

<https://doi.org/10.15407/ufm.19.02.223>

PACS numbers: 61.72.Bb, 61.72.Ff, 61.72.J-, 61.72.Lk, 62.20.mt, 62.50.-p, 81.40.Vw, 83.50.Uv, 83.60.Uv

**П.Ю. ВОЛОСЕВИЧ**

Институт металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАН Украины,  
бульв. Академика Вернадского, 36; 03142 Киев, Украина

## **КОНЦЕНТРАТОРЫ НАПРЯЖЕНИЙ В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛАХ В УСЛОВИЯХ ВСЕСТОРОННЕГО СЖАТИЯ**

В предложенной модели в терминах современных представлений механики и физики твёрдого тела и физики металлов рассматриваются особенности поведения моно- и поликристаллических состояний металлических материалов в условиях всестороннего сжатия при наличии в них двух типов модельных концентраторов напряжений — вычитания и внедрения, являющихся аналогами большинства их представителей в реальных изделиях. Демонстрируются особенности поведения концентраторов, последовательность изменения их количества и мощности в зависимости от давления и их устойчивости в образцах шаровидной формы с указанием различий в процессах роста и релаксации напряжений в вершинах, регламентирующих действие известных механизмов релаксации. Предсказано существование критических точек на оси изменения давления, ограничивающих как в моно-, так и в поликристаллическом состояниях коллективное действие вакансионного и дислокационного механизмов пластических релаксаций с переходом по мере повышения давления к накоплению только точечных дефектов внедрения, способствующих значительному росту потенциальной энергии атомов в условиях упругого уменьшения параметра кристаллической решётки, идущего с опережающим темпом в ближайшем окружении стабильных концентраторов. Рассмотрены приоритеты и особенности участия концентраторов в формировании гидродинамического состояния материалов. Модель позволяет объяснить большинство экспериментальных результатов, связанных с поведением механических свойств материалов после их обработки давлением в условиях всестороннего сжатия, а также предсказывает вероятность формирования новых структурных состояний в условиях быстрого уменьшения давления от некоторого критического значения.

**Ключевые слова:** концентраторы напряжений, всестороннее сжатие, вакансии, дислокации, гидродинамическое состояние.

## **Введение**

Ведущая роль концентраторов напряжений в определении служебных характеристик конструкций известна давно. Она связана с развитием представлений механики [1–5] и физики металлов [6–12] о влиянии многообразия дефектов структуры материалов, а также особенностей строения конструкций и их повреждений, играющих, в зависимости от видов, размеров, формы и их пространственного расположения относительно управляющей макроскопической силы, роль концентраторов напряжений различной мощности. Она пропорциональна действующим в их вершинах сжимающим или растягивающим напряжениям [3, 4]. Их уровни и знаки определяются пространственными эпюрами, макроскопические поля которых фрагментированы на составляющие в соответствии с расположением вершин всех имеющихся и возникающих при деформации концентраторов. Скорости изменения напряжений и их величины управляют развитием процессов роста и их релаксации благодаря запуску в вершинах концентраторов соответствующих механизмов на всех масштабных уровнях структурной и конструкционной иерархии материала. Деятельность каждого концентратора в соответствии с уровнями напряжений в их вершинах проявляется в материале конструкции в генерации элементарных носителей пластической или хрупкой релаксации в виде потоков вакансий, дислокаций или образования хрупких трещин [6–11].

Основные представления о характере поведения напряжений в условиях одноосного растяжения и сжатия получили достаточно детальное рассмотрение в работах [4–7, 9–11]. При этом следует отметить, что в случае симметричной схемы напряжённого состояния, например, при гидростатическом (всестороннем) сжатии, роль концентраторов выглядит противоречиво. Это связано с различиями результатов определения служебных характеристик изделий после подобной обработки. В одних случаях она способствует повышению трещиностойкости [13], в других — понижению [14].

В связи со сказанным настоящая работа посвящена рассмотрению, в рамках предлагаемой модели, особенностей поведения и влияния различных видов концентраторов на закономерности структурных изменений, механические свойства и состояния кристаллических решёток металлических материалов при их обработке гидравлическим давлением в условиях всестороннего сжатия.

## **Результаты и их обсуждение**

### **Монокристаллы**

Для упрощения модели все множество классификаций концентраторов сгруппируем по их влиянию на материал через изменение его сплошности и напряжённого состояния. Руководствуясь этими прин-

ципами, все известные виды концентраторов могут быть представлены в качестве двух.

К первому отнесём концентраторы «вычитания», количество которых в образце обозначим как ( $K^-$ ). Их присутствие сопровождается уменьшением реального числа атомов в отдельных местах кристаллической решётки материала (их локальной плотности в выбранном сечении или объёме) относительно её идеального состояния. Такие концентраторы на всех масштабных уровнях иерархий строения конструкций и структурных организаций материалов выглядят пустотами — дополнительными элементами пространства (ЭП) различной формы и размеров в структуре идеальной решётки, как правило, ослабляющими несущую способность изделий.

Второй вид будет представлен концентраторами «внедрения» ( $K^+$ ). Они обусловлены появлением некоторого избыточного, — внедрённого в межатомное пространство идеальной решётки (в том числе и инородного) количества атомов, — элементов вещества (ЭВ), обеспечивающих повышенный уровень напряжений растяжения и сжатия в окружающем объёме. Они уравниваются силами упругого взаимодействия решётки, а также возможным действием механизмов релаксации, повышая или понижая в зависимости от знака и схемы испытаний несущую способность изделия.

Таким образом, оба вида концентраторов на элементарном уровне могут быть представлены дополнительными ЭП и ЭВ [15, 16], вносящими соответствующие упругие изменения в порядок их расположения в идеальной кристаллической решётке, способствуя, в том числе, в ближайшем окружении упругим локализованным изменениям межатомных расстояний со всеми вытекающими последствиями.

При этом уровни, знаки, скорости изменения и особенности распределения напряжений в окрестностях вершин обоих типов концентраторов, будут пропорционально зависеть от их мощностей, природы материала и вида испытаний (схемы напряжённого состояния) [9–12], а также скоростей изменения, величин и направлений действующих макроскопических сил.

Это делает универсальным предлагаемый подход, несмотря на то, что особенности поведения и природа обоих типов концентраторов в реальных объектах достаточно разнообразны и зависят от многих факторов. Сюда можно отнести причины возникновения и расположения в изделии, размеры, стабильность, характер и структуру границ с матрицей, суперпозицию механических характеристик, типов кристаллических решёток и агрегатных состояния веществ в условиях их присутствия внутри концентраторов, а также особенности изменения их параметров во взаимодействующих полях напряжений и механизмах их релаксации. Указанное способно влиять не только на скорость «залечивания»  $K^-$ , размерные параметры и мощности кото-

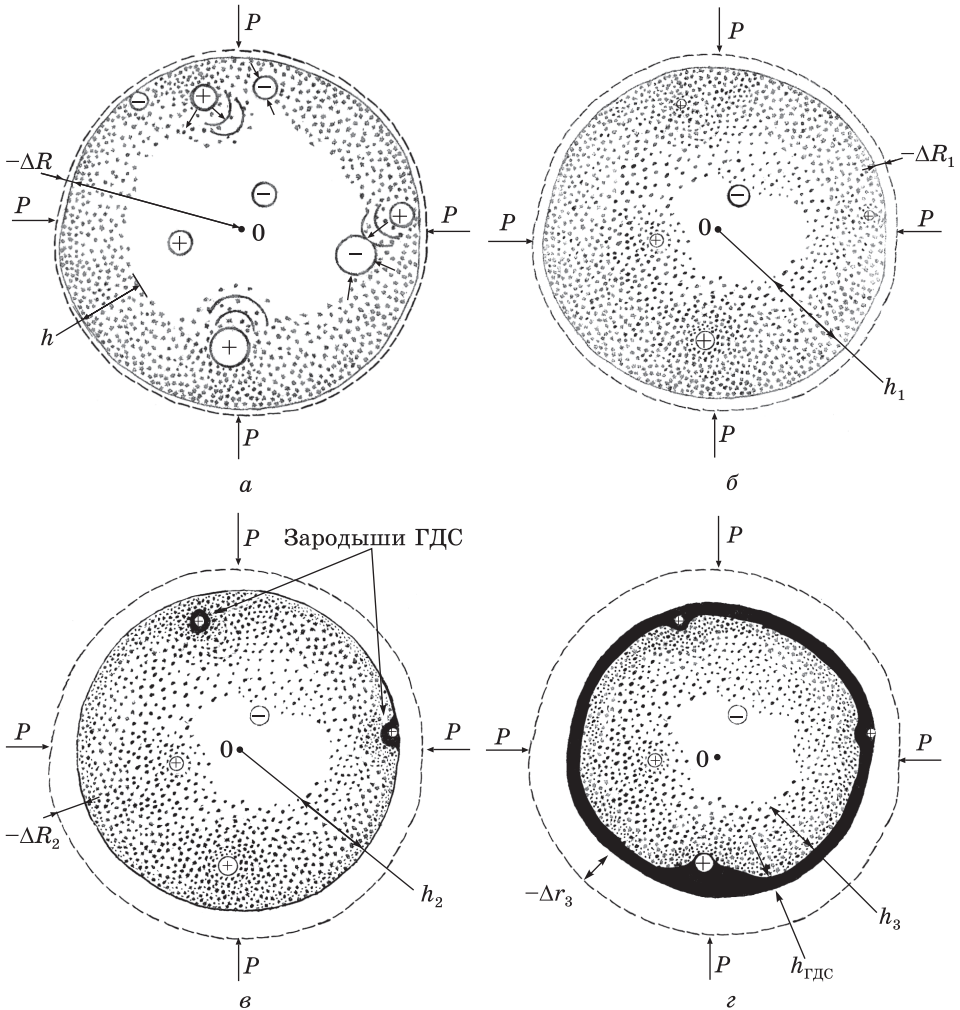


Рис. 1. Схемы (а-г) поведения концентраторов внедрения  $\oplus$  и вычитания  $\ominus$  с разной стабильностью в монокристаллическом образце в условиях растущего давления всестороннего гидростатического сжатия ( $P$ ). Внешние пунктирные окружности обозначают положения исходных поверхностей образцов. Стрелками снаружи образца обозначены направления воздействия внешнего давления, а внутри — перемещения точечных ( $\bullet$ ) и линейных ( $\circ$ ) дефектов в зоны пластических релаксаций ( $h-h_3$ ) (вплоть до границы «тумана» точек, за которой текущее давление  $P_i$  равно исходному) из областей сжатия в направлении концентраторов вычитания (вплоть до их последовательного «залечивания») при одновременном формировании в зоне пластических релаксаций в окружении концентраторов внедрения зародышей и зон нового гидродинамического состояния материала при уровне давления выше  $P_m$ .

Fig. 1. Charts (a-g) of behaviour of concentrators of interstitial  $\oplus$  and subtraction  $\ominus$  with different stability in a single-crystal sample in the conditions of growing pressure of uniform hydrostatical compression ( $P$ ). The external dotted circles des-

рых с ростом давления всестороннего сжатия в рассматриваемой модели всегда убывают (подтверждено экспериментально [13]), а и на особенности поведения  $K^+$ , мощности которых должны также изменяться в зависимости от их стойкости (стабильности) относительно растущих напряжений (что не изучено).

Модель допускает рассмотрение множества ситуаций в поведении обоих типов концентраторов в зависимости от изменений их стойкости, некоторые сочетания которых будут рассмотрены ниже.

Отметим, что время «жизни» концентраторов обоих видов может быть как одинаковым, так и значительно отличаться, завися от их видов, свойств и мощностей, а также скорости увеличения давления всестороннего сжатия. Она регламентирует не только темпы изменений и уровни напряжений в вершинах, а и особенности процессов массопереноса (через изменения направлений движения и плотностей точечных и линейных дефектов) как в ближайшем окружении концентраторов, так и остальном объёме образца [9–11].

Начнём рассмотрение с особенностей поведения монокристалла шарообразной формы, содержащего некоторое количество технологических концентраторов ( $K^+$ ) обоих видов, в интервале скоростей изменения внешнего давления, не блокирующих развитие механизмов пластической релаксации. При этом начальный этап роста давления должен сопровождаться обратно пропорциональным уменьшением с глубиной сжатия количества всех имеющихся в исходном состоянии дефектов у вершин обоих типов концентраторов вплоть до нуля, что связано с распространяющимся от поверхности фронтом растущих упругих искажений сжатия в решётке материала, представленного в виде «тумана» точек (рис. 1, *a, б*), распространяющегося с ростом давления вглубь образца. Эти процессы в случаях концентраторов вычитания (трещин, пустот) способствуют их «залечиванию» (уменьшению мощности, размеров и количества на фоне общего понижения числа вакансий и дислокаций при их наличии у вершин в исходном состоянии) (рис. 1, *a, б*; рис. 2). Подобная смена направлений перемещения дефектов исходного состояния от вершин концентраторов на противоположные (к вершинам) может рассматриваться как перевод дефектов внедрения в дефекты вычитания и наоборот. Это обеспечивает в каждом случае соответствующую смену направления движения атомов материала у

---

ignite positions of initial surfaces of the samples. External arrows show directions of external pressure impact, while internal arrows show movement of point (•) and line (∩) defects to the zones of plastic to relaxation ( $h-h_3$ ) (up to the border of point 'fog', where current pressure  $P_i$  is equal to the initial one) from the areas of compression in the direction of subtraction concentrators (up to their total 'healing') at the simultaneous formation in the zone of plastic relaxations in surroundings of the interstitial concentrators of embryos and zones of the new hydrodynamic state of material at the level of pressure higher  $P_m$

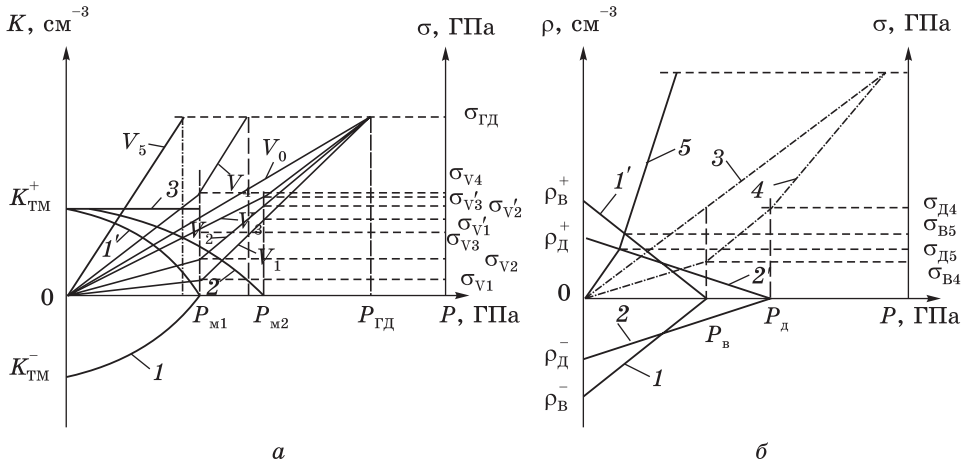


Рис. 2. Зависимости от давления всестороннего сжатия ( $P$ ) исходных плотностей технологических концентраторов внедрения  $K_{TM}^+$  (1–3) и вычитания  $K_{TM}^-$  (1) в монокристаллическом состоянии и особенности их влияния на скорости роста напряжений ( $V_0-V_5$ ) в матрице (а), а также исходных плотностей вакансий  $\rho_B^+$  (1–1') и дислокаций  $\rho_D^+$  (2–2') и их влияние на скорости (3–5) формирования избыточных плотностей точечных дефектов внедрения в матрице (б)

Fig. 2. Initial compressive pressure ( $P$ ) dependences of interstitial  $K_{TM}^+$  (1'–3) and subtraction  $K_{TM}^-$  (1) technological concentrators in the single-crystal state and characteristics of their effect on the rates of tension growths ( $V_0-V_5$ ) in the matrix (a), and initial vacancy  $\rho_B^+$  (1–1') and dislocation  $\rho_D^+$  (2–2') densities and their influence on the rates (3–5) of the formation of redundant densities of interstitial points defects in the matrix (б)

концентраторов относительно исходного состояния, способствуя обратному их притоку к концентраторам при повышении давления.

Более детально рассмотрим случаи, предполагающие одновременный распад  $K^+$  и «залечивание»  $K^-$ , либо независимо идущие процессы в условиях повышенной стойкости исходных  $K^+$  при «залечивании» или отсутствии  $K^-$  рис. 2.

Если стойкости  $K^+$  равны или ниже чем у  $K^-$  то они нивелируются вместе со вторыми при давлении  $P_{M1}$  (рис. 1, а, б; рис. 2, а; зависимости 1, 1'), способствуя формированию перегиба на зависимости скорости изменения давления  $V_1$ , при дальнейшем её возрастании пропорциональном скорости изменения внешнего давления. В случае реализации вариантов концентраторов в соответствии с зависимостями 1, 2 повышение давления должно сопровождаться появлением двух перегибов на зависимости  $V_2$ , обусловленных последовательным нивелированием обоих видов концентраторов. По мере возрастания устойчивости концентраторов обеспечивается дальнейший рост скоростей изменения напряжений в их окрестностях до более высоких уровней (рис. 2, а; зависимости  $V_3-V_5$ ), сопровождаясь достижением



условий зарождения гидродинамического состояния ( $\sigma_{гд}$ ) при более низких значениях внешнего давления.

Таким образом, в предлагаемой модели, фронт активации процессов пластических релаксаций в монокристалле перемещается с ростом внешнего давления от поверхности вглубь образца с пропорциональной скоростью, увеличивающейся или уменьшающейся при встрече с  $K^+$  или  $K^-$  соответственно в зависимости от их стойкости и мощности (рис. 1, а, б; рис. 2, а). При этом, если в условиях полного отсутствия концентраторов скорости изменения внутренних напряжений сжатия за счёт увеличения притока точечных дефектов внедрения со стороны поверхности не изменяются, предполагая линейную зависимость  $V_0$  от давления (рис. 2, б, зависимость 3), то присутствие концентраторов и особенности их свойств будут вызывать появление соответствующих перегибов на подобных зависимостях  $V_1-V_5$  (рис. 2) при соответствующих изменениях скорости внешнего давления. Необходимо отметить, что подобный принцип реализуется в системе и при значительном повышении скорости изменения внешнего давления, сопровождаясь в соответствии с [12] растущей минимизацией процессов пластических релаксаций у вершин концентраторов при уменьшении протяжённости интервалов перегибов на зависимостях 4 и 5 на рис. 2, б в условиях наследования повышающейся плотности точечных и линейных дефектов исходного состояния. Кроме этого сказанное косвенно указывает на возможное повышение роли  $K^+$  в происходящих в последующем процессах.

В модели предполагается, что, после завершения уничтожения (залечивания, нивелирования) всех технологических концентраторов исходного состояния, при дальнейшем увеличении внешнего давления в материале растёт вероятность появления нового вида атомных группировок, отличающихся от исходной решётки более плотным упруго сжатым расположением атомов, флуктуирующих с исходным состоянием. Они рассматриваются как зародыши нового состояния материала, отличающиеся от исходного более высоким темпом упругого уменьшения параметра решётки.

В связи с тем, что деятельность концентраторов регламентируется суперпозицией имеющихся у их вершин полей напряжений с перемещающимся от поверхности в направлении центра масс фронтом нарастающих упругих искажений сжатия, в положениях атомов исходной кристаллической решётки должны наблюдаться соответствующие изменения.

На уровне значений давления до 7–10 ГПа этот процесс сопровождается почти линейным упругим уменьшением параметра кристаллической решётки ( $a$ ) сплава  $Fe_{64}Ni_{36}$  на 1,6% при увеличении на 5–8 градусов угла наклона его зависимости от давления после достижения уровня 2–4 ГПа [17, 18] при соответствующих проявлениях

на макроуровне в виде пропорционально уменьшающегося объёма образца.

Так как рост упругих искажений сжатия в решётке с увеличением давления может быть описан с помощью пропорционально растущей плотности флуктуирующих точечных дефектов внедрения ( $\rho_t^+$ , представленных атомами того же сорта), возникающих в исходном монокристаллическом образце со стороны поверхности (рис. 1, «туман» точек), то особенности изменения ситуации на микро уровне могут быть представлены в виде (рис. 1, *a-g*, рис. 2), где отражены изменения размеров образца ( $R$ ) и количества обоих типов концентраторов ( $K$ ) с несколькими возможными вариантами сочетания свойств (рис. 2, *a*). Их деятельность на начальных стадиях роста давления связана с поглощением у  $K^-$  или дополнительной генерацией при последующем поглощении или накоплении в случае стойкого  $K^+$ , имеющихся в исходном состоянии у его вершины элементарных носителей пластической релаксации, представленных плотностями дефектов вычитания и внедрения в виде вакансий ( $\rho_v^-$ ) и дислокаций ( $\rho_d^+$ ) (рис. 2, *б*, зависимости 1, 1', а также 2, 2' соответственно). Их генерация, движение и взаимодействие (рекомбинация) обеспечивают особенности релаксации касательных и нормальных напряжений в вершинах концентраторов, представляющих в каждом случае и в целом единую взаимозависимую систему векторов. В условиях развитых пластических релаксаций растяжением при  $\sigma_t \ll \sigma_{xp}$  на всех уровнях структурной иерархии материала изделия с их помощью обеспечивается перенос атомов (массы) из областей сжатия — от вершин  $K^+$  (с избыточным количеством атомов) в области  $K^-$  (с их недостатком), в то время как хрупкая релаксация (при высоких скоростях деформации — изменения напряжений) реализуется при  $\sigma_t \geq \sigma_{xp}$  и сопровождается последовательным угнетением механизмов пластической [19]. Первый вариант позволяет сохранять целостность материала изделия в условиях небольших скоростей пластических деформаций, при которых релаксация касательных (приведённых) напряжений, из-за действующих в вершинах концентраторов механизмов пластических релаксаций, оказывается достаточной для сдерживающего эффекта роста нормальных компонент в каждой связке векторов. Это сопровождается соответствующими изменениями формы образца вплоть до его вязкого разрушения сдвигом. Во втором случае, — в условиях угнетения механизмов пластических релаксаций при значительных скоростях процесса деформации растяжением, — увеличивается вероятность проявления хрупкого механизма, связанного с быстрым достижением нормальными напряжениями в вершинах концентраторов уровня хрупкой прочности материала ( $\sigma_{xp}$ ) на фоне повышающейся локализации разрушения при перемещении его плоскости в положение нормали относительно действующей макроскопической силы.



Таким образом, в некотором объёме, заключённом между поверхностью образца и фронтом распространения давления с величиной  $P_m$  до глубины  $h_m$ , прекращается действие более мощного дислокационного механизма пластической релаксации, содействующего совместно с вакансионным уничтожению обоих видов технологических концентраторов исходного монокристалла в случае их одинаковой стабильности. Следствием этого процесса может быть как предсказанный [20], так и экспериментально установленный перегиб [17, 18] на зависимости изменения объёма образца от давления в интервале 1,5–2 ГПа.

В модели предполагается, что с повышением стабильности  $K^+$  (рис. 2, а; зависимости 1–3) упругие искажения кристаллической решётки в их ближайшем окружении при увеличении давления будут идти с опережающим темпом, пропорциональным мощностям концентраторов (рис. 2, а;  $V_1-V_5$ ). Это обстоятельство даёт основания считать, что в исходной монокристаллической матрице с участием  $K^+$  (рис. 1, в) в условиях переполнения их окрестностей точечными дефектами внедрения, в силу продолжающего расти давления сжатия, может происходить зарождение нового состояния. Оно способно накапливать в силу упругого сжатия решётки потенциальную энергию атомов, стремящихся вернуться в исходные положения. Приведённый на рис. 2 анализ особенностей изменения скоростей роста сжимающих напряжений в вершинах  $K^+$  от свойств концентраторов обоих видов свидетельствует о том, что относительно скорости роста напряжений сжатия в условиях без концентраторов (рис. 2, а, зависимость  $V_0$ ; рис. 2, б, зависимость 3) повышение стабильности  $K^+$  при одинаковом их количестве с  $K^-$  сопровождается соответствующими повышениями скоростей роста сжимающих напряжений у их вершин с формированием точек перегибов в областях давлений, при которых «залечивается» и диссоциирует каждый вид. При этом в случае, когда стабильность  $K^+$  значительно возрастает (рис. 2, б, зависимость 3) при тех же скоростях изменения давления, у их вершин появляется возможность реализации условий зарождения нового, часто именуемого в литературе гидродинамическим состоянием при значительно более низком внешнем давлении, на что указывает смещение точки пересечения зависимостей  $V$  и 4, 5 на рис. 2, а и б с уровнем формирования напряжений нового состояния, смещённым в направлении более низких внешних давлений рис 2.

Так как усреднённое значение упругого уменьшения параметра решётки на 1,5–1,6%, полученное рентгеновским методом [17, 18], может быть отнесено только к соответствующему объёму материала приповерхностного слоя (до глубин) с толщиной, зависящей от условий съёмки, типов материалов и излучения и лежащей в интервале значений от 1 до  $12,6 \cdot 10^3$  мкм [21], то соответствующая максималь-

ная глубина (толщина) такого слоя в сплаве на основе железа, отражения от которого формировались в  $K_\alpha$  излучении Fe, не должна превышать 15 мкм. В таком случае, экспериментальное упругое 1,5% уменьшение параметра решётки в слое с толщиной 15 мкм связано с упругим уменьшением его глубины ( $\Delta R$ ) относительно исходного радиуса образца на 0,225 мкм. Это соответствует (при  $a = 3,68 \text{ \AA}$ ) 611,4 параметра. Подобное искажение кристаллической решётки в условиях неизменного объёма образца может быть вызвано не внешним давлением, а внедрением 612 атомов эквидистантно расположенных вдоль каждой из плотноупакованных плоскостей в соответствующих направлениях с формированием «сетки» внедрённых атомов в объёме приповерхностного слоя до глубины 15 мкм. Осуществление такой операции в этом слое потребует плотности точечных дефектов внедрения не менее  $1,9 \cdot 10^{13} \text{ мкм}^{-3}$ . В модели предполагается, что растущая с давлением плотность флуктуирующих точечных дефектов внедрения способна проявлять стремление к самоорганизации. В результате этого в упруго сжимающемся объёме кристаллической решётки после достижения давлением некоторой критической величины ( $> P_m$ ) возникает новый тип атомных кластеров, флуктуирующих с исходным монокристаллическим состоянием, имеющим более низкий темп упругих изменений параметра решётки. Эти кластеры новой субстанции играют роль множества её зародышей с более высоким (относительно исходного состояния) темпом упругого уменьшения параметра. Подобные представления не отличаются от модели зарождения жидкого (расплавленного) состояния и последующего трансформирования его в субстанцию (расплав) [22], согласуются с общими (синергетическими) принципами теории зарождения любого состояния материала.

Такие состояния, формирующиеся при сжатии в условиях накопления атомами в некоторых объёмах материала потенциальной энергии до величин, значительно превышающих кинетическую энергию их движения в исходном состоянии кристалла, должны проявлять гидродинамические свойства в условиях появления направлений с минимизированными сжимающими давлениями (давлениями сопротивления). На практике это наблюдается в виде локализованных вокруг таких направлений признаков течения в металлических материалах при различных силовых схемах деформации и представлено как проявление возникающего там гидродинамического состояния [23].

Таким образом, предлагаемый подход позволяет представить новое состояние, возникающее в монокристалле с участием стабильных концентраторов внедрения в условиях гидростатических давлений ( $>1,5 \text{ ГПа}$ ) как гидродинамическое, способное проявлять свойство текучести в направлении минимизированного сопротивления не только

со стороны соседних объёмов структуры, а и свободной поверхности, ограниченной сечением отверстия матрицы (профиля), находящейся в контакте с образцом в случае гидроэкструзии, или на фронте ударной волны соответствующей мощности.

Формирование такого состояния вблизи  $K^+$  в приповерхностном слое монокристалла даёт возможность сохранять неизменной скорость перемещения его фронта внутри образца (не изменяется наклон зависимости параметра от давления) как в направлении поверхности, так и к его центру (рис. 1, б, в). Сказанное может быть обосновано, на фоне кажущейся неизбежности увеличения удельного давления на уменьшающуюся с его ростом площадь фронта перемещения нового состояния (рис. 1, б), только пропорционально растущим расходом энергии внешнего давления на удержание увеличивающегося объёма материала в новом гидродинамическом (между поверхностью образца и фронтом перемещения давления с уровнем  $P_m$ ), а также объёма области механической неустойчивости, перемещающейся перед ним в направлении центра образца.

Таким образом, зарождение нового гидродинамического состояния у  $K^+$  (рис. 3, зависимость 2) с опережающим исходное темпом упруго уменьшающегося параметра кристаллической решётки происходит в точке  $A_m$  на зависимости 1 после достижения давлением величины  $P_{Am}$ . Новое состояние флуктуирует с уменьшающимся объёмом исходного монокристалла (рис. 3, зависимость 1). Его зародыши, увеличиваясь в размерах и сливаясь воедино с ростом давления, способствуют формированию новой (гидродинамической) субстанции (рис. 1, г). Её объём растёт с давлением до критического в точке ( $B_m$ ) пересечения зависимостей 1 и 2 (рис. 3), после чего при давлении  $P_{Bm}$  в каждой единице критического объёма новой субстанции, не контактирующей с исходным кристаллическим состоянием, должно происходить образование флуктуирующего с ней зародыша, имитирующего в новых условиях кристаллическое состояние (рис. 3, зависимость 3). По мере увеличения давления размеры таких кластеров (кристаллических зародышей в новой субстанции) должны изменяться по параболической зависимости при соответствующем уменьшении остатков исходного монокристалла до точки ( $B_m$ ) — пересечения зависимостей 1 и 3 (рис. 3).

Точка пересечения  $B_m$  размерных параметров, формирующихся в новом состоянии кристаллических зародышей и единственного, унаследованного от исходного монокристалла остатка, предсказывает существование величины такого давления  $P_{Bm}$  (рис. 3), достижение которого должно сопровождаться при его последующем сбросе восстановлением размерных параметров исходного монокристалла за вычетом суммарного объёма технологических концентраторов в случае их «залечивания» (диссоциации). При превышении давлением этого

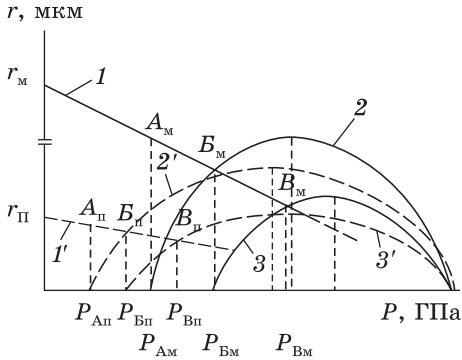


Рис. 3. Зависимости изменения размеров ( $r_m$  и  $r_{II}$ ) кристаллитов в моно- и поликристаллическом состояниях (кривые 1 и 1') от давления всестороннего сжатия ( $P$ ) в интервалах развития зародышей гидродинамической субстанции (кривые 2 и 2') и формирующихся новых зародышей кристаллического состояния (кривые 3 и 3')

Fig. 3. Dependences of ( $r_m$  and  $r_{II}$ ) sizes of crystallites in mono- and polycrystalline states (1 and 1' curves) on the hydrostatic compression pressure ( $P$ ) within the intervals of nucleus development of hydrodynamic substance (2 and 2' curves) and forming new nuclei of the crystalline state (curves 3 and 3')

уровня, в увеличивающемся объёме новой субстанции, более вероятен рост образующихся и флуктуирующих с ней новых зародышей кристаллического состояния. Их размеры должны изменяться по параболической зависимости по мере увеличения с давлением объёма материала в гидродинамическом состоянии на фоне окончательного распада остатка исходного монокристалла. Очевидно, что при быстрых сбросах давления, от величин превышающих  $P_{Bm}$ , это должно сопровождаться эффектом типа «перекристаллизации». Он экспериментально наблюдается при переходах из жидкого состояния в твёрдое [22, 24], сопровождаясь исчезновением признаков металлургической наследственности на фоне, увеличивающейся относительно исходной, диспергизации структуры при кристаллизации. При этом наличие различных сочетаний концентраторов обоих видов в монокристалле должно сопровождаться соответствующими смещениями параболических зависимостей изменений размеров зародышей новой субстанции в сторону меньших значений давления, особенно при наличии более мощных стабильных концентраторов внедрения, обеспечивающих повышенную скорость роста плотностей точечных дефектов внедрения в их окрестностях.

Переход давления выше  $P_{Am}$  должен сопровождаться увеличением скорости роста упругих искажений сжатия решётки монокристалла, что связано с полным «залечиванием»  $K_{TM}^-$  на фоне растущей мощности и уменьшающихся (либо стабильных) размеров  $K_{TM}^+$ . В модели предполагается, что с момента достижения давлением точки  $P_{Am}$  стабильные концентраторы  $K_{TM}^+$ , находящиеся в области более высоких напряжений, могут содействовать ускоренному зарождению нового состояния (рис. 1, в, г; рис. 2, а, зависимости  $V_1-V_5$ ). Его формирование (при слиянии зародышей) позволяет перенести фронт зарождения

дения гидродинамической субстанции внутрь образца (в области, окружающие стабильные концентраторы, расположенные на различных глубинах от поверхности монокристалла в зоне пластических релаксаций) при сохранении в центральной части, уменьшающегося с давлением объёма исходного состояния, выполняющего до определённого момента роль его зародыша, обеспечивающего до достижения  $P_{Бм}$  восстановление исходного монокристалла даже в случае быстрого снятия давления. При этом сохраняются несоответствия, связанные с безвозвратной потерей исходного количества обоих видов нестойких концентраторов, либо только  $K_{ТМ}^-$  в случае повышенной стабильности  $K_{ТМ}^+$ , наследующихся при возвратном увеличении объёма образца. Согласно [12] сохранение исходного количества  $K_{ТМ}^+$  может способствовать как снижению трещиностойкости, так и её повышению в зависимости от схемы испытаний, а также наличия и опасности возвращённой (оставшейся от исходной) части концентраторов, не противореча экспериментальным данным [13, 14].

В случае полного или частичного распада исходного количества  $K_{ТМ}^+$  должно также наблюдаться улучшение свойств, что согласуется с данными [12, 13]. Кроме того, улучшение свойств может быть связано и с тем, что зона существования наиболее опасной части концентраторов с увеличением давления перемещается от поверхности образца на глубину опережающую фронт с давлением  $P_{Ам}$ , а после формирования гидродинамического состояния (достижения  $P_{Бм}$ ) размещается перед ним, увеличивая в направлении центра образца «облагороженный» объём материала, а соответственно и механические характеристики после снятия давления.

В новом состоянии в условиях повышающегося давления все атомы объединены в двух типах кластеров, взаимно флуктуирующих между собой. При этом находящиеся в резонансе колебательные процессы в каждом из них рассогласованы в своей направленности относительно соседей в условиях: растущей частоты и уменьшающейся амплитуды колебаний, угнетения деятельности наиболее мощных механизмов релаксации, а также роста величин касательных и нормальных составляющих упругих напряжений сжатия до значений, существенно превышающих не только  $\sigma_y$  и  $\sigma_t$ , а также и  $\sigma_{хр}$  исходного состояния. Эти обстоятельства должны сопровождаться переходом упруго сжатой решётки монокристалла в новое качество с повышающейся с давлением потенциальной способностью атомов к их мгновенному кооперативному в пределах каждого кластера увеличению межатомных расстояний при сбросе давления. На макроуровне это перемещение связано с особенностями и скоростью процессов возврата всего объёма образца в исходное или совершенно новое состояние.

При этом вдоль условных границ таких кластеров минимизированных размеров при снятии давления должна наблюдаться макси-

мальная концентрация, осциллирующих с соответствующей частотой, растущих уровней напряжений несоответствия, в полях которых происходит образование концентраторов нового типа, в том числе и вычитания. Это связано с предпосылками образования множества кристаллических элементов (ячеек) из растущего числа их новых зародышей, лежащих правее точки  $B_m$ . Подобная ситуация делает очевидным невозможное восстановление исходного монокристалла после снятия давления из области значений, превышающих  $P_{Bm}$ .

Это предсказание модели открывает новые перспективы не только при разработке технологий повышения служебных характеристик реальных монокристаллов, а и для получения в них новых структурных состояний с любой дисперсностью элементов, формирующихся при быстрых сбросах давления в условиях сохранения остаточных сжимающих напряжений, действующих в вершинах растущего числа концентраторов обоих типов, входящих в структуру границ новых элементов.

### **Поликристаллы**

Хотя общие закономерности поведения обоих типов концентраторов в моно- и поликристаллическом состояниях должны быть подобны, определение приоритетов релаксационных процессов в их окружении связано с особенностями суперпозиции их стойкости и мощности, с изменяющимися при сжатии полями напряжений, в новой среде. Она характеризуется наличием, отсутствовавших в монокристалле, структурных элементов в виде зёрен и их границ. При этом границы обладают наиболее ослабленными связями относительно монокристаллического состояния. В этом плане они на макроуровне успешно конкурируют с влиянием всегда присутствующих в реальных материалах технологических концентраторов напряжений типа  $K^-$ , что неоднократно подтверждено экспериментально [25, 26]. В связи со сказанным в предлагаемой модели границам предоставлено право первыми реагировать на внешнее силовое воздействие, в том числе и при всестороннем сжатии. Это обстоятельство фактически исключает, особенно на ранних стадиях роста давления сжатия, участие в релаксационных процессах внутренних объёмов зёрен и находящихся там технологических концентраторов обоих видов. При этом необходимо подчеркнуть, что подобное ограничение деятельности концентраторов не распространяется на те, которые находятся в плоскостях границ, а также в приповерхностных слоях зёрен и, в силу своего расположения и свойств (размеров, стойкости и мощности), могут принимать в той или иной мере участие в процессах роста и релаксации возникающих напряжений. Подобная ситуация, в зависимости от уровней и знаков напряжений, в зонах пластических ре-



лаксаций может сопровождаться, как генерацией, так и поглощением элементарных носителей пластических релаксаций в виде точечных и линейных дефектов. Сказанное, в том числе, относится и к приграничным слоям соседствующих зёрен, сопровождаясь «залечиванием» и нивелированием деятельности, находящихся там технологических концентраторов обоих видов ( $K_{\text{тр}}^{+-}$ ) с темпом, зависящим от их стойкости. При этом границы зёрен представлены в виде суммы концентраторов  $K_{\text{г}}^{+}$  и  $K_{\text{г}}^{-}$ , где в качестве первых выступают узлы совпадения (в соответствующей модели структуры границ зёрен [27]), а вторые представлены незаполненными атомами пограничным пространством между соседними зёрнами. Его несоответствие межатомному пространству идеальной решётки в условиях уменьшения количества узлов совпадения (общих атомов между соседями) фактически обеспечивает более низкий средний уровень сцепления между зёрнами на всех уровнях структурной иерархии образца, проявляясь на макроуровне на начальных этапах пластической деформации в виде возникновения коллективной формы их движения в пределах полос скольжения (Чернова–Людерса), возникающих в условиях площадок текучести. На микроуровне число узлов совпадения для каждого вида границ зависит от кристаллографических ориентировок соседних элементов, изменяясь для простых кубических кристаллов по нечётным значениям от 3 до 11, каждое из которых обозначает номер совпадающего для данного вида границы атомного узла (каждый 3-й, 5-й и так далее). Для ГЦК-решётки Al подобная последовательность имеет вид 5, 13, 17, 25, 37, 41 [27]. Сказанное свидетельствует о том, что на макроуровне величина свободного пространства в границах зависит от их видов и удельных объёмов в образце, а на микроуровне определяется кристаллографическими и структурными особенностями соседних зёрен [8, 27]. Таким образом, в отличие от исходного монокристаллического состояния, характеризующегося присутствием только суммы технологических концентраторов внедрения и вычитания, полное количество концентраторов поликристалла ( $K_{\text{п}}$ ) в исходном состоянии может быть представлено в виде

$$K_{\text{п}} = \sum K_{\text{тз}}^{(+)} + \sum K_{\text{тр}}^{(+)} + \sum K_{\text{г}}^{(+)},$$

где  $\sum K_{\text{тз}}^{(+)}$  и  $\sum K_{\text{тр}}^{(+)}$  — суммы всех независимых технологических концентраторов исходного состояния, находящихся внутри зёрен и вдоль их границ, а  $\sum K_{\text{г}}^{(+)}$  характеризует количество структурных концентраторов обоих видов, зависящее от кристаллографических ориентировок соседних зёрен, определяющих число узлов совпадения и величины объёмов незанятого атомами пространства для каждого вида границ. При этом необходимо отметить, что количество технологических концентраторов исходного поликристалла значительно больше, чем в монокристалле, а с учётом существенной до-

бавки со стороны границ элементов структуры (зёрен, ячеек) разница может составлять порядки. Это связано с тем, что

$$\sum K_r^{(+)} = \varphi(\Theta, P, T, V, N, \Pi, n, d, B)$$

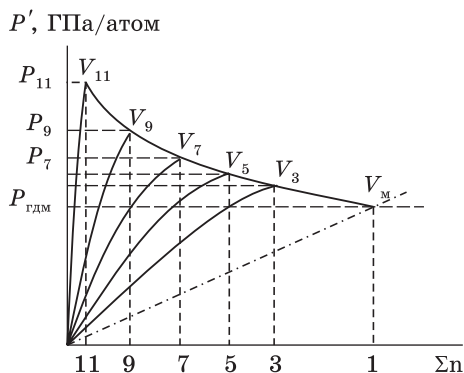
находится в зависимости от структуры границ ( $\Theta$ ), изменяющейся от термодинамических параметров ( $P, T, V$ ), регламентирующих не только число систем ( $N$ ), плоскостей ( $\Pi$ ) и направлений ( $n$ ) скольжения в зёрнах данного материала, а и определяющих особенности структуры самих границ через изменение, как числа атомов, находящихся со стороны поверхностей каждого соседа, так и числа узлов совпадения в границах, а также размерных параметров зёрен ( $d$ ) и их особенностей, регламентирующих удельный объем границ и число их видов ( $B$ ) в образце.

Таким образом, в отличие от монокристалла, в условиях растущего давления всестороннего сжатия в поликристаллическом состоянии, первые признаки формирования зон пластических релаксаций должны наблюдаться вдоль границ, контактирующих в приповерхностных слоях зёрен, в местах расположения узлов совпадения, уровни удельных давлений в которых будут изменяться обратно пропорционально числу узлов совпадения в каждом типе границ. Это обстоятельство является определяющим глубину проникновения зоны пластических релаксаций, ставя её в обратно пропорциональную зависимость от размера зёрна, определяющего удельную плотность границ, а соответственно и скорость достижения равенства между удельными давлениями на атом на поверхности образца и в некотором объёме границ на усреднённом по нему числу узлов совпадения.

В связи с тем, что скорость роста напряжений в вершинах концентраторов в условиях пластических деформаций обратно пропорциональна их количеству [9–11], то время полного «залечивания»  $K^-$  в поликристаллах должно значительно возрасти по отношению к монокристаллу в условиях одинаковых скоростей увеличения давления. При этом на начальном этапе пластические релаксации могут быть связаны не только с генерацией или поглощением элементарных носителей внедрения, насыщающих преимущественно приграничные объёмы зёрен и самих границ, а и двойникованием, и пограничным проскальзыванием при релаксации более дальнедействующих напряжений, связанных с общим уменьшением объёма образца. Это должно сопровождаться формированием соответствующих рельефов на поверхности образцов, что подтверждено экспериментально [20]. Кроме того, установлен факт немоногонного изменения микротвёрдости вдоль границ зёрен в условиях всестороннего сжатия [28], а также подобный характер накопления точечных и линейных дефектов [29], обусловленных реализацией соответствующих механизмов пластической релаксации. При этом отметим, что ответная реак-

Рис. 4. Зависимости изменения скоростей ( $V$ ) удельного давления на атом ( $P'$ ) от давления всестороннего сжатия ( $P_i = \text{const}$ ) в границах зёрен с различными числами узлов совпадения ( $\Sigma n$ )

Fig. 4. Dependences of the rate changes ( $V$ ) of the specific pressure per atom ( $P'$ ) on the hydrostatic compression pressure ( $P_i = \text{const}$ ) in the grain boundaries with different numbers of sites of coincidence site ( $\Sigma n$ )



ция на повышение давления со стороны всех концентраторов, находящихся вдоль границ зёрен, до определённого момента является приоритетной, одновременно задерживающей вовлечение в процесс той их части, которая расположена внутри зёрен — на некотором удалении от их (границ) поверхностей. Это связано с особенностями распределения по концентраторам величин удельных давлений на атом как вдоль уменьшающейся площади свободных (наружных) поверхностей каждого из зёрен поверхностного слоя, так и в плоскостях их границ с соседями в приповерхностных слоях. Поскольку границы зёрен имеют разную структуру, то удельное давление на атом в соответствующих узлах совпадения  $P'$  для каждого вида границ будет отличаться, увеличиваясь в начальный момент времени с различными, но значительно опережающими скорость изменения удельного давления на атом ( $V_M$ ) на поверхности монокристалла темпами её изменений в поликристалле от  $V_3$  до  $V_{11}$  относительно удельного давления образования гидродинамического состояния ( $P'_{\text{ГДМ}}$ ) на атом свободной поверхности монокристаллического образца ( $\Sigma 1$ ) рис. 4.

В общем, скорость изменения удельного давления на атом в плоскостях границ обратно пропорциональна соответствующим числам узлов совпадений, которые на раннем этапе сжатия начинают изменять свои положения при активной локализации в ближайшем окружении упругих искажений в положениях атомов решёток соседних зёрен по обе стороны границы. Подобные группировки атомов (кластеры), с нарушенными в сторону уменьшения (упруго сжатыми) межатомными расстояниями, могут рассматриваться в качестве мест предпочтительного образования первых зародышей нового (гидродинамического) состояния. Оно обладает растущим уровнем накапливаемой потенциальной энергии, в результате упругого уменьшения исходного объёма элементов межатомного пространства решётки, при соответствующих изменениях в колебательных процессах её атомов в пределах таких кластеров. Отметим, что на начальном этапе уровень и скорость роста удельного давления на атом будут макси-

мальными для случаев границ с минимизированным числом узлов совпадения, значительно опережая параметры зарождения гидродинамического состояния  $P_{гдм}$  и  $V_m$  у поверхности идеального монокристалла (технологические концентраторы отсутствуют). Увеличение размеров кластеров, формирующихся вдоль границ зёрен поликристалла, в окружении таких узлов по мере роста внешнего давления в окрестностях точки  $A_{\Pi}$  (рис. 3) должно сопровождаться постепенным уменьшением удельных давлений на атом вдоль поверхностей границ каждого типа. Этот процесс будет продолжаться до точки  $B_{\Pi}$  — момента, когда зародыши-кластеры гидродинамического состояния сольются, формируя гидродинамическую субстанцию (ГДС) вдоль соответствующих границ при давлении  $P_{Бп}$ . С её выходом на поверхность поликристаллического образца уровни удельных давлений на атом уравниваются, способствуя распространению ГДС вдоль поверхности. Сказанное реализуется при фактическом слиянии зародышевых кластеров с образованием, флуктуирующей с приграничными поверхностями зёрен, тонкой прослойки атомов вещества в гидродинамическом состоянии, удерживаемым внутри образца уровнем внешнего давления, а также существующими вдоль границ межатомными связями. Таким образом, точка  $B_{\Pi}$  пересечения зависимостей 1' и 2' на рис. 3 для поликристаллов может характеризовать момент формирования новой гидродинамической субстанции (состояния материала) флуктуирующей в соответствии с моделью с уменьшающимися с давлением остатками зёрен исходного состояния. Поскольку влияние давления на состояние и поведение внутризёренных  $K_{тз}^{+}$  в поликристалле не должно отличаться от уже рассмотренных  $K_{тм}^{+}$  в условиях монокристаллического образца, повторно рассматривать их не будем, отметив лишь то, что в случаях реальных монокристаллов зарождение нового ГДС происходит в окрестностях  $K_{тм}^{+}$ , находящихся в приповерхностных слоях, с последующим распространением процесса как вглубь, так и в направлении поверхности образца. В тоже время в поликристаллическом состоянии новая субстанция зарождается также внутри образца, но в области границ, разъединяющих зёрна (монокристаллические элементы), при сохранении вероятности развития встречного процесса со стороны внутризёренных  $K_{тз}^{+}$  после уравнивания соответствующих удельных давлений и «залечивания»  $K_{тз}^{-}$ . В терминах предложенной модели, не ограничивающей рассмотрение множества возможных вариантов состояний концентраторов, это обстоятельство связано с разницей между удельными давлениями на атом в узле совпадения на границе двух зёрен и у поверхности  $K_{тз}^{+}$ , расположенного внутри зёрна, где развитие ситуации зависит не только от состояния (типа) границы концентратор-матрица, а и стабильности самого концентратора относительно растущего давления. Тем не менее, приоритетная роль узла совпадения в

структуре границ зёрен поликристаллического состояния в создании предпосылок зарождения новой субстанции не вызывает сомнения, указывая на то, что формирования её зародышей-кластеров начинается значительно раньше чем в идеальном монокристалле, предсказывая на начальных этапах более высокие значения давлений в узлах совпадения вдоль границ зёрен, находящихся в зонах пластических релаксаций поликристаллов (в области значений  $P_{\text{Ап}}$ ) с гидродинамическим состоянием в монокристаллах ( $P_{\text{Ам}}$ ) рис. 3.

В свою очередь это свидетельствует о более высоких внутренних релаксационных способностях поликристаллов относительно накопления элементарных носителей внедрения, что обусловлено присутствием всех видов концентраторов вычитания. Дальнейшее повышение давления выше  $P_{\text{Ап}}$ , как и в случае монокристаллов, сопровождается более резким увеличением скорости роста действующих напряжений в окружении узла совпадения, представляющего  $K_r^+$ , на фоне увеличения размеров формирующегося вокруг него кластера и постепенного снижения максимального уровня удельных напряжений, действующих в его окружении до значений  $P_{\text{гм}}$ . В подобной ситуации границы, которые не могут быть разрушены вплоть до формирования гидродинамической субстанции в области давлений выше  $P_{\text{Бп}}$ , способны играть роль стабильных комплексных концентраторов. В пределах каждого вида границы укомплектованы различными атомными группировками — кластерами из ЭВ и ЭП, которые значительно отличаются от исходного состояния упругими изменениями порядков взаимного расположения атомов при уменьшающихся с большим темпом межатомных расстояниях.

Все сказанное свидетельствует о том, что фронта распространения зон пластических релаксаций и гидродинамического состояния, формируются в поликристаллах в приповерхностных слоях вдоль границ структурных элементов и в отличие от монокристаллов развиваются в трёх направлениях к центру образца (обусловлено его приоритетным продвижением вдоль границ зёрен к центру образца), а также в направлениях центров масс каждого из элементов структуры (зерна), включая и направление к поверхности образца рис. 5. Особенно чётко это проявляется после формирования слоя гидродинамической субстанции, фактически разделяющей элементы структуры поликристалла и способствующей переносу границ обеих зон (пластической релаксации и гидродинамического состояния), по мере увеличения внешнего давления не только в глубинные слои образца, а и соответствующие области каждого зерна. При этом у поверхностей зёрен, находящихся в соответствующей зоне, на всех этапах изменения давления вплоть до  $P_{\text{Бп}}$  сохраняется субстанция (слой атомов нового состояния), флуктуирующая с уменьшающимися в размерах кристаллическими остатками исходного состояния. Их существование обе-

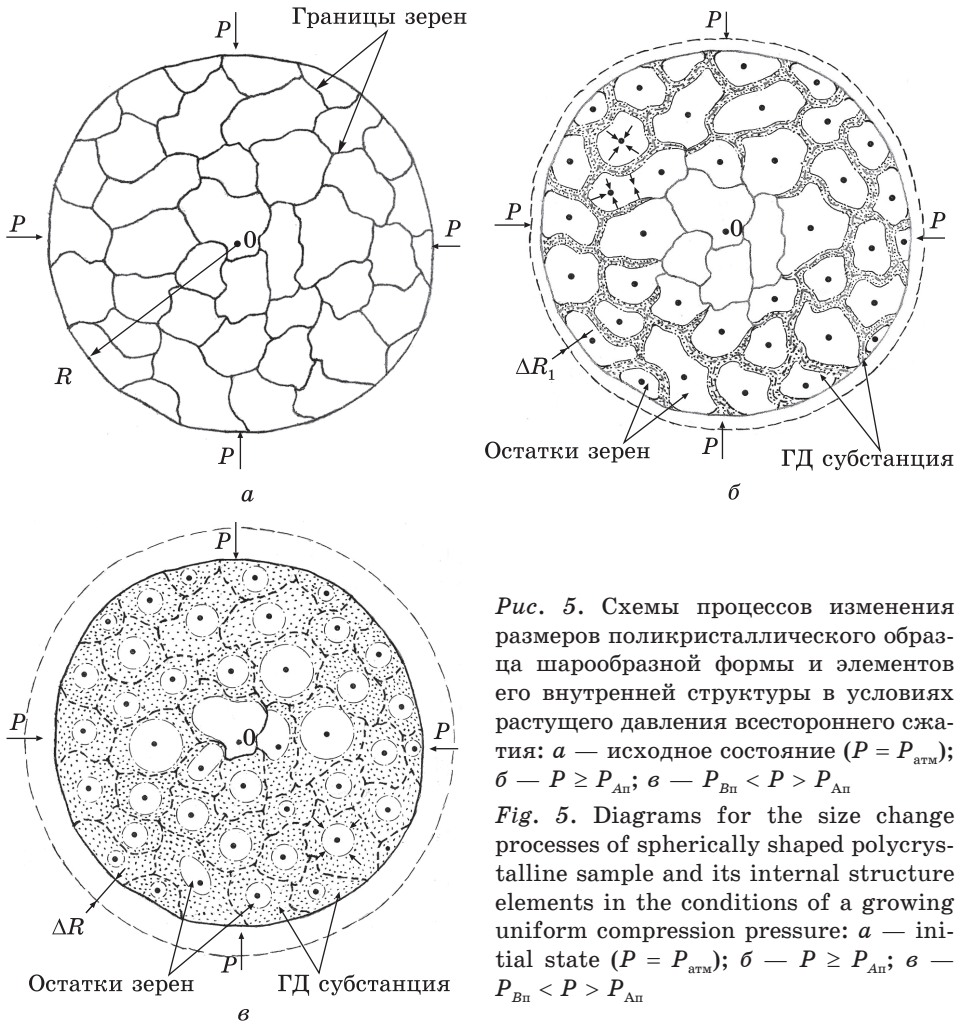


Рис. 5. Схемы процессов изменения размеров поликристаллического образца шарообразной формы и элементов его внутренней структуры в условиях растущего давления всестороннего сжатия: а — исходное состояние ( $P = P_{\text{атм}}$ ); б —  $P \geq P_{\text{An}}$ ; в —  $P_{\text{Bn}} < P < P_{\text{An}}$

Fig. 5. Diagrams for the size change processes of spherically shaped polycrystalline sample and its internal structure elements in the conditions of a growing uniform compression pressure: а — initial state ( $P = P_{\text{атм}}$ ); б —  $P \geq P_{\text{An}}$ ; в —  $P_{\text{Bn}} < P < P_{\text{An}}$

спечивает до определённого давления  $P_{\text{Bn}}$  (в точке  $B_{\text{н}}$  на рис. 3), как и в случае монокристалла (точка  $B_{\text{м}}$ ), восстановление структуры исходного состояния поликристалла после сброса давления при соответствующих потерях всех или только некоторой части технологических концентраторов исходного состояния. В тоже время границы исходных зёрен (как и монокристалл) могут восстанавливаться только при сбросе давления от величин, лежащих левее указанных точек типа  $B$  (рис. 3). Это определяется суперпозицией размеров зародышей со стороны исходных кристаллитов (в виде остатков каждого из зёрен) и растущих в самой гидродинамической субстанции, флуктуирующих с ней новых, независимых от исходных, зародышей кристаллического состояния. Растущее их количество и размеры, в об-



ласти давлений правее  $P_{Вп}$ , в зависимости от скорости его сброса, будут способствовать исчезновению явления наследственности, открывая новые возможности получения поликристаллических состояний (в том числе и из монокристаллов) с различными, отличающимися от исходного, дисперсностями структурных элементов и составом концентраторов, гарантирующим прогнозируемое улучшение (изменение) механических свойств.

Отмеченное позволяет в условиях сброса давления в пределах определённых скоростей и объёмов материала в первом случае возвращать его в состояние, приближенное к исходному, в смысле восстановления размерных параметров элементов структуры при обнаружении некоторых отличительных особенностей. Степень их проявления связана со скоростью изменения размерных параметров образца, а также количества, видов и свойств исходных концентраторов, определяющих не только релаксационные процессы, обусловленные участием механизмов пластической или хрупкой релаксации, а и непосредственным наличием самих концентраторов. В таком состоянии роль технологических концентраторов внедрения будет зависеть от особенностей изменения их свойств и характеристик от растущего давления, в то время как формирующиеся внутри образца новые концентраторы (за счёт увеличения плотности расположения кластерных группировок атомов, с упруго уменьшающимися амплитудами колебаний) будут увеличивать своё количество и мощность до насыщения рис. 2. При переходе в гидродинамическое состояние поликристаллического материала ведущая роль будет принадлежать границам зёрен приповерхностного слоя, вдоль которых удельное давление на атом растёт относительно подобного объёма решётки вдоль свободной поверхности зерна обратно пропорционально сумме узлов совпадения. Это обстоятельство сопровождается соответствующей локализацией процесса сжатия с опережением роста сжимающих напряжений в областях, прилегающих к узлам совпадения со стороны обоих соседей. Рассмотрим подобный кластер атомов как зародыш гидродинамического состояния, уровень удельного давления на атом в пределах которого в начальный момент быстро растёт, а затем снижается в процессе увеличения размера до момента слияния с соседями в пограничную субстанцию с гидродинамическими свойствами. При этом увеличивающийся с давлением уровень удельного давления на атом на свободных поверхностях монокристаллических элементов структуры (зёрен) выравнивается с соответствующим давлением в объёме, сформировавшейся вдоль границ гидродинамической субстанции. Модель предсказывает, что уровни удельных давлений формирования зародышей гидродинамического состояния в моно и поликристаллах с участием концентраторов могут отличаться, что обусловлено количеством, мощностями и свойствами концентрато-

ров. Необходимо отметить, что в случае идеального монокристалла его кристаллическая решётка в условиях растущего давления в рамках рассматриваемой модели должна пройти стадию случайного формирования быстро нарастающего количества неустойчивых флуктуирующих зародышей нового гидродинамического состояния с минимальными размерами (в виде более сжатых кластеров атомов, внедрённых в упруго сжимающиеся приповерхностные слои исходной решётки) с последующим их переходом в стабильные образования, увеличивающиеся до слияния в гидродинамическую субстанцию. При этом удельное давление их формирования не может превышать максимальное, достигаемое в поликристаллическом состоянии на узлах совпадения в границах с минимальной их плотностью.

Таким образом, гидродинамическое состояние, возникающее в условиях всестороннего сжатия, связано с упругим, локализованным у концентраторов внедрения уменьшением межатомных расстояний в объёмах, как моно, так и поликристаллических образцов, распространяющимся как в направлении свободной поверхности каждого из монокристаллических образований, так и в направлениях центров масс в поликристалле. С увеличением количества и размеров новых концентраторов внедрения в виде кластеров-зародышей, сливающихся в результате роста в гидродинамическую субстанцию, сопровождая увеличение её объёма с ростом давления. Таким образом, «залечивание» и диссоциация (распад) технологических концентраторов исходного состояния в моно и поликристаллическом материале в условиях всестороннего сжатия начинается соответственно от поверхности образца или внутренних поверхностей зёрен, постепенно захватывая весь объём материала. При этом если их количество и мощности (опасность) стремятся к нулю при соответствующих давлениях  $P_m$  и  $P_n$ , то должно происходить улучшение механических свойств образцов после снятия давления, неоднократно подтверждённое экспериментально [13]. Следует отметить, что в интервале роста давлений от 0 до  $P_m$  и  $P_n$  количество и мощность вновь образующихся концентраторов внедрения растёт с меньшей скоростью из-за релаксационного процесса, связанного с поглощением генерированных ими дефектов при «залечивании» исходных концентраторов вычитания и распаде (уменьшении размеров, нивелировании, диссоциации) концентраторов внедрения. Это обстоятельство способствует минимизации возможного отрицательного или положительного влияния также со стороны  $K^+$  на механические свойства изделий после соответствующих обработок давлением, что не противоречит понижению трещиностойкости материала [14], которая с высокой вероятностью может быть связана с отставанием (особенностями) деятельности механизмов пластической релаксации напряжений в условиях понижения давления, ведущего к сохранению повышенного уровня нормаль-

ных напряжений в вершинах устойчивых концентраторов внедрения, способствующих в дальнейшем (при испытаниях) формированию хрупких трещин.

Таким образом, интервалы давлений от 0 до  $P_m$  и  $P_n$  для моно- и поликристаллов высокосимметричных сингоний могут быть рекомендованы при обработках всесторонним сжатием с целью повышения механических свойств заготовок и служебных характеристик изделий, тем более что процесс нейтрализации обоих видов концентраторов исходных состояний начинается от поверхности, где их наличие, по сравнению с расположенными внутри, несёт наибольшую опасность, особенно в условиях знакопеременных нагрузок [30]. Одновременно, сказанное свидетельствует о том, что участки изменения давления от 0 до  $P_m$  и  $P_n$  могут быть охарактеризованы как области активных пластических релаксаций, локализованных у концентраторов исходных состояний и способствующих в зависимости от устойчивости, либо их «залечиванию» и диссоциации, либо последующим частичным или полным их наследованием. Дальнейшее увеличение давления выше  $P_m$  и  $P_n$  связано с вырождением исходного количества технологических концентраторов обоих видов на фоне увеличивающегося объёма материала в гидродинамическом состоянии.

Аналогичное гидродинамическое состояние может возникать перед фронтом перемещения ударных волн (при их достаточной мощности). Это должно сопровождаться активным массопереносом (с перемешиванием атомов) в направлении перемещения фронта волны на глубину пропорциональную скорости и времени жизни такого состояния. Подтверждением сказанному могут служить результаты [31]. Подобное состояние может формироваться в материалах и в условиях различных силовых схем пластической деформации, реализующейся с повышенными скоростями, проявляясь в появлении соответствующих как микро, так и макроскопических полос сброса, образующихся независимо от кристаллографических особенностей элементов исходной структуры материала, в том числе и при гидроэкструзии.

## **Выводы**

В работе предложена модель, рассматривающая особенности поведения реальных кристаллических объектов в условиях всестороннего сжатия в рамках известных механизмов роста и релаксации напряжений в вершинах всегда имеющихся их концентраторов, все многообразие которых представлено двумя типами — концентраторами внедрения и вычитания.

Модель предсказывает наличие различных по величине областей пластических релаксаций в моно и поликристаллических материалах зависящих от давления, при приближении к критическим точ-

кам которого ( $P_m$  и  $P_{II}$ ) происходит, или зависящее от свойств концентраторов вырождение обоих их видов, имеющих в исходном состоянии, либо сохранение некоторой их части при непосредственном участии в формировании зародышей нового (гидродинамического) состояния, в котором начинают работать новые принципы распределения напряжений, определяющих как условия восстановления исходной, так и организационные принципы формирования новых элементов структуры с образованием вдоль их границ (новых) соответствующих концентраторов напряжений.

Модель и реализованный в ней подход могут быть использованы в практике при разработке технологий повышения служебных характеристик, в том числе и готовых изделий, поскольку имеют предсказательную силу, позволяют объяснять с физической точки зрения экспериментальные результаты, а также не противоречат теоретическим [32–34].

#### ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. В.М. Финкель, *Физика разрушения* (Москва: Металлургия: 1970).
2. Т. Екобори, *Физика и механика разрушения и прочности твердых тел* (Москва: Металлургия: 1971) (пер. с англ.).
3. Г. Нейбер, *Концентрация напряжений* (Москва–Ленинград: Гостехиздат: 1947) (пер. с нем.).
4. Г.В. Ужик, *Прочность и пластичность металлов при низких температурах* (Москва: Изд. АН СССР: 1957).
5. Дж. Нотт, *Основы механики разрушения* (Москва: Металлургия: 1978) (пер. с англ.).
6. Р. Хоникомб, *Пластическая деформация металлов* (Москва: Мир: 1972) (пер. с англ.).
7. Ю.Я. Мешков, *Физические основы разрушения стальных конструкций* (Киев: Наукова думка: 1981).
8. В.В. Рыбин, А.Н. Орлов, В.Н. Перевезенцев, *Границы зерен в металлах* (Москва: Металлургия: 1980).
9. П.Ю. Волосевич, *Металлофиз. новейшие технол.*, **29**, № 10: 1393 (2007).
10. П.Ю. Волосевич, *Збірник наукових праць 4-ї Міжнародної конференції «Механіка руйнування матеріалів і міцність конструкцій» (23–27 червня 2009 р.)* (Львів: Тз ОВ «Простір-М»), с. 93.
11. П.Ю. Волосевич, *Збірник наукових праць 5-ї Міжнародної конференції «Механіка руйнування матеріалів і міцність конструкцій» (24–27 червня 2014 р.)* (Львів: Тз ОВ «Простір-М»), с. 157.
12. П.Ю. Волосевич, *Успехи физ. мет.*, **12**, № 3: 367 (2011).
13. В.И. Зайцев, *Физика пластичности гидростатически сжатых кристаллов* (Киев: Наукова думка: 1983).
14. В.И. Барбашов, Ю.Б. Ткаченко, *ФТВД*, № 2: 22 (1995).
15. И.В. Гаврилин, *Металлургия машиностроения*, № 4: 10 (2002).
16. И.В. Гаврилин, *Плавление и кристаллизация металлов и сплавов* (Владимир: Владимирский гос. университет: 2000).
17. F. Decremps and L. Nataf, *Phys. Rev. Let.*, **92**, No. 15: 157204 (2004).

18. P. Gorria, D. Martinez-Blanco, M.J. Perez, and J.A. Blanco, *Phys. Rev. B*, **80**, No. 6: 06442 (2009).
19. П.Ю. Волосевич, А.В. Шиян, *Сталь*, № 6: 58 (2015).
20. V.M. Nadutov, D.L. Vashchuk, P.Yu. Volosevich, V.A. Beloshenko, V.Z. Spuskanyuk, and O.A. Davidenko, *Nanosistemi, Nanomateriali, Nanotehnologii*, **11**, No. 3: 619 (2013).
21. Л.И. Миркин, *Справочник по рентгеноструктурному анализу поликристаллов* (Москва: Гос. изд-во физ.-мат. литературы: 1961), с. 38.
22. П.Ю. Волосевич, С.С. Кондратюк, *Металознавство та обробка металів*, **1**, № 77: 29 (2016).
23. В.И. Засимчук, Е.Э. Засимчук, Ю.Г. Гордиенко, *Металлофиз. новейшие технол.*, **36**, № 4: 445 (2014).
24. С.С. Кондратюк, *Структуроутворення, спадковість і властивості литої сталі* (Київ: Наукова думка: 2010).
25. Р.З. Валиев, В.Г. Хайруллин, *Физ. мет. металловед.*, **64**, № 6: 1224 (1987).
26. П.Ю. Косевич, *Металлофиз. новейшие технол.*, **18**, № 10: 63 (1996).
27. В.М. Косевич, В.М. Иевлев, Л.С. Палатник, А.И. Федоренко, *Структура межкристаллитных и межзеренных границ* (Москва: Металлургия: 1980).
28. M.N. Voloshin, *Abstracts of Conference 'High Pressures'* (Kiev: 1989), vol. 4, p. 182.
29. D.Č. Stefanović, M. Djuričić, V. Petrović, Z. Dukić, and M.M. Ristić, *Abstracts of Conference 'High Pressures'* (Kiev: 1989), vol. 2, p. 182.
30. В.Ф. Терентьев, *Усталость металлических материалов* (Москва: Наука: 2003).
31. В.П. Бевз, В.Ф. Мазанко, А.В. Филатов, С.П. Ворона, *Металлофиз. новейшие технол.*, **28**, спецвыпуск: 271 (2006).
32. О.М. Косевич, В.В. Токий, В.А. Стрельцов, *Физ. мет. металловед.*, **45**, № 6: 1135 (1978).
33. Л.Б. Зуев, *Успехи физ. мет.*, **16**, № 1: 35 (2015).
34. В.О. Харченко, И.О. Лисенко, О.М. Щокотова, А.И. Баштова, Д.О. Харченко, Ю.М. Овчаренко, С.В. Кохан, X. Wu, B. Wen, L. Wu, W. Zhang, *Успехи физ. мет.*, **18**, № 4: 295 (2017).

## REFERENCES

1. V.M. Finkel, *Fizika Razrusheniya* [Physics of Fracture] (Moscow: Metallurgiya: 1970) (in Russian).
2. Т. Ekobori, *Fizika i Mekhanika Razrusheniya i Prochnosti Tverdykh Tel* [Physics and Mechanics of Fracture and the Strength of Solids] (Moscow: Metallurgiya: 1971) (Russian translation).
3. G. Neyber, *Kontsentratsiya Napriazheniy* [Concentration of Stresses] (Moscow-Leningrad: Gostekhizdat: 1947) (Russian translation).
4. G.V. Uzhik, *Prochnost' i Plastichnost' Metallov pri Nizkikh Temperaturakh* [Strength and Plasticity of Metals at Low Temperatures] (Moscow: Izd. AN SSSR: 1957) (in Russian).
5. J.F. Knott, *Fundamentals of Fracture Mechanics* (London: Butterworth: 1973).
6. R.W.K. Honeycombe, *The Plastic Deformation of Metals* (2<sup>nd</sup> ed.) (Edward Arnold: 1984).

7. Yu.Ya. Meshkov, *Fizicheskie Osnovy Razrusheniya Stal'nykh Konstruktsiy* (Kiev: Naukova Dumka: 1981) (in Russian).
8. V.V. Rybin, A.N. Orlov, and V.N. Perevezentsev, *Granitsy Zeren v Metallakh* [Grain Boundaries in Metals] (Moscow: Metallurgiya: 1980) (in Russian).
9. P.Yu. Volosevich, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **29**, No. 10: 1393 (2007) (in Russian).
10. P.Yu. Volosevich, *Abstracts of the 4-th Int. Conf. 'Mechanics of Materials Fracture and Structural Strength' (June 23—27, 2009)* (Lviv: Tz OV 'Prostir-M'), p. 93 (in Ukrainian).
11. P. Yu. Volosevich, *Abstracts of the 4-th Int. Conf. 'Mechanics of Materials Fracture and Structural Strength' (June 24—27, 2014)* (Lviv: Tz OV 'Prostir-M'), p. 157 (in Ukrainian).
12. P.Yu. Volosevych, *Usp. Fiz. Met.*, **12**, No. 3: 367 (2011) (in Russian).
13. V.I. Zaitsev, *Fizika Plastichnosti Gidrodinamicheski Szhatykh Kristallov* [Plasticity Physics of Hydrodynamically Compressed Materials] (Kiev: Naukova Dumka: 1983) (in Russian).
14. V.I. Barbashov and Yu.B. Tkachenko, *Fiz. Tekhn. Vysokikh Davleniy*, No. 2: 22 (1995) (in Russian).
15. I.V. Gavrilin, *Metallurgiya Mashinostroeniya* [Machine Building Metallurgy], No. 4: 10 (2002) (in Russian).
16. I.V. Gavrilin, *Plavlenie i Kristallizatsiya Metallov i Splavov* [Melting and Crystallization of Metals and Alloys] (Vladimir: Vladimir State University: 2000) (in Russian).
17. F. Decremps and L. Nataf, *Phys. Rev. Let.*, **92**, No. 15: 157204 (2004).
18. P. Gorria, D. Martinez-Blanco, M. J. Perez, and J. A. Blanco, *Phys. Rev. B*, **80**, No. 6: 06442 (2009).
19. P.Yu. Volosevich and A.V. Shiyan, *Stal'*, No. 6: 58 (2015) (in Russian).
20. V.M. Nadutov, D.L. Vashchuk, P.Yu. Volosevich, V.A. Beloshenko, V.Z. Spuskanyuk, and O.A. Davidenko, *Nanosistemi, Nanomateriali, Nanotehnologii*, **11**, No. 3: 619 (2013).
21. L.I. Mirkin, *Spravochnik po Rentgenostrukturnomu Analizu Polikristallov* [Handbook on X-Ray Analysis of Polycrystals] (Moscow: Gos. Izd-vo Fiz.-Mat. Literaturny: 1961), p. 38 (in Russian).
22. P.Yu. Volosevich and S.Ye. Kondratyuk, *Metaloznavstvo ta Obrobka Metaliv*, **1**, No. 77: 29 (2016) (in Ukrainian).
23. V.I. Z asimchuk, O.Eh. Z asimchuk, and Yu.G. Gordienko, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **36**, No. 4: 445 (2014) (in Russian).
24. S.Ye. Kondratyuk, *Strukturoutvorenniya, Spadkovist' i Vlastyvosti Lytoi Stali* [Structural Formation, Heredity and Properties of As-Cast Steel] (Kyiv: Naukova Dumka: 2010) (in Ukrainian).
25. R.Z. Valiev and V.G. Khairullin, *Fiz. Met. Metalloved.*, **64**, No. 6: 1224 (1987) (in Russian).
26. P.Yu. Volosevich, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **18**, No. 10: 63 (1996) (in Russian).
27. V.M. Kosevich, V.M. Ievlev, L.S. Palatnik, and A.I. Fedorenko, *Struktura Mezhekristallitnykh i Mezherennykh Granits* [Structure of Inter-crystalline and Grain Boundaries] (Moscow: Metallurgiya: 1980) (in Russian).
28. M.N. Voloshin, *Abstracts of Conference 'High Pressures'* (Kiev: 1989), vol. **4**, p. 182.
29. D.Č. Stefanović, M. Djuričić, V. Petrović, Z. Dukić, and M.M. Ristić, *Abstracts of Conference 'High Pressures'* (Kiev: 1989), vol. **2**, p. 182.



30. V.F. Terent'ev, *Ustalost' Metallicheskih Materialov* [Fatigue of Metal Materials] (Moscow: Nauka: 2003) (in Russian).
31. V.P. Bevz, V.F. Mazanko, A. F. Filatov, and S.P. Vorona, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **28**, Special Issue: 271 (2006) (in Russian).
32. O.M. Kosevich, V.V. Tokiy, and V.A. Streltsov, *Fiz. Met. Metalloved.*, **45**, No. 6: 1135 (1978) (in Russian).
33. L.B. Zuev, *Usp. Fiz. Met.*, **16**, No. 1: 35 (2015) (in Russian).
34. V.O. Kharchenko, I.O. Lysenko, O.M. Shchokotova, A.I. Bashtova, D.O. Kharchenko, Yu.M. Ovcharenko, S.V. Kokhan, X. Wu, B. Wen, L. Wu, and W. Zhang, *Usp. Fiz. Met.*, **18**, No. 4: 295 (2017) (in Ukrainian).

Получена 29 мая 2018 г.;  
окончательный вариант — 4 июня 2018 г.

П. Ю. Волосевич

Институт металофизики ім. Г.В. Курдюмова НАН України,  
бульв. Академіка Вернадського, 36; 03142 Київ, Україна

#### КОНЦЕНТРАТОРИ НАПРУЖЕНЬ У МЕТАЛЕВИХ МАТЕРІЯЛАХ ЗА УМОВ ВСЕБІЧНОГО СТИСКАННЯ

У запропонованому моделю в термінах сучасних уявлень механіки і фізики твердого тіла та фізики металів розглядаються особливості поведінки дефектів моно- та полікристалічних станів металевих матеріалів в умовах всебічного гідростатичного стискання при наявності в них двох типів модельних концентраторів напружень — вилучення та втілення, які є аналогами більшості концентраторів, присутніх у реальних виробках. Демонструється послідовність процесів релаксації у вершинах концентраторів, зміна їх кількості та потужності, залежно від тиску та стійкості у зразках кулястої форми із зазначенням вірогідних критичних точок у досліджених станах матеріалів на осі тиску з визначенням відмінностей у темпах зростання та релаксації напружень у вершинах, що регламентують дію відповідних механізмів. Критичні точки на осі тиску обмежують як в моно-, так і в полікристалічному станах інтервали сумісної дії вакансійного та дислокаційного механізмів пластичної релаксації з переходом за подальшого підвищення тиску до накопичення лише точкових дефектів втілення. Вони сприяють значному зростанню потенціальної енергії атомів в умовах пружного зменшення параметра кристалічної ґратниці, яке стається в найближчому оточенні концентратора втілення з темпом, що випереджає подібні зміни в разі його відсутності. Розглянуто особливості участі концентраторів у формуванні гідродинамічного стану матеріалів. Модель уможливорює пояснювати більшість експериментальних результатів, пов'язаних з поведінкою механічних властивостей матеріалів після їх оброблення тиском в умовах всебічного стискання, а також передбачає можливість формування нових структурних станів за умов швидкого зменшення тиску від певного критичного значення.

**Ключові слова:** концентратори напружень, всебічне стискання, вакансії, дислокації, гідродинамічний стан.

*P.Yu. Volosevich*

G.V. Kurdyumov Institute for Metal Physics, NAS of Ukraine,  
36 Academician Vernadsky Blvd.; UA-03142 Kyiv, Ukraine

#### STRESS CONCENTRATORS IN METAL MATERIALS IN THE CONDITIONS OF UNIFORM COMPRESSION

The proposed model uses modern concepts of mechanics as well as solid-state physics and metal physics to consider the behaviours of single- and polycrystalline states of metal materials in the conditions of uniform compression, when there are two types of model stress concentrators: subtraction and interstitial ones, which are analogous to the majority of the stress risers appeared in the real products. The features of the stress concentrators' behaviours and the changing sequences of their quantity and power are demonstrated depending on their stability in the spheroidal samples. The differences in the stress increase and relaxation at the tips, which regulate the activity of the known relaxation mechanisms, are pointed out. For both the single- and polycrystalline states, the existence of critical points on the pressure axis, which limit the collective activity of vacancy and dislocation mechanisms of plastic relaxation and transition to the accumulation of only interstitial point defects with the increasing pressure, is predicted. These interstitial defects facilitate a considerable increase of potential energy of atoms in the conditions of elastic decrease of the crystal lattice parameter. The growth is accelerated near the stable stress concentrators. Priorities and peculiarities of participation of the stress concentrators in the formation of the hydrodynamic state of materials are considered. The model allows explaining majority of the experimental results related to mechanical behaviour of materials after the uniform compression. It also predicts the probability of formation of new structural states in the conditions of the rapidly decreased pressure from the certain critical value.

**Keywords:** stress concentrators, uniform compressions, vacancies, dislocations, hydrodynamic state.