ФИЗИКА МЕТАЛЛОВ И МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ, 2019, том 120, № 6, с. 654–660

ПРОЧНОСТЬ
И ПЛАСТИЧНОСТЬ

УДК 669.017.3:539.4.011

ВЛИЯНИЕ ДАВЛЕНИЯ НА ПРОЦЕССЫ ФОРМИРОВАНИЯ И ЭВОЛЮЦИИ НАНОСТРУКТУРЫ В ПЛАСТИЧЕСКИ ДЕФОРМИРУЕМЫХ МЕТАЛЛАХ И СПЛАВАХ

© 2019 г. Л. С. Васильев[a], *, С. Л. Ломаев[a]

[a]*Физико-технический институт УрО РАН, ул. Кирова, 132, Ижевск, 426000 Россия*

**e-mail: VasilyevLS@yandex.ru*

Поступила в редакцию 27.09.2017 г.
После доработки 26.12.2018 г.
Принята к публикации 21.01.2019 г.

Анализируется роль изменения объема при структурных перестройках дислокационных скоплений, сопровождающихся образованием межкристаллитных границ, пор и микротрещин при пластическом деформировании материалов. Результаты анализа применяются к исследованию микроскопических механизмов влияния давления на процессы формирования и разрушения наноструктуры металлов и сплавов.

Ключевые слова: давление, пластичность металлов, избыточный объем дислокаций и их скоплений, наноструктура металлов и сплавов

DOI: 10.1134/S0015323019060147

1. ВВЕДЕНИЕ

В последнее время значительное внимание привлекают наноструктурированные материалы, получаемые на основе металлов и сплавов методами интенсивного деформирования под давлением [1]. В результате такой обработки в материалах протекают различного рода структурно-фазовые превращения, приводящие к образованию наноструктурного состояния [1, 2], в котором материалы характеризуются необычно высокой прочностью и пластичностью. Однако, несмотря на значительный интерес исследователей, механизмы формирования структурно-фазового состояния остаются предметом дискуссий [3–6].

Согласно распространенной точке зрения, такое поведение материалов объясняется накоплением дефектов в процессе интенсивной деформации, а внешнее сжимающее давление препятствует раскрытию микротрещин [7]. Однако этот подход не охватывает всей совокупности процессов, протекающих в наноматериалах при пластическом деформировании. При деформировании материалов всегда существует конкуренция между процессами накопления внутренних напряжений, определяющими кинетику разрушения, и процессами релаксации этих напряжений. Если скорость релаксации внутренних напряжений в каких-либо точках материала окажется ниже скорости нарастания напряжений, произойдет разрушение материала в этих точках. В противном случае, материал может быть деформирован на любую степень деформации [8].

Таким образом, при исследовании поведения наноматериалов при пластическом деформировании следует принимать во внимание, что наложение давления может влиять не только на поведение микротрещин в поле механических напряжений, но и воздействовать на микроскопические механизмы релаксации внутренних напряжений, связанные с возможными процессами структурно-фазовых превращений.

Цель работы состоит в исследовании микроскопических механизмов влияния давления на процессы формирования и разрушения наноструктуры, связанных с объемными изменениями, вносимыми структурно-фазовыми превращениями, протекающими при пластическом деформировании металлов и сплавов.

2. ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ МОДЕЛИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ

Любое преобразование структуры вещества под действием внешних напряжений σ будем рассматривать как релаксационный процесс, адаптирующий структуру системы к условиям деформирования, направленный на понижение термодинамического потенциала Гиббса G в этих условиях. Из термодинамики известно, что влияние давления p на какие-либо процессы тесно связано с объемными изменениями δV в ходе этих процессов. Дополнительным термодинамическим стимулом, управляющим релаксационными процессами при наложении давления, становится изменение потенциала Гиббса, определяемое объемным эффектом превращения: $\delta G = p\delta V$.

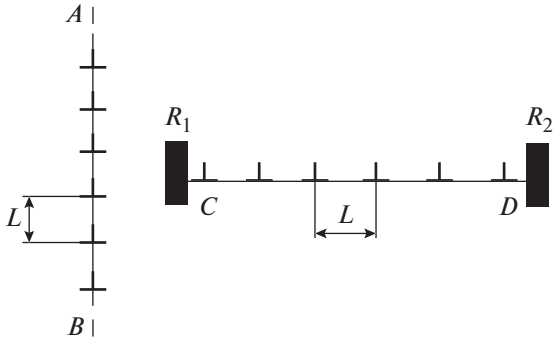

Рис. 1. Плоские дислокационные скопления [10].

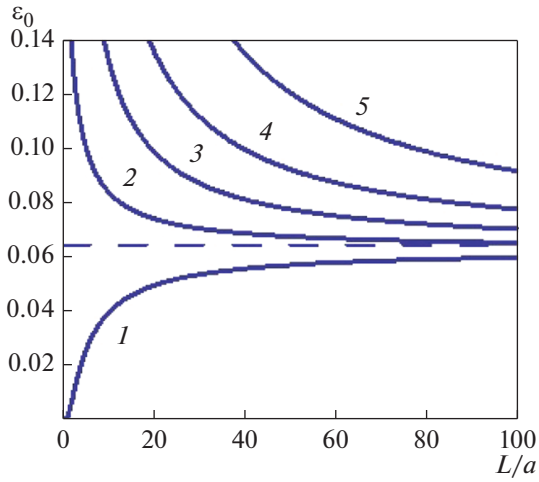

Рис. 2. Зависимость дилатации, генерируемой избыточным объемом в ядрах отдельных дислокаций, от расстояния L между ними [10]. Кривая *1* соответствует вертикальной дислокационной стенке типа *AB*. Кривые *2*, *3*, *4* и *5* описывают зависимость дилатации в ядрах крайних дислокаций в горизонтальных скоплениях типа *CD* с числом дислокаций n = 2, 5, 10 и 20 соответственно. Штрихованная горизонтальная линия задает размер дилатации в ядре одиночной краевой дислокации.

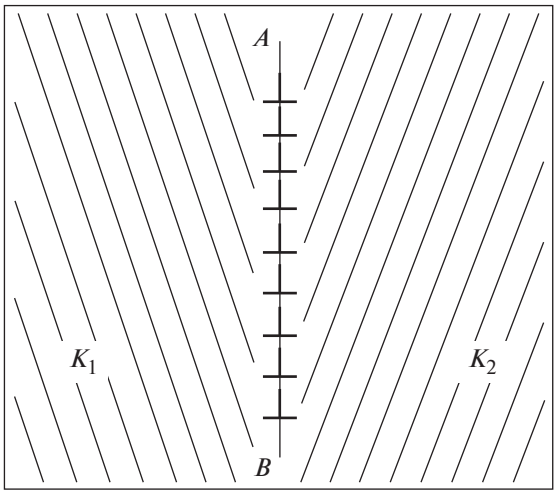

Рис. 3. Дислокационная модель малоугловых и специальных границ наклона между кристаллитами K_1 и K_2. Прямыми наклонными линиями обозначены атомные ряды соответствующих кристаллитов.

Наноструктуры материалов представляют собой достаточно плотную и разветвленную систему взаимодействующих дефектов кристаллической решетки. Следовательно, влияние давления на процессы структурно-фазовых превращений, протекающие в наноструктурах при пластическом деформировании, должно проявляться через изменения объема, вносимые этими дефектам, и в первую очередь, дислокациями – основными носителями пластической деформации в кристаллах [1–3, 6–9].

В работе [10] было показано, что краевые дислокации могут иметь избыточный (свободный) объем, и величина этого объема зависит от дефектной структуры всего материала. В частности, для плоских дислокационных скоплений, представленных на рис. 1, были получены зависимости дилатации ε_0, пропорциональной величине избыточного объема δV на единицу длины отдельных дислокаций скопления, от расстояния между дислокациями L (рис. 2).

В теории межкристаллитных границ стенки типа скопления AB (рис. 1) используются для моделирования малоугловых и специальных границ наклона (рис. 3) [9, 11, 12]. Скопления типа CD (рис. 1) возникают на границах раздела фаз F_1 и F_2, различающихся величиной параметров решеток в плоскости границы (рис. 4) [12], и на межкристаллитных границах общего типа [8, 9, 11].

В этих случаях, дислокации скопления *CD* называют дислокациями несоответствия, а препятствиями R_1 и R_2 (см. рис. 1) служат стыки соседних зерен. В равновесных межкристаллитных и межфазных границах дальнодействующие напряжения скопления *CD* компенсируются напряжениями, создаваемыми когерентными фрагментами границы, расположенными между дислокациями, в неравновесных границах напряжения скопления *CD* компенсируются лишь частично.

Расчет, проведенный с использованием сформулированной в [10] модели, показывает, что величина избыточного объема каждой из дислокаций скопления AB уменьшается при увеличении их линейной плотности в стенке (кривая *1* на рис. 2), что обусловлено частичной компенсацией упругих полей соседних дислокаций. Кривые *2–5* на рис. 2 показывают, что величина избыточного объема крайних дислокаций в скоплении *CD* возрастает не только с уменьшением расстояния L, но и с увеличением числа дислокаций в скоплении при фиксированном значении расстояния между ними. Этот же вывод относится и к другим дислокациям скопления *CD*.

2.1. Механизмы влияния давления на процессы формирования наноструктуры

Известно, что процесс формирования наноструктуры при пластическом деформировании ме-

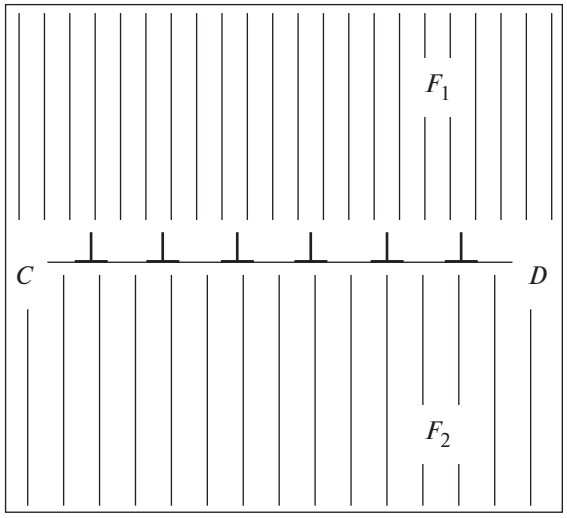

Рис. 4. Дислокационная модель границ несоответствия между различными фазами F_1 и F_2. Прямыми вертикальными линиями обозначены атомные ряды соответствующих фаз.

таллов и сплавов состоит из нескольких этапов [1, 2]. К основным этапам относят процессы предварительного накопления дислокаций, процессы полигонизации, образования специальных межкристаллитных границ и большеугловых границ общего типа. Последние возникают при динамической рекристаллизации, деформационном двойниковании и при реализации деформационных полиморфных превращений мартенситного типа [2, 4]. Ясно, что внешнее сжимающее давление должно способствовать развитию тех процессов, которые приводят к уменьшению общего объема материала.

Из графиков, приведенных на рис. 2 (кривая *1*), видно, что процессы образования малоугловых границ наклона из неупорядоченных дислокационных скоплений должны протекать с уменьшением общего объема материала. Обычно, малоугловые границы образуют субструктуру деформированных зерен [9, 11, 12]. Известно также, что большеугловые специальные границы наклона могут возникать при поглощении малоугловыми границами наклона решеточных дислокаций с вектором Бюргерса ортогональным плоскости границы [9, 11]. Это означает, что наложение внешнего сжимающего давления в процессе пластической деформации металлов будет способствовать развитию субструктуры зерен путем полигонизации и дальнейшему превращению субструктуры в систему большеугловых межкристаллитных границ наклона специального типа.

Большеугловые специальные границы наклона могут также возникать в процессах деформационного двойникования [2, 4, 9, 11, 12]. Если образование двойника не сопровождается поглощением или преобразованием первичной дефектной структуры, общий объем материала при деформационном двойниковании будет возрастать. Следовательно, внешнее давление будет препятствовать образованию двойников в бездефектных объемах идеальной решетки.

Вместе с тем, границы нанокристаллитов могут служить катализаторами зарождения деформационных двойников. В этом легко убедиться. Если фрагмент соответствующим образом ориентированной межкристаллитной границы заменить тонким зародышем двойника, то для сохранения механического равновесия системы в этом случае необходимо, чтобы суммарное поверхностное натяжение двух двойниковых границ было меньше или равнялось поверхностному натяжению оставшейся части первичной межкристаллитной границы [13]. Такое условие осуществимо, если принять во внимание, что поверхностная энергия межкристаллитных границ общего типа обычно в несколько раз больше энергии двойниковых границ [9]. Известно также, что энергия межкристаллитных границ пропорциональна их избыточному объему [14]. Это означает, что прироста объема материала за счет образования зародыша двойника на границе не произойдет. Следовательно, давление не будет препятствовать каталитическому механизму деформационного двойникования на границах нанозерен.

Аналогичное влияние внешнее давление будет оказывать на формирование границ специального и общего типа, возникающих при полиморфных превращениях под воздействием сдвиговой деформации. Действительно, из теории фазовых превращений первого рода известно, что приращение термодинамического потенциала Гиббса при образовании зародыша новой фазы в изотермо-изобарических условиях составляет около 1/3 поверхностной энергии зародыша [15]. Следовательно, границы нанозерен, обладающие достаточно большой удельной свободной энергией и избыточным объемом, сохранят роль катализаторов процессов зарождения новых фаз при пластическом деформировании под давлением.

Внешнее давление может оказывать влияние и на процессы формирования большеугловых границ общего типа. Как правило, границы общего типа несимметричны. Их дислокационная структура условно представлена на рис. 5. Наряду с дислокационной стенкой AB, вносящей основной вклад в определение угла относительного разворота кристаллитов K_1 и K_2, в структуру границы включено скопление *CD*, состоящее из зернограничных краевых дислокаций, компенсирующих несоответствие межатомных расстояний соседних кристаллитов в плоскости границы. Такая граница может быть получена тремя разными способами: в результате процессов динамической рекристаллизации, межзеренного скольжения и при поглощении специальной границей наклона решеточных дислокаций с произвольным направлением вектора Бюргерса.

Из графиков, приведенных на рис. 2, можно видеть, что большеугловая граница наклона общего типа всегда имеет больший свободный объ-

ем, чем специальная граница наклона с таким же углом разориентировки кристаллитов. Однако в дислокационной стенке *AB*, входящей в состав границы, отношение объема каждой дислокации к объему одиночной дислокации вне скопления меньше единицы, а в скоплении *CD* этот параметр превышает единицу. Отсюда следует, что суммарный объемный эффект при образовании границы наклона общего типа из неупорядоченных дислокационных скоплений зависит от соотношения объемных эффектов при образовании дислокационной стенки *AB* и скопления *CD*. Поэтому, внешнее сжимающее давление может различным образом влиять на процессы формирования границ наклона общего типа. Очевидно, что оно будет активизировать любые процессы деформации и рекристаллизации, приводящие к уменьшению общего объема материала.

К примеру, давление может способствовать развитию процессов межзеренного скольжения, преобразующих границу наклона общего типа в специальную границу наклона.

Такой процесс можно осуществить, сдвиговой деформацией кристаллита K_2, (зафиксировав положение одной из его границ, рис. 5) до восстановления зеркальной симметрии расположения его атомных плоскостей с плоскостями кристаллита K_1. При этом скопление *CD* исчезнет, а плотность дислокаций в стенке *AB* немного понизится. В результате такой деформации общий объем материала может уменьшиться. В этом случае давление будет способствовать процессу преобразования несимметричной границы наклона в специальную границу наклона. И, наоборот, давление должно противодействовать процессам межзеренного скольжения, преобразующим специальные границы в несимметричные границы общего типа, поскольку общий объем наноматериала при этом будет увеличиваться.

С другой стороны, при определенных условиях пластического деформирования сжимающее давление может способствовать преобразованию специальных границ наклона в границы общего типа. Структурные превращения такого рода связаны с поглощением решеточных дислокаций межкристаллитными границами [9, 11, 12].

Действительно, при поглощении межкристаллитной границей наклона, решеточная краевая дислокация может диссоциировать на две зернограничные дислокации, одна из которых, с параллельным границе вектором Бюргерса, пополнит скопление *CD*, а другая, с ортогональным границе вектором Бюргерса, встроится в стенку *AB*. Общий объем материала может уменьшиться, если ортогональная компонента вектора Бюргерса существенно превысит его параллельную составляющую. В этом случае внешнее давление будет способствовать процессам преобразования специальных границ в границы общего типа. Аналогичным образом давление будет активизировать процессы динамической рекристаллизации, формирующие межкристаллитные границы общего типа из дислокационных скоплений, в результате которых общий объем деформируемого наноматериала будет уменьшаться.

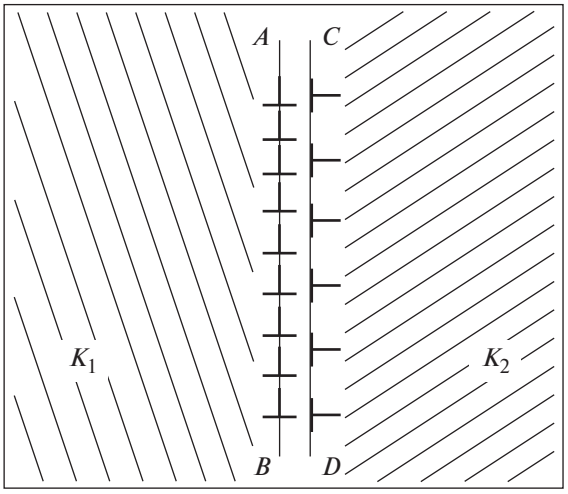

Рис. 5. Дислокационная модель большеугловой несимметричной границы наклона общего типа между кристаллитами K_1 и K_2. Пояснения в тексте.

С учетом сказанного можно сделать вывод, что механизмы влияния давления на процессы формирования наноструктуры металлов на каждом этапе деформирования различны.

На начальном этапе деформирования, когда плотность дислокаций в неупорядоченных дислокационных скоплениях мала и температурные условия недостаточны для реализации процессов динамической рекристаллизации, давление играет определяющую роль в развитии процессов полигонизации и образования субструктуры в объемах кристаллитов деформируемых поликристаллов.

По мере измельчения субструктуры и повышения в ней плотности неупорядоченных решеточных дислокаций в процесс формирования наноструктуры будут включаться процессы динамической рекристаллизации. На этом этапе роль давления состоит в активации процессов рекристаллизации и процессов поглощения решеточных дислокаций межкристаллитными границами, приводящих к уменьшению объема материала.

При низких температурах деформирования наноструктура будет формироваться в основном под влиянием давления, а при повышенных температурах свойства наноструктуры в целом будут определяться процессами динамической рекристаллизации. Однако при достаточно малом среднем размере нанокристаллитов ($20 \geq D \geq 3$) нм их объемы освобождаются от решеточных дислокаций [1]. В результате, процессы динамической рекристаллизации на дислокационных скоплениях будут подавлены. Механизмы пластического деформирования наноматериала в этом случае могут осуществляться только на основе процессов

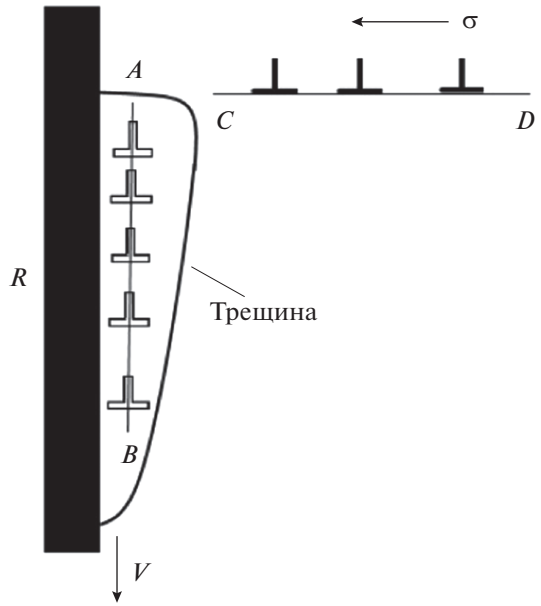

Рис. 6. Схема микроскопического механизма разрушения металлов. Пояснения в тексте.

межзеренного скольжения, деформационного двойникования и полиморфных превращений мартенситного типа [2, 4]. Поэтому основным регулятором формирования наноструктуры на этом этапе снова становится давление.

Поскольку в нанокристаллитах малых размеров количество дислокаций становится незначительным, скорость поглощения решеточных дислокаций межкристаллитными границами на этом этапе снижается, и интенсивность процессов образования новых границ общего типа будет ослабевать. В этих условиях, структура границ общего типа под влиянием давления и процессов межзеренного скольжения будет постепенно приближаться к структуре специальных границ. Общая плотность большеугловых границ с течением времени деформирования может возрастать только за счет процессов двойникования и полиморфных превращений [2, 4], но скорость повышения свободного объема наноматериала будет постепенно стремиться к нулю.

При приближении структуры наноматериала к рентгено-аморфному состоянию $D \leq 3$ нм, плотность межкристаллитных границ становится столь высокой, что становится возможным осуществление процессов динамической рекристаллизации на плотных скоплениях межкристаллитных границ. В результате, в рентгено-аморфной матрице будут образовываться отдельные вкрапления более крупных нанокристаллитов с $D \gg 3$ нм [2]. Экспериментально этот процесс наблюдался в работе [16] и был назван процессом нанокристаллизации. Поскольку суммарная площадь границ в этом процессе уменьшается, а скорость роста избыточного объема наноматериала становится отрицательной, давление будет способствовать возникновению процессов деформационной нанокристаллизации рентгено-аморфных металлов и протеканию циклических превращений: “рентгено-аморфное состояние” ⇔ ⇔ “нанокристаллизация” [2, 16].

2.2. Влияние давления на механизмы разрушения наноматериалов

Известно, что предельная плотность дислокаций, при максимальной степени пластической деформации $\varepsilon_{pl,0} \approx 0.2$–$0.3$, предшествующей разрушению металлов в нормальных условиях, не превышает значений $\rho_d \approx 10^{15}$–10^{16} м$^{-2}$ [17]. Используя дислокационные представления о структуре межкристаллитных границ (см. рис. 3–5) и полагая среднее по объему значение угла разориентировки кристаллитов в наноструктуре близким к $\theta \approx 30°$, легко подсчитать, что уже при $D \approx 5$ нм по условному количеству дислокаций в единице объема наноструктура металлов эквивалентна упорядоченному дислокационному скоплению с плотностью $\rho_n \approx 10^{17}$–10^{18} м$^{-2}$. Это означает, что для создания такой наноструктуры, степень пластической деформации ε_n должна намного превышать величину $\varepsilon_{pl,0}$. Важно, что разрушения наноматериалов при этом не происходит. В этих условиях становится актуальным исследование механизмов влияния давления на процесс разрушения наноматериалов.

Схема, поясняющая возможные микроскопические механизмы разрушения при деформировании металлов, представлена на рис. 6 [18]. Под действием сдвигового напряжения σ скопление типа *CD* прижато к некоторому препятствию *R*. При достаточно большом количестве дислокаций в скоплении, напряжения вблизи препятствия превысят значение критического усилия разрыва атомных связей и приведут к образованию узкой трещины раскола, распространяющейся вдоль препятствия со скоростью *V*.

Обычно описание деформационных полей, создаваемых такой трещиной, проводится на основе модели, в которой трещины заменены соответствующим вертикальным скоплением дислокаций типа *AB*. Эти “мнимые” дислокации (на рис. 6 они изображены пустотелым значком) получили название раскалывающих дислокаций. Предполагается, что они имеют такие же поля деформаций, как и реальные дислокации [18].

Опираясь на эту модель и графики, приведенные на рис. 2, можно дать достаточно полное описание влияния внешнего давления на микромеханизмы разрушения наноматериалов.

Анализ кривых *2–5* рис. 2 показывает, что внешнее давление будет препятствовать образованию заторможенных у препятствий скоплений типа *CD*. Существует несколько механизмов такого торможения. Во-первых, давление может подавлять работу источников Франка–Рида, уве-

личивающих число дислокаций в скоплениях *CD* [7, 9]. Во-вторых, давление будет способствовать выводу дислокаций из скоплений *CD* и выстраиванию их в реальные дислокационные стенки типа *AB*. В-третьих, оно может активизировать поглощение дислокаций из скопления границами препятствий. В результате, концентрация напряжений у препятствий, будет снижена и станет недостаточной для разрыва атомных связей.

Из кривой *1* рис. 2 следует, что сжимающее давление должно препятствовать увеличению расстояния между дислокациями в скоплении *AB* и росту длины трещины. Это означает, что сжимающее давление будет подавлять распространение микротрещин.

Вместе с тем, из графиков, приведенных на рис. 2 видно, что любое преобразование скопления *CD* в скопление *AB* приводит к уменьшению избыточного объема наноматериалов. Следовательно, сжимающее давление всегда будет способствовать преобразованию скопления *CD* в скопление *AB*. Но поскольку рост длины скопления раскалывающих дислокаций также невыгоден, давление будет максимально уменьшать длину скопления *AB*, закругляя профиль трещины и превращая ее в пору (рис. 7).

Таким образом, внешнее давление оказывает сложное влияние на процессы разрушения. С одной стороны, оно может ускорять, а не блокировать процессы зарождения микротрещин. Но при этом оно всегда подавляет рост и распространение микротрещин раскола, способствуя развитию процессов порообразования. Соответствующие условия для порообразования наблюдаются при деформировании металлов с достаточно малым размером зерен межзеренным скольжением [19].

При высоких температурах деформирования под давлением эти поры могут залечиваться диффузионным путем. Однако при пониженных температурах, когда процессы диффузии заторможены, в материалах может сохраниться остаточная пористость. Развитие пористости в стыках зерен наблюдалось экспериментально во многих сплавах с ультра мелким зерном, продеформированных в условиях сверхпластичности [19].

В дополнение к сказанному о роли сжимающего давления при деформировании металлов, отметим, что отрицательные значения давления, реализуемые при растяжении материалов, должны способствовать росту плотности дислокаций в скоплениях типа *CD* и понижению плотности дислокаций в скоплениях типа *AB* (рис. 6). Это объясняет, почему растягивающие механические напряжения при деформировании могут ускорять процессы зарождения и распространения микротрещин, наблюдаемые экспериментально [7, 18].

2.3. Оценка величины избыточного объема

Адекватность дислокационных моделей, использованных выше для описания атомной

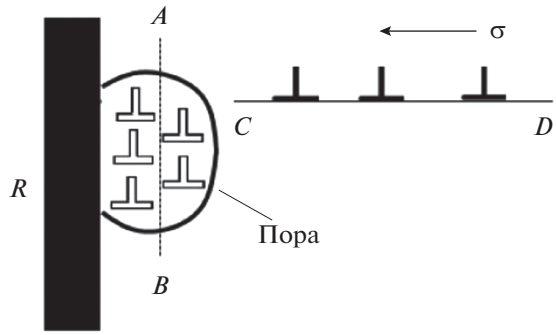

Рис. 7. Схема микроскопического механизма формирования пор. Пояснения в тексте.

структуры межкристаллитных и межфазных границ, можно проверить, сопоставив результаты моделирования с известными экспериментальными данными. Для этого достаточно с их помощью оценить величину избыточного объема δV_n в нанокристаллических металлах и сплавах, получаемых методами интенсивного пластического деформирования под давлением.

Выше были приведены оценки, показывающие, что в рамках дислокационных представлений наноструктура материалов со средним размером нанокристаллитов $D \approx 5$ нм и средним углом разориентировки границ наклона $\theta \approx 30°$, эквивалентна упорядоченному скоплению дислокаций с плотностью $\rho_n \approx 10^{17}$–10^{18} м$^{-2}$.

Известно также, что наноструктуры пластически деформированных металлов содержат преимущественно большеугловые границы общего типа [1, 20]. Поскольку большеугловые границы можно построить из скоплений типа *AB*, с уменьшенным избыточным объемом дислокаций, и скоплений типа *CD*, с увеличенным избыточным объемом дислокаций, можно предположить, что среднее значение избыточного объема на единицу длины каждой из дислокаций, имитирующих наноструктуру, незначительно отличается от избыточного объема отдельных дислокаций в неупорядоченных скоплениях. Отсюда находим, что полный избыточный объем наноматериала должен быть пропорционален плотности условных дислокаций, имитирующих наноструктуру, и избыточному объему отдельной дислокации (см. рис. 2). Для плотности $\rho_n \approx 10^{17}$–10^{18} м$^{-2}$ получим $\delta V_n \approx 1\%$. Несмотря на некоторую грубость предположений, относительно структуры границ зерен, принятых при проведении оценок, полученное значение хорошо согласуется с данными, представленными в работах [14, 20–22]. Это означает, что использованные в работе дислокационные модели границ зерен в сочетании с нелинейной теорией необратимых деформаций [10, 22], могут служить полезным инструментом при исследовании объемных эффектов, возникающих

при пластическом деформировании наноструктурированных металлов под давлением.

3. ВЫВОДЫ

1. Влияние внешнего давления на процессы формирования и разрушения наноструктуры в пластически деформируемых металлах и сплавах обусловлено наличием у дефектов кристаллической структуры избыточного объема.

2. На начальных этапах формирования наноструктуры металлов и при пониженных температурах деформации внешнее давление является основным фактором, определяющим скорости процессов формирования субструктуры и превращения ее в систему большеугловых границ общего типа.

3. При повышенных температурах деформации давление способствует развитию процессов динамической рекристаллизации, формирующих основные элементы наноструктуры материала.

4. При достаточно малых размерах нанокристаллитов давление является важным фактором эволюции наноструктуры металлов и сплавов. Его влияние на процессы деформации может приводить к преобразованию структуры большеугловых границ общего типа в структуру специальных границ.

5. Сжимающее давление должно способствовать развитию процессов динамической рекристаллизации при пластическом деформировании металлов и сплавов в рентгено-аморфном структурном состоянии, поскольку эти процессы всегда направлены в сторону уменьшения общего объема материала.

6. При деформировании предварительно отожженных металлов сжимающее давление препятствует образованию больших дислокационных скоплений, способствующих зарождению и росту микротрещин.

7. Сжимающее давление может ускорять процессы зарождения микротрещин. Однако, оно эффективно подавляет процессы распространения и роста присутствующих в металле микротрещин раскола, и при определенных условиях может способствовать образованию пор на стыках зерен мелкокристаллических и наноструктурированных материалов.

Работа выполнена по НИР рег. № АААА-А17-117022250038-7.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Estrin E., Vinogradov A.* Extreme grain refinement by severeplastic deformation: A wealth of challenging science // Acta Mater. 2013. V. 61. P. 782–817.
2. *Васильев Л.С., Корзников А.В.* Неравновесные кооперативные явления и процессы при интенсивном пластическом деформировании металлов и сплавов. I. Деформационно-индуцированные структурные превращения // Деформация и разрушение материалов. 2014. № 3. С. 2–11.
3. *Глезер А.М., Поздняков В.А.* Механизмы релаксации и различные пути эволюции дефектной структуры при больших пластических деформациях // ДАН. 2004. Т. 398. № 6. С. 756–758.
4. *Wu X., Tao N., Hong Y., Lu J., Lu K.* $\gamma \to \varepsilon$ martensite transformation and twinning deformation in fcc cobalt during mechanical attrition treatment // Scripta Mater. 2005. V. 52. P. 547–551.
5. *Васильев Л.С.* К теории предельных состояний наноструктур деформированных твердых тел // ЖЭТФ. 2009. Т. 136. Вып. 2 (8). С. 254–264.
6. *Тейтель Е.И., Метлов Л.С., Гундеров Д.В., Корзников А.В.* О природе индуцируемых интенсивными пластическими деформациями структурных и фазовых превращений в твердых телах // ФММ. 2012. Т. 113. № 12. С. 1230–1237.
7. *Полухин П.И., Горелик С.С., Воронцов В.К.* Физические основы пластической деформации. М.: Металлургия, 1982. 584 с.
8. *Рыбин В.В.* Большие пластические деформации и разрушение металлов. М.: Металлургия, 1986. 224 с.
9. *Хирт Дж., Лоте И.* Теория дислокаций. М.: Атомиздат, 1972. 598 с.
10. *Васильев Л.С., Ломаев С.Л.* Избыточный объем материалов с дислокациями // ФММ. 2019. Т. 120. № 5.
11. *Косевич В.М., Иевлев И.М., Палатник Л.С., Федоренко А.И.* Структура межкристаллитных и межфазных границ. М.: Металлургия, 1980. 256 с.
12. *Келли А., Гровс Г.* Кристаллография и дефекты в кристаллах. М.: Мир, 1974. 496 с.
13. *Васильев Л.С., Ломаев И.Л.* О возможных механизмах эволюции наноструктур при интенсивной пластической деформации металлов и сплавов // ФММ. 2006. Т. 101. № 4. С. 417–424.
14. *Васильев Л.С., Ломаев С.Л.* Механизм образования избыточного объема в однокомпонентных нанокристаллических материалах // Физическая мезомеханика. 2017. Т. 20. № 2. С. 50–60.
15. *Русанов А.И.* Фазовые равновесия и поверхностные явления. Издательство Химия, 1967. 387 с.
16. *Носова Г.И., Шалимова А.В., Сундеев Р.В., Глезер А.М., Панкова М.Н., Шеляков А.В.* Наблюдение аморфно-кристаллических фазовых переходов при мегапластической деформации сплава $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ // Кристаллография. 2009. Т. 54. № 6. С. 1111–1118.
17. *Штремель М.А.* Прочность сплавов, I. Дефекты решетки. М.: Металлургия, 1982. 278 с.
18. *Владимиров В.И.* Физическая природа разрушения металлов. М.: Металлургия, 1984. 280 с.
19. *Новиков И.И., Портной В.К.* Сверхпластичность сплавов с ультрамелким зерном. М.: Металлургия, 1981. 168 с.
20. *Валиев Р.З., Александров И.В.* Объемные наноструктурные металлические материалы: получение, структура и свойства М.: ИКЦ “Академкнига”, 2007. 389 с.
21. *Алымов М.И., Анкудинов А.Б., Агафонов К.Н., Зеленский В.А., Аверин С.И.* Влияние размера зерна на плотность объемных нанокристаллических материалов // Металлы. 2005. № 3. С. 95–97.
22. *Васильев Л.С., Ломаев С.Л.* Упругие свойства, внутренние напряжения и свободный объем наноматериалов // ФММ. 2017. Т. 118. № 7. С. 735–742.