

PACS: 62.20.Fe, 62.50.+p, 61.20.-y, 81.40.-z

Т.Е. Константинова

## ЭВОЛЮЦИЯ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СТРУКТУРЫ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СИСТЕМ В УСЛОВИЯХ ВЫСОКИХ ДАВЛЕНИЙ

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

*Рассмотрены механизмы трансформации структуры на микро-, мезо- и макро-уровнях при интенсивных деформациях металлических систем на примере сплавов на основе железа и титана. Показана связь процессов, происходящих на разных масштабных уровнях. Наиболее детально описаны явления, относящиеся к мезо-уровню, включая деформацию путем образования дипольных локальных изгибов кристаллической решетки и ротационных поворотов. Описан ряд возможных моделей процесса фрагментации зерен в условиях интенсивных пластических деформаций. Рассмотрено влияние высокого гидростатического давления и внешних сдвиговых напряжений на процессы структурообразования. Обсуждается вопрос об определении термина «интенсивные пластические деформации».*

Эволюция системы есть процесс адаптации вещества системы под влиянием внешних воздействий к изменению внешней среды. В результате притока энергии происходит изменение свойств вещества. Одним из таких воздействий на металлические системы является механическое воздействие в условиях высоких давлений.

Развитие методов интенсивной пластической деформации в последние годы расширило процесс эволюции металлических систем вплоть до формирования наноструктурного состояния. В этом направлении появилось много обзорных, экспериментальных [1–11] и теоретических работ [12–17], в том числе с использованием компьютерного моделирования, авторы которых, систематизируя полученные результаты, дополняя и обогащая друг друга, создают общую картину интенсивного деформирования твердых тел. Тем не менее следует признать, что сегодня еще нет общей физической модели эволюции вещества при пластической деформации.

Под эволюционной моделью деформируемого твердого тела необходимо понимать совокупность закономерностей и описание механизмов, которые имеют место при пластической деформации. Такая модель должна позволить осознать, как вещество изменяет свою структуру под влиянием внеш-

них механических воздействий на всех этапах деформирования и на всех масштабных уровнях, а также как оно деградирует впоследствии. Но, кроме этого, такая модель может стать основой для решения конкретных технологических задач, в частности формирования нанозеренной структуры.

Часто даже при очень больших деформациях и самых замысловатых конфигурациях деформирующих матриц наноструктурное состояние не достигается. При этом очень важное значение имеет состояние материала перед деформацией, поскольку даже в одном и том же материале при действии только одного дислокационного механизма деформации на микроуровне могут реализовываться различные механизмы деформации на мезоуровне. Точно так же при реализации, например, ротационного механизма деформации совсем нет гарантии, что при увеличении степени деформации мы обязательно получим наноструктурное состояние. И это свидетельствует о том, что еще не все механизмы деформационного преобразования структуры выяснены, особенно при интенсивных пластических деформациях.

Эволюционный путь металлических систем в условиях деформации во многом зависит от природы материала, степени межатомной связи, упругих модулей, энергии дефектов упаковки, степени легирования, наличия вторых фаз, степени метастабильности исходных фаз, температуры, степени деформации и схемы напряженного состояния.

В процессе этого пути материал неизбежно проходит через этапы накопления напряжений и релаксации, которые и реализуются в различных механизмах деформации. Эволюционное развитие системы определяется балансом накопления напряжений и их релаксации. Когда накопленные напряжения не превышают критические по разрушению, а система находит новые механизмы релаксации и развивается циклично, демонстрируя способность к самосохранению, мы можем получить систему с колоссальной живучестью, подобно фантастическому терминатору из известного фильма.

Если же релаксация не полностью ликвидирует результаты деформации, то, идя по этому пути, как по лезвию бритвы, можно привести материал к требуемому структурному и даже фазовому состоянию, включая наноструктурное и нанофазное состояния. Кстати, для вмешательства в процессы релаксации очень полезно не только изменение температуры и скорости деформации, но также использование промежуточных отжигов. То, что мы наблюдаем, исследуя структуру деформированного твердого тела, похоже на отдельные кадры из полнометражного фильма, описывающего «трудную, но отнюдь не безрадостную жизнь» материала под воздействием внешних нагрузок.

В данной работе на основе анализа литературных данных и собственных результатов предлагается представить, обозначив основные моменты, эволюцию структуры металлических материалов на примере сплавов на основе железа и титана при деформации в условиях высоких давлений на макро-, мезо- и микроуровнях, сосредоточив основное внимание на мезоуровневых процессах пластической деформации.

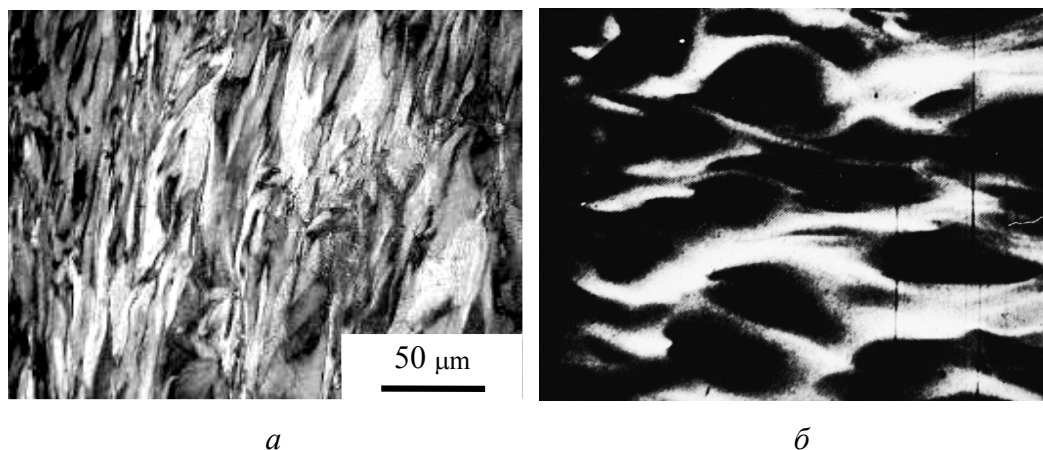
Фактически процесс пластической деформации с самого начала изучался на разных масштабных уровнях, хотя это и не оговаривалось. Разделение рассмотрения процесса деформации на определенные масштабные уровни диктуется не столько интуитивным желанием упростить или украсить описание, сколько необходимостью использовать определенную, соответствующую каждому масштабному уровню теорию или систему взглядов. Именно с позиций существующих на сегодня представлений о процессе пластической деформации эволюцию структурных изменений следует разделить на три масштабных уровня: макро-, мезо- и микроуровень. Рассмотрим эти уровни несколько подробнее.

### Макроуровень пластической деформации

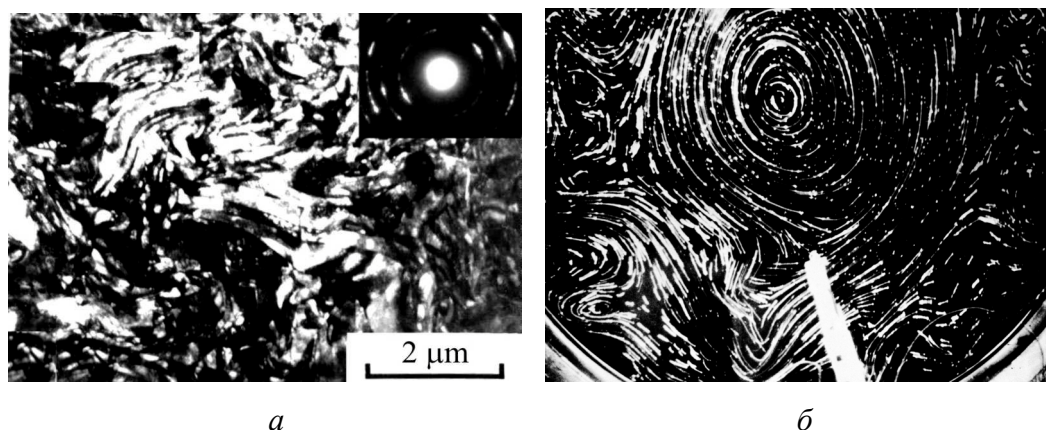
Эволюция структуры деформируемого тела на макроуровне изначально рассматривалась с позиций механики сплошных сред. В работах В.А. Лихачева такое описание велось с учетом механизмов деформации в некотором представительном объеме [18]; в работах В.Е. Панина [19] на этой же основе вводилось представление о возникновении сильно возбужденных состояний. Эти подходы породили новые направления – микро- и мезомеханику, которые достаточно продвинули представление о развитии процесса деформации на макроуровне с устремлением к низшим уровням. Именно на этапе перехода от одного уровня к другому возникает много вопросов, связанных с объяснением структур, получаемых при исследовании образцов, подвергнутых интенсивным пластическим деформациям. Для таких образцов характерны волно- и вихреобразные картины, которые подобны течению вязкой жидкости, что было показано в докладе автора данной статьи на конференции по физике высоких давлений в 2006 г. [20].

Для примера на рис. 1,а приведена структура (оптическая микроскопия) титанового сплава Ti–5Mo–5V–5Al, подвергнутого винтовой экструзии при 600°C (1 цикл) [21], названная нами структурой типа «спагетти». При этом наблюдаемые изогнутые полосы являются не вытянутыми зернами, а вновь образованными областями. Вид такой структуры свидетельствует о возможном вязком течении материала в макрообъеме образца. Для сравнения на рис. 1,б представлен полученный Милтоном Ван Дайком [22] снимок течения в подслое турбулентного пограничного слоя жидкости, визуализированного с помощью введения в глицерин алюминиевых частиц.

На рис. 2,а показана вихреобразная структура (электронная микроскопия), образовавшаяся в сплаве Fe–17Ni–10W–10Co–1Mo–1Ti [23], проэкструдированном при комнатной температуре со степенью деформации  $\varepsilon = 87\%$ . Рис. 2,б демонстрирует подобие приведенной структуры картине движущейся жидкости (в этом случае воды с частицами алюминия) во вращающемся цилиндре, нагретом по внешней поверхности и охлажденном в центре [22]. Степень деформации гидроэкструзией определяли по формуле  $\varepsilon = (D_0 - D/D_0) \times 100\%$ , где  $D_0$  и  $D$  – соответственно исходный и конечный диаметры образца.



**Рис. 1.** Структура титанового сплава Ti–5Mo–5V–5Al на периферии образца после 1 цикла винтовой экструзии при 300°C (а) и ее аналогия со структурой подслоя турбулентного пограничного слоя (б) [22]. Визуализация осуществлена с помощью алюминиевых частиц в глицерине



**Рис. 2.** Структура сплава Fe–17Ni–10W–10Co–1Mo–1Ti после гидроэкструзии 87% (а) и ее подобие с конвекцией жидкости (с алюминиевыми частицами) во вращающемся цилиндре, нагретом по внешней поверхности и охлажденном в центре (б) [22]

Возможно ли, чтобы кристаллическое твердое тело в условиях деформации проявляло формоизменение, подобное гидродинамическому течению жидкости? Прежде всего следует отметить, что приведенные снимки (рис. 1,б и 2,б) демонстрируют известный факт о том, что при движении жидкости в ней формируются слои. Образование турбулентных эффектов обусловлено различием скоростей движения слоев жидкости, возникновение которых связано с различной температурой в центре и на периферии и трением при контакте с поверхностью сосуда. Течение жидкости описывается известными уравнениями Навье–Стокса, включающими уравнения движения, неразрывности и теплопроводности.

Анализ структур, получаемых в результате интенсивных пластических деформаций, позволяет предположить возможность слоистого течения деформированного тела при выполнении условия неразрывности между слоями. Последние могут двигаться с различной скоростью ввиду трения по-

верхности образца с матрицей (скорость у поверхности меньше, чем в центре), а также из-за температурного градиента (разогретый образец в менее теплой или холодной матрице). Образование вихрей может возникнуть при столкновении потоков с разными скоростями. Такие вихри подобны водоворотам, они моделируются как 3D-образования в виде столбов или цилиндрических областей, которые вращаются, изгибаются, объединяются.

Описанное подобие может быть полезным для модельного описания интенсивной пластической деформации с новой точки зрения, начало которому положено в недавно появившейся работе Я.Е. Бейгельзимера [24].

Для дальнейшего обсуждения процессов, происходящих в материале в условиях интенсивных пластических деформаций, следует обратиться к нижним уровням рассмотрения деформации.

### Микроуровень пластической деформации

Прежде всего следует отметить, что необходимым условием осуществления интенсивных пластических деформаций являются высокие гидростатические давления. Влияние высоких давлений детально изучено на микроуровне и описано в цикле работ, в частности в [25,26]. Элементарным объектом пластичности большинства кристаллов выступает дислокация, которая характеризуется ядром и упругим полем. В рамках линейной теории упругие поля дислокаций не вносят объемные изменения в кристалл, а следовательно, не дают вклада в энтальпию. Рассмотрения, проведенные с учетом нелинейных эффектов, показали, что упругие поля вызывают разрыхление (увеличение объема) кристалла. На основе теоретических исследований установлено, что высокое давление ведет к увеличению ширины расщепления ядер дислокаций и тем самым уменьшает подвижность дислокаций. На рис. 3 схематически показаны сидячие расщепления типа «крыша» ( $\frac{1}{2}a\langle 111 \rangle = \frac{1}{6}a\langle 111 \rangle + \frac{1}{6}a\langle 111 \rangle + \frac{1}{6}a\langle 111 \rangle$ ) и типа «звезда» ( $\frac{1}{2}a\langle 111 \rangle = \frac{1}{8}a\langle 110 \rangle + \frac{1}{8}a\langle 101 \rangle + \frac{1}{8}a\langle 011 \rangle + \frac{1}{4}a\langle 111 \rangle$ ). Это позволяет представить себе возможный характер упругого поля ядер дислокаций в кристаллографическом отношении при расщеплении.



Рис. 3. Схемы расщепления дислокационных ядер типа «крыша» (а) и типа «звезда» (б)

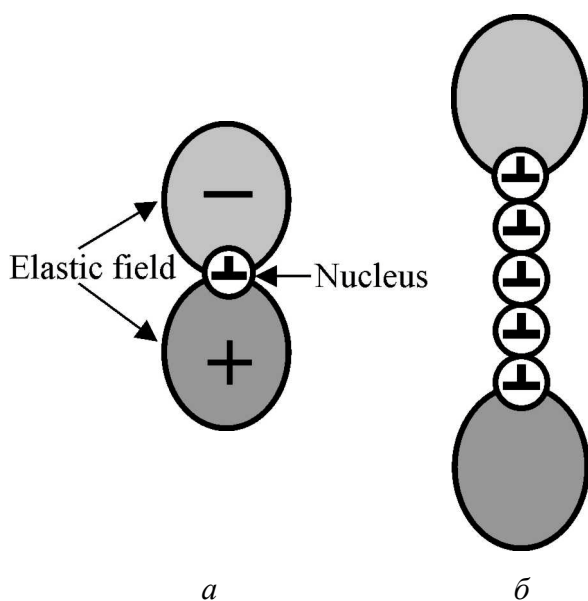
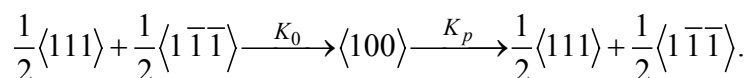


Рис. 4. Дислокационное взаимодействие в условиях высокого давления: *a* – одна дислокация, *б* – стенка дислокаций

Увеличение упругих полей в условиях высоких давлений усиливает взаимодействие между дислокациями. Упругие поля, создаваемые дислокациями, суммируются, компенсируя друг друга (рис. 4). В результате дислокации образуют стенки, т.е. упорядочиваются, снижая общую энергию деформируемого тела. Этот механизм перестройки было предложено назвать барополигонизацией [25]. Именно благодаря данному явлению при деформации в условиях высокого гидростатического давления повышается совершенство ячеистой структуры.

Кроме этого, рассмотрение влияния давления на подвижность, на процессы размножения, превращения и распада дислокаций в рамках модели расщепленных ядер показало, что поскольку подвижность дислокаций с ростом давления снижается, их размножение должно возрастать.

Следующий эффект гидростатического давления заключается в уменьшении доли стопорных дислокаций, наличие которых в кристалле ведет к разрушению. Давление способствует превращению стопорной дислокации в две скользящие дислокации. Формирование и распад стопорной дислокации представляется следующей дислокационной реакцией:



Эти теоретические предсказания нашли свое подтверждение в электронно-микроскопических исследованиях дислокационной структуры монокристаллов молибдена различной ориентации, продеформированных на разную степень деформации при атмосферном и высоком (10 kbar) давлениях [26].

Таким образом, давление эффективно влияет на дислокационную подсистему, ускоряя процессы ее перестройки, т.е. процессы накопления напряжений сменяются процессами релаксации. Указанные эффекты определяются движением отдельных дислокаций и описываются классической теорией дислокаций, предполагающей прямолинейность кристаллических плоскостей.

Однако при развитой пластической деформации, и тем более при интенсивной, плотность дислокаций увеличивается настолько, что не представляется возможным объяснять структурные изменения движением отдельных дислокаций. Поэтому возникает необходимость перехода на новый уровень рассмотрения процессов пластической деформации – мезоуровень.

### Мезоуровень пластической деформации

Само понятие «мезоуровень» появилось в начале 80-х гг. прошлого столетия. За рубежом считается [27], что термин «мезоскопический» был введен Ван Кампеном (Van Kämpen) в 1981 г. В то время к этому новому понятию приходили многие. В.Е. Панин в 1985 г. [28], обсуждая картину иерархии структурных уровней пластической деформации, выделял промежуточный уровень, не называя его мезоскопическим. Критерием этого структурного уровня деформации он предлагал считать размер ротора ротационной моды деформации. В. Владимиров и А. Романов в 1986 г. в известной монографии «Дисклинации в кристаллах» определили мезоскопический уровень дислокационной структуры как соответствующий масштабу от 0.1 до 3  $\mu\text{m}$  или объему от  $10^{-2}$  до  $10^{-3} \mu\text{m}^3$ . В этой книге авторы, развивая выдвинутые Де Витом, Р. Хайровым [30] и В. Лихачевым [31] представления о дисклинации, связывают новый дефект с мезоскопическим уровнем.

В. Рыбин в 1986 г. в книге «Большие пластические деформации и разрушение металлов» [31] предложил определение мезоскопического уровня пластической деформации  $L_3$  через размер зерна  $D$  и дислокационную плотность  $\rho$ :

$$D \gg L_3 \gg \rho^{-1/2},$$

подчеркивая тем самым важность значения плотности дислокаций в определении момента необходимости перехода на мезоуровень.

На самом же деле впервые понятие мезоскопического масштаба и мезоскопического подхода к рассмотрению широкого круга явлений выдвинул в 1980 г. В.И. Архаров, опубликовавший свои представления на эту тему в сборнике трудов, посвященном 100-летию со дня рождения А.И. Иоффе [32]. В.И. Архаров дал определение мезоуровня не с помощью линейных или объемных размеров, а с позиции качественной оценки происходящих в этом масштабе явлений. Для полноты восприятия приведем цитату из указанной работы: «Коллективность элементарных актов, формирующих множество явлений в твердых телах, переводит механизм этих явлений из атомно-микроскопического масштаба к мезоскопическому». В аспекте мезоскопического масштаба в работах В.И. Архарова рассмотрены процессы окисления металлов, предкристаллизационных явлений в аморфных телах, распада твердых растворов, мартенситных превращений, межкристаллитной внутренней адсорбции примесей в твердых телах и, в том числе, пластической деформации. В указанных явлениях коллективное

поведение могут проявлять примесные атомы, вакансии, матричные атомы, а также частицы выделившейся фазы. При пластической деформации материалов по дислокационному механизму определяющим моментом, требующим перехода к мезоскопическому масштабу, является взаимодействие дислокаций.

В настоящее время мы уже довольно много знаем о мезоскопическом мире, который заключен между макро- и микроскопическим пространственными масштабами. Примерно 15 лет назад появилась новая отрасль науки – мезоскопическая физика [27]. Сейчас она охватывает очень широкий круг явлений, связанных с поведением электронов, в том числе в присутствии квантовых ям, с созданием искусственных макромолекул, с получением структур сверхмалых размеров, с распространением света в неупорядоченных средах, с вопросами создания устройств на основе явлений сверхпроводимости, фотоники, магнитооптики.

Благодаря развитию новых представлений ответы на многие фундаментальные вопросы (в частности, о том, каким образом действие квантовых законов трансформируется при переходе в классический макроскопический режим) уже получены, другие ожидаются в скором времени.

Физика твердого тела и статистическая физика исследуют большей частью свойства макроскопических систем, используя так называемый термодинамический предел, предполагающий, что объем  $\Omega$  и число частиц  $N$  в системе стремятся к бесконечности при постоянной плотности  $n = N/\Omega$ . Такое приближение позволяет найти большинство соответствующих «объемных» характеристик. Однако в некоторых случаях поведение систем отличается от макроскопического, для них оказывается характерным взаимодействие между частицами.

Процесс познания мезоскопического мира пластической деформации начался в 70-х гг. прошлого столетия, причем наиболее интенсивно – со стороны микроскопии, начиная с введения понятия о дисклинациях и ротационной моде, а также дислокационных ансамблях, что стало колоссальным прорывом в физике прочности и пластичности [18–33].

Особым моментом на фоне развития представлений о структуре деформированных сплавов было выявление в сплаве Fe–45% Cr [34] непрерывно изменяющейся ориентации кристаллической решетки, фиксируемое по наличию протяженного азимутального размытия рефлексов на микродифракциях. Затем в ГЦК-кристаллах [35] и ОЦК-сплавах ниобия с дисперсными частицами [36] также найдены структуры с необычайно высокой (до 1 rad/ $\mu\text{m}$ ) кривизной кристаллической решетки. Была предложена модель в виде однонаправленного куполообразного искривления плоскостей. Полученные эффекты были интерпретированы как проявление ротационной моды.

Исследуя многокомпонентные сплавы состава Fe–17Ni–10W–10Co–1Mo–1Ti, а также Ti–5Al–5Mo–5V–1Cr–1Fe, мы обнаружили присутствие областей с



высокой кривизной кристаллической решетки в широком диапазоне степеней деформаций (вплоть до 87%), которые не переходят в структуры с дискретно разориентированными границами ротационной природы. На основе анализа экспериментальных данных нами [37,38] был сделан вывод о необходимости введения новой моды деформации – изгибной, носителем которой является локальный изгиб кристаллической решетки, названный диспланацией. Диспланация в отличие от линейных дефектов (дислокации и дисклинации) является объемным дефектом. В работах [39,40] показано, что локальные изгибы имеют дипольный характер и описываются тензором изгиба кручения. Предложена дислокационная модель нового мезодефекта [41,42], которая представляет локальный дипольный изгиб кристаллической решетки как результат образования мощных дипольных дислокационных зарядов, сформированных плоскими, а при очень высокой плотности дислокаций ( $\sim 10^{13} \text{ см}^{-2}$ ) – наклонными рядами дислокаций разного знака. Основными параметрами указанного мезодефекта являются величина дислокационного заряда, локальная плотность дислокаций и плечо диполя. Дефект типа «локальный дипольный изгиб» характеризуется неоднородным распределением напряжений, обусловленных изменением межплоскостных расстояний в сторону как сжатия, так и растяжения.

Наряду с характерным признаком – экстинкционными контурами, сходящимися в точку при изменении угла наклона фольги, – материалы, деформирующиеся по механизму образования и взаимодействия локальных изгибов, демонстрируют значительную дисторсию межплоскостных расстояний, как это показано, например, в [43].

Предложенная модель диспланации условно выделяет дислокационные заряды как скопление дислокаций одного знака. В реальности же такими зарядами являются скопления дислокаций с избыточной высокой плотностью дислокаций одного знака.

Следует особо отметить, что создание указанной модели потребовало использования одновременно макроскопических представлений механики деформируемого тела и микроскопической теории дислокаций [41,42].

Основываясь на вышесказанном, существующие механизмы или моды пластической деформации, обусловленные дислокационными процессами, можно представить в таблице, где микроскопическому уровню соответствует один трансляционный механизм, а в мезоскопическом масштабе работают два механизма: изгибный и ротационный. При этом изгибная мода всегда предшествует ротационной. Диапазон ее работы по степени деформации может быть различным, что определяется природой материала, модулем упругости и, следовательно, степенью жесткости межатомных связей, степенью подвижности дислокаций, что, в свою очередь, обусловлено составом сплава, видом межатомной связи, типом кристаллической решетки, влиянием примесей.

Моды пластической деформации

Структурный уровень	Моды деформации	Основные процессы	Основной единичный дефект
Микроскопический	Трансляционные	Одиночное движение дислокаций	Дислокация – заторможенный сдвиг
Мезоскопический	Изгибные	Коллективное движение дислокаций	Диспланация – заторможенный изгиб
	Ротационные		Дисклинация – заторможенный поворот

### Структуры, сформированные в условиях интенсивных пластических деформаций

Все возможные типы дислокационных структур высокой плотности, формируемые в пределах исходного зерна при интенсивных пластических деформациях, рационально объединить в три большие группы: неразориентированные структуры; структуры с непрерывным изменением ориентации кристаллографических плоскостей; структуры с дискретным изменением ориентации кристаллографических плоскостей.

Примеры таких структур показаны на рис. 5. К неразориентированным следует отнести структуры с хаотическим распределением дислокаций и



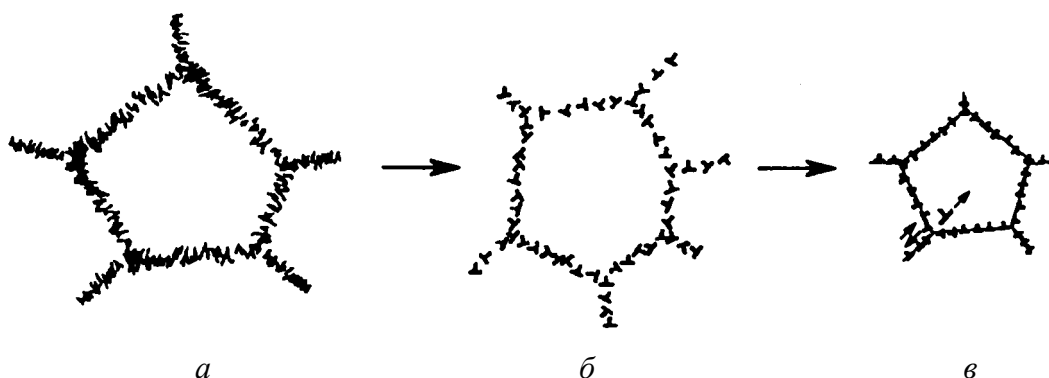
Рис. 5. Дислокационные структуры деформированных материалов: а – сталь Fe–0.03C,  $\epsilon = 4$ , неразориентированная хаотическая структура с клубками дислокаций; б – сталь Fe–0.08C,  $\epsilon = 40\%$ , структура с экстинкционными контурами, свидетельствующими о непрерывном изменении разориентации; в – сталь Fe–0.08C,  $\epsilon = 40\%$ , фрагментированная структура. Изгибы цементитных пластин (черные прослойки), подобно реперам, фиксируют предшествующее искривление областей кристаллической решетки

неразориентированные ячеистые. Структуры с непрерывным изменением разориентации выявляются по наличию экстинкционных контуров на электронно-микроскопическом изображении и азимутальной непрерывности рефлексов (дуг) на микродифракционных картинах. Структуры с дискретным изменением ориентации – полосовые и фрагментированные. Структуры с оборванными границами – это случай, когда одновременно работают два ведущих механизма или две моды пластической деформации: изгибная и ротационная.

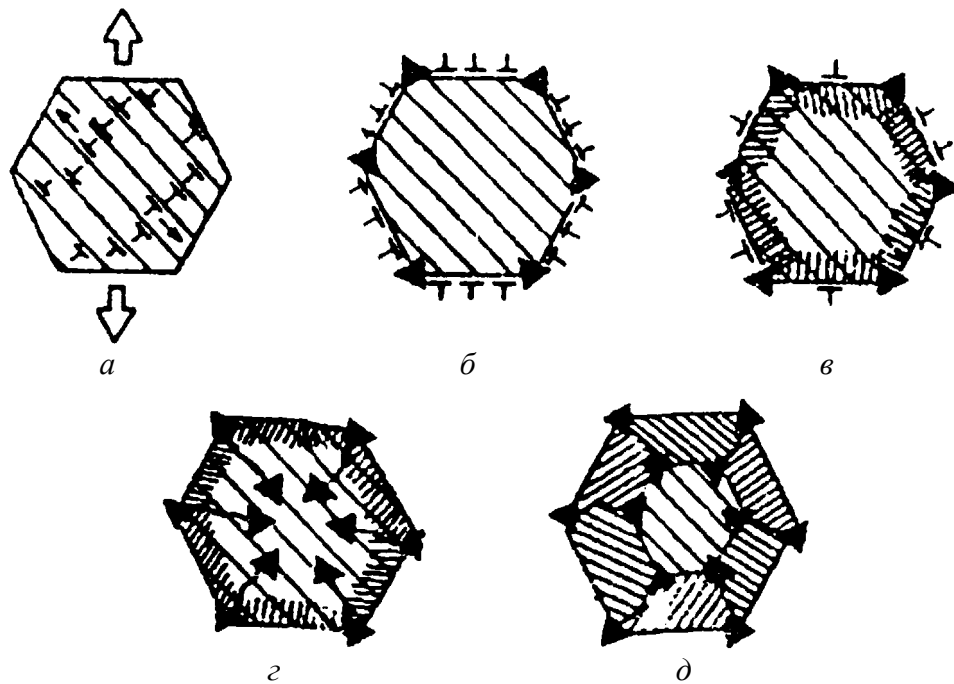
### Модели фрагментации зерен при интенсивной пластической деформации

Активная разработка методов интенсивной пластической деформации в последние годы была продиктована прежде всего необходимостью получения наноструктурного состояния за счет фрагментации исходных зерен. Большинство работ в этом направлении обсуждает явление фрагментации как процесс образования дисклинационных границ в результате взаимодействия дислокаций [5,11,13–15,32,44–46]. Само явление фрагментации впервые охарактеризовано в [32] как доминирующая мода эволюции дефектной структуры на стадии развитой пластической деформации, приводящая к организации дисклинационных границ. К настоящему времени выдвинут ряд моделей, определяющих возможные пути образования фрагментов. Опишем некоторые из них.

Первой приведем модель [44], основанную на образовании ячеистой структуры и последующем превращении дислокационных границ ячеек в дисклинационные с уменьшением размера ячеек за счет взаимодействия дисклинаций (рис. 6). Подобный ход представления процесса фрагментации используется и в более поздних моделях, например в [45], но без изменения размера фрагментов по отношению к размеру ячеек. В работе [15] с помощью компьютерного моделирования показано, что образование стыковых дисклинаций ведет к нарушению ламинарного потока дислокаций и возникновению дислокационных границ. Образование новых фрагментов зерна представляется



**Рис. 6.** Схема эволюции структуры в ходе интенсивной пластической деформации [44]: *а* – дислокационные границы ячеек; *б* – дисклинационные границы; *в* – результат взаимодействия дисклинаций



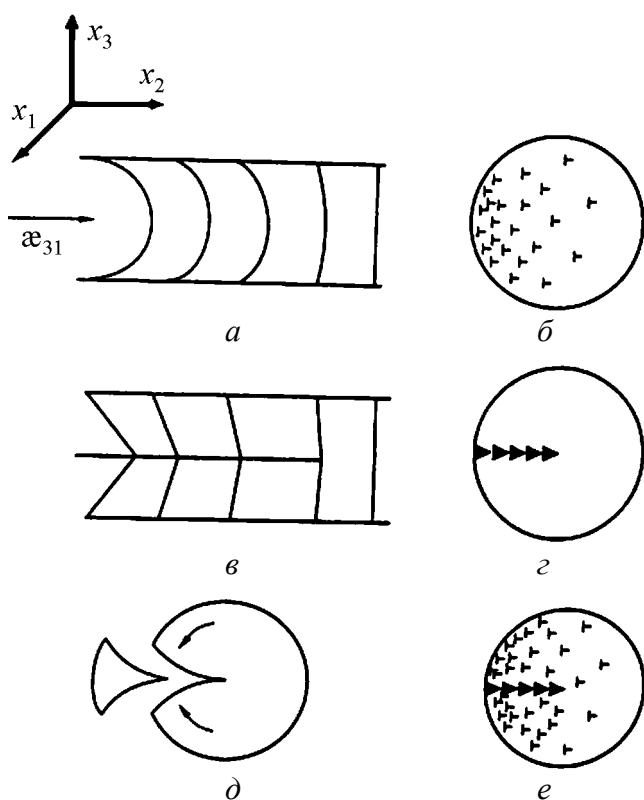
**Рис. 7.** Фрагментация при больших пластических деформациях поликристаллов [45]: *a* – основное скольжение в зерне; *б* – образование стыковых дисклиний и несамосогласованного распределения дислокаций на границе; *в* – действие аккомодационного скольжения (густая штриховка); *з* – образование оборванных границ – начальный этап фрагментации; *д* – фрагментированное зерно

в модели [46] на основе возможности появления стыковых дислокаций с учетом аккомодационного скольжения дислокаций от границ исходного зерна к центру (рис. 7).

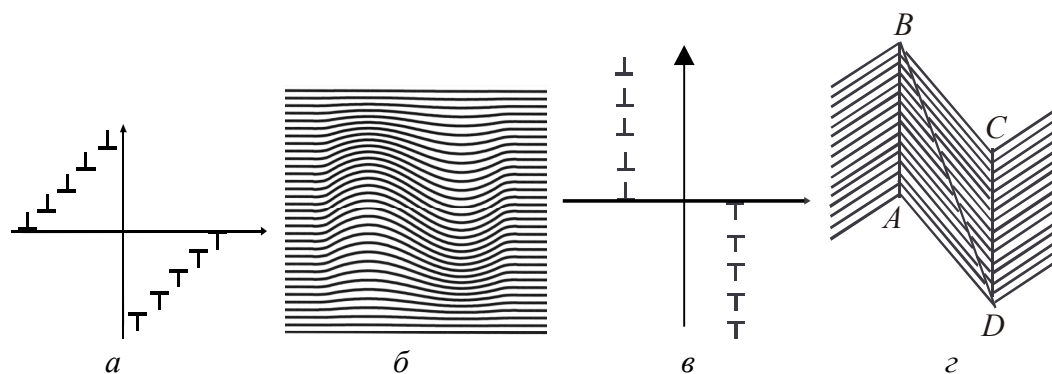
Введение понятия о высокой кривизне кристаллической решетки позволило авторам работ [11,47] представить модель структурного состояния с континуальной плотностью дисклиний, возникшего в зоне разориентации кристаллической решетки как результат релаксации упругой энергии (рис. 8).

На основе предложенной в [41,42] дислокационной модели локального изгиба границы фрагментов могут образовываться путем перестройки дислокационного диполя в диполь дисклиний, формируя при этом дискретно разориентированные области, т.е. фрагменты (рис. 9) [48]. Анализ возможных путей релаксации напряжений, возникающих в зоне локального дипольного изгиба кристаллических плоскостей, позволяет предположить, что кроме дислокационной перестройки в диполь дисклиний возможно и образование дискретной границы путем скачкообразного сдвига в направлении максимальных напряжений, например по линии *BD* (рис. 9,з).

На основе представлений о кривизне кристаллической решетки сделаны оценки роли масштабного фактора – отношения площади поверхности очага деформации к его объему при интенсивной пластической деформации, что позволяет прогнозировать уменьшение размеров фрагментов, учитывая поперечное сечение деформируемого образца [49].



**Рис. 8.** Модель зоны с высокой континуальной плотностью дисклинаций [47]: *a* – плавная разориентация решетки; *б* – дислокационный заряд; *в* – дискретная разориентация решетки; *г* – стенка частичных дисклинаций – оборванная граница; *д* – повороты и кривизна решетки; *е* – дислокационно-дисклинационные конфигурации



**Рис. 9.** Схемы трансформации дислокационного диполя (*a*) в дисклинационный (*б*) и зоны локального дипольного изгиба кристаллических плоскостей (*б*) в фрагментированные области кристалла (*г*)

В работе [50] предложен несколько иной взгляд на развитие фрагментации, который основан на закономерностях формирования полосовых структур. Механизмы формирования полос сдвига, ориентировка границ которых отличается от ориентировок плоскостей легкого скольжения, до сих пор до конца не выяснены. Не нашел научного объяснения и факт попеременного изменения знака угла разориентаций кристаллических плоскостей соседних полос. Авторы [50] предложили модель формирования наноструктуры при деформации равноканальным угловым прессованием (рис. 10). Однако вопрос о механизме образования полос переориентации в этой работе не обсуждался. Интересная трактовка полос сдвига дана в [51], где на основе учета совмест-

ного действия двух систем скольжения высказано предположение, что полоса сдвига начинается в области пересечения двух систем скольжения, т.е. возникает мезоконцентратор напряжений, названный «кристоном» – носителем квантов смещений решетки при сдвиговой деформации. Такой концентратор способен активно поляризовать среду на мезомасштабах, создавая в окрестности исходного концентратора избыточный дислокационный заряд противоположного знака, образующего с исходным зарядом дипольную пару.

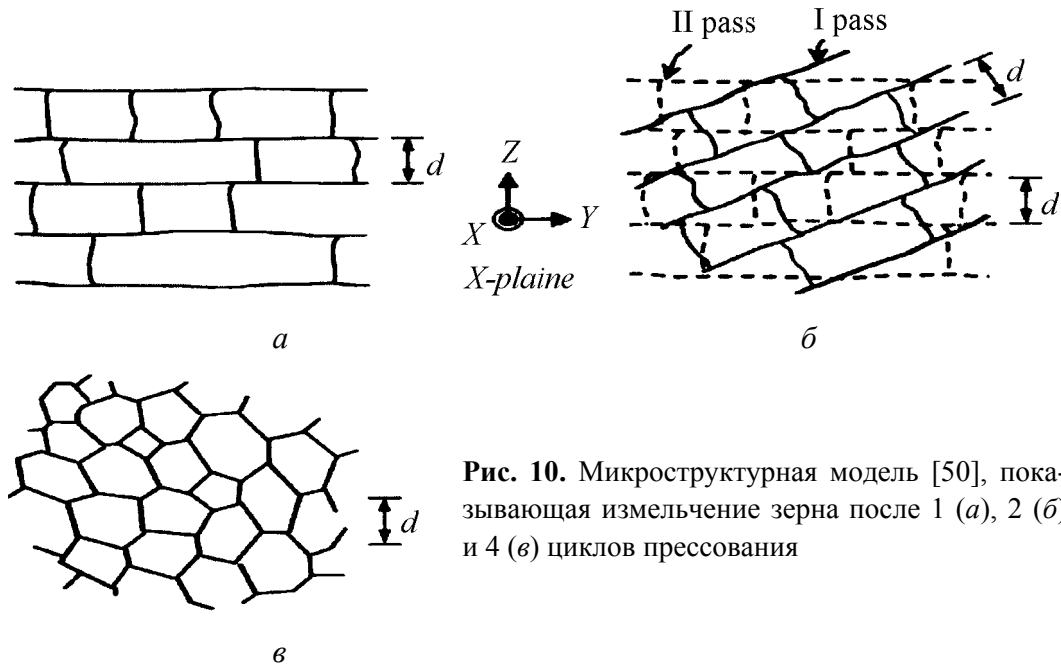


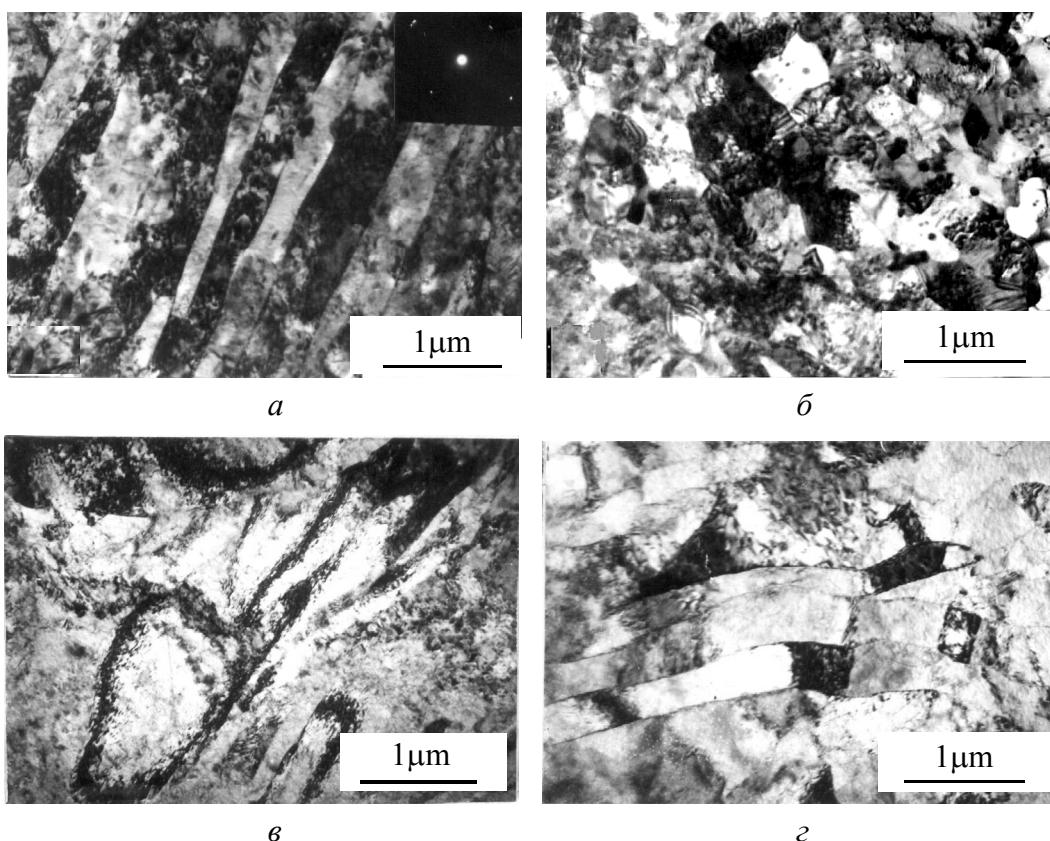
Рис. 10. Микроструктурная модель [50], показывающая измельчение зерна после 1 (а), 2 (б) и 4 (в) циклов прессования

Выводы, сделанные в [48], во многом созвучны с представлениями о формировании границ с дискретной разориентацией сопрягающихся областей в плане образования дипольных дислокационных зарядов (изложенными ранее в данном разделе при обсуждении изгибной моды деформации). В случае, когда дислокационный диполь имеет конфигурацию двух плоских дислокационных скоплений разного знака, поле смещений вокруг такого заряда представляет цилиндрический изгиб (подобно изогнутости черепицы). Следовательно, можно представить, что при деформации возникает периодическое упругое поле смещений, которое при определенных условиях может срелаксировать в полосы сдвига со знакопеременным изменением ориентации и некристаллографическим направлением границ.

При вхождении образца в матрицу он оказывается в поле возрастающих градиентных напряжений. Но, кроме того, в материале возникают дополнительные напряжения, связанные с необходимостью переориентации решетки к благоприятному расположению плоскостей легкого скольжения относительно направления внешнего воздействия. Именно этим процессом обусловлено образование дипольных дислокационных зарядов и последующего волнового поля смещений атомов, формирующих изгиб кристаллических плоскостей.

В новых методах интенсивных пластических деформаций схема напряженного состояния предполагает изменение направления внешнего воздействия и, в частности, введение сдвиговых компонент. Изменение ориентации плоскостей максимальных сдвигающих напряжений требует новой переориентации плоскостей легкого скольжения в материале и тем самым способствует измельчению зерен.

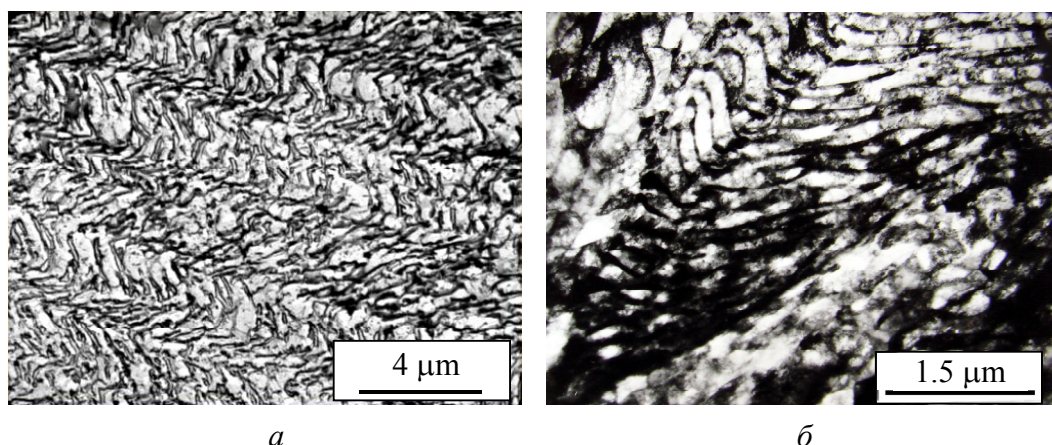
Описанный эффект можно наблюдать в структуре железоуглеродистого сплава при переходе от одноосного сжатия к гидроэкструзии (рис. 11). При степени деформации 50% в случае одноосного сжатия наблюдается полосовая структура (рис. 11,*а*). При гидроэкструзии, когда образец подвергается значительным сдвиговым напряжениям при вхождении в матрицу, происходит повсеместная фрагментация (рис. 11,*б*). В сплаве Fe–17Ni с широким диапазоном реализации изгибной моды деформации при гидроэкструзии ( $\epsilon = 60\%$ ) фиксируется структура с непрерывным изменением ориентации кристаллической решетки в пределах одного зерна (рис. 11,*в*). Дискретная разориентация фрагментов при той же степени деформации появляется только в случае ротационнойковки – знакопеременном ударном нагружении по цилиндрической поверхности заготовки (рис. 11,*г*).



**Рис. 11.** Изменение структуры сплавов при включении сдвиговых напряжений в схеме деформации: *а, б* – Fe–0.35C,  $\epsilon = 50\%$  соответственно при одноосном сжатии и гидроэкструзии; *в, г* – Fe–17Ni,  $\epsilon = 60\%$  соответственно при гидроэкструзии и ротационнойковке

В завершение обзора моделей, объясняющих эволюцию структуры, имеет смысл вернуться к аналогии процесса деформации с гидродинамическим течением. Вспомним, что течение жидкости моделируют с помощью вращающихся столбов. Если полосы деформации представить также в виде вытянутых цилиндрических областей, описанные выше процессы будут приводить к искривлению цилиндров и возникновению вихрей. Характер течения металлических материалов в условиях высоких давлений и больших деформаций хорошо визуализируется при наличии выделений вторых фаз, подобно тому, как твердые шарики в жидкости помогают увидеть структуру ее течения.

На рис. 12,*а* видна слоистость по ориентации первичной  $\alpha$ -фазы в гидроэкструдированном сплаве Ti–5Mo–5V–5Al в отличие от мало ориентированной первичной  $\alpha$ -фазы в исходном состоянии. Другой пример (рис. 12,*б*) – сталь Fe–0.3% C в перлитном состоянии после деформации сдвигом ( $e = 4$ ), в структуре которой видно начало вихреобразного течения благодаря изгибу пластин цементита при абсолютно плоской их форме в исходном состоянии. Однако интенсивные пластические деформации, как правило, проводятся в условиях высоких давлений, они происходят с высокими скоростями деформации, что существенно изменяет соотношение времен накопления напряжений и релаксации.



**Рис. 12.** Визуализация картин течения при наличии выделений вторых фаз: *а* – Ti–5Mo–5V–5Al, гидроэкструзия,  $\varepsilon = 30\%$ ; *б* – Fe–0.3%С, деформация сдвигом,  $e = 4$

Исходя из вышесказанного, становится понятным, что степень деформации и даже скорость деформации не являются определяющими факторами в измельчении зерна. Наиболее важна схема деформации, обеспечивающая как можно большее количество изменений направлений максимальных сдвигающих напряжений, как это имеет место, например, в винтовой экструзии [52].

### Структурные преобразования в деформированном Ti–Nb-сплаве

Теперь, обозначив представления о процессах, происходящих на макро-, микро- и мезоуровнях, а также имея представления о возможных механизмах деформации, обеспечивающих деформацию на каждом масштабном

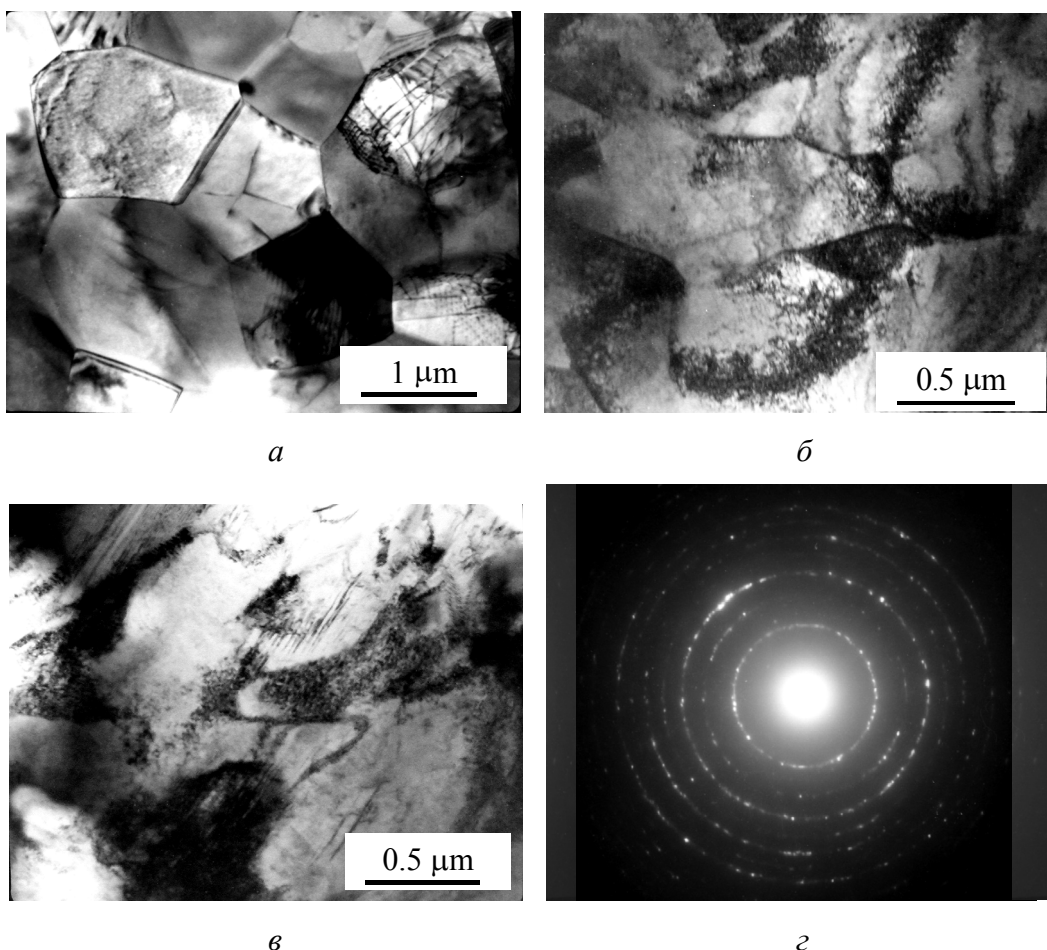


уровне, мы можем проанализировать получаемые структурные картины на примере Ti–Nb-сплава, деформированного методом равноканального многоугольного прессования (РКМУП) и гидроэкструзии.

Метод РКМУП и схема его выполнения описаны в [53]. Предложенный авторами метод позволяет в условиях высокого давления при комнатных температурах достичь очень высоких степеней деформации за счет многоциклового пропускания образца через зигзагообразную матрицу, характеризующуюся тремя углами  $\theta_1$ ,  $\theta_2$  и  $\theta_3$ . Степень деформации определяется по формуле

$$e = \frac{2\text{ctg}\theta_1 + \text{ctg}\theta_2 + \text{ctg}\theta_3}{\sqrt{3}}.$$

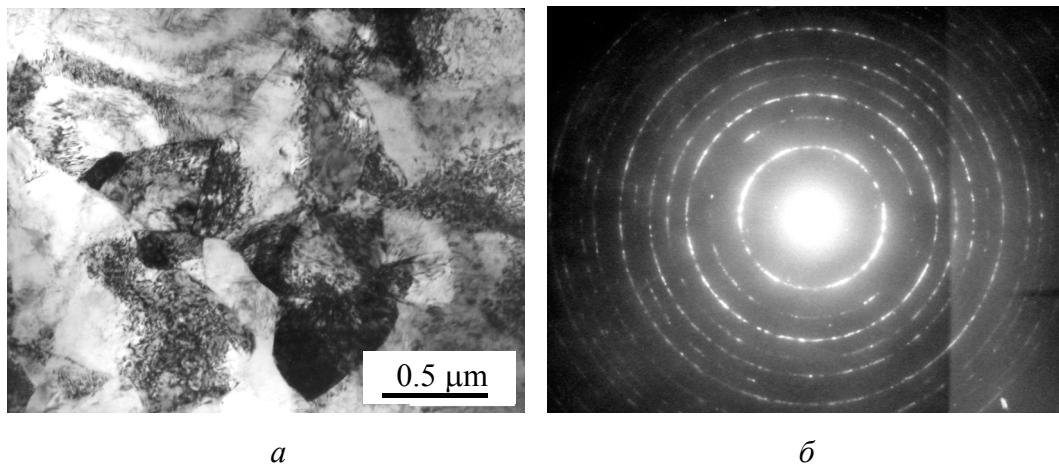
В исходном состоянии сплав имеет структуру с размером зерна порядка 1–3  $\mu\text{m}$  с низкой плотностью дислокаций  $10^{-6}$ – $10^{-7}$   $\text{cm}^{-2}$  (рис. 13,а). После 12 циклов РКМУП (рис. 13,б) плотность дислокаций увеличивается до  $10^9$ – $10^{10}$   $\text{cm}^{-2}$ , т.е. до величины, когда уже возможно взаимодействие дислокаций. Однако, несмотря на высокую степень деформации ( $e = 9.84$ ),



**Рис. 13.** Структура сплава Ti–40Nb: *а* – исходное состояние; *б* – после 12 циклов РКМУП,  $e = 9.84$ ; *в* – после 24 циклов РКМУП,  $e = 19.58$ ; *г* – микродифракция деформированного сплава после 12 циклов РКМУП

на электронно-микроскопическом изображении в сплаве наблюдаются лишь нечетко выраженные большого радиуса неоднородности почернения, по характеру подобные экстинкционным контурам. На микродифракции имеется слабо выраженное азимутальное размытие рефлексов. На фоне такой структуры изредка наблюдаются элементы фрагментирования, т.е. возникновения большеугловых границ. Описанную структуру принято называть дислокационно-дисклинационной, а по механизму деформации здесь фиксируется одновременное действие изгибной и ротационной мод. Следует заметить, что отсутствие повсеместного образования фрагментов в данном случае не позволяет надеяться на получение однородного наноструктурного состояния при увеличении степени деформации.

Для сравнения возможности реализации мезоскопических механизмов деформации была проведена деформация этого же сплава путем гидроэкструзии. Степень деформации была небольшой ( $\varepsilon = 34\%$ ), однако изгибная мода в данном случае уже реализовалась в полной мере, о чем свидетельствуют электронно-микроскопические изображения структуры (рис. 14,*а*), на которых наблюдаются замкнутые экстинкционные контуры, свидетельствующие о непрерывном изменении вектора разориентировки, а также изредка фрагменты. Микродифракция (рис. 14,*б*) подтверждает значительную степень работы изгибного механизма деформации (азимутальное размытие рефлексов) в сравнении с вариантом деформации по режиму 12 циклов РКМУП (см. рис. 13,*з*). Следовательно, характер напряженного состояния в очаге деформации при гидроэкструзии является более эффективным в отношении образования повсеместного искривления кристаллических плоскостей решетки.



**Рис. 14.** Сплав Ti–40Nb после гидроэкструзии ( $\varepsilon = 34\%$ ): *а* – экстинкционные контуры и фрагменты в структуре сплава; *б* – микродифракция

Увеличение числа циклов до 24 при РКМУП приводит к очень существенным изменениям структуры. В материале происходит динамическая рекристаллизация с образованием больших зерен, которые в процессе прессования продолжают деформироваться по изгибному механизму (рис. 14,*б*).

Одновременно в этом материале происходят фазовые превращения, которые мы в данной работе не обсуждаем, уделяя все внимание эволюции дислокационной структуры.

### Заключение

Анализ механизмов и закономерностей преобразования дислокационной структуры при интенсивных пластических деформациях позволяет утверждать, что эволюция структуры имеет не только циклический [3], но и спиралевидный характер: структурные механизмы деформации могут циклично повторяться, но каждый раз они происходят в преобразованном предыдущей деформацией материале. Последнее очень важно для рационального планирования параметров технологии получения наноструктуры, поскольку исходное состояние сплава перед деформацией может определять не только степень развития дислокационных процессов, но даже и основной механизм осуществления деформации, как это было показано, например, для сплава Ti–5Al–6Mo–5V [23,54].

Эволюция дислокационной структуры при интенсивных пластических деформациях происходит одновременно на микро-, мезо- и макроуровнях. В условиях высокого давления интенсивная пластическая деформация **на макроуровне** представляет собой **вязкое течение** материала с формоизменением элементов структуры. При этом для течения кристаллических твердых тел характерен массоперенос в виде образующихся при деформации слоев без разрыва сплошности между ними. И именно высокое давление есть тот главный фактор, который обеспечивает кристаллу свойства, подобные текучести жидкости. Поэтому в подходе к описанию этого течения аналогия гидродинамическому течению [24] кажется наиболее перспективной.

На **микроуровне** рождение, движение и накопление **индивидуальных дислокаций** обеспечивает подготовку материала к процессам следующего масштабного уровня. Микроуровневые процессы описываются в основном классической теорией дислокаций.

На микроуровне высокое давление ведет к усилению взаимодействия между дислокациями и уменьшению доли стопорных (ведущих к разрушению) дислокаций в ансамбле дефектов, что было показано в [25] на основе теории дислокаций с учетом эффектов нелинейности.

Структурные изменения на **мезоуровне** обеспечиваются **коллективным поведением дефектов**. Основным условием начала мезоуровневых процессов является взаимодействие дислокаций, обусловленное высокой их плотностью, обеспеченной микроуровневыми процессами. При этом вероятны три пути дальнейшего развития дислокационной подсистемы. Если дислокации сильно закреплены примесями или структурой леса, преобразования, ведущие к фрагментации, невозможны – в результате мы имеем хаотическую или клубковую структуру, а далее может идти рекристаллизация без образования наноструктуры или разрушение. Если плотность дислокаций высока, но значительная их часть (включая рождаемые в процессе деформации

ции) может быть подвижна, взаимодействие между дислокациями ведет к образованию мощных дислокационных зарядов, причем именно дипольных, поскольку этого требует природа их организации.

Далее развитие науки привело к представлению о ротационном механизме деформации, носителем которого на мезомасштабном уровне является дисклинация. Дислокацией, как известно, называется линия, ограничивающая часть плоскости с незавершенным сдвигом. Дисклинация – это также линейный дефект, т.е. линия, разделяющая две области с различными ориентациями, изменившимися скачком [29]. Описание поведения дисклинаций в общем случае ведется для однородного изотропного бесструктурного континуума. Учет кристалличности деформируемого тела в моделировании дисклинаций требует перехода к частичным дисклинациям и их представления в виде диполя дислокационных стенок. Диполь клиновых дисклинаций противоположного знака моделируется либо полубесконечными стенками краевых дислокаций противоположного знака, либо оборванной с двух сторон стенкой. Иными словами, в моделировании предполагается прямолинейность кристаллических плоскостей.

Введение понятия о диспланации и изгибной моде идеологически обогащает представления о механизмах деформации, облегчает понимание механизма образования дисклинаций, делает картину эволюции структуры деформируемого тела логичной и неразрывной. С ростом степени деформации мощность дислокационных зарядов увеличивается и вместе с тем повышается степень кривизны кристаллических плоскостей, обусловленная ими. Высокое давление, усиливая взаимодействие между дислокациями, работает в том же направлении. На этом уровне происходит взаимодействие между диспланациями с аннигиляцией одних и усилением напряжений в других, т.е. имеют место коллективные эффекты уже на мезоуровне. И вот на этом уровне может осуществляться переход (скачком) от структуры с непрерывным изменением вектора разориентации к дискретной разориентации, т.е. от изгибного механизма – к ротационному. В отличие от предыдущих представлений мы приходим к выводу о том, что изгибы кристаллических плоскостей являются причиной, а не результатом возникновения дискретных ротаций.

Дальнейшая эволюция структуры заключается в фрагментации исходных зерен. Высокое гидростатическое давление в сочетании со сдвигом обуславливает переход от плавной к дискретной разориентации и способствует изометричности фрагментов.

В итоге всего описанного выше имеет смысл также обсудить вопрос об определении термина «интенсивные пластические деформации». В эволюции деформируемого твердого тела как системы есть мезоскопический период, для которого согласно В.И. Архарову характерно коллективное поведение ее элементов. Для дислокационной системы – это дислокации, диспланации, дисклинации. В соответствии с данным определением термин «интенсивные пластические деформации» не следует менять, нужно его лишь расширить в сторону больших или развитых деформаций. И при этом

следует важный вывод: свойства деформированных материалов определяются главным образом мезоуровневыми явлениями в поведении дефектов в деформируемых кристаллах, происходящими в течение постоянно действующих процессов накопления напряжений и их релаксации.

Автор выражает благодарность сотрудникам ДонФТИ НАНУ С.Г. Сынкову, В.З. Спусканюку, Н.И. Матросову, предоставившим образцы деформированных винтовой экструзией и РКУМП сплавов Ti-5Al-5Mo-5V и Ti-Nb для изучения, и В.А. Глазуновой, при активном участии которой выполнены электронно-микроскопические исследования этого сплава.

1. *Р.З. Валиев*, ФТВД **18**, № 4, 12 (2008).
2. *Я.Е. Бейгельзимер, В.Н. Варюхин, Б.М. Эфрос*, Физическая механика гидростатической обработки материалов, ДонФТИ им. А.А. Галкина, Донецк (2000).
3. *А.М. Глезер, В.А. Поздняков*, ДАН **398**, 756 (2004).
4. *V.E. Panin, T.E. Elskova, O.Yu. Vaulina, Yu.I. Pochivalov*, Physical mesomechanics **12**, № 1–2, 5 (2009).
5. *В.В. Рыбин*, Вопросы материаловедения № 1, 11 (2009).
6. *С.В. Добаткин*, ФТВД **18**, № 4, 36 (2008).
7. *V. Segal*, Mater. Sci. Eng. **A338**, 331 (2002).
8. *A.P. Zhiluaev, T.G. Langdon*, Prog. Mater. Sci. **53**, 893 (2008).
9. *Н.А. Конева, Л.И. Тришкина, А.Н. Жданов, О.Е. Перевалова, Н.А. Попова, Э.В. Козлов*, Физическая мезомеханика **9**, № 3, 93 (2006).
10. *L.E. Murr, E.V. Esquivel*, J. Mater. Sci. **39**, 1153 (2004).
11. *A.N. Tyumentsev, A.D. Korotaev, Yu.P. Pinzhin et al.*, in: Structural Models and mechanisms for the Formation of High-Energy Nanostructures under Severe Plastic Deformation, M.I. Zehetbauer, P.Z. Valiev (eds.), Wiley, VCH, Weinheim (2004), p. 381–386.
12. *Т.Е. Константинова, В.В. Токій*, Вопросы материаловедения № 4, 317 (2007).
13. *М.Ю. Gutkin, I.A. Ovidko, C.S. Pande*, Rev. Adv. Mat. Sci. **80**, № 2, 102 (2001).
14. *H. Van Swygenhoven, P.M. Derlet, A.G. Froseth*, Nature Mater. **3**, 399 (2004).
15. *V.N. Perevezentsev, G.F. Sarafanov, D.A. Kozatkin*, Вопросы материаловедения № 4, 252 (2007).
16. *W. Pantleon*, Mater. Sci. Eng. **A319**, 211 (2001).
17. *P. Van Houtte, A.K. Kanjarla, M. Seefeldt, Delannay*, Вопросы материаловедения № 4, 7 (2007).
18. *В.А. Лихачев, В.Г. Малинин*, Изв. вузов. Физика № 9, 23 (1984).
19. *В.Е. Панин, В.А. Лихачев, Ю.В. Гриняев*, Структурные уровни деформации твердых тел, Наука, Новосибирск (1988).
20. *Т.Е. Константинова*, Тезисы 10-й Международной конференции «Высокие давления – 2008. Фундаментальные и прикладные аспекты», ДонФТИ НАН Украины, Донецк (2008), с. 9.
21. *Т.А. Рюмишина, Г.К. Волкова, Л.В. Лоладзе, Т.Е. Константинова*, Фізико-хімічна механіка матеріалів № 3, 57 (2000).
22. *Album of Fluid Motion (Paperback)*, Milton Van Dyke (ed.), The Parabolic Press, Stanford, California (1982).

23. *Т.Е. Константинова*, Мезоструктура деформированных сплавов, ДонФТИ НАН Украины, Донецк (1987).
24. *Я.Е. Бейгельзимер*, ФТВД **18**, № 4, 36 (2008).
25. *В.И. Зайцев, В.В. Токий*, в кн.: Влияние высокого давления на вещество, Т. 2, Береснев Б.И. (ред.), Наукова думка, Киев (1987).
26. *А.А. Галкин, В.В. Токий, М.А. Дулин, Ю.Н. Паниотов, Б.П. Филатов*, ДАН СССР **235**, 327 (1977).
27. *И. Имри*, Введение в мезоскопическую физику, Физматгиз, Москва (2004).
28. *В.Е. Панин, В.А. Лихачев, Ю.В. Гриняев*, Структурные уровни деформации твердых тел, Наука, Новосибирск (1985).
29. *В.И. Владимиров, А.Е. Романов*, Дисклинации в кристаллах, Наука, Ленинград (1986).
30. *Р. Де Вит*, Континуальная теория дисклинаций, Мир, Москва (1977).
31. *В.А. Лихачев, Р.Ю. Хайров*, Введение в теорию дисклинаций, Изд-во Ленингр. ун-та, Ленинград (1975).
32. *В.В. Рыбин*, Большие пластические деформации и разрушение металлов, Металлургия, Москва (1986).
33. *В.И. Архаров*, Проблемы современной физики, Наука, Москва (1980), с. 357–382.
34. *Г.Ф. Саржан, В.Г. Ткаченко, В.И. Трефилов, С.А. Фирстов*, Изв. АН СССР. Металлы **2**, 153 (1971).
35. *Н.А. Конева, Д.В. Лычагин, Л.А. Теплякова и др.*, Теоретическое и экспериментальное исследование дисклинаций, ФТИ им. Иоффе, Ленинград (1984).
36. *В.Ч. Гончиков, А.Н. Тюменцев, А.Д. Коротаев, Ю.П. Пинжсин, С.Ф. Тюменцева*, ФММ **63**, 598 (1987).
37. *Т.Е. Константинова, В.Б. Примислер, А.А. Добриков, Г.К. Волкова, Е.И. Ляфер*, Металлофизика **13**, № 5, 62 (1991).
38. *Т.Е. Константинова, В.Б. Примислер, А.А. Добриков*, ФТВД **2**, № 4, 5 (1992).
39. *В.В. Токий, Т.Е. Константинова, В.Б. Примислер, А.А. Добриков*, Металлофизика и новейш. технол. **16**, № 3, 65 (1994).
40. *Т.Е. Константинова, Н.В. Токий, В.Б. Примислер, А.А. Добриков*, в кн.: Электронная микроскопия и прочность материалов, ИПМ, Киев (1994).
41. *В.Н. Варюхин, Т.Е. Константинова, Н.В. Токий*, ФТВД **8**, № 1, 14 (1998).
42. *Н.В. Токий, Т.Е. Константинова, В.Н. Варюхин*, Металлофизика и новейш. технол. **20**, № 11, 71 (1998).
43. *К. Хан, К. Yu. Zhang*, Scripta Mater. **50**, 781 (2004).
44. *R.Z. Valiev, Yu.V. Ivanisenko, E.F. Rauch, B. Baudelet*, Acta Mater. **44**, 4705 (1997).
45. *Yuki Ito, Yosuko Haral, Tadayoshi Fujioka, Kaveh Edaloti, Zenji Horita*, Mater. Sci. Forum **584–586**, 191 (2008).
46. *Н.Ю. Золотаревский, В.В. Рыбак, И.М. Жуковский*, ФММ **67**, 221 (1989).
47. *A.D. Korotaev, A.N. Tyumentsev, Yu. Litovchenko*, The Physics of Metals and Metallography **90**, № 1, 36 (2000).
48. *Т.Е. Константинова, В.В. Токий*, Вопросы материаловедения **52**, 317 (2007).
49. *Ф.З. Утяшев*, ФТВД **18**, № 4, 60 (2008).
50. *С.Ху. M.Furukawa, Z. Horita and T.G. Langdon*, in: Nanostructured Materials by High-Pressure Severe Plastic Deformation, Y.T. Zhu, V. Varyukhin (eds.), Springer (2006), p. 201–208.

51. М.П. Кащенко, В.В. Летучев, Л.А. Теплякова, Т.Н. Яблонская, ФММ **82**, вып. 4, 10 (1996).
52. Я.Е. Бейгельзимер, В.Н. Варюхин, Д.В. Орлов, С.Г. Сынков, Винтовая экструзия – процесс накопления деформаций, ТЕАН, Донецк (2003).
53. Н.И. Матросов, В.В. Чишко, В.Ю. Дмитренко, Е.А. Павловская, Л.Ф. Сенникова, В.З. Спусканюк, В.В. Чабаненко, С.В. Васильев, Э.А. Медведская, Б.А. Шевченко, ФТВД **15**, № 1, 85 (2005).
54. Т.А. Ryumshyna, Т.Е. Konstantinova, in: Nanostructured Materials by High-Pressure Severe Plastic Deformation, Y.T. Zhu, V. Varyukhin (eds.), Springer (2006), p. 113.

*Т.С. Константинова*

## ЕВОЛЮЦІЯ ДИСЛОКАЦІЙНОЇ СТРУКТУРИ МЕТАЛЕВИХ СИСТЕМ В УМОВАХ ВИСОКИХ ТИСКІВ

Розглянуто механізми трансформації структури на мікро-, мезо- і макрорівнях при інтенсивних пластичних деформаціях металевих систем на прикладі сплавів на основі заліза і титану. Показано зв'язок процесів, що відбуваються на різних масштабних рівнях. Найбільш детально описано явища, що відносяться до мезорівня, включаючи деформацію шляхом утворення дипольних локальних вигинів кристалічної решітки і ротаційних поворотів. Описано ряд можливих моделей процесу фрагментації зерен в умовах інтенсивних пластичних деформацій. Розглянуто вплив високого гідростатичного тиску і зовнішніх зсувних напружень на процеси структуроутворення. Обговорюється питання про визначення терміну «інтенсивні пластичні деформації».

*Т.Е. Konstantinova*

## DISLOCATION STRUCTURE EVOLUTION IN METAL SYSTEMS UNDER HIGH PRESSURE

Mechanisms of structure transformation at micro-, meso- and macrolevels have been considered for metal systems, such as iron and titanium based alloys, under severe plastic deformations. Relation between the processes occurring at different scale levels is shown. Phenomena at the mesolevel including the deformation by formation of dipole local bends of crystal lattice and rotational turns are described in more detail. A number of possible models of the grain fragmentation process under severe plastic deformation is described. Influence of high hydrostatic pressure and external shearing stresses on structuring processes has been considered. The question of «severe plastic deformations» term definition is discussed.

**Fig. 1.** Structure of titanium alloy Ti–5Mo–5V–5Al at sample periphery past one cycle of twist extrusion at 300°C (a) and its analogy with structure of sublayer of turbulent boundary layer (b) [22]. Visualization was by using aluminium particles in glycerol

**Fig. 2.** Structure of alloy Fe–17Ni–10W–10Co–1Mo–1Ti past 87% hydroextrusion (a) and its analogy with convection of liquid (with aluminium particles) in rotating cylinder, heated at the external surface and cooled to the centre (b) [22]

**Fig. 3.** Scheme of dislocation nuclei splitting: of the «roof» type (*a*), of the «star» type (*b*)

**Fig. 4.** Dislocation interaction under high pressure: *a* – one dislocation, *b* – dislocation wall

**Fig. 5.** Dislocation structures of deformed materials: *a* – steel Fe–0.03C,  $e = 4$ , non-disoriented chaotic structure with dislocation bundles; *b* – steel Fe–0.08C,  $\varepsilon = 40\%$ , structure with extinction contours pointing to a continuous disorientation change; *c* – steel Fe–0.08C,  $\varepsilon = 40\%$ , fragmented structure. Bends in cementite plates (black interlayers) fix, like bench marks, earlier bending of crystal-lattice regions

**Fig. 6.** Scheme of structure evolution during severe plastic deformation [44]: *a* – dislocation boundaries of cells; *b* – disclination boundaries; *c* – result of disclination interaction

**Fig. 7.** Fragmentation under high plastic deformations of polycrystals [45]: *a* – basic sliding in grain; *b* – formation of joint disclinations and not self-consistent distribution of dislocations at the boundary; *c* – action of accommodative sliding (dense shading); *d* – formation of broken boundaries – the initial fragmentation stage; *e* – fragmented grain

**Fig. 8.** Model of zone with high continual disclination density [47]: *a* – smooth disorientation of the lattice; *b* – dislocation charge; *c* – discrete disorientation of the lattice; *d* – wall of partial disclinations broken boundary; *e* – turns and curvature of the lattice; *f* – dislocation-disclination configurations

**Fig. 9.** Schemes of dislocation dipole (*a*) transformation to disclination (*b*) and zones of local dipole bend of crystal planes (*c*) to fragmented regions of crystal (*d*)

**Fig. 10.** Microstructural model [50] illustrating grain refinement past 1 (*a*), 2 (*b*) and 4 (*c*) cycles of pressing

**Fig. 11.** Changes in structure of alloys with shift stresses included in deformation scheme: *a*, *b* – Fe–0.35C,  $\varepsilon = 50\%$  under uniaxial compression and hydroextrusion, respectively; *c*, *d* – Fe–17Ni,  $\varepsilon = 60\%$  under hydroextrusion and rotational forging, respectively

**Fig. 12.** Visualization of flow patterns in the presence of secondary-phase precipitations: *a* – Ti–5Mo–5V–5Al, hydroextrusion,  $\varepsilon = 30\%$ ; *b* – Fe–0.35C, shift deformation,  $e = 4$

**Fig. 13.** Structure of alloy Ti–40Nb: *a* – initial state; *b* – past 12 ECMAP cycles,  $e = 9.84$ ; *c* – past 24 ECMAP cycles,  $e = 19.58$ ; *d* – microdiffraction of deformed alloy past 12 ECMAP cycles

**Fig. 14.** Alloy Ti–40Nb past the hydroextrusion ( $\varepsilon = 34\%$ ): *a* – extinction contours and fragments in alloy structure; *b* – microdiffraction