

PACS: 61.72.Qq, 81.40.-z, 81.40.Vw

Я.Е. Бейгельзимер, Б.М. Эфрос, О.В. Прокофьева

## ФРАГМЕНТАЦИЯ СТРУКТУРЫ И РАЗРУШЕНИЕ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ БОЛЬШИХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЯХ: ПРЕДПОСЫЛКИ К МОДЕЛИРОВАНИЮ

Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины  
ул. Р. Люксембург, 72, г. Донецк, 83114, Украина

Статья поступила в редакцию 4 марта 2004 года

*На основе экспериментов по большим пластическим деформациям металлов сделаны обобщения и сформулированы физические предпосылки модели структурной эволюции материала. Эта модель базируется на взаимосвязи между процессами его фрагментации и разрушения, которые предложено рассматривать как дополняющие друг друга. Для обоснования положенных в основу модели гипотез приведены физические предпосылки и экспериментальные данные. Изучено влияние на формирование деформационной структуры материала таких факторов, как высокое гидростатическое давление и немонотонность деформирования. Рассмотрены основные сценарии фрагментации – для материалов с высокой и низкой энергией дефектов упаковки (ЭДУ). Обнаружена взаимосвязь с теорией фракталов и обоснована возможность ее применения к исследуемым явлениям. Сделаны выводы по проектированию процессов больших пластических деформаций, направленных на получение материалов с ультрамелкозернистой (УМЗ) структурой.*

### Введение

В последнее время большой интерес вызывают УМЗ-материалы, получаемые методами интенсивных пластических деформаций (ИПД). Исследования показывают, что эти материалы обладают уникальным сочетанием значительной прочности с высокой пластичностью [1].

В основе методов ИПД лежат процессы обработки материалов давлением, обеспечивающие накопление больших деформаций, сопровождающееся интенсивной фрагментацией структуры. К таким процессам относятся: равноканальная угловая экструзия [1,2], винтовая экструзия [3], всесторонняя ковка [4] и др.

При разработке технологии ИПД возникает необходимость в прогнозировании фрагментации и разрушения обрабатываемых материалов во время большой пластической деформации.

Существует ряд моделей, позволяющих прогнозировать изменение структуры металлических материалов в ходе обработки давлением (Tvergaard, 1992; Needleman, 1994; Beygelzimer et al., 1994), однако еще не разработана модель, которая учитывала бы взаимосвязь между процессами фрагментации структуры и ее разрушения.

В настоящей статье на базе экспериментов по большим пластическим деформациям материалов делаются обобщения и формулируются физические предпосылки к такой модели.

Основная идея работы состоит в том, что процессы фрагментации и микроразрушения (образование и накопление микронесплошностей) при больших пластических деформациях в определенном смысле дополняют друг друга: увеличение интенсивности одного из них приводит к снижению интенсивности второго. Это положение пока является нашей гипотезой, но в работе приведены физические соображения и экспериментальные результаты, обосновывающие ее выдвижение.

Данная гипотеза позволяет сформулировать некоторые конструктивные рекомендации по проектированию процессов ИПД, проверка которых на практике определит адекватность гипотезы.

### Фрагментация структуры и микроразрушение – пути релаксации внутренних напряжений

Согласно принципу Ле-Шателье внешняя нагрузка, приложенная к поликристаллу и вызывающая упругие деформации кристаллической решетки, стимулирует в нем процессы, стремящиеся ослабить результаты ее воздействия, т.е. снизить эти деформации. Если рассматривать процесс нагружения с таких позиций, то при пластической деформации металлы не упрочняются, а, наоборот, пытаются снизить внешнюю нагрузку путем уменьшения упругих деформаций. Сказанное поясняет рис. 1.

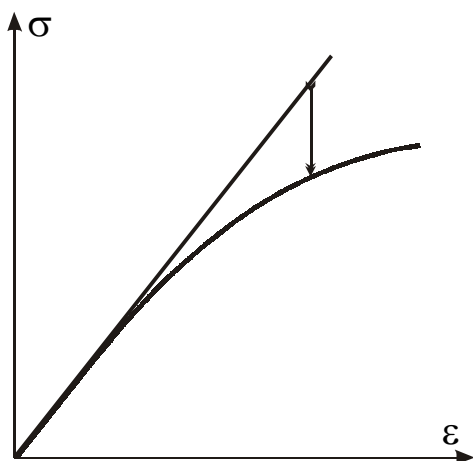


Рис. 1. Кривая напряжение–деформация поликристалла

Материалы неоднородны, и указанные выше процессы представляют собой перенос атомов из мест наибольшего сжатия в места, где сжимающие напряжения меньше.

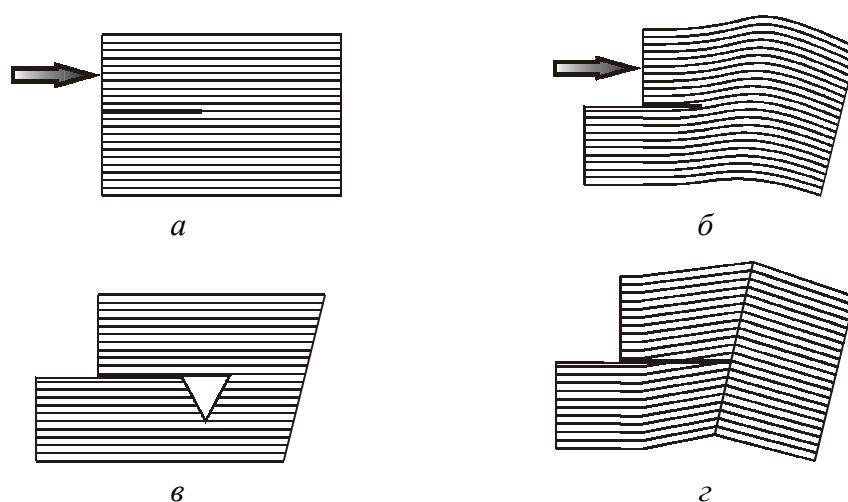
В поликристаллических материалах существует несколько элементарных механизмов переноса вещества (дислокационное скольжение, поперечное движение дислокаций, диффузия, двойникование и т.д.), каждый из которых имеет свою энергию активации и при заданных параметрах внешнего воздействия (напряжение, скорость деформирования, температура) обеспечивает определенную скорость деформации.

Деформацию материала в данных условиях контролируют механизмы, обеспечивающие максимальную скорость деформации, т.е. наиболее эффективно снижающие внешнюю нагрузку (см. карты механизмов деформации Эшби [5]).

Ввиду структурной неоднородности материала его пластическая деформация как целого может осуществляться лишь путем совместной деформации отдельных структурных элементов, под которыми мы понимаем однородные области кристаллитов. Согласно Р. Мизесу такой структурный элемент способен деформироваться произвольным образом, если в нем работают пять независимых систем скольжения. Как правило, работают максимум 2–3 системы. Поэтому по мере деформации материала происходит блокирование сдвигов в пределах структурных элементов, в результате чего растут внутренние микронапряжения, которые являются основной причиной деформационного упрочнения при относительно малых пластических деформациях.

Внутренние напряжения существенно неоднородны и приводят к изгибам и кручениям кристаллической решетки, которые увеличиваются с ростом деформации. Релаксация этих напряжений возможна по двум основным путям: относительному развороту отдельных элементов кристаллической решетки с формированием границ разориентации и образованию так называемых зародышевых микронесплошностей. Первый путь ведет к фрагментации кристаллитов и связанному с этим упрочнению материала, второй – к росту поврежденности его структуры и снижению пластичности. Схема, приведенная на рис. 2, иллюстрирует появление зон перенапряжений, их структуру и возможные варианты релаксации.

Вероятности реализации первого и второго путей определяются свойствами материала, давлением, температурой и скоростью деформации. С ростом величины давления вероятность образования зародышевых микронесплошностей,



**Рис. 2.** Схема, поясняющая возникновение зоны перенапряжений при неоднородном сдвиге в кристалле (а, б) и ее релаксацию путем образования микропоры (в) и зародыша высокоугловой границы (г)

как правило, снижается, и напряжения релаксируют путем формирования границ разориентации.

Из этих рассуждений следует, что, увеличивая давление, можно «превратить» процесс разрушения в процесс фрагментации. Такой вывод соответствует известному экспериментальному факту, состоящему в том, что при деформации под давлением реализуются все те же микроструктуры, что и без давления, но при меньших степенях деформации [6].

На основании приведенного анализа можно высказать следующую гипотезу: процессы деформации, приводящие к существенному снижению пластичности материала, при наложении давления должны активизировать формирование фрагментированной структуры.

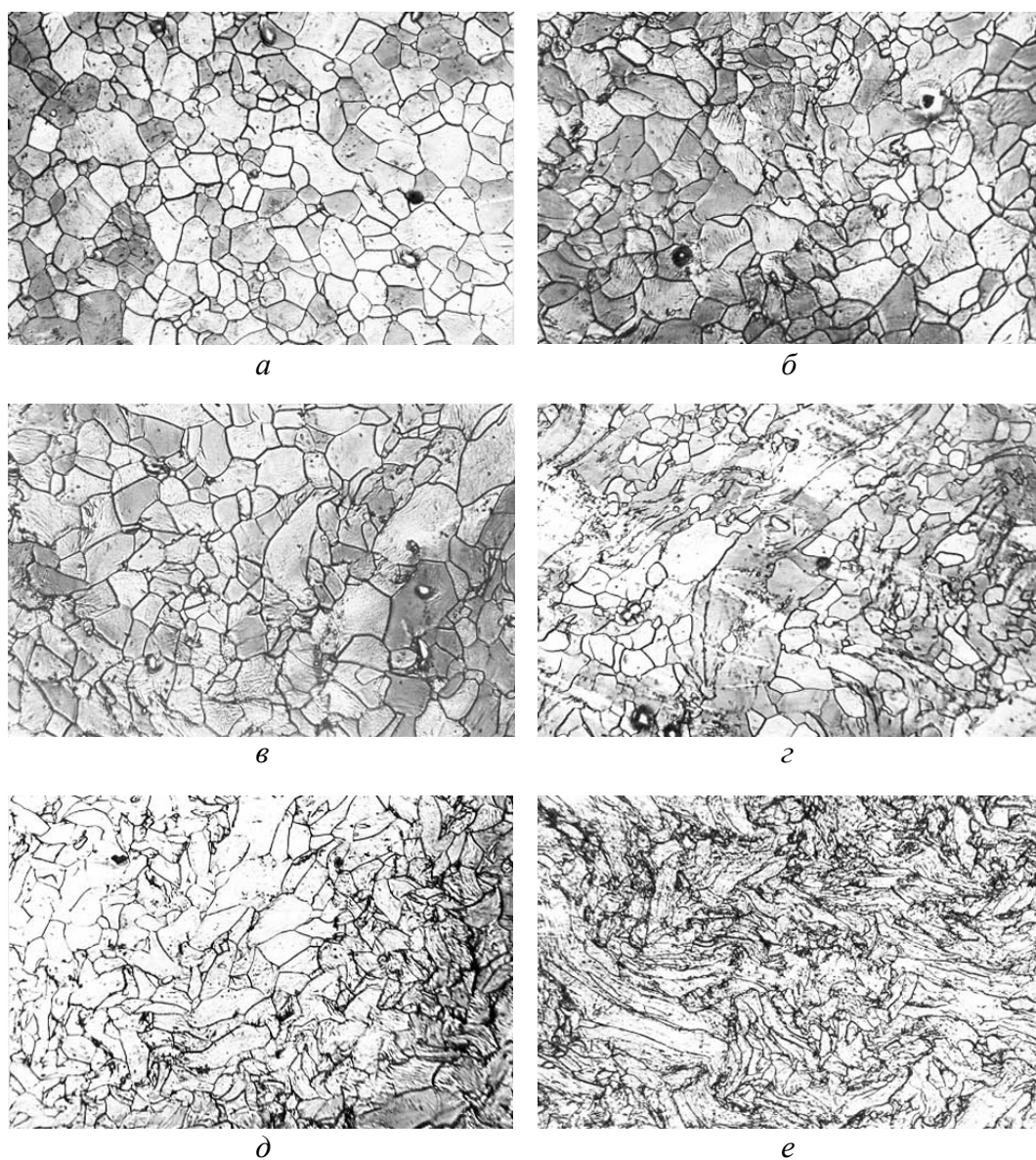
В качестве одного из доводов в пользу этой гипотезы приведем следующий факт. Согласно [7–9] наиболее низкие значения пластичности многих материалов характерны для схемы простого сдвига (*simple shear*). В то же время, в соответствии с экспериментами (см. [10]), простой сдвиг под давлением наиболее эффективен в плане фрагментации.

Если высказанная гипотеза подтвердится, то феноменологические модели фрагментации и основанные на них методы проектирования ИПД для формирования в металлах УМЗ-структур можно будет построить на базе достаточно хорошо разработанного аппарата теории деформируемости материалов при обработке давлением.

### **Влияние гидростатического давления на эволюцию структуры при ИПД**

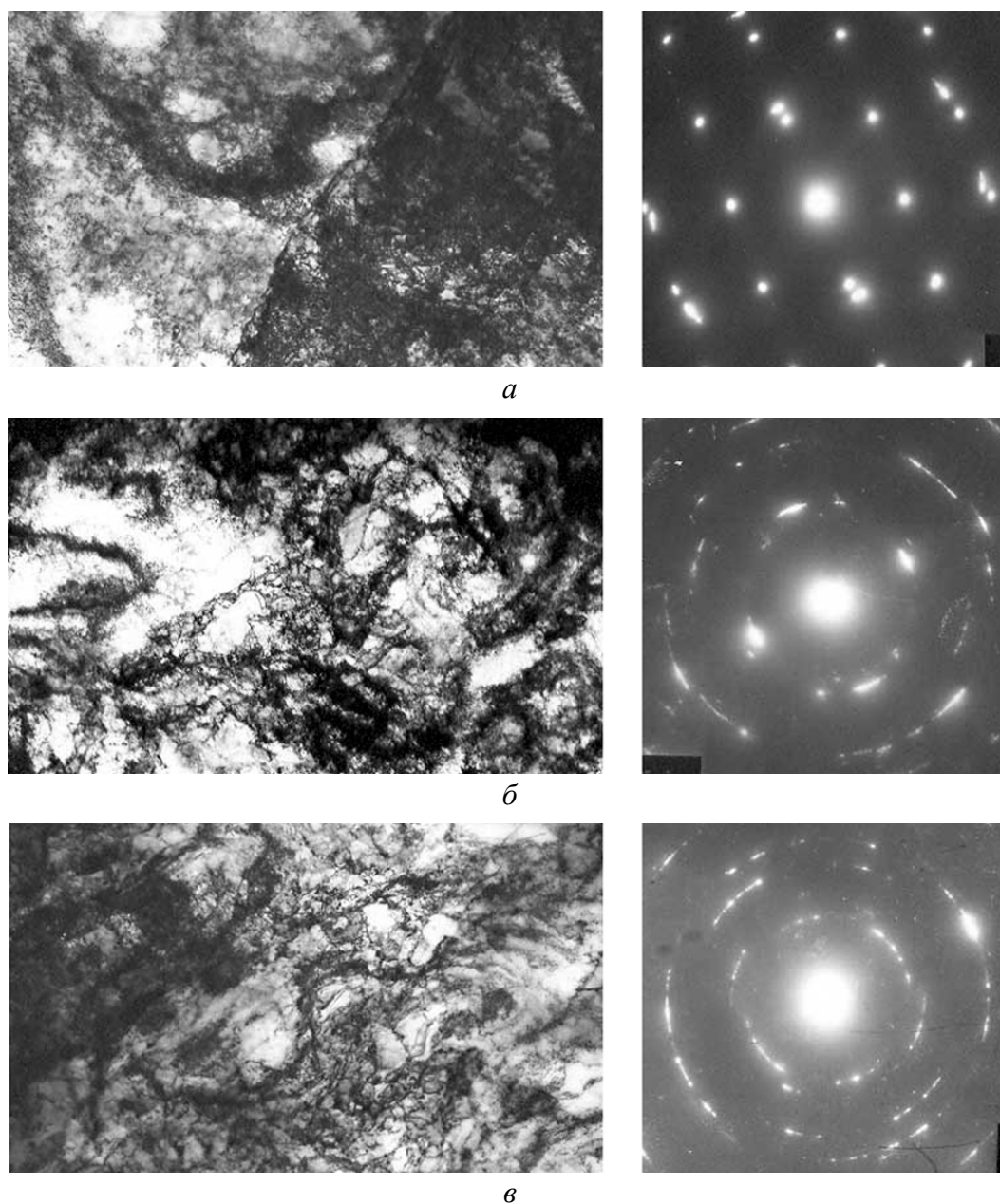
В пользу высказанных выше предположений относительно роли гидростатического давления в процессе деформации свидетельствуют следующие экспериментальные факты. В частности, на рис. 3 представлены микроструктуры молибдена после гидроэкструзии, соответствующие одинаковой степени деформации, но отличающиеся величиной противодействия  $P_{bp}$ . Видно, что с ростом степени деформации наблюдается измельчение зеренной структуры, а при достаточно больших деформациях она приобретает вихревой характер. Повышение давления гидроэкструзии за счет противодействия приводит к более интенсивной фрагментации микроструктуры материала, при этом вихревой характер ее усиливается (рис. 3, *d, e*). Данный факт обусловлен активизацией дополнительных источников сдвига, в том числе и вдоль «запрещенных» систем скольжения, которая связана с увеличением давления гидроэкструзии.

Характер субструктуры и ее микродифракция для гasketки из нержавеющей стали Т301 после одноосного сжатия в алмазных наковальнях [11], представленные на рис. 4, иллюстрируют происходящую в материале эволюцию структуры. В исходном состоянии наблюдается граница зерна, и микродифракция показывает наличие монокристаллической ориентации двух зерен. Рост давления при сжатии в наковальнях приводит к дисперги-



**Рис. 3.** Микроструктура молибдена после гидроэструзии ( $\times 300$ ):  $a - e = 0.36$ ,  $P_{bp} \approx \approx 0.1$  МПа;  $б - e = 0.36$ ,  $P_{bp} = 900$  МПа;  $в - e = 0.6$ ,  $P_{bp} \approx 0.1$  МПа;  $г - e = 0.6$ ,  $P_{bp} = 900$  МПа;  $д - e = 0.92$ ,  $P_{bp} \approx 0.1$  МПа;  $е - e = 0.92$ ,  $P_{bp} = 900$  МПа

рованию материала на субструктурном уровне вследствие формирования в нем разориентированной субзеренной структуры. Это качественно подтверждается электронно-микроскопическими изображениями последней и появлением кольцевой микродифракции. Если проследить за величиной упрочнения гasketки при сжатии в алмазных наковальнях путем измерения ее микротвердости, получим следующий результат (рис. 5,*a*). В центре гasketки, где давление максимально (кривая 1), микротвердость имеет большее значение при той же величине деформации, нежели микротвердость на периферии гasketки, где давление минимально (кривая 2). Изменяя степень



**Рис. 4.** Субструктура гasketки из нержавеющей стали после одноосного сжатия в алмазных наковальнях ( $\times 21000$ ) [11]:  $a - e = 0$ ;  $b - e = 1.6$ ,  $P_0 = 39$  GPa;  $c - e = 2.1$ ,  $P_0 = 57$  GPa

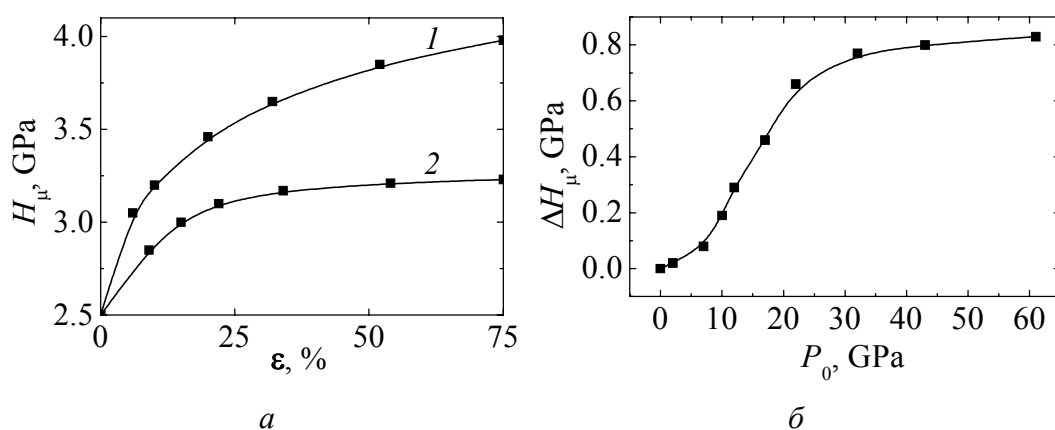
сжатия алмазных наковален и, следовательно, величину  $P_0$ , можно также проследить за изменением барического упрочнения (рис. 5,б).

Выше проиллюстрировано влияние давления на упрочнение. Более известным эффектом является его воздействие на пластичность материалов. Тот факт, что рост деформационной пористости тормозится или же подавляется при наложении высокого давления, иллюстрирует рис. 6 [12]. Очевидно, что чем больше величина давления, тем позднее начинается рост пористости материала, и тем большую деформацию он сможет выдержать.

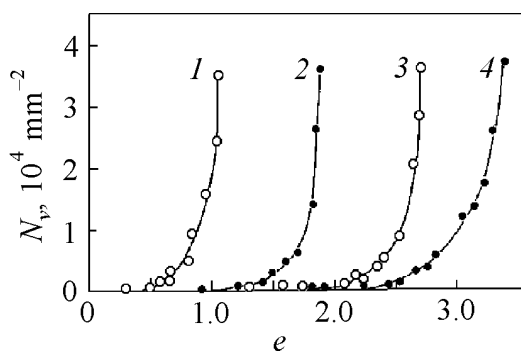
### Влияние смены направления нагружения и градиентов деформации

Эксперименты показывают сильное влияние немонотонности деформирования на упрочнение и пластичность металлических материалов. С «микроскопической» точки зрения это связано с двумя обстоятельствами.

Во-первых, при смене направления деформации происходит разрядка дислокационных зарядов, обуславливающих моментные напряжения. Это приводит к снижению составляющей напряжения течения, вызванной внутренними напряжениями (эффект Баушингера). Для создания свежих дислокационных зарядов необходимо произвести достаточно большую ( $\sim 0.1-0.2$ ) эквивалентную деформацию в новом направлении. Лишь после этого образуются дисклинация, которые, продвигаясь, формируют границы разориентации или же рождают микронесплошности. В подтверждение вышесказанного можно привести результаты работы [13], где показано, что при деформациях, возникающих в материале при усталостных испытаниях, в его структуре не формируются сильноориентированные фрагменты.



**Рис. 5.** Изменение характеристик упрочнения материала гasketки в процессе ее деформации в алмазных наковальнях: *a* – зависимость микротвердости  $H_{\mu}$  от степени пластической деформации  $\epsilon$ : 1 – в центре гasketки ( $r \sim 0$ ,  $P \sim P_0$ ), 2 – на периферии контакта гasketки с алмазными наковальнями ( $r \sim b$ ,  $P \sim P_{\min}$ ); *б* – зависимость степени упрочнения  $\Delta H_{\mu}$  гasketки от давления  $P_0$



**Рис. 6.** Плотность пор  $N_v$  в зависимости от деформации  $e$  образцов стали 1045 под давлением [12], МПа: 1 –  $\approx 0.1$ ; 2 – 420; 3 – 840; 4 – 1120. Крайние верхние точки на кривых соответствуют моменту появления макроскопической трещины

Во-вторых, при смене направления деформации в материале возникают условия для залечивания микронесплошностей, что приводит к повышению пластичности.

При получении УМЗ-материалов с помощью процессов накопления деформации важным является следующий вопрос: как влияет немоноктонность деформирования на интенсивность фрагментации? Согласно приведенным рассуждениям немоноктонность должна вызывать снижение интенсивности фрагментации структуры. Это согласуется с тем, что при немоноктонной деформации уменьшается интенсивность упрочнения, которое посредством закона Холла–Петча связано с фрагментацией. Коррелирует это утверждение и с высказанной выше гипотезой о том, что процессы, которые меньше снижают пластичность материала, приводят и к менее интенсивной его фрагментации. В наибольшей мере это относится к знакопеременной деформации.

В таком случае можно задаться вопросом: почему же для создания УМЗ-структур используют немоноктонные процессы ИПД, а не обычные процессы моноктонного формоизменения (прокатку, волочение и т.д.). Ответы, на наш взгляд, следующие.

Прежде всего, моноктонное формоизменение при больших деформациях приводит к чрезвычайно малым размерам изделий. Например, для получения прокаткой образца диаметром 50 мм с эквивалентной деформацией 10 (обычной для процессов ИПД) необходимо иметь исходную заготовку диаметром 7.4 м! Это просто нереально.

Кроме того, ИПД обычно основаны на процессах простого сдвига, которые, как указано выше, эффективны для фрагментации.

Есть еще и третье обстоятельство – граница разориентации возникает вследствие релаксации изгибов-кручений кристаллической решетки. Как правило, их связывают с внутренними напряжениями, обусловленными дислокационными зарядами. По этой причине оказывается, что площадь образовавшихся границ разориентации пропорциональна интенсивности деформации. Однако при таком рассмотрении упускаются из виду изгибы и кручения, обусловленные макроскопическими напряжениями. Они действительно несущественны при относительно малых градиентах тензоров скоростей деформаций и скоростей поворота. Но при деформации с большими градиентами указанных тензоров влияние моментных напряжений макроскопического происхождения становится значимым и дает свой вклад в изгибы кристаллической решетки. Естественно, оценки «большой» и «малый» определяются величиной кристаллитов обрабатываемого материала.

Эффективные ИПД, такие как кручение под давлением в наковальнях Бриджмена или равноканальная угловая экструзия, характеризуются именно очень узкими очагами деформации с большими градиентами тензоров скоростей деформаций и скоростей поворота.



Вполне возможно, что именно «макроизгибами» и «макрокручениями» обусловлена эффективность простого сдвига (*simple shear*) для процесса фрагментации. В отличие от чистого сдвига (*pure shear*) первый сопряжен с жесткими поворотами материальных частиц, причем скорость поворотов пропорциональна скорости сдвига. Из-за неоднородности поликристалла (речь идет о неоднородности масштаба гораздо большего размера зерна) возникает градиент сдвига, который связан с градиентом поворота, т.е. с изгибами и кручениями.

Все три ответа как бы подразумевают, что немонотонность отрицательно влияет на фрагментацию структуры, но этот недостаток вполне скомпенсирован достоинствами ИПД. Мы полагаем, что делать такое утверждение нельзя. Достаточно вспомнить хотя бы эксперименты П. Людвики по знакопеременному кручению. Выше отмечалось, что если после нескольких циклов знакопеременного кручения сделать закручивание в одну сторону, то кривая течения пройдет резко вверх, гораздо более резко, чем при постоянном кручении в одну сторону. Это говорит о том, что знакопеременная деформация может подготавливать структуру материала к интенсивной фрагментации при последующей монотонной деформации. Если учесть, что пластичность материала при этом остается высокой, то становятся очевидными положительные черты немонотонности, особенно в связи с тем, что методы ИПД необходимы лишь для получения заготовок, которые потом обрабатываются прокаткой, гидроэкструзией, волочением и т.д. (т.е. процессами с формоизменением, близким к монотонному).

По-видимому, эффективно также, в плане фрагментации структуры, применение знакопеременной деформации не до, а после достаточно длинного монотонного участка (порядка 0.5–1.0 по величине интенсивности). В этом случае на первой стадии нагружения материал накопит большую плотность дислокаций (высокий уровень внутренних напряжений), которые на второй стадии, образовав дисклинации, могут привести к его быстрой фрагментации без существенного снижения пластичности.

Таким образом, в настоящее время нет достаточных данных для окончательных суждений по поводу эффектов немонотонности деформации. Но это очень интересные и важные вопросы, которые требуют дальнейшего исследования.

### Геометрическая модель фрагментации

Возможны два основных сценария эволюции структуры материала при формировании границ разориентации.

Первый сценарий характерен для материалов с большой ЭДУ. В таких материалах возможно достаточно свободное поперечное скольжение дислокаций, что на начальной стадии обеспечивает перемещение атомов из мест сжатия в места растяжения. Это приводит к релаксации упругих изгибов и образованию слаборазориентированных ячеек.

При последующем нагружении напряжения продолжают расти и, следовательно, повышается необходимость в релаксации все больших изгибов кристаллической решетки. Тогда в местах наибольшей кривизны или кручения решетки, в областях концентраторов напряжений (например, на границах зерен) образуются подвижные концентраторы напряжений – дисклинации. Последние в дальнейшем движутся по кристаллу, превращая сильные упругие изгибы кристаллической решетки в высокоугловые границы дискретной разориентации. Происходит образование пластических шарниров (по терминологии сопротивления материалов) [14]. Дисклинация – концентратор моментных напряжений, а перенос вещества осуществляется дислокациями.

Заметим, что в некоторых материалах упругие изгибы решетки не преобразуются в границы фрагментов, но, перемещаясь по материалу, обеспечивают достаточно большие его деформации [15]. Такой механизм деформации авторы [15] назвали «диспланационным».

Дисклинации движутся по «намеченным дорожкам» – границам ячеек. При этом формируются мелкие, приблизительно равноосные сильноразориентированные фрагменты (субзерна).

Можно предложить две механические модели, иллюстрирующие рассматриваемый сценарий образования границ разориентации:

1) процесс смятия в руке куска бумаги, в результате чего гладкая поверхность бумаги разбивается складками на фрагменты. Складка является результатом превращения сильного упругого изгиба в пластический шарнир;

2) разрушение слоя краски на упругоизгибаемой поверхности. В этом случае с увеличением кривизны поверхности краска некоторое время тоже изгибается. При определенном критическом радиусе изгиба в слое краски образуется трещина, приводящая к временной релаксации изгибающих напряжений. По мере роста кривизны упругоизгибаемой поверхности таких трещин станет все больше, и они будут постепенно разбивать краску на все более мелкие фрагменты. Заметим, что аналогичная картина наблюдается при высыхании слоя старой краски или грязи, ее можно видеть также на старом асфальте.

Предложенные механические модели приводят к двум выводам.

Первый связан с распределением фрагментов по размерам. Естественно предположить, что пока размеры фрагментов гораздо больше критического радиуса изгиба, приводящего к образованию новой границы, физический механизм разбиения не зависит от величины фрагментов. В этом случае, согласно А.Н. Колмогорову [16], при последовательном дроблении возникает логонормальный закон распределения фрагментов по размерам. Этот вывод соответствует эксперименту [1,17].

Второй вывод связан с тем, что когда размер фрагмента достигает порядка критического радиуса изгиба, последующее деление прекращается. Дело в том, что для достаточно большого изгиба или кручения таких малых фраг-

ментов необходимы высокие внутренние напряжения. Последние же не могут расти неограниченно, поскольку этому препятствуют процессы проскальзывания отдельных фрагментов друг относительно друга и процессы динамической рекристаллизации.

Прекращение фрагментации структуры приводит к тому, что при больших деформациях размеры всех фрагментов постепенно становятся равными минимально возможному размеру. При последующей деформации размер фрагментов не изменяется, внутренние напряжения не увеличиваются, так как релаксируют путем проскальзывания фрагментов друг относительно друга или же путем динамической рекристаллизации. При этом устанавливается также динамическое равновесие между процессами образования и залечивания микронесплошностей [6].

На той стадии фрагментации, когда закон деления не зависит от размера фрагментов, возникает так называемый автомодельный (самоподобный) процесс, приводящий, как правило, к образованию фрактальных структур [18,19]. Если допустить, что последовательные множества высокоугловых границ, возникающие в ходе этого процесса, являются предфракталами одного и того же фрактала, то получим такую оценку для площади данного множества в единице объема материала:  $S \sim d^{-\nu}$ , где  $d$  – характерный размер фрагмента,  $\nu = D - 1$ , а  $D$  – фрактальная размерность множества линий на плоскости, пересекающей высокоугловые границы (множества границ на металлографическом шлифе материала).

Величина  $D$  лежит в пределах  $1 < D < 2$ . Если размеры элементов предфракталов (имеются в виду элементы одного уровня) распределены в широком диапазоне, то размерность фрактала существенно отличается от 2. Если же размеры элементов приблизительно одинаковы, то размерность фрактала приближается к 2 (например, фрактал типа сетки с одинаковыми ячейками, постепенно заполняющий всю плоскость [20]).

Из приведенного анализа следует, что на автомодельной стадии фрагментации  $\nu = \text{const}$ , величина которой лежит между 0 и 1, а на заключительной стадии, когда размеры фрагментов приближаются к минимальному,  $\nu \rightarrow 1$ .

Полученное выше соотношение для удельной площади границ аналогично закону Холла–Петча:  $\sigma_s \sim d^{-\lambda}$  ( $\sigma_s$  – напряжение течения). Интересен и тот факт, что при больших деформациях  $\lambda \rightarrow 1$  [21]. Возможно, это простое совпадение. Но, может быть, здесь заложен и более глубокий смысл. Ведь большие деформации сопряжены со сдвигами по неравновесным высокоугловым границам [22]. Тогда из равенства работы внешних сил величине диссипации энергии в объеме материала (при больших пластических деформациях внутренняя упругая энергия практически не увеличивается) следует, что  $\sigma_s$  должно быть пропорционально  $S$ .

В связи со сказанным интересно было провести исследования по сопоставлению в эксперименте величин  $\nu$  и  $\lambda$ .

Завершая анализ первого сценария фрагментации, можно выдвинуть следующую гипотезу: для материалов с высокой ЭДУ при больших деформациях достигается стационарная предельная структура, обеспечивающая такому материалу идеальную пластичность в смысле как отсутствия последующего упрочнения, так и деформации без разрушения.

Рассмотрим второй сценарий образования границ разориентации, который характерен для материалов с низкой ЭДУ. В таких материалах поперечное скольжение дислокаций затруднено. Поэтому напряжения, связанные с изгибом кристаллической решетки, не релаксируют путем образования слаботорсионированных ячеек, а возрастают до «макроскопического масштаба». Другими словами, они определяются уже внешним напряженным состоянием, а не внутренней неоднородностью материала.

Подобная ситуация характерна, например, для сжатых многослойных геологических структур [23]. Известно, что при больших напряжениях, при блокировке механизмов скольжения такие структуры теряют устойчивость с образованием складок (*kink bands*). Последние имеют вид узких полос, ориентированных под определенными углами к направлениям главных напряжений. Зарождаются *kink bands* на концентраторах напряжений, а распространяются благодаря тому, что их вершины становятся подвижными концентраторами, которые можно описать диполями частичных дисклинаций.

Аналогичные *kink bands*, по-видимому, образуются и при больших пластических деформациях материалов с малой ЭДУ. Они имеют некристаллографическую природу, кристаллическая решетка внутри полос сильно развернута относительно прилегающих к ним областей. Эти полосы ориентированы под определенными углами к главным напряжениям, могут перерезать несколько зерен и имеют ширину порядка 300–500 nm.

Заметим, что в материалах с высокой ЭДУ при больших деформациях также образуются полосовые структуры [17]. Однако, с нашей точки зрения, они обусловлены другим механизмом потери устойчивости, нежели *kink bands*. Эти структуры представляют собой полосы локализации деформации в идеально пластичном материале, которые принято называть *shear bands*. Механизм образования подобных полос описан, например, в работах [6,24]. Следовательно, если *kink bands* являются результатом потери устойчивости неоднородного упругопластического тела, то *shear bands* возникают при потере устойчивости идеально пластического течения. В этом состоит их принципиальное различие.

При пересечении *kink band* образуются мелкие равноосные фрагменты с неравновесными большеугловыми границами. По-видимому, после разбиения всего объема материала на такие фрагменты может наступить стадия идеальной пластичности при деформации под давлением, поскольку мелкие фрагменты с неравновесными границами могут проворачиваться друг относительно друга.

### Геометрия микроразрушения (перколяционная модель)

Согласно современным представлениям [25,26] процесс разрушения материалов при пластической деформации является многостадийным и многомасштабным. Он развивается на разных структурных уровнях, причем разрушение на нижнем уровне подготавливает разрушение на более высоком: вторичные дефекты образуются из слияния первичных, третичные – из слияния вторичных и т.д. До некоторого момента развитие дефектов одного уровня происходит автомодельно, т.е. с ростом поврежденности материала геометрия каскада дефектов изменяется подобным образом (принцип подобия [27]). Нарушение автомодельности связано с возникновением дефекта следующего уровня [27].

Эффективные методы исследования этих процессов может дать теория протекания [28]. Допустим, что большой объем пространства хаотически заполнен веществом. Доля объема, занимаемого веществом, составляет  $\nu$ . Если  $\nu \ll 1$ , то вещество образует изолированные друг от друга области. При увеличении  $\nu$  они начинают сливаться, формируя связанные области, называемые кластерами. С ростом  $\nu$  размеры кластеров увеличиваются, и при некотором критическом значении  $\nu_{cr}$  образуется кластер, пронизывающий весь объем. Этот кластер называется бесконечным. Для объемных задач  $\nu_{cr} \approx 0.17$  (в плоском случае  $\nu_{cr} = 0.5$ ). Кластеры имеют совершенно случайные очертания. Однако «в среднем» геометрия случайно расположенного вещества при приближении  $\nu$  к  $\nu_{cr}$  имеет вполне определенные свойства. Одно из них характеризует гипотеза подобия, заключающаяся в том, что при приближении  $\nu$  к  $\nu_{cr}$  геометрия кластеров изменяется подобным образом, причем все линейные размеры растут пропорционально величине  $|\nu - \nu_{cr}|^{-t}$ . Для объемных задач  $t = 0.9$  (в плоском случае  $t = 1.3$ ).

Предположим, что на каждом масштабном уровне имеется соответствующий ему элементарный дефект – атом разрушения. Связная область (кластер) атомов разрушения образует дефект этого уровня. Бесконечный кластер атомов разрушения одного уровня дает атом разрушения следующего. Таким образом, дефектам мы ставим в соответствие кластеры [29–32]. Отсюда сразу следует принцип подобия для дефектов, экспериментально обоснованный в работе [27] и заключающийся в том, что при множественном разрушении каскад дефектов изменяется подобным образом, а все линейные размеры каскада растут пропорционально статистически среднему размеру дефектов. Действительно, принцип подобия в данном случае представляет собой проявление закономерностей развития кластеров, характеризуемых гипотезой подобия теории протекания.

Согласно [28] возникновение бесконечного кластера происходит при определенной концентрации кластерообразующего вещества (в нашем случае пустоты) и связано с потерей автомодельности. Это также соответствует эксперименту и проясняет смысл концентрационного критерия разрушения [26].

В соответствии с работой [26] элементарным актом разрушения является образование микронесплошности с линейным размером  $\sim 0.1 \mu\text{m}$ . Объединение данных дефектов дает мезонесплошности с размером порядка линейного размера структурного элемента (блока, зерна). Объединение последних приводит к появлению макротрещины. В терминах предложенной модели имеем: микронесплошность с размером  $\sim 0.1 \mu\text{m}$  – атом разрушения I уровня; мезонесплошность с размером структурного элемента – атом разрушения II уровня; макротрещина – атом разрушения III уровня. Согласно теории протекания для образования бесконечного кластера какого-либо вещества необходимо, чтобы относительная доля этого вещества достигла критической величины  $v_{\text{cr}}$ . Следовательно, для образования в единице объема тела атома разрушения III уровня необходимо  $v_{\text{cr}}$  атомов разрушения II уровня и  $v_{\text{cr}} \times v_{\text{cr}}$  атомов разрушения I уровня. Таким образом, величина критического разуплотнения  $\Theta_{\text{cr}} = v_{\text{cr}}^2$ . Подставляя в последнее выражение  $v_{\text{cr}} \approx 0.17$ , получаем значение  $\Theta_{\text{cr}} \approx 3\%$ , что по порядку величины соответствует экспериментальному значению  $\Theta_{\text{cr}} \approx 1\%$  [26]. В качестве иллюстрации того факта, что разрушение материала наступает при определенной критической концентрации пор в его объеме, можно также обратиться к рис. 6. Здесь крайние верхние точки, соответствующие моменту разрушения, для всех кривых находятся на одном уровне и отвечают фиксированному значению плотности пор в материале.

### Выводы

При ИПД релаксация внутренних напряжений происходит по двум основным путям: образования границы разориентации и/или формирования микропоры. При высоких давлениях с большей вероятностью реализуется фрагментация, с меньшей вероятностью – порообразование.

Наиболее эффективны для фрагментации структуры те процессы, которые при одном и том же уровне гидростатического давления приводят к более сильному снижению пластичности данного материала. При наложении высокого давления такие процессы активируют формирование фрагментированной структуры, поскольку внутренние напряжения будут релаксировать путем фрагментации кристаллитов, а не образования микронесплошностей. Так, наиболее низкие значения пластичности характерны для схемы простого сдвига, в то время как простой сдвиг под давлением наиболее эффективен в плане фрагментации.

Знакопеременная деформация снижает интенсивность фрагментации, однако она может выступать в качестве подготовительной стадии для последующей монотонной деформации. Пластичность материала при этом сохраняется высокой.

Использование предположения о самоподобии процесса фрагментации на определенной стадии и привлечение теории фракталов позволяют существенно упростить задачу и решать ее с использованием небольшого числа параметров.

Высказанные в данной статье гипотезы служат основой для разработки континуальной модели фрагментации и разрушения поликристаллов при ИПД, а также для разработки новых технологий ИПД, направленных на получение нано- и УМЗ-материалов.

1. *Р.З. Валиев, И.В. Александров*, Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией, Логос, Москва (2000).
2. *В.М. Сегал, В.И. Резников, В.И. Копылов, Д.А. Павлик, В.Ф. Мальшиев*, Процессы пластического структурообразования металлов, Наука и техника, Минск (1994).
3. *Я.Е. Бейгельзимер, В.Н. Варюхин, Д.В. Орлов, С.Г. Сынков*, Винтовая экструзия – процесс накопления деформаций, ТЕАН, Донецк (2003).
4. *G.A. Salishev, O.R. Valiakhmetov, R.M. Galeev*, *J. Mater. Sci.* **28**, 2898 (1993).
5. *Г.Дж. Фрост, М.Ф. Эшби*, Карты механизмов деформации, Metallurgia, Челябинск (1989).
6. *Я.Е. Бейгельзимер, В.Н. Варюхин, Б.М. Эфрос*, Физическая механика гидростатической обработки материалов, ДонФТИ НАНУ, Донецк (2000).
7. *А.А. Богатов, О.И. Мижирицкий, С.В. Смирнов*, Ресурс пластичности при обработке металлов давлением, Metallurgia, Москва (1984).
8. *А.А. Богатов*, КШП № 8, 2 (1997).
9. *В.Л. Колмогоров, Б.А. Мигачев, В.Г. Бурдуковский*, *Металлы* № 6, 132 (1995).
10. *V. Segal*, *Mater. Sci. Eng.* **A338**, 331 (2002).
11. *V.I. Beresnev, V.M. Efros*, *Physica* **139&140B**, 910 (1986).
12. *A.S. Kao, H.A. Kuhn, O. Richmond et al.*, *J. Mater. Res.* **5**, № 1, 83 (1990).
13. *D. Kuhlmann-Wilsdorf, C. Laird*, *Mater. Sci. Eng.* **27**, 137 (1977).
14. *Я.Е. Бейгельзимер, Т.Е. Константинова, В.Б. Примислер*, ФТВД **6**, № 1, 41 (1996).
15. *T.E. Konstantinova, V.B. Primisler, A.A. Dobrikov*, *Met. Phys. Adv. Tach.* **16**, 1191 (1997).
16. *А.Н. Колмогоров*, ДАН СССР **31**, 99 (1941).
17. *В.В. Рыбин*, Большие пластические деформации и разрушение металлов, Metallurgia, Москва (1986).
18. *V. Mandelbrot*, *The fractal geometry of nature*, Freeman, New York (1982).
19. *Г.И. Баренблатт*, Подобие, автомодельность, промежуточная асимптотика. Теория и приложения к геофизической гидродинамике, Гидрометиздат, Ленинград (1978).
20. *Е. Федер*, Фракталы, Мир, Москва (1991).
21. *H.S. Kim, Y. Estrin, M.V. Bush*, *Acta Mater.* **48**, 493 (2000).
22. *О.А. Кайбышев, Р.З. Валиев*, Границы зерен и свойства металлов, Metallurgia, Москва (1987).
23. *Геологические структуры*, Т. Уемура, Ш. Мицунати (ред.), Недра, Москва (1990).
24. *Дж.Р. Райс*, в кн.: Теоретическая и прикладная механика, Мир, Москва (1979).
25. *В.И. Владимиров*, Физическая природа разрушения металлов, Metallurgia, Москва (1984).
26. *В.И. Бетехтин, В.И. Владимиров, А.Г. Кадомцев, А.И. Петров*, Проблемы прочности № 7, 38 (1979).

27. Г.И. Баренблатт, Л.Р. Ботвина, ФХММ **22**, № 1, 57 (1986).
28. А.Л. Эфрос, Физика и геометрия беспорядка, Наука, Москва (1982).
29. F.H. Samuel, Z. Metallk. **76**, № 2, 115 (1985).
30. Y. Beygelzimer, B. Efros, V. Varyukhin, A. Khohlov, Eng. Fract. Mech. **48**, 629 (1994).
31. Я.Е. Бейгельзимер, Ю.А. Палант, Э.Е. Бейгельзимер, Изв. вузов. Черная металлургия № 7, 166 (1988).
32. Я.Е. Бейгельзимер, Б.М. Эфрос, Н.В. Шишкова, Металлы № 1, 121 (1995).

Ya.E. Beygelzimer, B.M. Efros, O.V. Prokof'eva

## GRAIN REFINEMENT AND FAILURE OF METALLIC MATERIALS UNDER SEVERE PLASTIC DEFORMATIONS: PRECONDITIONS FOR MODELLING

Experiments on severe plastic deformations of metals were used to generalize and formulate physical preconditions for modelling the structure evolution of the material. The model is based on interrelating processes of grain refinement and failure which supplement each other. To substantiate hypotheses of the model, physical prerequisites and experimental data are given. The influence of such factors as high hydrostatic pressure and nonmonotonic deformation on the formation of deformation structure of the material has been studied. For materials of high and low stacking fault energy (SFE) the main scenarios of grain refinement have been considered. Relation to the theory of fractals has been revealed and its application to the investigated phenomena has been substantiated. Conclusions have been made on designing the processes of severe plastic deformations to produce materials of ultrafine-grained (UFG) structure.

**Fig. 1.** Stress-strain curve for polycrystal

**Fig. 2.** Scheme explaining the origination of overstress zone under nonuniform shear in crystal ( $a$ ,  $b$ ) and its relaxation through the formation of micropore ( $c$ ) and nucleus of large-angle boundary ( $d$ )

**Fig. 3.** Microstructure of molybdenum after hydroextrusion ( $\times 300$ ):  $a - e = 0.36$ ,  $P_{bp} \approx 0.1$  MPa;  $b - e = 0.36$ ,  $P_{bp} = 900$  MPa;  $c - e = 0.6$ ,  $P_{bp} \approx 0.1$  MPa;  $d - e = 0.6$ ,  $P_{bp} = 900$  MPa;  $e - e = 0.92$ ,  $P_{bp} \approx 0.1$  MPa;  $f - e = 0.92$ ,  $P_{bp} = 900$  MPa

**Fig. 4.** Substructure of gasket made of stainless steel after uniaxial compression in diamond anvils ( $\times 21000$ ) [11]:  $a - e = 0$ ;  $b - e = 1.6$ ,  $P_0 = 39$  GPa;  $c - e = 2.1$ ,  $P_0 = 57$  GPa

**Fig. 5.** Changes in characteristics of gasket material hardening during deformation in diamond anvils:  $a$  – dependence of microhardness  $H_\mu$  on degree of plastic deformation  $\varepsilon$ : 1 – in the centre of gasket ( $r \sim 0$ ,  $P \sim P_0$ ), 2 – at periphery of gasket contact with diamond anvils ( $r \sim b$ ,  $P \sim P_{\min}$ );  $b$  – dependence of the degree of gasket hardening  $\Delta H_\mu$  on pressure  $P_0$

**Fig. 6.** Density of pores  $N_V$  depending on deformation  $e$  of steel 1045 samples under pressure [12], MPa: 1 –  $\approx 0.1$ ; 2 – 420; 3 – 840; 4 – 1120. On the curves, the upper end points correspond to the moment of macroscopic crack origination