

## Структурные механизмы пластической деформации керамических материалов

Г. С. Олейник

Институт проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАН  
Украины, Киев, e-mail: oleynik@ipms.kiev.ua

*Представлены результаты краткой систематизации и некоторого обобщения литературных и собственных данных экспериментальных исследований, которые свидетельствуют, что все механизмы пластической деформации и особенности ее развития, известные для металлических материалов, характерны также и для керамик, включая группу материалов на основе ковалентных веществ. Данные о структурообразовании в ковалентных кристаллах (алмаз и алмазоподобные фазы BN, SiC, AlN) на стадии пластической деформации и релаксации позволяют заключить, что механизмы деформации и склонность к динамическому возврату зависят от величины энергии дефекта упаковки.*

**Ключевые слова:** деформация, скольжение, сбросы, пластичность, упрочнение, ползучесть, сверхпластичность, кристалл, зерна.

Разработка как новых материалов, так и научно-обоснованных подходов к их созданию является основным направлением современного неорганического материаловедения. Одной из отличительных черт разработки технологий получения керамик инженерного назначения является тенденция к применению традиционных подходов металлургической практики, используемых для регулирования микроструктуры и прочностных свойств материалов. Деформационный подход, основанный на применении пластической деформации как способа управления микроструктурой и свойствами кристаллических тел, представляет наибольший интерес для керамических технологий. Подтверждением этому может быть проявившаяся в последние годы тенденция к применению в таких технологиях деформационных обработок различных типов на всех элементарных стадиях получения порошковых материалов (синтез веществ в виде порошков, обработка порошков с целью измельчения частиц, а также активации, их прессование, совмещение прессования и спекания, постобработка).

В настоящее время имеется только одна группа материалов, получаемых с участием пластической деформации: это сверхтвердые керамики на основе плотных фаз углерода и нитрида бора, спекаемые при высоких давлениях и температурах [1]. В то же время результаты первых исследований, в которых показана возможность использования деформационных обработок для регулирования структурных состояний в объемных керамических материалах, были рассмотрены в работах, опубликованных еще в 1964 и 1972 годах. Обобщение таких исследований и новые данные по этой проблеме представлены в работе [2].

Общеизвестно, что процессы и механизмы пластической деформации в металлах к настоящему времени достаточно хорошо изучены. Этой проблеме посвящены многочисленные монографии, специализированные журналы, труды конференций, семинаров и др. Для керамических материалов в этом отношении существует практически противоположная ситуация. Только некоторые сведения о пластической деформации в керамиках, полученных главным образом на основе галогенидов щелочных металлов (NaCl, KCl, LiF) и отдельных оксидов (MgO, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>), обобщены в работах [3—5]. В одной из последних монографий, где детально рассматриваются керамические материалы, их пластической деформации посвящен лишь один параграф [6]. В то же время в литературе имеется очень много данных о пластической деформации неметаллических кристаллических веществ. Однако они имеют крайне разрозненный характер и получены для различных групп материалов на основе веществ, как с отличающимися типами химической связи, так и в различных условиях деформации. Фактически все проблемы пластической деформации, как фундаментальной структурной перестройки в кристаллических твердых телах, которые уже достаточно глубоко изучены в металлах, для керамических материалов лишь обозначены.

В данной работе приведена краткая систематизация с некоторым обобщением основных данных о развитии структурных механизмов пластической деформации в неметаллических кристаллах и материалах на их основе, которые свидетельствуют о большой аналогии с ее развитием в металлах. В качестве одного из экспериментальных подтверждений такой аналогии на примере отдельной группы материалов приведены результаты собственных исследований эволюции структурных превращений при деформации при высоких давлениях  $P$  и температурах  $T$  материалов на основе группы ковалентных веществ: алмаза, карбида кремния, нитридов алюминия и бора с алмазоподобными решетками типа вюртцита и нитрида.

**Скольжение при комнатной температуре.** Рассмотрение этого вопроса представляет интерес по следующим причинам. Ранее [7] керамические материалы по характеру поведения при механическом нагружении при комнатной температуре были разделены на три группы: абсолютно хрупкие, полухрупкие и пластичные. К первой группе отнесены материалы на основе ковалентных веществ или с большой долей ковалентной составляющей химической связи. Такое разделение базировалось на известных к тому времени данных, что при комнатной температуре в таких материалах пластическая деформация не происходит даже при высоких напряжениях, а их разрушение осуществляется при напряжениях значительно ниже теоретической прочности.

К настоящему времени установлено, что в кристаллах керамических материалов скольжение реализуется при комнатной температуре в различных условиях нагружения. Это характерно для веществ как с ионным типом химической связи, так и с ионно-ковалентным и ковалентным типами. Наиболее убедительный пример — двойникование в алмазе под индентором при комнатной температуре [8], генерирование дислокаций в алмазе при контактном нагружении, наблюдавшееся непосредственно в электронном микроскопе [9]. По данным работы [10], после деформации кристаллов 6H SiC царапаньем при комнатной

температуре плотность дислокаций достигала  $10^{10}$  см<sup>-2</sup>. Размножение дислокаций при индентировании при комнатной температуре наблюдали для карбида кремния, кремния, оксида алюминия [11], борида циркония [12] и др. Микропластичность под индентором обнаружена в TiC даже при  $T = 77$  К [13]. В неметаллических кристаллах при комнатной температуре могут реализоваться деформационные фазовые превращения: например, мартенситное — в диоксиде циркония при размоле, шлифовке, индентировании, обработке в жидком азоте и др.; сдвиговые превращения под индентором выявлены в Ge и Si [14, 15], SiC и ZnS и других при растирании в ступке [16]. Взрывное мартенситное превращение  $2H\ BN \rightarrow BN_{тр}$  наблюдалось непосредственно под пучком в электронном микроскопе [17].

В работе [18] введена характеристика пластичности (в том числе и при комнатной температуре) в условиях индентирования и предложена методика ее определения. Установлена зависимость величины этой характеристики при комнатной температуре от степени ковалентности исследованных веществ. Наименьшие значения характеристики пластичности типичны для алмаза и карбида кремния с высокой долей ковалентности (для первого она составляет 100, для второго — ~90%) — 0,0012 и 0,29 соответственно. Для металлов величина характеристики пластичности близка к единице. В работе [18] выявлена также тенденция к росту пластичности в ряду нитриды  $\rightarrow$  карбиды  $\rightarrow$  бориды. На пластичность веществ ковалентного типа при комнатной температуре указывают и наши исследования тонких сколов исходных бездислокационных кристаллов алмаза, Si, B<sub>4</sub>C, SiC, AlN, разрушенных динамическим ударом при комнатной температуре. В таких сколах всегда выявлялись группы дислокаций, в том числе и в окружении остановившихся микротрещин.

**Деформационное двойникование.** Среди неметаллических кристаллов наиболее характерно двойникование для алмаза, веществ с решеткой алмаза (кремний) и алмазоподобных фаз с решеткой сфалерита 3C BN и 3C SiC, а также для некоторых оксидов: Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, BaTiO<sub>3</sub>, ZrO<sub>2</sub>. Двойникование в кристаллах первой группы веществ происходит по трем системам типа (111)  $\langle 112 \rangle$ . В этих веществах имеет место и ростовое двойникование по таким же системам. Отличительный морфологический признак двойников этих разновидностей — их толщина: деформационные — тонкие (до 20—70 нм), ростовые — массивные (до 1 мкм). Деформационные двойники фактически представляют группы частичных дислокаций в плоскостях типа (111) с вектором Бюргера типа 1/6 [19]. В кремнии, алмазе [20] и 3C SiC [21] возможно также образование деформационных двойников второго, третьего и более высоких порядков. Такие двойники характерны для металлов с ГЦК решеткой [22].

В некоторых неметаллических кристаллах деформационное двойникование обусловлено развитием сдвиговых полиморфных и политипных переходов. Можно выделить три случая взаимосвязи этих процессов. I. Образование двойников в исходной фазе предшествует переходу в конечную фазу. Это характерно для графитоподобного BN, испытывающего превращение в 2H- и 3C-фазы при высоких давлениях; выявлено в SiC в условиях 3C  $\rightarrow$  6H-перехода при нагреве.

II. Двойникование сопутствует фазовому переходу, а именно двойники превращения образуются в конечной фазе. Обнаружено при  $2H \rightarrow 3C$ -перестройке в BN и при переходе  $6H \rightarrow 3C$  в SiC при высоких давлениях и температурах [23]. Такое двойникование типично также для полиморфного  $\alpha \rightarrow \beta$ -перехода в кремнеземе [24], наблюдается при мартенситных превращениях в  $ZrO_2$ , PbO,  $BaTiO_3$ ,  $CaSiO_3$ .

III. Множественное параллельное двойникование, определяющее формирование многослойных политипов. Такой механизм политипообразования характерен для многих минералов [24]; по результатам наших исследований выявлен в  $V_4C$  [25], алмазе и  $3C$  BN [26], а по данным [27] — в карбидах состава  $Me_7C_3$  ( $Me = Fe, Cr$ ).

**Раздвойникование.** Деформационное раздвойникование в условиях нагружения при комнатной температуре известно для кристаллов  $3C$  ZnS [28] и пьезокерамики состава ЦТС [29]. В первом случае это реализуется в результате активного скольжения по плотноупакованным плоскостям. Нами выявлен новый механизм высокотемпературного раздвойникования в алмазе и алмазоподобных фазах с решеткой сфалерита BN и SiC. Он обусловлен стоком полных дислокаций с объемов матричной части кристаллов в тонкие деформационные двойники и последующей перестройкой дислокаций в двойниках [30].

**Диффузионно-дислокационный механизм деформации.** Этот механизм обнаружен в поверхностных слоях кристаллов кремния и германия [31], он проходит в условиях одноосного и знакопеременного нагружений при комнатной температуре. Особенность механизма состоит в том, что движение дислокаций осуществляется под действием малых напряжений (20—100 МПа). Предполагается, что в этом случае имеет место переползание дислокаций под действием осмотических сил, обусловленных градиентом концентрации точечных дефектов. Действие этого механизма в поверхностных слоях может быть вызвано тем, что тонкие слои в указанных условиях деформации являются мощным источником и стоком вакансий. Его реализация в ковалентных кристаллах возможна при напряжениях в 1,5—2 раза ниже напряжения Пайерлса и теоретического предела прочности при сдвиге.

**Межузельная пластичность.** Особенность такой деформации, согласно представлениям [32, 33], состоит в следующем: а) ее носителями являются межузлия; б) она реализуется в неоднородном поле напряжений — главным образом при воздействии сосредоточенной нагрузки; в) сопутствует дислокационной пластичности; г) может приводить к нарушению стехиометрии [34]. Предполагается, что межузельная пластичность может иметь место в неметаллических кристаллах с различными типами химических связей, включая и ковалентный (Ge,  $Al_2O_3$ , ZnS и др.).

**Недислокационная пластичность.** По данным работы [35], такая пластичность может реализоваться только за счет миграции точечных дефектов. Показано, что роль такой пластичности может в значительной мере проявляться при формировании отпечатка в условиях динамического индентирования как кристаллов металлов, так и кристаллов с ковалентной (Si, Ge) и ионной (KCl, NaCl, MgO) типами химической связи.

**Сбросообразование** как структурный механизм пластической деформации (осуществляемой кооперативными поворотами отдельных микрообъемов кристаллов на произвольные углы без нарушения их сплошности) характерно для различных неметаллических кристаллов. Для галоидных кристаллов CsI, KCl, NaCl [36] и MgO этот механизм деформации может проходить как при комнатной, так и при повышенных температурах при сжатии, а также при изгибе [37, 38]. Для SiC [39, 40] и Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> [41] эта деформация характерна при повышенных температурах. В поликристаллических материалах на основе 2H BN и 6H SiC, формирующихся при высоких давлениях и температурах, в зернах реализуется сбросообразование с поворотом локальных объемов на углы до 40 градусов, причем в таких объемах, в свою очередь, происходит микросбросообразование [40] (рис. 1). Выявляющийся в кристаллах 2H BN и 6H SiC сложный характер пластических поворотов объемов двух масштабов относительно произвольных осей (рис. 1, б) позволяет предполагать протекание деформации вихревого типа. Подобный процесс имеет место в зернах металлических материалов при значительных деформациях.

В зернах материалов на основе алмаза и 3C BN, формирующихся при высоких давлениях и температурах, выявляется сильное формоизменение двойников (изгибы, изломы), образование разориентированных областей в объеме зерен, что также указывает на развитие локального сбросообразования (рис. 2). В наибольшей мере это характерно для материалов, получаемых на основе исходных порошков, предварительно обработанных в ударных волнах [42]. Деформация сбросообразованием

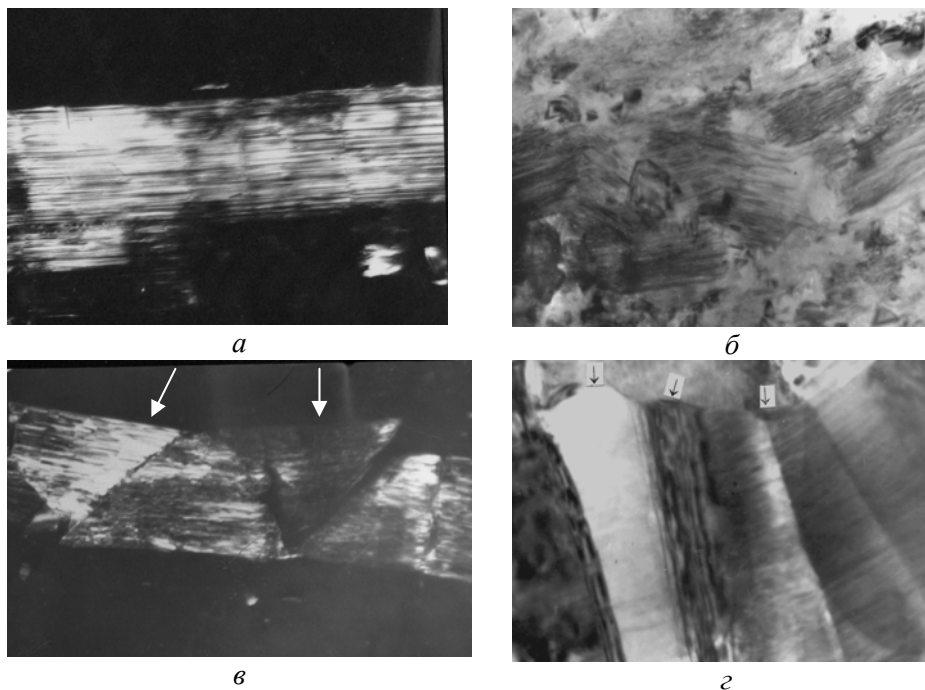


Рис. 1. Субструктура в исходном кристалле 2H BN с базисными дефектами упаковки (а) и после деформации сбросообразованием с сильным формоизменением (б) и смещением фрагментов друг относительно друга: кристаллы 2H BN (в) и 6H SiC (г); стрелками указан след формоизмененной плоскости (0001); сечения кристаллов типа (11 $\bar{2}$ 0).

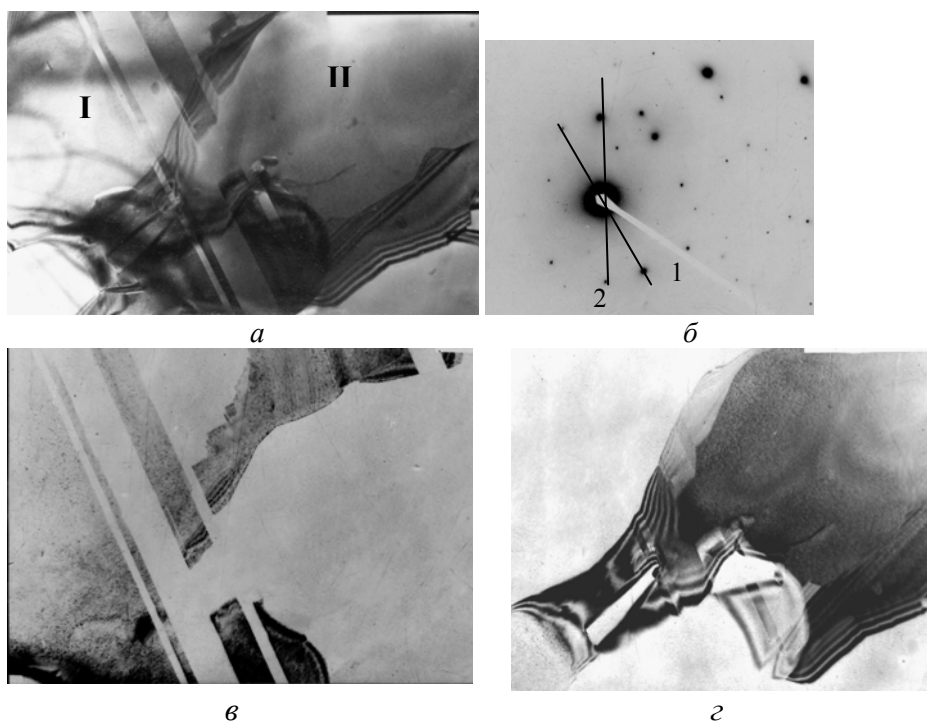


Рис. 2. Изображение сдвойникового кристалла 3С BN (I) с образованной в нем за счет пластического поворота разориентированной областью (II): *а, б* — светлопольное изображение и микроэлектронограмма (1, 2 — оси типа [111] для сдвойникового кристалла и разориентированной в нем области соответственно); *в, з* — темнопольные изображения в отражениях 111 кристалла и разориентированной области соответственно.

типична также для кристаллов графита, графитоподобного BN, выявлена в  $\text{BaTiO}_3$  [43], МАХ-фазах [44],  $\text{Ti}_3\text{SiC}_2$  [45], гексагональном алмазе [46].

**Пластическая фрагментация кристаллов** за счет появления внутрикристаллитных границ раздела характерна также для неметаллических материалов. В таких кристаллах возможно образование всех разновидностей границ и разориентированных субструктур, обусловленных пластической деформацией, известных для металлов. Это границы двойников, сбросов, ячеистые, линейные, типа "ножевых" субграницы на основе плоских скоплений и сеток дислокаций, дислокационные дефекты, определяющие формирование областей локального изгиба, которые характеризуются плавно изменяющейся ориентировкой. Такие границы могут возникать в кристаллах с различными типами химической связи. Например, для алмаза и его кристаллографических аналогов нами выявлены следующие границы, образующиеся при деформации в условиях высоких давлений и температур: границы двойников (алмаз, 3С SiC, 3С BN,  $\text{B}_4\text{C}$ ); дислокационные субструктуры, определяющие формирование зон локального изгиба, которые характеризуются непрерывно изменяющейся разориентировкой (алмаз, 3С- и 6Н SiC, 2Н и 3С BN, 2Н AlN); границы сбросов различного структурного состояния, вплоть до границ межзеренного типа (2Н BN, 6Н SiC, графит, графитоподобный BN); "ножевые" границы выявлены в AlN и  $\text{TiB}_2$ . Границы ячеек, как наиболее типичные для металлов, наблюдали в

кристаллах Si [47], Ge [48], LiF при обычном и знакопеременном нагружении [49], а также TiC [50], ZrB<sub>2</sub> [51], ZrO<sub>2</sub> [52], ZrC [53] и др.

В целом фрагментация зерен в керамических материалах, определяемая пластической деформацией, может проходить также и за счет таких процессов.

1. Первичная рекристаллизация динамическая (ДР) и статическая (СР) после предварительной пластической деформации. Это показано нами на примере исследования материалов на основе исходных 6Н SiC, 3С BN (ДР) [54, 55], 2Н AlN (ДР и СР в условиях отжига после обработки в ударных волнах) [56, 57], а также β-Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>, TiB<sub>2</sub> и В<sub>4</sub>С (ДР) [25].

2. Деформационная обработка в условиях интенсивной пластической деформации: Ge, TiC, TiO<sub>2</sub> [58—60].

3. При деформации в условиях ползучести. В этом случае в зернах возникают субграницы, вплоть до высокоугловых, что может определять развитие первичной рекристаллизации. Процессы фрагментации при ползучести изучены на примере оксидных минералов, деформированных при *P* и *T* в толще земли [5, 24], целого ряда тугоплавких карбидов переходных металлов в условиях высокотемпературного нагружения [61], для ковалентных кристаллов — на примере Si и Ge [48, 62]. В целом пластическая фрагментация при спекании крупных (≥5—7 мкм) порошков неметаллических материалов при высоких давлениях и температурах проходит за счет насыщения зерен внутренними границами раздела, а также развития первичной рекристаллизации. Эти данные позволили рассматривать такой способ обработки как основу деформационного подхода для получения мелкозернистых состояний в керамических материалах, в том числе сверхтвердых на основе плотных фаз углерода и нитрида бора [63].

**Проскальзывание (смещение) без нарушения сплошности по внутризеренным границам раздела.** Такой вид деформации наблюдается в зернах 2Н BN и 6Н SiC в условиях структурообразования материалов при высоких давлениях и температурах. Проскальзывание хорошо выявляется по формоизменению (морфологически плоской в исходном состоянии) базисной поверхности огранки зерен (рис. 1, б, г). Судя по изменению характера дифракционного контраста в фрагментах кристаллов, их смещение сопровождается также поворотами (рис. 1, г).

**Локализация пластической деформации.** По известным данным в керамиках можно выделить несколько разновидностей такого явления, отличающихся условиями и механизмами реализации.

I. Деформация в условиях исчерпания действия основной системы скольжения, проходящая путем сбросообразования. Это наиболее типичный пример внутризеренной локализованной деформации. В ионных кристаллах (NaCl, KCl, MgO) она может иметь место как при комнатной, так и при повышенных температурах [36—38], в ковалентных (2Н BN, 6Н SiC, α-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, 3С BN, алмаз) [39—42] — только при высоких температурах. Такой вид деформации нами выявлен в кристаллах лонсдейлита, полученного из графита в ударных волнах [46].

II. Высокотемпературная локализация деформации, которая осуществляется формированием так называемых полос локализованного сдвига в условиях сжатия различных ионных кристаллов (CaF<sub>2</sub>, BaF<sub>2</sub>, LiF,

NaNO<sub>2</sub>) при  $T \sim 0,5—0,7 T_{пл}$  [64—66]. Величина деформации в таких полосах достигает 10<sup>3</sup>% для ионных кристаллов и 10<sup>2</sup>% для кристаллов с ковалентной составляющей химической связи. Локализация пластической деформации при комнатной температуре, проявляющаяся в виде образования полос макросдвига, а также полос Людерса, обнаружена в керамике Се—ZrO<sub>2</sub>. Такая деформация вызвана фазовым переходом тетрагональная фаза → моноклинная) [67].

III. Зернограничная локализация пластической деформации, осуществляемая путем фасетирования межзеренных границ при спекании керамик в условиях действия внешней нагрузки или последующей деформации. В поликристаллическом 3С BN, формирующемся при термобарическом спекании, часто выявляется фасетирование границ, расщепление тройных стыков границ, протекание релаксационного двойникования в приграничных зонах [55]. При деформационной постобработке материалов SiC и Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> в их границах образуются выступы, ограниченные базисными плоскостями (специальные границы) [68, 69]. Указанные зернограничные превращения характерны и для металлических материалов.

На примере керамики состава ZrO<sub>2</sub> (Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) установлена полная аналогия локализации деформации в условиях сжатия при комнатной температуре с ее развитием в подобных условиях в металлах с различными типами кристаллических решеток [70].

**Периодичность пластической деформации.** Развитие такой деформации выявлено нами для керамических материалов, формирующихся при высоких давлениях и температурах. Наиболее типичные примеры — керамики на основе 3С BN (3С-фаза образуется в процессе спекания из графитоподобной фазы) и AlN [56]. В обоих случаях при постоянных  $P$  и  $T$  с ростом длительности спекания наблюдались два цикла первичной рекристаллизации, развитию которых предшествовало формирование сильно деформированных зерен: на первом этапе имеет место деформация исходных частиц, на втором — зерен, образованных на стадии собирательной рекристаллизации, осуществляемой после первичной. О периодичности развития процессов пластической деформации в минералах, в том числе и в природных условиях, сообщалось в работах [5, 24].

**Хрупкопластический переход.** Детальное обсуждение перехода хрупкость → пластичность в керамических материалах с точки зрения его непосредственной связи с температурной зависимостью напряжения течения проведено в работе [71]. Для характеристики межатомной связи в кристаллах, являющейся определяющей в развитии пластических сдвигов, авторами работы [71] введен параметр  $\alpha$ . Его величина возрастает с ростом ковалентной составляющей в межатомной связи; для алмаза, Ge и Si  $\alpha = 15$ . Показано, что в зависимости от величины  $\alpha$  изменяется температура начала резкого увеличения критического напряжения сдвига: с ростом  $\alpha$  величина  $t^*$  ( $t^*$  — характеристическая температура) увеличивается. Таким образом, для каждого вещества температура, превышающая  $t^*$ , является температурой перехода в пластическое состояние  $T_{х-п}$ ; при  $T < t^*$  реализуется хрупкое разрушение.

К настоящему времени для неметаллических кристаллов накоплен обширный экспериментальный материал, свидетельствующий, что



температура их хрупкопластического перехода определяется не только степенью ковалентности межатомной связи в кристаллах, но и особенностями их структурного состояния, а также видом и скоростью нагружения. Например, в случае фаз внедрения с увеличением отношения металл : неметалл величина  $T_{x-п}$  уменьшается. Наиболее убедительно это показано на примере TiC. Установлено, что изменение величины  $x$  в  $TiC_x$  от 0,99 до 0,64 способствует переходу в пластическое состояние под индентором уже при комнатной температуре [72]. По данным работы [4], с уменьшением  $x$  предел текучести TiC понижается. В работе [73] установлено снижение  $T_{x-п}$  для  $TiC_{0,5}$  по сравнению с  $TiC_{0,75}$ .

Предварительная деформационная обработка кристаллов, способствующая генерированию активных источников дислокаций, также приводит к снижению  $T_{x-п}$ . Это убедительно показано на примере кремния [74]. При нагружении высокими давлениями (0,55—1,25 ГПа) хрупкопластический переход в материалах на основе BeO и AlN осуществляется уже при комнатной температуре [75]. В монокристаллах  $ZrO_2$  при комнатной температуре в условиях индентирования наблюдается дислокационная ползучесть [76], что свидетельствует о хрупко-пластическом переходе.

На примере керамики  $UO_2$  убедительно подтверждено влияние скорости нагружения на величину  $T_{x-п}$  [77]. Для поликристаллов с размером зерна 8 мкм эта температура составляет 1000, 1375 и 1450 °C при скоростях нагружения 0,092; 0,92 и 9,2 ч<sup>-1</sup> соответственно. При размере кристаллов 15 и 31 мкм температура перехода составляет 1050 и 1000 °C соответственно при скорости нагружения 0,092 ч<sup>-1</sup>.

В работе [78] показана связь между энергией образования вакансий  $U$  и температурой хрупкопластического перехода в кристаллах алмаза, Si, Ge. Увеличение  $U$  способствует возрастанию  $T_{x-п}$ . Реальность такой взаимосвязи представляется очевидной, если учесть, что с ростом концентрации вакансий в ковалентном кристалле напряжение Пайерлса быстро уменьшается (пропорционально  $\exp(-C/C_0)$ , где  $C_0$  — исходная концентрация вакансий, а  $C$  — увеличенная в результате деформации) [79].

По данным работы [80], для щелочно-галлоидных соединений существуют температуры перехода в вязкое состояние  $T_{\text{в}}$ : для LiF — 500, NaCl — 570, KCl — 470, KBr — 420, KJ — 370, AgJ — 100 °C.

Это соответствует стадии так называемого волнистого скольжения, характерного для ионных веществ и способствующего сильному формоизменению их кристаллов, вплоть до появления вязких разрывов. Разрушение, типичное для вязкого разрушения металлов (образование шейки и образ чашечного микрорельефа в поверхности излома), наблюдали на примере NaCl [80], MgO [81] и др.

**Обратимый хрупковязкий переход.** По данным работы [82], такой переход может осуществляться при комнатной температуре в хрупких материалах (стекло, керамика, аморфные сплавы) при высоких скоростях нагружения, реализуемых при ударном нагружении путем внедрения твердого тела в хрупкую среду. Скорость, при которой проходит такой переход, называют скоростью охрупчивания. Выявлено, что в керамиках скорость охрупчивания превышает соответствующую для полимерных материалов.

**Ползучесть.** Протекание этой деформации в керамиках имеет все особенности, известные для металлов. Для ковалентных кристаллов это убедительно показано на примере кремния [62, 83]. Термодинамический и структурный аспекты ползучести в ионных кристаллах и минералах (в сравнении с металлами) детально рассмотрены в работах [3—5, 24].

Отметим наиболее характерные черты процесса ползучести в керамиках. Ползучесть в керамиках осуществляется не только при высокой, но и при комнатной температуре. В последнем случае она обнаружена под индентором в частично стабилизированном  $ZrO_2$  MgO—PSZ [84] и стабилизированном кубическом  $ZrO_2$  (CaO, MgO—CSZ) [76].

Как и в металлах, процесс ползучести в керамиках проходит в три стадии: неустановившаяся, стационарная, установившаяся. Это наблюдается как для монокристаллов (Si, Ge [62, 83], NaCl [3]), так и для поликристаллических материалов (NaCl, MgO,  $ZrO_2$ ,  $Al_2O_3$  [3]). Эти стадии деформации характерны и в условиях нагружения при высоких давлениях и температурах [85]. Развитие ползучести в керамиках (как и в металлах) контролируется структурными превращениями в объеме зерен и в их границах, то есть решеточными и зернограницными механизмами.

Решеточные механизмы ползучести реализуются как в монокристаллах (CoO, LiF, NaCl [3, 4], Ge, Si [62, 83],  $ZrO_2$  [86]), так и в поликристаллических керамиках ( $ZrO_2$  [87], монокарбидах переходных металлов IV, V групп [61]). Основные структурные механизмы их развития — скольжение и переползание дислокаций, включая их перестройку с формированием субграниц и миграцию последних. В работе [5] выделено шесть разновидностей решеточной ползучести, отличающихся характером дислокационного скольжения и структурных перестроек в границах. Ползучесть в  $ZrO_2$  может быть обусловлена мартенситным превращением тетрагональная фаза → моноклинная.

При развитии ползучести преимущественно по механизму межзеренного проскальзывания происходит порообразование в границах. В однофазных мелкозернистых материалах поры формируются главным образом в стыках зерен, в материалах со связующей аморфной фазой и включениями — вдоль границ, а затем проходит их смещение и образование трещиноподобных полостей SiC,  $Al_2O_3$  [88, 89].

Скорость ползучести в керамиках зависит от таких особенностей структуры, как размер зерен, нестехиометрия, наличие связующей фазы, пористости и др. Влияние первых двух факторов изучено детально на примере монокарбидов переходных металлов IV и V групп. Показано, что с увеличением отношения Me : C скорость ползучести возрастает [61].

Радикальное влияние на увеличение стойкости керамик к ползучести оказывает кристалломорфология зерен. Для высокотемпературного использования обычно применяют материалы, армированные волокнами, пластинами, иглами и другими, или самоармированные, в процессе спекания которых формируются зерна анизометричной формы. Сведения о материалах последнего типа частично обобщены в работе [90].

**Сверхпластичность.** К настоящему времени накоплен богатый экспериментальный материал о проявлении сверхпластичности в керамиках. Большинство сведений по этому вопросу обобщены в работах [91—93]. Показано, что сверхпластичность в керамиках может реализоваться при

самых различных способах нагружения: горячем прессовании, сжатии, растяжении, ковке, изгибе, прокатке, горячем изостатическом прессовании, экструзии, индентировании. Интервал деформационной нагрузки для реализации этого процесса в керамиках различного структурного состояния составляет 1—500 МПа, скорости нагружения —  $10^{-2}$ — $10^{-8}$  с<sup>-1</sup>. Структурная сверхпластичность в большинстве керамик может наблюдаться при размере зерен не >1,5—1,2 мкм; при этом основное требование к зернам — их изометричность. Коэффициент чувствительности к скорости деформации  $m$  в уравнении  $\sigma = B\varepsilon^m$ , связывающем величины напряжения  $\sigma$  и деформации  $\varepsilon$ , для керамик изменяется в пределах 0,5—10 ( $B$  — эмпирическая константа). Среди неметаллических материалов сверхпластичность впервые обнаружена в поликристаллическом MgO. Величина ее достигала 100% при 1700 °С в условиях растяжения [81]. В настоящее время наибольшая сверхпластичность (1038%) установлена для материала состава  $ZrO_2 + 5\% SiO_2$ . Она наблюдалась для мелкозернистого (~0,3 мкм) материала в условиях растяжения при 1400 °С [94].

Сверхпластичность в керамиках может обуславливаться многими факторами. Они приведены в табл. 1. Там же указаны и керамики, для которых выявлена сверхпластичность вследствие действия этих факторов. По данным работы [65], в монокристаллах оксидов (MgO, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) возможно развитие сверхпластической деформации, контролируемое переползанием дислокаций, а пластическая деформация в кристаллах LiF в полосах скольжения может достигать 1000%. Ее развитие объясняют высокой концентрацией точечных дефектов. В целом в работе [93] указано на общность механизмов деформации при сверхпластическом течении в керамиках и металлах.

Известны весьма необычные условия реализации сверхпластичности в нитевидных кристаллах NaCl, а именно при растяжении в условиях наложения электростатического поля. При воздействии напряжения  $(2,5—7) \cdot 10^5$  В/м пластическая деформация достигала 100% [95].

В настоящее время исследования сверхпластичности в керамиках направлены на выявление возможностей практического использования этого явления. Предложено много способов обработки керамик в состоянии сверхпластичности с целью получения изделий сложной формы (лопатки, клапаны, подшипники, мундштуки, тонкие пластины); сверхпроводящая керамика может производиться в виде рулонов [96].

**Пластическая деформация при циклическом нагружении.** О качественно подобном поведении керамик и металлов при знакопеременном нагружении свидетельствуют результаты исследования усталостного разрушения LiF [125], Ge [126] и пьезокерамического материала (ЦТБС-3) [127]. В кристаллах LiF при таком нагружении происходит значительное расширение полос скольжения, что может быть вызвано увеличением коэффициента размножения дислокаций. В изломах монокристаллов Ge, разрушенных в условиях циклического нагружения при  $T = 450$  °С, наблюдали зону замедленного скола, что подтверждает протекание пластической деформации. Для материала ЦТБС-3, разрушенного при 20 °С, на поверхности его излома выявлены четыре характерные (для усталостного разрушения металлов) зоны, в том числе и зона остановки или замедленного развития трещины [127]. Формирование

**Т а б л и ц а 1. Перечень керамик, в которых наблюдалась сверхпластическая деформация, обусловленная различными структурными факторами**

Исходное структурное состояние или превращение в процессе нагружения, определяющие развитие сверхпластичности	Керамика
Динамическое полиморфное превращение	$\text{Bi}_2\text{O}_3$ [97], $\text{Bi}_2\text{WO}_6$ , $\text{Bi}_2\text{MoO}_3$ [98], $\text{ZnS}$ [99], $\text{ZrO}_2$ [100]
Мелкозернистая структура: а) имеющаяся в исходном состоянии	$\text{ZrO}_2$ [94], $\text{Fe}_4\text{C}_3$ [101], $\text{MgO}$ [102], $\text{Al}_2\text{O}_3$ [103], $\text{SiC}$ [104], $\text{TiO}_2$ [105], $\text{Ca}_{10}(\text{PO}_4)(\text{OH})_6$ [106], $\text{PbTiO}_3$ [107] $\text{BaTiO}_3$ [108], $\text{UO}_2$ [109]
б) формирующаяся при деформационной обработке: распад твердого раствора	$\text{MgO}\cdot 2\text{Al}_2\text{O}_3$ [110], $(\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{AlON})$ [111], $\text{Bi}_2\text{O}_3\text{—Sm}_2\text{O}_3$ [112]
образование эвтектики	$\text{TiC—ZrC}$ , $\text{VC—HfC}$ [113]
образование промежуточной фазы	$3\text{Al}_2\text{O}_3\cdot 2\text{SiO}_2$ [114]
первичная рекристаллизация	$\text{TiC}$ , $\text{B}_2\text{O}_3$ [73], $\text{MgO}$ [84], $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_7$ [115]
формирование ячеистой субструктуры	$\text{NaCl}$ [116]
Присутствие в границах зерен связующей стеклофазы	$\text{SiC—Si}_3\text{N}_4$ [117], $\text{Si}_3\text{N}_4$ , сиаконы [18, 119], $\text{ZrO}_2$ [120], $3\text{Al}_2\text{O}_3\cdot 2\text{SiO}_2 + \text{ZrO}_2$ [121]
пор	$\text{Al}_2\text{O}_3$ [122]
включений других фаз	$\text{MgO}$ [123], $\text{Al}_2\text{O}_3$ [124]

такой зоны можно объяснить торможением трещины за счет рассеяния энергии, в том числе и в результате переориентации доменов в кристаллах. Особенностью деформации рассматриваемого материала в зоне долома является эстафетное двойникование, то есть образование двойников по параллельным плоскостям при переходе от зерна к зерну без изменения направления на границе их сопряжения.

В условиях циклического нагружения может осуществляться упрочнение (Ge [128]). Основываясь на данных об особенностях формирования субструктуры в кристаллах Ge в аналогичных условиях деформации [48], можно заключить, что упрочнение обусловлено образованием ячеистой субструктуры. По данным работы [129],

упрочнение материала состава  $ZrO_2—Y_2O_3 + 20\% Al_2O_3$  при циклической нагрузке 4-точечным изгибом вызвано формированием больших объемов материала, где реализуется мартенситное превращение в  $ZrO_2$  тетрагональная фаза  $\rightarrow$  моноклинная.

**Особенности развития пластической деформации при высоких давлениях.** Пластичность металлических материалов под воздействием давления повышается [130]. Это обусловлено тремя факторами: а) затрудненностью зарождения и роста трещин; б) гомогенизацией пластического течения; в) облегчением поперечного скольжения. Действие первых двух факторов определяется тем, что хрупкое разрушение при высоком давлении контролируется не зарождением трещин, а их распространением. По представлениям работы [131], развитие деформации в хрупких материалах в условиях высоких давлений характеризуется двумя разновидностями критического давления.

I. Давление, выше которого тормозится процесс распространения трещин. Это фактически давление хрупкопластического перехода  $P_{х-п}$ , его величина составляет примерно  $10^{-3} K$  ( $K$  — модуль всестороннего сжатия). Предполагается, что при таком давлении имеет место гомогенизация пластической деформации, вызванная активизацией всех систем скольжения. При комнатной температуре  $P_{х-п} \sim 10^{-3} G$  ( $G$  — модуль сдвига). Расчетные значения  $P_{х-п}$  для некоторых кристаллов следующие: Мо — 0,2, Cr — 0,12, W — 0,16, LiF — 0,08, NaCl — 0,05, KCl — 0,02, MgO — 0,13 ГПа.

II. Давление  $P_k$  — это давление, выше которого трещины в материале зарождаются не могут, материал может деформироваться без образования микронесплошностей. По оценке работы [131], верхние значения  $P_k$  для некоторых материалов таковы: для Мо — 8,4, Cr — 8,4, W — 10,2, LiF — 5,6, NaCl — 3,5, KCl — 1,4, MgO — 9,1 ГПа.

Для керамик имеются некоторые данные, подтверждающие повышение их пластичности при комнатной температуре в условиях действия высоких давлений. Согласно работе [132], при сжатии кристаллов алмаза при комнатной температуре с ростом давления от 1 до 3 ГПа пластичность увеличивается и величина остаточной деформации достигает 0,2%. При уплотнении порошков 3С BN при высоком давлении и комнатной температуре также имеет место пластическая деформация [133]. На примере кристаллов NaCl установлено, что с повышением  $P$  (от 0,1 до 0,5 ГПа и выше), наложенного на основную схему одноосного сжатия, степень их деформации до разрушения возрастает. Рост приложенного давления способствует снижению напряжения течения как в монокристаллах NaCl, так и в поликристаллических образцах [5].

Следует указать, что в условиях действия квазигидростатического давления пластичность материалов будет возрастать за счет реализации эффектов анизотропии сжатия первого и второго рода [134]. В подтверждение этому можно привести данные о сдвиговом превращении пиролитического графитоподобного BN в вюртцитную фазу: при гидростатическом нагружении превращение проходит при 55 ГПа, а при квазигидростатическом — при 5,6 ГПа [135].

**Способы повышения решеточной пластичности.** К настоящему времени установлено, что предварительная механическая обработка в

области хрупкого разрушения приводит к повышению пластичности MgO [136], Ge [137], шпинели  $\text{MgO} \cdot 2\text{Al}_2\text{O}_3$  [138], NaCl [139], Si [74]. Наиболее убедительные результаты получены для MgO: предварительная деформация кристаллов при 1000—1400 °C способствовала росту предельной деформации до разрушения на порядок. В случае NaCl это проявлялось в том, что с увеличением степени преддеформации начальная температура ползучести монокристаллов снижалась. Для Si предварительная деформация приводила к снижению температуры хрупкопластического перехода. После обработки при высоких давлениях гидро- и квазигидростатического сжатия также увеличивается пластичность материалов при последующей деформации. В этом случае, как и при одноосной деформации MgO и Ge, возрастание пластичности можно объяснить появлением источников подвижных дислокаций.

Значительное влияние на пластичность неметаллических соединений может оказывать изменение стехиометрии. Ее увеличение наблюдается с ростом содержания металлической составляющей и проявляется в снижении микротвердости (TiC [72], ZrN [140]) и(или) предела текучести (например, TiC [31]), температуры хрупкопластического перехода (TiC [73]). Повышение пластичности проходит и при образовании твердых растворов — щелочно-галогидных веществ [3],  $\text{Al}_2\text{O}_3$ —TiO<sub>2</sub> [141],  $\text{MgO} \cdot 2\text{Al}_2\text{O}_3$  [142] и др. В последнем случае подтверждена определяющая роль вакансий в увеличении пластичности.

Отметим также известные экспериментальные данные увеличения пластичности неметаллических кристаллов за счет повышения подвижности дислокаций или скорости их размножения под действием различных факторов. Выявлены эффекты электро- (NaCl [95], ZnS [143], Si, Ge [144]), магнито- (LiF [145], NaCl [146]) и фотопластичности [147]. На возрастание пластичности положительное влияние оказывают также  $\gamma$ -облучение NaCl [148], электронное облучение Si, Ge [149], в том числе и при облучении пучком электронов непосредственно в электронном микроскопе ZnS [150, 151], SiC [152] и ультразвуковое NaCl, MgO, LiF [153]. Наиболее интересные примеры — это реализация сверхпластичности (величина удлинения 100%) в кристаллах NaCl при пропускании электрического тока [95], снижение величины напряжения течения и увеличение относительного удлинения в образцах поликристаллического MgO в условиях растяжения при  $T = 1500$ — $1600$  °C при пропускании электрического тока [154].

Многими исследователями установлено, что при протекании фазовых превращений скорость уплотнения порошков неметаллических веществ увеличивается (ZnS и CdS [155], SiO<sub>2</sub> [156], Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> [157], S<sub>3</sub>N<sub>4</sub> [158], ZrO<sub>2</sub> [159]). О повышении пластичности при фазовых переходах свидетельствуют и данные о явлении трансформационной сверхпластичности в оксидных керамиках (табл. 1).

**Упрочнение в процессе пластической деформации.** Это может осуществляться в керамиках в процессе спекания при нагружении, при деформационной постобработке, в процессе ползучести при нагружении. Упрочнение во всех случаях может быть достигнуто за счет образования в зернах деформационных дефектов: двойников (алмаз [160]), мощных

скоплений дислокаций и субграниц ( $\text{Al}_2\text{O}_3$  [161], Ge [162]), доменов (тетрагональный  $\text{ZrO}_2$  [163]).

В процессе ползучести упрочнение может быть обусловлено следующими факторами: а) накоплением высокой плотности дислокаций в зернах ( $\text{Al}_2\text{O}_3$  [161]); б) динамическим ростом зерен ( $\text{Al}_2\text{O}_3$  [164]); в) в результате устранения пор, трещин (пластическое заплывание); г) фасетированием межзеренных границ [68, 69].

В щелочно-галогидных кристаллах [165], а также в Ge и Si [166] упрочнение имеет место в условиях сжатия при комнатной температуре. Упрочнение в  $\text{BaTiO}_3$  при нормальной температуре может быть вызвано движением доменных границ [167]. На примере щелочно-галогидных кристаллов выявлена стадийность кривых деформации (упрочнения) керамических материалов. В кристаллах KCl при комнатной температуре в условиях одноосного сжатия реализуются три стадии [165], а при высоком гидростатическом давлении (0,2—0,8 ГПа) — четыре стадии упрочнения [168]. Установлено, что это обусловлено действием при пластической деформации различных систем скольжения. Четырехстадийные кривые деформации наблюдали для кристаллов LiF в интервале 200—600 °C [64]. В целом, по заключению авторов работы [168], в ионных кристаллах число стадий упрочнения можно регулировать за счет обработки их поверхности, изменения субструктуры, деформационной предобработки. Как и в металлах, для керамик на кривых деформация—напряжение можно наблюдать "зуб текучести" ( $\text{MgO}$ , NaCl [5],  $\text{SiO}_2$ , LiF [24]).

Для керамик известен особый механизм упрочнения, реализующийся при нагружении. Это переключение упругих доменов и(или) двойников в кристаллах. Прямыми электронно-микроскопическими исследованиями установлено, что увеличение ударной вязкости монокристаллов тетрагонального  $\text{ZrO}_2$ , поликристаллических образцов молибдатов редкоземельных элементов и цирконата титаната свинца обусловлено переориентацией доменов [169].

**Пластичность при сколе кристаллов.** Развитие пластической деформации при сколе является неизбежным, поскольку прочность при сдвиге различных материалов, в том числе и для материалов с ковалентными связями, всегда меньше прочности при разрыве [170]: в условиях растяжения для разрыва межатомных связей необходимо напряжение  $\sim E/5$ , а для осуществления сдвига атомов друг относительно друга —  $\sim E/30$ . Следовательно, сдвиг всегда должен предшествовать хрупкому сколу. По данным расчета, приведенным в работе [170], для неметаллических кристаллов, в том числе и для алмаза, как и для металлов, величина прочности при сдвиге меньше соответствующей величины при разрыве.

Как было уже отмечено, нашими исследованиями установлено, что в тонких сколах исходных бездислокационных кристаллов Si, SiC,  $\text{B}_4\text{C}$ , AlN, 3C BN и других, разрушенных динамическим ударом при комнатной температуре, содержатся группы дислокаций. Эти данные свидетельствуют о микропластичности кристаллов при сколе. Электронно-микроскопическими исследованиями по репликам с извлеченными тонкими сколами кристаллов нами выявлена непосредственная связь ступеней скола в виде ручьистых узоров на поверхности разрушения

кристалла со скоплениями дислокаций в сколах, извлекаемых на такую поверхность [171]. В неметаллических кристаллах может осуществляться, как и в металлических с ГПУ решеткой, так называемый пластический скол, проходящий по основной базисной плоскости скольжения. Такой скол выявлен нами в кристаллах BN с решеткой вюртцита [171].

**Эффекты памяти.** Эффект памяти формы в неметаллических материалах выявлен на примере сильно изогнутых кристаллов при последующем их отжиге (Si, NaCl, MgO [172—174]), а также в материалах, форма-изменение которых вызвано реакцией мартенситного фазового перехода ( $ZrO_2$  [175]). По данным работ [172, 173], восстановление формы кристаллов NaCl и Si определяется развитием процессов дислокационного возврата и собирательной рекристаллизации блоков. Наличие эффекта памяти формы в  $YBa_2Cu_3O_7$  также объясняют развитием фазовых превращений [176]. Эффект памяти формы выявлен и в целом ряде поликристаллических керамик [177]. Установлено, что для опытных образцов материалов  $Si_3N_4$  и  $ZrO_2$  критическая величина деформации, после которой может проходить полное (100%) восстановление их исходной формы, составляет 0,1%.

Для галлоидных кристаллов известна дислокационная память [178]. По данным работы [179], для кристаллов кальцита и натриевой селитры характерно явление обратимости пластической деформации, вызванной механическим двойникованием. Подобное явление имеет место и в высокотемпературных сверхпроводниках системы Y—Ba—Cu—O в условиях воздействия электронного пучка. Эффект деформационной памяти выявлен на примере оксида алюминия. Установлено [180], что при последующей деформации образца после его разгрузки на кривых деформации нагрузка—напряжение появляются ступени, соответствующие уровню, до которого был нагружен образец при предыдущем цикле.

**Деформационное текстурообразование.** По данным работы [181], в зависимости от природы структурных превращений в условиях механического нагружения в керамиках можно выделить шесть разновидностей деформационных текстур.

I. В результате формоизменения кристаллов при различных обработках: ковке, прокатке, сжатии ( $Al_2O_3$ ), ковке ( $ZrO_2$ ), горячем прессовании (MgO), экструзии ( $UO_2$ , MgO), одноосном сжатии (Si), термобарической обработке ( $SiO_2$ ).

II. Деформационное двойникование ( $SiO_2$ ).

III. Переориентация доменов в кристаллах: в поверхностном слое изделий при шлифовке (цирконат-титанат свинца (PZT),  $ZrO_2$ ); на поверхности излома за счет переориентации доменов в кристаллах при их механическом разрушении (T- $ZrO_2$ ).

IV. Мартенситное превращение под действием внешней нагрузки, определяющее формирование трансформационной текстуры (тетрагональная → моноклинная в  $ZrO_2$ ).

V. Деформационное послойное превращение исходной текстурованной фазы, определяющее формирование наследственной текстуры (графитоподобная фаза BN → (2H + 3C)-фазы).

VI. Текстура рекристаллизации, обусловленной деформационным наклепом (Si,  $SiO_2$ , MgO,  $UO_2$ ,  $Al_2O_3$ ).



**Деформационные (сдвиговые) фазовые переходы в неметаллических кристаллах.** В керамиках наблюдаются две разновидности этих превращений: мартенситные и внутризеренные кристаллоориентированные. Наиболее типичными представителями таких кристаллов являются  $ZrO_2$ , графит, графитоподобный нитрид бора. Мартенситные превращения в некоторых оксидных керамиках, в том числе и превращение тетрагональная фаза  $\rightarrow$  моноклинная в  $ZrO_2$ , называют бейнито-подобными [182]. В работе [183] указано на большую аналогию диаграмм состояния  $Zr-O$  и  $Fe-C$ . Предполагается, что при превращении в  $ZrO_2$ , как и в случае нижнего бейнита, развитие сдвига контролируется диффузией кислорода.

Графит и графитоподобный нитрид бора при высоких давлениях ударного и детонационного сжатия претерпевают мартенситное превращение в плотные фазы — кубический алмаз, лонсдейлит и вюртцитную и сфалеритную модификации соответственно. Структурный аспект таких превращений развит в работе [184]. Взрывное мартенситное превращение  $2H BN \rightarrow$  графитоподобный  $BN$  может проходить непосредственно под электронным пучком в электронном микроскопе [17]. В указанных неоксидных веществах и в карбиде кремния могут проходить и послонные внутризеренные деформационные превращения при формировании на их основе поликристаллических материалов (при высоких температурах и давлениях квазигидростатического сжатия). Такие превращения характеризуются рядом общих структурных особенностей [63].

1. Переход гексагональной фазы в кубическую —  $2H \rightarrow 3C$  в  $BN$ , превращения лонсдейлит  $\rightarrow$  алмаз, а также  $6H \rightarrow 3C$  в  $SiC$  сопровождаются образованием многослойных политипов.

2. Структурным элементом перехода является пластина, пересекающая зерна исходной фазы от границы до границы.

3. Зерна в гетерофазном состоянии имеют вследствие этого микропластинчатую субструктуру.

4. Пластины различных фаз в зернах когерентно сопряжены по плотноупакованным плоскостям. Отметим, что для  $SiC$  переход  $3C \rightarrow 6H$  с образованием многослойных политипов проходит в условиях нагрева при нормальном давлении.

**Структурные превращения при деформации кристаллов алмаза и алмазоподобных фаз с решеткой вюртцита и сфалерита в условиях спекания поликристаллических материалов при высоких  $P$  и  $T$ .** Рассмотрение этого вопроса проведем на примере результатов исследования структурных превращений в частицах при спекании материалов на основе трех групп веществ ковалентного типа: I —  $2H BN$ ,  $6H SiC$ ; II —  $2H AlN$ ; III — алмаз и  $3C BN$ ,  $3C SiC$ . Вещества двух первых групп имеют алмазоподобную решетку типа вюртцита, но отличаются степенью ковалентности (наименьшая —  $\sim 40-50\%$  характерна для  $2H AlN$ ). Материалы группы III (кубический алмаз и вещества с алмазоподобной решеткой типа сфалерита) имеют ковалентный (алмаз) и преимущественно ковалентный типы химической связи. Общим для всех веществ является слоистое строение, а именно — наличие двойных плотноупакованных слоев в направлении базовых осей  $[0001]$  для кристаллов с решеткой вюртцита и  $[111]$  — с решеткой сфалерита и алмаза. Параметры спекания материалов указаны в табл. 2.

По результатам анализа деформационной структуры кристаллов (частиц) исследованных материалов формально можно выделить два последовательных этапа структурообразования: первый — накопление высокой плотности дефектов за счет трансляционной деформации, второй — последующая деформация кристаллов с такими дефектами.

Выявлено, что для веществ каждой группы характерен свой тип деформационной структуры, формирующейся на начальном этапе деформации. Для веществ I группы основной составляющей субструктуры является высокая плотность базисных дефектов упаковки (см. рис. 1, *a*), для II группы — высокоплотные сгущения только полных дислокаций (рис. 3, *a*), для III — сочетание пакетов тонкодисперсных деформационных двойников и высокой плотности полных дислокаций (рис. 4, *a*).

С ростом температуры обработки проходит перестройка такой субструктуры безотносительно к природе исследованных веществ. Причем она осуществляется на стадии, когда процессы скольжения и двойникования подавлены, то есть в условиях локализации деформации. Отличие механизмов трансляционной деформации в кристаллах обуславливает природу различных структурных механизмов локализации деформации в них, а также дальнейших релаксационных перестроек. Данные о механизмах структурных превращений, которые определяют эволюцию деформационной субструктуры, сформированной на первом этапе, с ростом температуры спекания суммированы в табл. 2.

В кристаллах 2H BN и 6H SiC локализация деформации обусловлена истощением действия основной базисной системы скольжения, вслед-

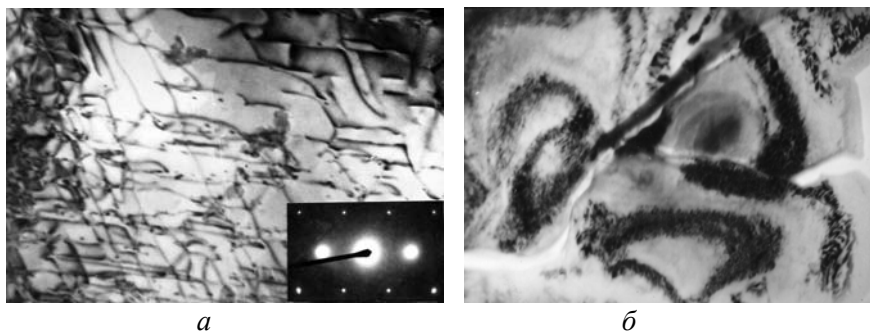


Рис. 3. Типичные субструктуры кристаллов 2H AlN, сформированные на начальном этапе деформации (*a*) и на стадии ее локализации (*б*).

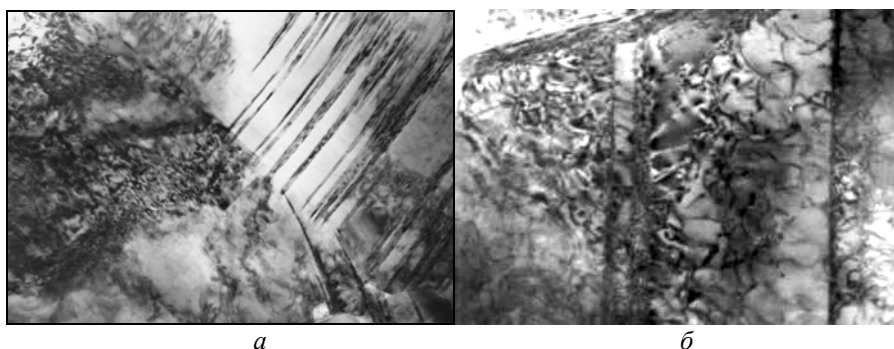


Рис. 4. Типичная субструктура, характерная для сильно деформированных зерен алмаза и cBN (*a*); субструктура кристалла алмаза, сформированная на стадии локализации деформации (*б*).

**Т а б л и ц а 2. Механизмы структурных превращений в порошковых частицах (кристаллах) при высоких давлении квазигидростатического сжатия и температуре**

Кристалл	Последовательность действия механизмов перестройки деформационной субструктуры, сформированной на первом этапе, с ростом температуры при $P = 7,7$ ГПа и $\tau = 60$ с
2Н BN	Сбросообразование, фазовое превращение (ФП) (2Н $\rightarrow$ 3С) $\rightarrow$ дислокационный возврат в границах фрагментов $\rightarrow$ первичная рекристаллизация (ПР) 3С-фазы $\rightarrow$ собирательная рекристаллизация (СР) (1500—2300 К)
6Н SiC	Сбросообразование, ФП (6Н $\rightarrow$ 3С) $\rightarrow$ дислокационный возврат в границах фрагментов $\rightarrow$ ПР, СР 3С-фазы и ФП (3С $\rightarrow$ 6Н) $\rightarrow$ СР гетерофазных зерен $\rightarrow$ ПР гетерофазных зерен (1500—2600 К)
2Н AlN	Изгибная деформация $\rightarrow$ дислокационный возврат в объеме кристаллов $\rightarrow$ формирование субграниц $\rightarrow$ ПР (1300—1900 К)
Алмаз	Сток дислокаций в объем микродвойников $\rightarrow$ образование полос переориентации (сбросообразование), формирование объемных скоплений дислокаций в двойниках $\rightarrow$ разрушение двойников (дислокационный возврат в объеме двойников) (2100—2600 К)
3С BN	Сток дислокаций в объем двойников $\rightarrow$ образование полос переориентации, формирование объемных скоплений дислокаций по ходу двойников $\rightarrow$ разрушение двойников (дислокационный возврат в объеме двойников) $\rightarrow$ зернограничная ПР (1900—2500 К)
3С SiC	Те же механизмы, что и для 3С BN (1700—2300 К)

ствие чего их дальнейшая деформация проходит путем сбросообразования, то есть ротационным механизмом с образованием внутренних границ раздела (фрагментации). Последующие превращения в таких фрагментированных кристаллах осуществляются на двух структурных уровнях: а) трансляционная деформация за счет скольжения расщепленных дислокаций в плоскостях (0001), проходящая автономно в каждом отдельном фрагменте и определяющая фазовый переход вюрцитных фаз BN и SiC в многослойные политипы и сфалеритную фазу; б) перестройки дислокационных скоплений в поверхностях сопряжения разориентированных фрагментов, вплоть до формирования высокоугловых границ.

В кристаллах AlN локализация деформации обусловлена высокой плотностью дислокаций и торможением дальнейшей трансляционной деформации из-за уменьшения длины скольжения. На этой стадии формируются высокоплотные сгущения дислокаций в форме замкнутых элементов структуры различных масштабов, которые, согласно представлениям [185], создают зоны локального изгиба, характеризующиеся плавно изменяющейся разориентировкой.

Из-за высокой плотности деформационных дефектов в кристаллах алмаза, 3С BN и 3С SiC (рис. 4, а) локализация деформации, как и в случае AlN, обусловлена уменьшением длины скольжения дислокаций.

Релаксационная перестройка в этих кристаллах осуществляется за счет деформации сбросообразованием в локальных объемах и взаимодействия микродвойников и полных дислокаций, имеющих в матричной составляющей кристаллов (отметим, что толщина двойников составляет 20—70 нм, а плотность дислокаций достигает  $10^{12}$  см<sup>-2</sup>). Выявленные особенности эволюции структурного состояния деформационных двойников в кристаллах исследованной группы свидетельствуют о том, что двойники при термобарической обработке в условиях подавления трансляционной деформации становятся стоками решеточных дислокаций. В целом для указанной группы ковалентных кристаллов перестройку (или разрушение) деформационных двойников с участием дислокаций можно рассматривать как механизм восстановления сильно дефектной структуры, то есть динамический возврат [30].

Из представленных данных о природе деформационной субструктуры кристаллов следует, что вещества трех рассматриваемых групп отличаются структурными механизмами решеточной деформации. Это свидетельствует о том, что вещества этих групп имеют различные величины энергии дефекта упаковки. Основанием для такого заключения может служить анализ известной зависимости между вероятностью появления дефектов упаковки  $\alpha$  и величиной их энергии  $\gamma$  [186]:  $\alpha = (Gb^2h/22\pi)\rho\gamma$ , где  $G$  — модуль сдвига;  $b$  — вектор Бюргерса;  $h$  — межплоскостное расстояние;  $\rho$  — плотность дислокаций. В литературе для рассматриваемых веществ какие-либо данные об энергии дефекта упаковки при высоких давлениях полностью отсутствуют. Имеется лишь несколько теоретических работ [187, 188], относящихся к оценке энергии дефекта упаковки в кристаллах NaCl (то есть в веществе с ионным типом химической связи) при высоких давлениях. В работе [187] показано, что величина такой энергии с ростом давления должна увеличиваться. Такой же характер изменения отмечается и в работе [188], при этом установлено, что зависимость ширины  $d$  дефекта упаковки от давления может быть представлена в таком виде:  $d \sim \mu/(\gamma_0 + \alpha P)$ , где  $\mu$  — модуль сдвига;  $\gamma_0$  — энергия дефекта упаковки при нормальном давлении;  $\alpha$  — постоянная, пропорциональная дилатации кристаллической решетки в окрестности дефекта упаковки;  $P$  — давление.

Из анализа данных о величинах  $\gamma$  для неметаллических кристаллов при нормальных давлениях следует [181], что среди рассматриваемой группы веществ наименьшая величина  $\gamma$  характерна для 2H AlN (табл. 3). В то же время, судя по характеру выявляемой субструктуры (см. рис. 2), его деформация проходит только полными дислокациями, что характерно для веществ с высокими значениями энергии дефекта упаковки.

Из сопоставления результатов исследования структурных превращений в кристаллах 2H AlN, 2H BN и 6H SiC — веществах, отличающихся величиной энергии дефектов упаковки, можно заключить, что в случае большей величины  $\gamma$  склонность к динамическому дислокационному возврату в объеме кристаллов возрастает. Эта зависимость известна для металлов и ее характеристикой является отношение  $\gamma/bG$  [189]. Отметим, что это отношение характеризует также склонность к поперечному скольжению, а обратное ему рассматривается как параметр расщеплен-

ности дислокаций. Подтверждением общности такой зависимости для других кристаллов неметаллических веществ могут служить наши данные о субструктурных превращениях в кристаллах  $\text{Si}_3\text{N}_4$  и  $\text{TiB}_2$  при термобарической обработке. Пластическая деформация таких кристаллов осуществляется только полными дислокациями и динамическая перестройка деформационной субструктуры проходит в результате дислокационного возврата.

Приведенные данные о пластической деформации в некоторых веществах с ионным, ионно-ковалентным и ковалентным типами химической связи, относящихся к группе керамических материалов, по нашему мнению, могут служить основанием для следующих выводов.

Пластическая деформация в керамиках (включая группу ковалентных) реализуется всеми решеточными и зернограничными механизмами, известными для металлов. Ее развитие характеризуется теми же особенностями развития деформации: локализацией, периодичностью, текстурообразованием, фрагментацией кристаллов без нарушения их сплошности за счет образования границ разориентации различных типов, стадийностью упрочнения и др.

Решеточная пластичность в керамиках может быть повышена за счет деформационной предобработки, изменения стехиометрии, формирования твердых растворов, воздействия различного типа облучений (магнитного, ультразвукового, электронного) и др.

В керамиках сверхпластическое течение определяется набором всех структурных факторов, обуславливающих сверхпластичность в металлических материалах: полиморфные переходы, низкая сдвиговая устойчивость решетки основной фазовой составляющей, мелкое зерно, присутствие зернограничных пор, выделений, аморфной фазы, развитие первичной рекристаллизации.

Результаты исследования механизмов структурообразования при пластической деформации кристаллов ковалентного типа (плотные фазы углерода, BN, SiC, AlN,  $\text{Si}_3\text{N}_4$ ,  $\text{TiB}_2$ ) при высоких  $P$  и  $T$  в условиях формирования поликристаллических материалов могут служить подтверждением зависимости склонности керамик к динамическому возврату от величин энергии дефекта упаковки  $\gamma$  и, соответственно, структурного механизма решеточной деформации.

**Т а б л и ц а 3. Энергии дефекта упаковки  $\gamma$  алмаза и алмазоподобных фаз при нормальном давлении\***

Вещество	$\gamma$ , мДж/м <sup>2</sup>
6H SiC	1,9 + 0,25 72 + 34
3C SiC	13
2H AlN	2,8; 4,0; 7,5
Алмаз	279 + 41 295 + 30 <sup>э</sup> 1860 <sup>р</sup> ; 340 <sup>р</sup>
3C BN	191 ± 15

\*В каждой строке указаны значения  $\gamma$  по данным различных авторов; р — расчет; э — эксперимент.

1. *Синтетические сверхтвердые материалы* / Под ред. Н. В. Новикова. — К. : Наук. думка, 1986. — Т. 1. — 270 с.
2. *Брадт Р. С.* Достижения в области обработки металлов давлением. — М. : Металлургия, 1981. — С. 57—77.

3. Эванс А. Г. Конструкционная керамика / А. Г. Эванс, Т. Г. Лэнгдон. — М. : Металлургия, 1980. — 235 с.
4. Пуарье Ж. П. Высокотемпературная пластичность кристаллических тел. — М. : Металлургия, 1982. — 271 с.
5. Пуарье Ж.-П. Ползучесть кристаллов. — М. : Мир, 1988. — 287 с.
6. Каллистер У. Д. Материаловедение: от технологии к применению (металлы, керамика, полимеры). — М., 2011. — 896 с.
7. Стокс Р. Дж. Разрушение. Ч. 1, т. 7. — М. : Мир, 1976. — С. 129—220.
8. Hunble P., Hannink R. H. J. // Nature. — 1978. — **273**, No. 5657. — P. 37—39.
9. Gane N. // Diamond Res. — 1971. — P. 16—19.
10. Пилянкевич А. Н., Бритун В. Ф., Кравец В. А. // Порошковая металлургия. — 1987. — № 10. — С. 83—87.
11. Lawn B. R., Hockey B. J., Wiederhorn S. M. // J. Mater. Sci. — 1980. — **15**, No. 5. — P. 1207—1223.
12. Haggerty J. S., Lee D. W. // J. Amer. Ceram. Soc. — 1971. — **54**, No. 11. — P. 572—576.
13. Rowcliffe D. E. J., Hollox G. E. // J. Mater. Sci. — 1971. — **6**. — P. 1261.
14. Gridneva I. V., Mil'man Yu. V., Trefilov V. I. // Phys. Stat. Solidi (a). — 1972. — **14**. — P. 177—182.
15. Дуб С. Н. // Сверхтвердые материалы. — 1999. — № 6. — С. 33—41.
16. Болдырев В. В., Аввакумов Е. Г. // Успехи химии. — 1071. — **49**, № 10. — С. 1835—1856.
17. Пилянкевич А. Н., Олейник Г. С. // Сверхтвердые материалы. — 1988. — № 4. — С. 7—9.
18. Мильман Ю. В., Чугунова С. И., Гончарова И. В. // Вопросы атомной науки и техники. Серия: Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение (98). — 2011. — № 4. — С. 182—187.
19. Yasutake Kiyoshi, Shimizu Shinji, Kawabe Hideaki // J. Appl. Phys. — 1987. — **61**, No. 3. — P. 947—955.
20. Кон Дж. А. Дефекты в кристаллах полупроводников. — М. : Мир, 1969. — С. 38—71.
21. Kohn J. A., Eckart D. W. // Amer. Mineralogist. — 1962. — **47**, No. 9—10. — P. 1000—1004.
22. Кан Р. У. Физическое металловедение. — М. : Металлургия, 1987. — **3**. — С. 434—508.
23. Олейник Г. С., Даниленко Н. В. // Успехи химии. — 1996. — № 7. — С. 615—640.
24. Электронная микроскопия в минералогии. — М. : Мир, 1979. — 541 с.
25. Бритун В. Ф., Олейник Г. С., Семенов Н. П. // Электронная микроскопия и прочность материалов. — К. : Ин-т пробл. материаловедения АН УССР. — 1989. — С. 126—131.
26. Бритун В. Ф., Олейник Г. С., Пилянкевич А. Н. // Сверхтвердые материалы. — 1988. — № 2. — С. 7—9.
27. Morniroli J. P., Khacht M., Courtois A. et al. // Phil. Mag. — 1987. — **A56**, No. 1. — P. 93—113.
28. Шмытько И. М., Матвеева Л. А., Бредихин С. И. и др. // Физика тв. тела. — 1985. — **26**, № 7. — С. 2033—2042.
29. Минчина М. Г., Янковский О. И. // Журн. техн. физики. — 1999. — **69**, № 6. — С. 46—49.
30. Олейник Г. С., Котко А. В. // Деформация и разрушение. — 2009. — № 4. — С. 2—7.
31. Алехин В. П. Физика прочности и пластичности поверхностных слоев материалов. — М. : Наука, 1983. — 279 с.
32. Иденбом В. Л. // Письма в ЖТФ. — 1970. — **12**, № 11. — С. 526—528.

33. *Рожанский В. И.* // Электронная микроскопия и прочность материалов. — К. : Ин-т пробл. материаловедения АН УССР, 1989. — С. 4—11.
34. *Рожанский В. И., Веледницкая М. А., Шрайбер И., Краснопецев В. В.* // Физика тв. тела. — 1977. — **19**, вып. 7. — С. 1980—1982.
35. *Головин Ю. И., Тюрин А. И.* // Там же. — 2000. — **42**, № 10. — С. 1818—1820.
36. *Ермолаев Г. И., Урусовская А. А., Иванов Л. А.* // Кристаллография. — 1995. — **40**, № 5. — С. 877—883.
37. *Wearver C. W., Paterson M. S.* // J. Amer. Ceram. Soc. — 1969. — **52**, No. 6. — P. 293—391.
38. *Stinchcomb W. W., Queeney R. A.* // Ibid. — 1972. — **55**, No. 1. — P. 1—60.
39. *Suetsu H., Suzuki T., Iseki T.* // Ibid. — 1991. — **74**, No. 1. — P. 173—178.
40. *Олейник Г. С.* // Электронная микроскопия и прочность материалов. — К. : Ин-т пробл. материаловедения НАН Украины, 2001. — С. 146—157.
41. *Govorkov V. G., Kozlovskaja E. P., Berezhkova G. V., Voinova N. N.* // Phys. Stat. Sol. (a). — 1971. — **7**, No. 1. — P. 277—286.
42. *Олейник Г. С., Ярош В. В., Даниленко Н. В.* // Сверхтвердые материалы. — 2000. — № 1. — С. 12—21.
43. *Rramer M. J., Chumbley L. S., McCallum* // J. Mater. Sci. — 1990. — **25**, No. 4. — P. 1978—1986.
44. *Barsoum M. W., Farber L., El-Raghy T.* // Met. Mat. Trans. — 1999. — **30A**. — P. 1727—1738.
45. *Molina-Aldarequia J. M.* // Scripta Mater. — 2003. — **49**. — P. 155—160.
46. *Олейник Г. С., Котко А. В., Трофимова Л. Н.* // Электронная микроскопия и прочность материалов. — К. : Ин-т пробл. материаловедения НАН Украины. — 2006. — Вып. 13. — С. 160—170.
47. *Гриднева И. В., Мильман Ю. В., Петров Ю. Н. и др.* // Укр. физ. журн. — 1969. — **14**, № 6. — С. 1002—1008.
48. *Scoble W. R., Weisman S.* // Cryst. Lattice Defect. — 1973. — **4**, No. 2. — P. 123—136.
49. *Sherry W. M., Vander Sande J. B.* // J. Mater. Sci. — 1981. — **16**, No. 6. — P. 1477—1489.
50. *Chatterijee D. K., Mendiratta M. Y., Lipsitt U. A.* // Ibid. — 1979. — **14**, No. 9. — P. 2151—2156.
51. *Haggerty J. S., Lee D. W.* // J. Amer. Ceram. Soc. — 1971. — **54**, No. 11. — P. 572—576.
52. *Cheong D.-S., Dominguez-Rodriguez A., Heuer A. H.* // Phyl. Mag. A. — 1989. — **60**, No. 1. — P. 123—138.
53. *Lee D. W., Haggerty J. S.* // J. Amer. Ceram. Soc. — 1969. — **52**, No. 12. — P. 641—647.
54. *Олейник Г. С., Даниленко Н. В., Бочечка А. А., Котко А. В.* // Физика и техника высоких давлений. — 1996. — № 4. — С. 20—31.
55. *Петруша И. А., Олейник Г. С., Даниленко Н. В.* // Сверхтвердые материалы. — 2000. — № 6. — С. 39—43.
56. *Олейник Г. С., Шипило В. Б., Даниленко Н. В., Лежненко Ю. И.* // Физика и техника высоких давлений. — 1996. — № 2. — С. 80—95.
57. *Олейник Г. С., Даниленко Н. В., Добровольский В. Д.* // Металлофизика и новейшие технологии. — 1996. — **18**, № 9. — С. 63—67.
58. *Исламгалиев Р. К., Валиев Р. З.* // Физика тв. тела. — 1995. — **37**, № 12. — С. 359.
59. *Ремпель А. А., Гусев Р. Р., Мулюков Р. Р.* // Ультрадисперсные порошки, материалы и наноструктуры. — Красноярск : КГТУ, 1996. — С. 131.
60. *Валиев А. А., Гижевский Б. А., Пилюгин В. П., Ремпель А. А.* // Физика металлов и металловедение. — 2005. — **90**, № 1. — С. 62—68.
61. *Зубарев П. В.* Жаропрочность фаз внедрения. — М. : Металлургия, 1985. — 96 с.

62. Мышляев М. М., Ходос И. И. // *Металлофизика*. — 1977. — Вып. 68. — С. 76—87.
63. Олейник Г. С. // Дис. ... д-ра физ.-мат. наук. — Киев : И-т пробл. материаловедения АН УССР, 1987. — 311 с.
64. Скворцова И. П., Перстнев Г. Г., Регель В. Р. // *Физика тв. тела*. — 1984. — **26**, № 4. — С. 1074—1079.
65. Скворцова И. П. // Там же. — 1995. — **37**, № 11. — С. 3347—3353.
66. Скворцова И. П., Кривандина Е. А., Каримов Д. Н. // Там же. — 2008. — **50**, № 4. — С. 639—646.
67. Lanteri V. // *J. Amer. Ceram. Soc.* — 1986. — **69**, No. 3. — P. 281—284.
68. Laurent-Pinson E., Nouet G., Vicens J. // *EUREM 88: Proc. 9th Eur. Congr. Electron Microsc.* (4—9 Sept. 1988, Bristol). — Bristol, Philadelphia, 1988. — **2**. — P. 543—544.
69. Sixta Mark E., Xiao Feng Zhang, Lutgard C. De Jonghe // *J. Amer. Ceram. Soc.* — 2001. — **84**, No. 9. — P. 2022—2028.
70. Баранникова С. А., Бужакова С. П., Зуев Л. Б., Кульков С. Н. // *Письма в ЖТФ*. — 2007. — **33**, № 11. — С. 57—64.
71. Трефилов В. И., Мильман Ю. В., Фирстов С. А. *Физические основы прочности тугоплавких металлов*. — К. : Наук. думка, 1975. — 314 с.
72. Breval E. // *J. Mater. Sci.* — 1981. — **16**, No. 10. — P. 2781—1788.
73. Петрова Л. В., Зарунов Н. Г. // *EMRS Fall Meet. 4th Eur. East-West conf. and Exhib. Mater. and Process.*, St.-Petersburg, Oct. 17—21, 1993, Abstr. **1**. — St.-Petersburg, 1993. — P. B—III—7.
74. Demenet J. L., Desoyer J. C., Rabier J., Yeyssiere P. // *Scripta Metallurgica*. — 1984. — **18**, No. 1. — P. 4—45.
75. Heard H. C., Cline C. F. // *J. Mater. Sci.* — 1980. — **15**, No. 8. — P. 1889—1897.
76. Carter G. M., Henshall J. L., Hooper R. M. // *J. Amer. Ceram. Soc.* — 1988. — **71**, No. 5. — P. 270—271.
77. Canon R. F., Roberts J. T. A., Beals R. J. // *Ibid.* — 1971. — **54**, No. 2. — P. 105—112.
78. Баринов С. М., Красулин Ю. Л. // *Физика и химия обработки материалов*. — 1979. — № 3. — С. 158.
79. Зильберман Л. А. *Взаимодействие дефектов кристаллической решетки и свойства металлов*. — Тула, 1982. — С. 22—26.
80. Бахтибаев А. И., Бетехтин В. И., Иванова С. А. // *Физика тв. тела*. — 1972. — **14**, № 1. — С. 147—152.
81. Day P. V., Stokes R. J. // *J. Amer. Ceram. Soc.* — 1964. — **47**, No. 10. — P. 493—503.
82. Кожушко А. А., Синани А. Б. // *Физика тв. тела*. — 2005. — **47**, № 5. — С. 812—814.
83. Мышляев М. М. *Несовершенства кристаллического строения и мартенситные превращения*. — М. : Наука, 1972. — С. 194—234.
84. Finlayson T. R., Gross A. K., Griffiths J. R. // *J. Amer. Ceram. Soc.* — 1994. — **77**, No. 3. — P. 617—624.
85. Макормик П. Дж., Руофф А. Л. *Механические свойства материалов при высоком давлении*. — М. : Мир, 1973. — Вып. 2. — С. 324—359.
86. Chokshi A. N. // *Mater. Sci. and Technol.* — 1991. — **7**, No. 5. — P. 469—471.
87. Martinez-Fernandez A., Jimenez-Melando M., Dominguez-Rodriguez A., Heuer A. H. // *J. Amer. Ceram. Soc.* — 1990. — **73**. — P. 2452.
88. Blanchard Ch., Chan K. S. // *Ibid.* — 1993. — **76**, No. 7. — P. 1651—1660.
89. Race R. A., Chan K. S. // *Adv. Fract. Res.: Proc. 7th Int. conf. Fract. (ICF7)*, Houston, Tex., 20—24 March 1989. — Oxford Etc. — 1989. — **4**. — P. 2795—2803.



90. Олейник Г. С. Самоармированные керамические материалы. — Киев, 1993. — 46 с. — (Препр. / НАН Украины, ИПМ; № 9).
91. Еришов А. Н. // Дис. ... д-ра техн. наук. — Москва, 2001. — 362 с.
92. Еришов А. Н. // Изв. вузов. Черная металлургия. — 2005. — № 1. — С. 27—32.
93. Кайбышев О. А., Зарипов Н. Г. // Изв. вузов. Цветная металлургия. — 2001. — № 4. — С. 12—17.
94. Kajiharta K., Yoshizawa Y., Sakuma T. // Scr. Metall. Mater. — 1993. — **28**. — P. 559—570.
95. Зуев Л. Б., Данилов В. И., Мальцев В. Д., Мальцева Л. Л. // Физика и химия обработки материалов. — 1979. — № 4. — С. 150—153.
96. Wadsworth J., Nieh T. G. // Mater. Sci. and Eng. A. — 1993. — **166**, No. 1/2. — P. 97—108.
97. Johnson C. A., Bradt R. C., Hoke J. H. // J. Amer. Ceram. Soc. — 1975. — **58**. — P. 37—40.
98. Winger L. A., Bradt R. C., Hoke J. H. // Ibid. — 1980. — **63**. — P. 291—294.
99. Xue L. A., Raj R. // Ibid. — 1989. — **72**, No. 10. — P. 1792—1796.
100. Hart J. L., Chaklader A. C. D. // Mater. Res. Bull. — 1967. — **2**. — P. 521—528.
101. Crampon J., Scaiy B. // J. Amer. Ceram. Soc. — 1980. — **63**, No. 11. — P. 680.
102. Heuer A. H., Tighe N. J., Cannon R. M. // Ibid. — 1980. — **63**, No. 1—2. — P. 53—58.
103. Venkatachari K. R., Raj R. // Ibid. — 1989. — No. 2. — P. 135.
104. Karch J., Birringer R., Gleiter H. // Nature. — 1987. — **330**, No. 6148. — P. 556—558.
105. Wakai F. // J. Iron Steel Inst. Jap. — 1989. — **75**, No. 3. — P. 389—395.
106. Wakai F., Kodama Y., Sakaguchi S. // J. Amer. Ceram. Soc. — 1990. — **73**, No. 2. — P. 457—460.
107. Wakai F. // J. Jap. Soc. Powder and Powd. Metallurg. — 1991. — **38**, No. 5. — P. 643—649.
108. Carry C., Mocellin A. // J. Amer. Ceram. Soc. — 1986. — **69**, No. 9. — P. 215.
109. Chung T. E., Davies T. J. // J. Nucl. Materials. — 1979. — **79**, No. 1. — P. 143.
110. Panda P. C., Raj R., Morgan P. E. D. // J. Amer. Ceram. Soc. — 1985. — **68**, No. 10. — P. 522—529.
111. Zhang X. P., Neviere R., Pluvinage G. // Fract. Mech.: Successes and Probl.: 8 Internat. conf. Fract., Kiev, 8—14 June 1993; Collect. Abstr. Pt. 2. — Lviv, 1993. — P. 406.
112. Smyth J. R., Bradt R. C., Hoke J. H. // J. Amer. Ceram. Soc. — 1975. — **58**. — P. 381—384.
113. Андриевский Р. А., Спивак И. И. Прочность тугоплавких соединений и материалов на их основе. — Челябинск : Металлургия, 1989. — 368 с.
114. Xue L. A., Chen I.-W. // J. Amer. Ceram. Soc. — 1992. — **75**, No. 5. — P. 1085—1091.
115. Кайбышев О. А., Имаев Р. М., Имаев М. Ф. // Докл. АН СССР. — 1989. — **305**, № 5. — С. 1120—1123.
116. Бетехтин В. И., Бахтибаев А. Н., Васильев А. Д. и др. // Электронная микроскопия и прочность материалов. — Киев : Ин-т пробл. материаловедения АН УССР, 1989. — С. 58—72.
117. Rouxel Tanguy, Wakai Fumihito, Izaki Kansei // J. Amer. Ceram. Soc. — 1992. — **75**, No. 9. — P. 2636—2672.
118. Hwang S.-L., Chen I.-W. // Ibid. — 1994. — **77**, No. 10. — P. 2575—2585.
119. Chen I.-W., Hwang S.-L. // Ibid. — 1992. — **75**, No. 5. — P. 1075—1079.
120. Yoshizawa Yu-Ichi, Sacuma ToKeto // Ibid. — 1990. — **73**, No. 10. — P. 3069—3073.
121. Descamps P., Tirlogg J., Cambier F., Wakai F. // Silicat. Ind. — 1991. — **56**, No. 3—4. — P. 47—61.

122. Wang Z. C., Davies T. J., Ridley N. // *Scr. Met. et Mater.* — 1994. — **30**, No. 30. — P. 303—308.
123. Wilshire B. J. // *Microscopy.* — 1981. — **124**, No. 3. — P. 249—256.
124. Wang J., Raj R. // *Acta Met. et Mater.* — 1991. — **39**, No. 11. — P. 2909—2919.
125. Орлова Т. С., Смирнов Б. И., Степанов В. А., Шпейзман В. В. // *Физика тв. тела.* — 1982. — **24**, № 4. — С. 1102—1109.
126. Тихонов Л. В., Харьковская Г. В., Голуб Т. В., Белоцкая А. А. // *Металлофизика.* — 1982. — **4**, № 5. — С. 66—73.
127. Пилянкевич А. Н., Кузьменко В. А., Олейник Г. С. и др. // *Проблемы прочности.* — 1978. — № 5. — С. 36—39.
128. Малец Е. Б., Солошенко И. И. // *Исследования по молекулярной физике и физике твердого тела.* — Киев, 1976. — С. 63—66.
129. Grathwohl G., Lin T. // *J. Amer. Ceram. Soc.* — 1989. — **72**, No. 10. — P. 1988—1990.
130. Береснев Б. И., Стрельцов В. А., Эфрос Б. М. // *Физика и техника высоких давлений.* — 1988. — Вып. 29. — С. 3—5.
131. Леонтьева А. В., Стрельцов В. А., Фельдман Э. П. // *Там же.* — 1986. — Вып. 22. — С. 16—30.
132. Вишневский А. С., Ткач В. И. // *Сверхтвердые материалы.* — 1988. — № 3. — С. 44—46.
133. Новиков Н. В., Бондаренко В. П., Кочержинский Ю. А. и др. // *Там же.* — 1985. — № 1. — С. 17—20.
134. Зайцев В. И. *Физика пластичности гидростатически сжатых кристаллов.* — Киев : Наук. думка, 1983. — 185 с.
135. Novikov N. V., Petrusha I. A., Shwedov L. K. et al. // *Diamond and Related Materials.* — 1999. — **8**, No. 2. — P. 361—363.
136. Бережкова Г. В., Перстнев П. П. // *Докл. АН СССР.* — 1978. — **248**, № 5. — С. 1105—1108.
137. Хижковский В. П., Хижковская С. А. // *Изв. вузов. Физика.* — 1980. — № 6. — С. 114—116.
138. Suematsu H., Suzuki T., Iseki T., Mori T. // *J. Amer. Ceram. Soc.* — 1989. — **72**, No. 2. — P. 306—308.
139. Geguzin Ya. E., Rabetz V. L. // *Phys. Stat. Sol.* — 1965. — **9**. — P. 893.
140. Нейпор В. С., Ероньян М. А., Петров А. Н., Кравчик А. Е. // *Изв. АН СССР. Неорганич. материалы.* — 1978. — **14**, № 5. — С. 884—888.
141. Raj R. // *Mater. Sci. and Eng. A.* — 1993. — **166**, No. 1—2. — P. 89—95.
142. Morgan P. E. D., Lange F. F., Raj R. // *Amer. Ceram. Soc. Bull.* — 1980. — **59**, No. 8. — P. 827.
143. Берлов И. А., Буланый М. Ф., Клименко В. И. и др. // *Физика тв. тела.* — 1990. — **32**, № 7. — С. 2182—2184.
144. Велуханов А. Р. // *Физика и техника полупроводников.* — 2010. — **44**, № 2. — С. 145—148.
145. Тяпунина Н. А., Красников В. Л., Белозерова С. П. // *Физика тв. тела.* — 1999. — № 6. — С. 1035—1043.
146. Головин Ю. И., Моргунов Р. Б. // *Там же.* — 1995. — **37**, № 5. — С. 1532.
147. Судзуки Т., Есинага Х., Такеучи С. *Динамика дислокаций и пластичность.* — М. : Мир, 1989. — 296 с.
148. Мартыщенко О. И., Новиков Н. Н. // *Изв. вузов. Физика.* — 1982. — № 6. — С. 102—103.
149. Свиридов В. В. // *Физика тв. тела.* — 1990. — **32**, № 10. — С. 3097—3107.
150. Yoshie T., Iwanaga H., Shibata N. // *Phys. Stat. Sol.* — 1980. — **A59**, No. 1. — P. K9—K11.
151. Iwanaga H., Suzuki K., Takeuchi S. // *Ibid.* — 1976. — **A38**, No. 2. — P. K119—K121.

152. *Плянкевич А. Н., Бритун В. Ф.* // Физика тв. тела. — 1982. — **24**, № 5. — С. 1508—1510.
153. *Тяпунина Н. А.* // Изв. вузов. Физика. — 1982. — № 6. — С. 118—128.
154. *Conrad H., Yang D.* // Acta Mater. — 2000. — **48**, No. 16. — P. 4045—4052.
155. *Schintlmeister W., Richter K.* // Planseeber. Pulvermet. — 1970. — **18**. — P. 3.
156. *Chaklader A. C. D.* // Nature. — 1963. — **197**, No. 2. — P. 791—792.
157. *Chaklader A. C. D.* // J. Amer. Ceram. Soc. — 1978. — **61**, No. 5—6. — P. 252.
158. *Lee D. D., Hang S.-J. L., Petzow G., Yoon D. N.* // Ibid. — 1990. — **73**, No. 3. — P. 767—769.
159. *Chaklader A. C. D., Baker V. T.* // Amer. Ceram. Soc. Bull. — 1965. — **44**, No. 3. — P. 258—259.
160. *De Vries R. S.* // Mater. Res. Bull. — 1975. — **10**, No. 11. — P. 1193—1200.
161. *Малец Е. Б., Солошенко И. И.* // Исследования по молекулярной физике и физике твердого тела. — Киев, 1976. — С. 63—66.
162. *Noma T.* // J. Mater. Sci. Lett. — 1988. — **7**, No. 3. — P. 212—214.
163. *Mieskowski D. M., Sanders W. A.* // Ibid. — 1985. — **68**, No. 8. — P. 217—218.
164. *Yosizawa Yu-ichi, Sakuma Toketo* // Mater. Sci. and Eng. A. — 1991. — **149**, No. 1. — P. 59—64.
165. *Бенгус В. З., Комник С. И., Старцев В. И.* // Сб. трудов VII Всес. конф. по поляризационно-оптическому методу исследования напряжений. — Таллин, 1971. — С. 145—151.
166. *Алехин В. П. и др.* // Дефекты структуры в полупроводниках. — Новосибирск, 1973. — С. 142—145.
167. *Pohanka R. C., Freiman S. W., Bender B. A.* // J. Amer. Ceram. Soc. — 1978. — **61**, No. 1—2. — P. 72—75.
168. *Ивченко Н. Б., Кузнецов Р. И., Чернышов В. П., Быков В. И.* // Физика и техника высоких давлений. — 1986. — Вып. 22. — С. 33—37.
169. *Chan Chin-Jong, Lange F. F., Ruhle M. et al.* // J. Amer. Ceram. Soc. — 1991. — **74**, No. 4. — P. 807—813.
170. *Петч Н.* Металлургические аспекты разрушения // Разрушение. — Т. 1. — М.: Мир, 1973. — С. 376—420.
171. *Олейник Г. С., Даниленко Н. В., Остапчук Т. В.* // Электронная микроскопия и прочность материалов. — К.: Ин-т пробл. материаловедения НАН Украины, 1995. — С. 147—175.
172. *Дрожжин А. И., Сидельников И. В.* // Физика и химия обработки материалов. — 1980. — № 6. — С. 101—104.
173. *Зуев Л. Б., Данилов В. И., Мальцев В. Д., Березовский В. И.* // Изв. вузов. Физика. — 1978. — № 12. — С. 76—80.
174. *Ejiri Koichi* // J. Amer. Ceram. Soc. — 1974. — **57**, No. 9. — P. 416.
175. *Sergo V., Schmid C., Meriani S.* // Ceram. Acta. — 1991. — **3**, No. 6. — P. 47—61.
176. *Шевченко А. Д., Шульженко А. А.* // Физика и техника высоких давлений. — 1991. — **1**, № 2. — С. 57—60.
177. *Akitoshi J., Yoshiyuki M., Nobuhiro J.* // J. Jap. Inst. Metals. — 1997. — 1990. — **54**, No. 1. — P. 117—124.
178. *Гилман Дж., Джонсон В.* Дислокации и механические свойства кристаллов. — М.: ИЛ, 1980. — С. 82—116.
179. *Бойко В. С., Гарбер Р. И., Косевич А. М.* Обратимая пластичность кристаллов. — М.: Наука, 1991. — 280 с.
180. *Бережкова Г. В., Скворцова Н. П.* // Физика тв. тела. — 1991. — **33**, № 2. — С. 400—405.
181. *Олейник Г. С., Даниленко Н. В.* Пластическая деформация в керамиках. — Киев, 1997. — 94 с. (Препр. / НАН Украины, ИПМ; № 10).
182. *Nakanishi N. M., Shigematsu T., Furukawa T., Mashida N.* // Met. and Mater. Trans. A. — 1994. — **25**, No. 12. — P. 2647—2653.

183. *Wakai F.* // J. Iron Steel Inst. Jap. — 1989. — **75**, No. 3. — P. 389—395.
184. *Курдюмов А. В., Пилянкевич А. Н.* Фазовые превращения в углероде и нитриде бора. — Киев : Наук. думка, 1979. — 188 с.
185. *Константинова Т. Е., Примислер В. Б., Добриков А. А.* // Физика и техника высоких давлений. — 1993. — **3**, № 4. — С. 71—80.
186. *Павлов В. А., Павлова Н. И., Кузнецов Р. И.* // Физика металлов и металловедение. — 1967. — **24**, № 5. — С. 945—965.
187. *Фейгин В. А., Яковенкова Л. И., Карькина Л. Е.* // Изменение свойств материалов под действием высоких давлений. — Киев: Ин-т пробл. материаловедения АН УССР, 1986. — С. 83—85.
188. *Fontaine G., Haasen P.* // Phys. Stat. Sol. — 1969. — **31**. — P. K67—K70.
189. *Gottstein G., Kocks U. F.* // Acta Metallurg. — 1983. — **31**, No. 1. — P. 175—189.

## Структурні механізми пластичної деформації керамічних матеріалів

Г. С. Олейник

*Представлено результати стислої систематизації та деякого узагальнення літературних та своїх даних експериментальних досліджень, які свідчать, що всі механізми пластичної деформації та особливості її розвитку, вже відомі для металічних матеріалів, характерні також і для керамік, включаючи групу матеріалів на основі речовин ковалентного типу. Дані про структуроутворення в ковалентних кристалах (алмаз, алмазоподібні фази BN, SiC, AlN) на стадії пластичної деформації та релаксації дозволяють зробити висновок, що механізми деформації і схильність до динамічного відновлення залежать від величини енергії дефекта пакування.*

**Ключові слова:** деформація, ковзання, скидоутворення, пластичність, зміцнення, повзучість, надпластичність, кристал, зерна.

## Structural mechanisms of plastic deformation of ceramics

G. S. Oleinyk

*The results of short systematization and generalization of literature and the author's findings of experimental investigation are presented, which indicate the fact that all of the mechanisms of plastic deformation and the peculiarities of its evolution established for metallic materials are fit to those in ceramics including the group of materials on the basis of covalent substances. The data on structure formation in covalent crystals (diamond and diamond-like phases BN, SiC and AlN) at the stage of plastic deformation and relaxation permit one to make a conclusion that for both ceramic and metallic materials structural mechanisms of deformation and tendency to a dynamic recovery depend on the energy of packing defects.*

**Keywords:** deformation, slip, damping, plasticity, strengthening, creep, superplasticity, crystal.