебаевская частота ($\nu_D \approx 10^{13}$ с).

Характерный масштаб дислокационного уровня - длина свободного сегмента дислокации. Для начала пластической деформации плотность дислокации можно принять равной $10^6 - 10^8$ см⁻² в зависимости от совершенства монокристалла, соответствующая

величина масштабной характеристики данного уровня $l_2 \approx (\xi\rho)^{-1/2} \approx 10^{-3} - 10^{-4}$ см. Характерным временем можно считать время одного полного колебания дислокационного сегмента $t = \Lambda/bv_D$, где b - модуль вектора Бюргера, Λ - средняя длина дислокационного сегмента, $t \approx 10^{-9} \dots 10^{-10}$ с.

Характерным масштабом зоны сдвига является длина свободного пробега дислокаций. Согласно работам [2,7], эта величина может быть оценена из соотношения $l_3 = 0,5V\tau/(Gb\rho)$, где G - модуль сдвига; $V \approx 500$ для ГЦК материалов. Для соответствующих началу деформации $\rho = 10^8$ см⁻², используя соотношение $\tau = \alpha Gb\rho^{1/2}$ получаем при $\alpha = 0,5$, $l_3 \approx 2 \cdot 10^{-2}$ см.

Характерное время формирования зоны сдвига можно оценить следующим образом: $l_3/c_t \leq t_3 \leq nl_3/c_t$, где c_t - поперечная скорость звука; n - число дислокаций в зоне сдвига. Используя оценку для l_3 , получаем $t_3 = 10^{-7} - 10^{-9}$ с.

Характерный масштаб структурного уровня доменов деформации определяется количеством концентраторов напряжения, которые в свою очередь определяются как исходной дефектной структурой деформируемого тела, так и схемой нагружения. В идеальном случае однородного по кристаллу одноосного нагружения возможна ситуация, когда в кристалле возникает единственный домен деформации, заполняющий весь объем кристалла. В эксперименте, однако, реализовать такую ситуацию удастся крайне редко, в связи с тем, что всегда существуют места концентрации напряжений, наиболее характерными из которых при одноосном испытании являются области, непосредственно прилегающие к захватам машины. Наблюдение поверхностной картины деформации [8] показывает, что именно особенности конфигурации этих областей преимущественно являются источниками, формирующими домены деформации.

Экспериментальные наблюдения деформационного рельефа деформируемых одноосным сжатием кристаллов показывают [8], что в объеме кристалла возникают в среднем 7-8 доменов деформации, размер которых изменяется в интервале 0,4 - 0,6 см. Время формирования доменов деформации есть время распространения деформационной волны на расстояния, определяемые размером домена, и на порядок превосходит время формирования зоны сдвига.

Переход от одного структурного уровня к последующим связан с потерей устойчивости процесса на рассматриваемом уровне. Упругие смещения атомов при достижении некоторых критических значений приводят к неустойчивости кристаллической решетки и образованию дислокации. Происходит переход от атомного к дислокационному структурному уровню. Развитие микродеформации на дислокационном структурном уровне - прогиб свободных сегментов дислокации, оказывается устойчивым до достижения свободным сегментом некоторой критической конфигурации, начиная с которой движение дислокационной петли становится неустойчивым. Потеря устойчивости движения дислокационным сегментом-источником приводит к зарождению и формированию зоны сдвига, развитие которой в свою очередь ведет к потере устойчивости источников в компланарных системах скольжения и возникновению деформационной волны, формирующей домен деформации. Междоменное взаимодействие имеет свои специфические черты и приводит в конечном итоге также к потере устойчивости деформации, сопровождающейся локализацией пластической деформации по границам доменов. Рассмотрим это явление подробнее.

Для умеренных температур с учетом аннигиляции дислокаций только в результате их диффузионного переползания при осаждении межузельных атомов уравнение для

скорости накопления дислокаций в процессе пластической деформации можно для достаточно развитой деформации записать в виде [1,2]

$$\frac{d\rho}{d\alpha} = \frac{F\rho_j\xi\langle\Delta E_k\rangle}{8\tau_{din}b^3}\rho - \frac{8(1-\omega_s)\tau_{din}}{Gb}\rho^{1/2}, \quad (1)$$

где F - параметр, характеризующий геометрию зоны сдвига [7], ρ_j - вероятность образования порога при пересечении дислокации леса, ξ - доля дислокаций леса, $\langle\Delta E_k\rangle$ - средняя энергия образования точечного дефекта, τ_{dyn} - напряжение, избыточное над сопротивлением статических стопоров движению дислокаций. Напряжение τ_{dyn} можно рассматривать как управляемый параметр.

Из (1) следует, что $d\rho/d\alpha=0$ при $\rho=0$ (тривиальный случай отсутствия дислокационных источников) либо при $\tau_{dyn}=\tau_{кр}$, определяемом уравнением

$$\frac{F\rho_j\xi\langle\Delta E_k\rangle\rho^{1/2}}{8\tau_{din}} - \frac{8(1-\omega_s)}{Gb}\tau_{din} = 0. \quad (2)$$

Из (2) следует

$$\tau_{кр} = \frac{F\rho_j\xi\langle\Delta E_k\rangle G\rho^{1/2}}{64(1-\omega_s)b^2}. \quad (3)$$

Величина $\tau_{кр}$ соответствует неустойчивому равновесию плотности дислокаций, т.к. $d\rho/d\alpha>0$ при $\tau_{dyn}<\tau_{кр}$ и $d\rho/d\alpha<0$ при $\tau_{dyn}>\tau_{кр}$.

Таким образом, при наличии концентратора напряжений, создающего τ_{dyn} , превышающее его критическую величину, может иметь место потеря устойчивости дислокационной структуры, приводящая к уменьшению сопротивления движению дислокаций и локализации в этой области деформации вплоть до полного исчезновения дислокаций.

Интенсивность распада дислокационной структуры существенно зависит от величины τ_{dyn} . При малых τ_{dyn} из (1) следует ($\tau_{dyn}\ll\tau_{кр}$):

$$\rho \approx \rho_0 \exp\left(\frac{F\rho_j\langle\Delta E_k\rangle}{8\tau_{din}}a\right). \quad (4)$$

При $\tau_{dyn}\gg\tau_{кр}$ -

$$\rho = \left(\rho_0^{1/2} - \frac{16(1-\omega_s)\tau_{din}}{Gb}a\right)^2. \quad (5)$$

Формулы (4) и (5) описывают кривые максимального роста или убывания плотности дислокаций в деформируемом кристалле. Предельная скорость аннигиляции в этих условиях оказывается высокой. Так, из (5) следует, что для $\tau_{dyn}\approx 10\tau_{кр}$ полное исчезновение дислокаций при исходной плотности $\rho=10^{10}\text{см}^{-2}$ происходит при осуществлении сдвига $a=10^{-2}$, что и для $\dot{\alpha}=10^{-3} - 10^{-4}\text{с}^{-1}$ соответствует временам $(10 \div 10^2)\text{с}$, что является характерным временем структурного уровня локализованной междоменной деформации.

Высокая концентрация точечных дефектов по границам доменов деформации приводит к тому, что деформация в этих областях может терять кристаллографический характер и в значительной мере определяться диффузионным массопереносом. Отношение вкладов диффузионной деформации к деформации сдвига можно оценить как [1]

$$\frac{\dot{\varepsilon}_j}{\dot{\varepsilon}_d} = \frac{10m(a)K(a)\tau_{din}}{kTG} \quad (6)$$

Полагая $\tau_{dyn} \approx 10\tau_{кр}$, что для $\rho = 10^{10} \text{ см}^{-2}$ составляет $\approx 350 \text{ кгс/мм}^2$, $\tau \approx 30 \text{ кгс/мм}^2$, будем иметь $\dot{\varepsilon}_j / \dot{\varepsilon}_d \approx 1$, то есть вклад деформации, связанной с диффузионным междузельным массопереносом, оказывается сравнимым с величиной деформации сдвига. При повышенных температурах, где может полностью реализоваться также диффузионно-вакансионная деформация, этот вклад возрастает приблизительно вдвое. Диффузионная деформация отличается той существенной особенностью, что позволяет осуществлять произвольные некристаллографические деформации, а следовательно - произвольное изменение доменов деформации, по крайней мере вблизи их границ, и движение доменов как целостных объектов. При этом оказываются возможными как сдвиги, так и повороты отдельных доменов относительно друг друга. Таким образом, потеря устойчивости процессов, протекающих на уровне доменов пластической деформации, приводит к вовлечению в процесс пластической деформации следующего структурного уровня - междоменного.

Процессы взаимодействия дислокаций с точечными дефектами оказываются существенными и для формирования внутримонодоменной дислокационной структуры. В этом случае уравнение баланса дислокаций на начальной стадии деформации примет вид [1,2]

$$\frac{dp}{da} = \left[\frac{F}{\alpha b B} - 2(\xi\beta_r)^{1/2} \frac{Gb}{4\pi\tau_f} \left(\frac{2-\nu}{1-\nu} \right) \rho \right]^{1/2} \rho^{1/2} \quad (7)$$

При плотности дислокаций $\rho = \frac{4\pi\tau_f(1-\nu)}{Gb(2-\nu)}$ и выше, которая может быть достигнута уже при небольших степенях деформации, интенсивности накопления дислокаций соответствует уравнение [1,2]

$$\frac{dp}{da} = \left[\frac{F}{\alpha b B} - 8(\xi\beta_r)^{1/2} \rho^{1/2} \right] \rho^{1/2} \quad (8)$$

Из уравнений (7), (8) видно, что интенсивность накопления дислокаций $dp/da=0$ при $\rho_s = [F/(8V\alpha b(\xi\beta_r)^{1/2})]^2$. При $\rho < \rho_s$, $dp/da > 0$, то есть с увеличением степени деформации в условиях отсутствия концентраторов напряжений плотность дислокаций приближается к стационарной величине ρ_s . Принимая $\alpha=0,5$, $\beta_r=0,15$, $F/B=0,055$ [7], $b=2,5 \cdot 10^{-7} \text{ мм}$, получим $\rho_s \approx 4 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. Этот результат хорошо согласуется с наблюдаемыми величинами предельных плотностей дислокаций при статических испытаниях в области умеренных температур.

Таким образом, динамический характер движения дислокационной петли, под действием избыточного напряжения τ_{dyn} может приводить к существенно различающимся результатам в зависимости от величины τ_{dyn} : внутри деформационных доменов плотность дислокации по мере развития сдвига монотонно возрастает, асимптотически приближаясь к предельно достижимому значению ρ_s ; по границам доменов, где образуются дислокационные скопления и, соответственно, возникают концентраторы напряжений, наоборот - плотность дислокаций убывает, вплоть до полного исчезновения дислокаций в этих областях.

Динамический характер движения дислокаций в зоне сдвига приводит к возникновению характерных динамических дипольных структур, параметры которых близки к параметрам экспериментально наблюдаемой ячеистой структуры [1,2,8]. Наряду с мультипольными конфигурациями, расположенными во внутренних областях зоны

сдвига, по границам зоны сформированы дислокационные скопления, состоящие из сдвигообразующих дислокаций. Здесь же, в зоне сдвига, присутствуют как деформационные точечные дефекты, так и равновесные термические. Эта совокупность точечных дефектов, мультипольных и сдвигообразующих дислокаций является сложным междузельно-вакансионно-дислокационным взаимодействующим ансамблем. После аннигиляции дипольных динамических структур в кристалле формируются структуры из сдвигообразующих дислокаций, несущие избыточную локальную плотность дислокаций. Одновременно с этим структуры с избыточной плотностью дислокаций вследствие взаимодействия с точечными дефектами могут релаксировать, образуя конфигурации с минимумом энергии [1]. Такими конфигурациями, в частности, являются дислокационные стенки. Оценки показывают [1], что при осаждении междузельных атомов образовавшаяся в результате переползания на различные расстояния дислокаций стенка может иметь высоту порядка одного микрона; это соответствует углу разориентации, создаваемому стенкой $\varphi \approx 0,13 \dots 10^0$.

Под воздействием точечных дефектов оказывается возможной релаксация избыточной плотности дислокаций в дислокационные стенки и формирование структур с дискретной ориентацией [1,2]. Процесс образования зародышей дислокационных стенок может происходить и динамически, в результате потери устойчивости формирующимся дислокационным скоплением [9]. В областях кристалла, где возникают концентраторы напряжений, в частности по границам доменов деформации, возможен принципиально новый процесс формирования дислокационной структуры. В этом случае возможна потеря устойчивости дислокационной структуры в зоне действия концентратора и уменьшение вследствие этого плотности дислокаций до весьма малых значений. Это приводит к формированию областей кристалла, свободных от дислокаций, и к локализации деформации в этих областях.

Приведенная схема развития дислокационной структуры деформации находит подтверждение в экспериментально наблюдаемых закономерностях эволюции дислокационной структуры.

Изменение структуры кристалла в процессе пластической деформации при воздействиях различной интенсивности

Попытаемся суммировать уже сказанное о структурных изменениях кристалла, сопровождающих его пластическое формоизменение. В зависимости от интенсивности деформирующего воздействия можно выделить четыре вида возникающих деформационных структур.

1. При очень сильных воздействиях и, соответственно, весьма высоких τ_{dyn} (достигаемых, например, при деформации взрывом или под действием сильного импульсного лазерного или ионного облучения, а также при концентрации напряжений у контактов микрошероховатостей на поверхностях взаимодействующих тел) концентрация деформационных атомных дефектов кристаллической решетки может быть настолько велика, что кристалл переходит в аморфное состояние. Такая деформационная аморфизация при сильных деформирующих воздействиях ($\tau \gg \tau_f + \alpha G b r^{1/2}$) наблюдается

экспериментально, например при растирании металлических частиц между шарами в атриторе в процессе механического легирования или в камере Бриджмена.

2. При меньших деформирующих напряжениях и, следовательно, меньших τ_{dyn} кристаллическая структура сохраняется. Однако концентрация точечных дефектов очень велика и остается еще высокой после аннигиляции (путем осаждения на дислокациях точечных дефектов) значительной части дислокаций, возникших при деформации или присутствовавших до нее. Оставшиеся деформационные точечные дефекты при очень высокой их концентрации выпадают в виде дислокационных петель преимущественно межузельного типа. В результате материал оказывается высокодефектным: он содержит, с одной стороны, дислокации преимущественно краевой ориентации, окаймляющие призматические петли, с другой - обладает высокой концентрацией точечных дефектов и их кластеров вакансионной природы, малоподвижных при температуре среды и не аннигилировавших с более подвижными межузельными атомами.

Заметим, что описанная дефектная структура имеет особенности (преимущественно краевая ориентация дислокаций, призматические петли межузельного типа), по которым ее можно идентифицировать экспериментально.

3. При дальнейшем уменьшении интенсивности деформирующего воздействия и, следовательно, напряжения τ_{dyn} концентрация точечных дефектов также уменьшается. При этом она остается все еще достаточной для того, чтобы практически все присутствующие в кристалле дислокации аннигилировали, тогда как осаждения межузельных атомов в призматические петли не происходит. Может быть достигнута высокая очистка кристалла от высокоподвижных при данной температуре точечных дефектов и дислокаций.

Оценки показывают [1], что величина избыточного над статическим ("динамического") напряжения, обеспечивающая полную очистку кристалла от линейных дефектов в результате их аннигиляции с деформационными точечными дефектами,

$\tau_{din}^{(0)} \approx \frac{1}{8} \left(\frac{F}{Db} \right)^{1/2} \frac{Gb}{a^{1/2}}$ зависит от степени деформации, уменьшаясь с ее возрастанием.

4. При дальнейшем уменьшении $\tau_{dyn} (\tau_{dyn} < \tau_{dyn}^{(0)})$ баланс между точечными и линейными дефектами все более нарушается в пользу последних. Возникают дефектные структуры, приближающиеся к обычно наблюдаемым при статических деформациях: малые концентрации деформационных точечных дефектов, накопление дислокаций в виде серии концентрических замкнутых петель, расширяющихся от источников в плоскостях скольжения (и, следовательно, в кристалле присутствуют дислокации всех ориентаций по отношению к вектору Бюргера, включая винтовые).

В условиях импульсных воздействий все описанные структуры могут быть реализованы на одном образце. Представим себе, что кристалл в форме стержня на одном из торцов подвергнут импульсному воздействию, обуславливающему напряжение в деформируемой области $\tau > \tau_c \approx G/15$. В этом случае на поверхностях контактов деформирующего и деформируемого тел кристаллическая решетка теряет устойчивость, прежде всего вблизи особенностей поверхностей (выступы, микрошероховатости и т.д.). Вблизи таких особенностей, являющихся концентраторами напряжения, возникают призматические петли.

По мере распространения импульса вглубь кристалла его энергия уменьшается, т.к. расходуется: 1) на преодоление торможения, обусловленного генерацией деформационных дефектов решетки и междислокационными взаимодействиями, 2) на

преодоление сил торможения дислокаций, связанных с решеточным трением, твердорастворным и дисперсионным упрочнением, неоднородностями состава и свойств сплава, 3) на рассеяние фононов и электронов проводимости. Это приводит к снижению напряжения τ_{dyn} , характеризующего интенсивность деформирующего воздействия и, следовательно, концентрации деформационных точечных дефектов. При этом последовательно реализуются все описанные выше деформационные структуры. Затем концентрация точечных дефектов приближается к величине, при которой происходит максимальная деформационная очистка кристалла.

Таким образом, за аморфизированной прослойкой и слоем с высокой концентрацией дефектов в кристалле, подвергнутом импульсному деформирующему воздействию, следует зона деформационной очистки, в которой концентрация дефектов решетки может быть ниже, чем в исходном кристалле. Линейные дефекты, в принципе, могут в этой зоне отсутствовать вообще.

Однако при дальнейшем продвижении импульса в глубь кристалла τ_{dyn} падает, концентрация точечных дефектов уменьшается и диффузионная аннигиляция линейных дефектов становится все менее и менее полной. Образуется зона с высокой плотностью дислокаций, которая как по своему характеру, так и по количественным характеристикам аналогична описанным в литературе деформационным структурам, обычно наблюдаемым при статических механических испытаниях.

Аморфизация кристаллических материалов наблюдалась при весьма высоких напряжениях, возникающих в областях контактов частиц порошковой смеси с шарами деформирующей системы или частиц между собой в реакторах для механического легирования. Частицы, подвергаемые многократным внешним воздействием при уровне начальных напряжений в пятне контакта, соизмеримых с теоретической сдвиговой прочностью кристаллической решетки, оказываются в поверхностном слое аморфизированными.

При воздействии на поверхность кристалла MgO мощным импульсом лазерного излучения приповерхностный слой в области воздействия содержит высокую концентрацию деформационных дефектов [10]. К сожалению, природа дефектов в этом слое не исследовалась. По мере удаления от поверхности степень дефектности кристалла MgO, подвергнутого лазерному деформирующему воздействию, быстро убывает. Приповерхностная зона переходит в “зону очистки”, то есть в область, в которой концентрация точечных дефектов значительно ниже, чем в исходном состоянии кристалла. Пройдя через минимум, концентрация точечных дефектов по мере дальнейшего углубления в кристалл нарастает, достигая высокого малоизменяющегося уровня. Протяженность последней зоны значительна, она превосходит толщину первых двух зон. Весь монокристалл MgO, применявшийся в работе [10], кроме приповерхностной зоны высокой дефектности и зоны очистки, представлял собой третью зону с повышенной концентрацией точечных дефектов.

Возникновение зоны очистки, сменяющейся затем областью с высокой концентрацией точечных дефектов, наблюдается также при взрывном деформирующем воздействии [11].

При распространении трещины в кристаллическом материале также имеет место уменьшение напряжения в окрестности вершины трещины по мере удаления от нее, причем вблизи вершины трещины напряжения соизмеримы с теоретической прочностью

бездефектной кристаллической решетки. Отмечается, что при расширении трещины перед ней возникает зона с пониженной концентрацией дефектов.

Таким образом, пластическая деформация может в зависимости от режима деформации приводить как к накоплению большого количества дефектов в кристаллическом материале и его наклепу, так и к очистке от дефектов и пластификации материала. При таких видах механической обработки, как прокатка, волочение, ковка, штамповка наблюдается почти исключительно накопление деформационных дефектов и наклеп.

Между тем, условия, при которых могла бы происходить деформационная очистка материала, как можно видеть из приведенных выше оценок, вполне достижимы. Явление деформационной очистки материала не наблюдается при режимах, обычно используемых при получении материалов, заготовок и металлоизделий путем механических воздействий, исключительно потому, что в большинстве технологий деформирующее устройство в процессе воздействия на обрабатываемое тело замедляет скорость, во многих технологиях (ковка, штамповка) до нуля. Поэтому в конце процесса деформирования материал находится в условиях уменьшающегося τ_{dyn} и выходит на режим наклепа.

Одной из немногих технологий (авторы затрудняются назвать еще какую-нибудь), при которых заданный режим деформации сохраняется до конца деформирующего воздействия, является гидроэкструзия (на это обстоятельство обратила внимание авторов А.А. Урусовская). При гидроэкструзии можно подобрать любой режим процесса, включая и такие, при которых непрерывно происходит деформационная очистка материала. Реализация такого процесса позволила бы во многих случаях избежать необходимости отжигов с целью возврата. Это особенно важно для тугоплавких и интенсивно окисляющихся при повышенных температурах материалов, таких, например, как молибден, вольфрам и их сплавы.

Ввиду высокой подвижности межузельных атомов, которые в условиях деформации, обеспечивающей движение дислокаций со скоростями, превышающими некоторую критическую, возникают во всех кристаллических материалах, такая деформационная очистка может производиться при комнатной температуре. Последнее очень важно, поскольку в значительной степени снимает вопрос об окислении при отжиге, особенно в случае тугоплавких металлов.

Литература

1. Колупаева С.Н., Старенченко В.А., Попов Л.Е. Неустойчивости пластической деформации кристаллов. - Томск: Изд-во Том. ун-та, 1994. - 300 с.
2. Попов Л.Е., Пудан Л.Я., Колупаева С.Н. и др. Математическое моделирование пластической деформации. - Томск: Изд-во Том. ун-та, 1990. - 185 с.
3. Боярская Ю.С., Грибко Д.З., Кац М.С. Физика процессов микроиндентирования. - Кишинев, 1986. - 294 с.
4. Дударев Е.Ф. Микропластическая деформация и предел текучести поликристаллов. - Томск: Изд-во Том. ун-та, 1988. - 253 с.
5. Конева Н.А., Козлов Э.В. Физическая природа стадийности пластической деформации // Изв. вузов. Физика. - 1990, № 2. - С. 89-106.
6. Владимиров В.И. Физическая природа разрушения. - М.: Металлургия, 1984. - 280 с.

7. Попов Л.Е., Кобытев В.С., Ковалевская Т.А. Пластическая деформация сплавов. - М.: Металлургия, 1984. - 182 с.
8. Старенченко В.А. Экспериментальное исследование и математическое моделирование деформационного и термического упрочнения монокристаллов ГЦК чистых металлов и сплавов со сверхструктурой $L1_2$: Автореф. дис. ... докт. физ.мат. наук - Томск, 1991. - 39 с.
9. Старенченко В.А., Колупаева С.Н., Коцюрбенко А.В. Математическое моделирование разориентированных структур деформации // Зав.лаборатория. 1995. (В печати.)
10. Кабанова Е.В. Влияние мощного импульсного лазерного нагружения на структуру и оптические свойства монокристаллов оксида магния: Автореф. дис. ... канд. физ.-мат. наук.- Томск, 1991. - 21с.
11. Прокопенко Г.И. Действие ударных и знакопеременных нагружений на физические и прочностные свойства металлов и конструкционных материалов: Автореф. дис. ... докт. тех.наук.- Киев, 1992. - 36 с.