

PACS: 62.20.Fe, 62.40.+i

Е.И. Тейтель

СТРУКТУРНЫЕ И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ТВЕРДЫХ ТЕЛАХ,
ИНДУЦИРУЕМЫЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ
ДЕФОРМАЦИЕЙ И ДРУГИМИ ВНЕШНИМИ ВОЗДЕЙСТВИЯМИ.
ЯВЛЕНИЕ КВАЗИНАГРЕВА (КРИТИЧЕСКИЙ АНАЛИТИЧЕСКИЙ ОБЗОР)

Независимый консультант Ye. Teytel, США, teytely@yahoo.com

Статья поступила в редакцию 7 апреля 2014 года

На основании анализа собственных результатов и литературных данных рассмотрены особенности влияния интенсивных (мегапластических) пластических деформаций и других внешних воздействий (включая радиацию) на диффузию, структурные и фазовые превращения в твердых телах. Основные имеющиеся закономерности для всех воздействий можно объяснить с единой точки зрения, основанной на достижении телом критической внутренней энергии (эквивалентной температуры) за счет высокой плотности взаимодействующих и движущихся дислокаций и точечных дефектов. Это приводит к разного рода превращениям вследствие роста энергии фаз до такой степени, что изменяются термодинамика сплавов и фазовые диаграммы, вплоть до перехода сплавов в состояние, термодинамически соответствующее жидкости, и даже разложения (например, окислов). Для удобства описания этой ситуации введен новый термин – «квазинагрев» (до эквивалентной температуры). Предельно высокая плотность движущихся дефектов обеспечивает громадную скорость диффузии, что способствует быстрым превращениям даже при температуре жидкого азота.

Ключевые слова: интенсивная пластическая деформация, квазинагрев, аморфизация, низкотемпературная динамическая рекристаллизация, структурные дефекты, фазовые диаграммы

На підставі аналізу власних результатів і літературних даних розглянуто особливості впливу інтенсивних (мегапластичних) пластичних деформацій та інших зовнішніх впливів (включаючи радіацію) на дифузію, структурні й фазові перетворення в твердих тілах. Основні наявні закономірності для всіх впливів можна пояснити з єдиної точки зору, що ґрунтується на досягненні тілом критичної внутрішньої енергії (еквівалентної температури) за рахунок високої щільності взаємодіючих і рухомих дислокацій та точкових дефектів. Це призводить до різного роду перетворень внаслідок зростання енергії фаз до такої міри, що змінюються термодинаміка сплавів і фазові діаграми, аж до переходу сплавів у стан, термодинамічно відповідний рідині, і навіть розклад (наприклад, окислів). Для зручності опису цієї ситуації введено новий термін – «квазінагрів» (до еквівалентної температури). Гранично висока щільність дефектів, що рухаються,

забезпечує величезну швидкість дифузії, яка сприяє швидким перетворенням навіть при температурі рідкого азоту.

Ключові слова: інтенсивна пластична деформація, квазінагрів, аморфізація, низькотемпературна динамічна рекристалізація, структурні дефекти, фазові діаграми

В работе [1] авторы пишут, что формирующиеся при интенсивной пластической деформации (ИПД) структурные состояния весьма необычны и трудно предсказуемы. Активная дискуссия о механизмах формирования структур при ИПД приведена в [2], где, правда, никакого определенного мнения о механизмах структурообразования при ИПД не было сформировано. Данная статья является продолжением работ [3,4], и здесь мы попытались найти общий подход для объяснения наблюдаемых при ИПД эффектов, добавили существенные новые идеи и результаты и в определенной степени раскрыли природу эффектов ИПД.

В 1990 г. один из авторов статьи [3] (Е.И. Тейтель) высказал предположение, что при ИПД достигается высокая или сверхвысокая плотность дефектов структуры, достаточная для изменения энергии фаз до такой степени, что изменяются термодинамика сплавов и фазовые диаграммы, а именно сплавы «сдвигаются вверх» по температуре на диаграммах состояний. Ранее, в 1984 г., G. Martin [5] высказал подобную идею для облучения, привел соответствующие схемы диаграмм состояния и ввел термин «эффективная температура материала» $T_{эфф}$. Мы, однако, считаем более правильным термин «эквивалентная температура» $T_{эКВ}$ (см ниже).

Намного позже, в 1995 г., H. Bakker [6], опираясь на теорию Миеды [7], широко использовал эту концепцию для анализа структурных изменений в сплавах и интерметаллидах при ИПД (а именно – механическом измельчении). К сожалению, эта идея не нашла достойного продолжения в литературе (см., напр., [2], где она даже не упоминается). В то же время мы показываем в данной работе, насколько этот подход плодотворный. В настоящей работе мы ввели новый термин – «квазинагрев» (и соответственно «квазиохлаждение») и предлагаем использовать термин $T_{эКВ}$ для всех случаев интенсивных внешних воздействий (см. в тексте). В недавно опубликованной статье Б. Страумала и др. [8] проведено детальное рассмотрение фазовых диаграмм и $T_{эфф}$ ($T_{эКВ}$) по схеме Мартина, а в другой работе [9] этого автора и др. приведены ее оценки для некоторых сплавов. Из табличных данных по TiNi, приведенных в работе, вытекает, что в согласии с нашими гипотезами $T_{эКВ}$ снижается с повышением температуры ИПД. Следует отметить целесообразность использования фазовых диаграмм, полученных при соответствующем ИПД всестороннем сжатии.

В эти представления вписываются также данные работы [10], а именно при интенсивной пластической деформации кручением (ИПДК) некоторые окислы оказывались в состоянии, когда, по нашему мнению, $T_{эКВ}$ достигала температуры диссоциации, так что происходило их разложение с выделени-

ем газа, иногда сопровождающееся взрывом. По-видимому, по той же причине при длительном механическом измельчении происходил распад некоторых химических соединений на исходные элементы [11]. Это явление наблюдалось только в материалах, где один из компонентов – легкий элемент (H, C, O, B, Si). Здесь необходимо учесть следующее: во-первых, эти атомы имеют намного больший коэффициент диффузии; во-вторых, некоторые из них могут удаляться из материала в виде соответствующего газа. Мы полагаем, что явление взрыва связано с выведением атомов газообразующего элемента из решетки в «каскадах» потоками вакансий и объединением их в молекулы газа (например, в порах), который создает высокое давление и при достаточно интенсивном развитии может взорвать образец. При механическом измельчении окислов для их разложения, как правило, требуются большие времена из-за их высокой прочности и хрупкости и необходимости достичь высокой степени пластической деформации (показано, что при достаточно малом размере хрупкие вещества становятся пластичными [6] и соответственно способными накапливать большую деформацию). Очевидно, выходу газов из порошков (отсутствию взрывов) способствует их малый размер и большая доля открытой поверхности по сравнению с ИПДК. В обычных сплавах и интерметаллидах при ИПД ограничение роста напряжений (и соответственно энергии сплавов) эффективно осуществляется так называемой низкотемпературной динамической рекристаллизацией (НДР) и аморфизацией, что ограничивает рост энергии, так что их разложение (диссоциация) не наблюдается.

В обзоре [12] приведен довольно большой список сплавов, в которых наблюдалась аморфизация при интенсивном механическом размоле (измельчении). В ряде работ, в частности [3,13,14], аморфизация сплавов была также обнаружена после ИПДК под давлением по методу Бриджмена. В настоящей работе сделан дополнительный анализ обнаруженных ранее фазовых превращений и аморфизации при деформации и проведены сравнения с подобными превращениями при «недеформационных» методах воздействия (радиации и пр.).

В ряде работ (см. обзор [15]) установлено, что при ИПД, как правило, наблюдается образование сверхмелких зерен размером от ~ 10 nm до $1-2$ μ m, что связывается с протеканием НДР [3,16]. Проведенный в [17] модельный расчет показал, что энергия зарождения межузельных атомов на границе зерна существенно ниже, чем в объеме, и близка к таковой для вакансий. Тогда и концентрация межузельных атомов становится близка к концентрации вакансий. В работе [18] показано (на примере меди), что в этом случае возможно образование в процессе ИПД большеугловых границ. После протекания НДР при дальнейшей деформации ее механизм становится аналогичным таковому при сверхпластичности (признак – мелкие зерна, не содержащие дислокаций) [19], что стабилизирует структуру, и нет оснований для дальнейшего роста энергии сплавов. Такого же типа структуры наблюдались по-

сле равноканального прессования [19,20], обработки порошков в шаровых мельницах и использования некоторых других методов ИПД [22].

В работе [3] обнаружено, что при сравнительно небольшой деформации сплава MnAl–C (ГПУ-фаза) при комнатной температуре сильно разориентированные фрагменты (еще не полностью сформировавшиеся зерна) появлялись в полосах сдвига (которые обычно распространяются со скоростью, близкой к звуковой), что говорит об образовании зерен, т.е. протекании НДР, в процессе движения полос. Известно, что в полосах сдвига деформация носит турбулентный характер, следовательно, действуют, кроме типичных для малых деформаций систем скольжения, также некристаллографические и ротационные. Естественно полагать, что плотность дефектов в полосах сдвига, скорость их движения и соответственно энергия данных участков выше, чем в среднем по объему. Отсюда следует, что НДР в этих объемах протекает с высокой скоростью, т.е. примерно со скоростью распространения полос сдвига (возможно, вблизи фронта полосы сдвига, где интенсивность деформации и плотность дефектов наибольшие). В обзоре С. Коха [21] указывается, что существуют два механизма НДР: прерывистая рекристаллизация (внутри полос сдвига, которые постепенно разрастаются) и непрерывная (равномерно по объему сплава), причем последняя при росте деформации может сменить первую (как в случае MnAl–C). Причина такого поведения сплавов не известна.

Имеется некоторая трудность объяснения, каким образом в случае НДР, так и вообще для динамической рекристаллизации, переводящей сплав в сверхпластический режим деформации [22], рекристаллизация проходит на 100%? Ведь когда зерна занимают большую часть сплава, тогда кажется, что пластическая деформация будет протекать в основном именно в них, поскольку они существенно менее прочны, чем деформированная матрица. Можно, правда, полагать, что это затруднение решается возможностью подрастания зерен.

В работе [3] было обнаружено, что микротвердость сплава MnAl–C после ИПДК при температуре кипения жидкого азота $T_{ж.а}$ существенно выше, чем деформированного при комнатной температуре, включая уровень насыщения, что говорит о большом уровне упрочнения и запасенной внутренней энергии сплава. Там же было установлено, что в условиях ИПДК при $T_{ж.а}$ сплав MnAl–C в состоянии с неупорядоченной высокотемпературной «закаленной» ГПУ-фазой целиком переходил в аморфное состояние (АС) без образования рекристаллизованных зерен (т.е. НДР не протекала). ИПДК при $T_{ж.а}$ упорядоченной по типу L1₀ фазы в этом сплаве также приводила к его аморфизации. Иными словами, тип исходной фазы не влияет на конечный результат, что естественно ожидать, хотя кинетика процессов должна существенно зависеть от структуры (размера зерна или пластин мартенсита, выделения вторых фаз и т.д.) вследствие разной скорости накопления дефектов.

Кроме того, в работе [3] также было установлено, что повторная ИПДК при комнатной температуре аморфного сплава MnAl–C приводит к переводу его обратно в мелкокристаллическое состояние с тем же размером зерна. Отсюда можно заключить, что существует некая критическая температура деформации $T_{ам}$, ниже которой сплав MnAl–C аморфизуется, а выше – стабильной является мелкозернистая структура (результат протекания НДР). Хотя такие экспериментальные результаты нам не известны, из анализа имеющихся данных вытекает, что ИПД при определенной для каждого материала температуре (в районе комнатной) будет сначала вызывать протекание НДР, а при снижении температуры ИПД зерно будет становиться все меньше и меньше (имеются теоретические модели, [15]), достигая величин порядка 5–10 nm. Затем при температурах ниже $T_{ам}$, поскольку энергия АС станет ниже, чем нанокристаллического, происходит аморфизация (без НДР). Таким образом, НДР и аморфизация в сплаве MnAl–C и, по-видимому, в других материалах являются конкурирующими процессами.

В большинстве известных нам работ [6,23,24 и др.] считается, что идет переход непосредственно из нанокристаллического состояния в аморфное. Например, Ямада и Кох [23] утверждают, что именно энергия границ зерен является фактором, вызывающим переход из кристаллического состояния в аморфное в сплаве TiNi при механическом дроблении. Они установили критический размер зерна перед аморфизацией, равный 5 nm, что соответствует энергии 4.11 kJ/mol, что сравнимо и даже выше энтальпии кристаллизации сплава, измеренной методом дифференциального термического анализа (3.15 kJ/mol). Однако непонятно, какая движущая сила переводит сплав из стабильного при ИПД мелкозернистого состояния, находящегося в режиме сверхпластичности (энергия не растет), в аморфное.

Оценка энергии границ зерен имеет смысл только в плане сравнения ее с энергией остальных дефектов, появившихся в материале до НДР, поскольку ее легче рассчитать. Но нельзя исключить возможности одновременного протекания обоих процессов при ИПД вблизи $T_{ам}$. Кроме того, можно ожидать протекание (в том числе и одновременное) как НДР, так и аморфизации в структурах с двумя или несколькими относительно стабильными фазами до момента полного перемешивания атомов (формирования какой-то одной фазы, наиболее стабильной при ИПД). Более того, очевидно, можно получить переход из наноструктуры в аморфную, если сплав подвергнуть ИПД при температурах чуть выше $T_{ам}$, а затем продолжить при температурах ниже $T_{ам}$. Следует ожидать, что в этом случае для полной аморфизации требуется гораздо меньшая степень деформации, так как из-за высокой плотности границ нанозерен исходная плотность дефектов выше. Аналогичная ситуация должна быть при ИПД закаленных из жидкости материалов (не аморфных).

Следует отметить, что величина $T_{ам}$, вероятно, зависит от структуры сплава и параметров деформации, поскольку она определяется соотношением запасенной энергии материала и энергии структурно-фазового перехода,

а первая зависит не только от температуры, а от многих факторов. Этот вопрос требует экспериментального исследования.

Типичная для такого рода фазовых переходов округлая форма частиц исходной кристаллической фазы (КФ) в растущей аморфной фазе (АФ) [3] свидетельствует об изотропной природе массопереноса и, скорее всего, об обычном (но сильно ускоренном) диффузионном механизме этого перехода. Имеются отдельные данные о влиянии температуры ИПД на размер зерен для некоторых материалов. Например, для меди измельчение в шаровой мельнице при 20°C приводило к формированию зерна размером ~ 26 nm, а при -85°C – размером ~ 17 nm; имеются аналогичные данные для цинка и интерметаллидов TiNi и CoZr [20]. То есть снижение температуры ИПД приводит к уменьшению размера зерен, как для обычной динамической рекристаллизации.

Мы полагаем, что для чистых металлов аморфизация должна происходить в основном при температурах ниже $T_{ж.а.}$, а при отогреве до комнатной температуры они, скорее всего, будут кристаллизоваться (возможно, кроме тугоплавких, таких, например, как вольфрам и ниобий, и большинства интерметаллидов и химических соединений).

Поскольку упрочнение, а следовательно, и повышение энергии при деформации аморфных сплавов практически отсутствуют (иногда происходит даже разупрочнение), для обратного перехода при продолжающейся деформации, на первый взгляд, нет термодинамического стимула. Однако для некоторых сплавов, например $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ и $Zr_{67}Ni_{33}$, обнаружен циклический переход аморфной фазы в кристаллическую и обратно [25,26]. В первой работе это связывается с действием двух возможных факторов: влиянием гидростатического давления, которое должно стабилизировать более плотную кристаллическую фазу, и/или локальным разогревом образца. Однако непонятно, почему гидростатическое давление действует периодически. Мы считаем более вероятным второй вариант. Сохранению теплоты в локальном месте и соответственно повышению температуры способствуют малая теплопроводность материала, толщина образца и высокий коэффициент упрочнения, а также важен механизм деформации. В работе [25] это явление объясняется тем, что вслед за НДР или аморфизацией процесс пластической деформации начинается как бы сначала и происходит повторение. Авторы не дают ясного описания, как это происходит. Имеется значительное количество теоретических работ [27 и др.], где предлагаются различные модели данного явления.

Наша трактовка причины наблюдавшейся и описанной выше цикличности аморфизации приведена на рис. 1. Предположим, что исходное состояние – кристаллическое (КС); сплав деформируется и нагревается (в данном случае имеется в виду обычный нагрев); при некоторой деформации e_1 он переходит в аморфное состояние (КС–АС), при этом плотность дефектов резко уменьшается и выделяется тепло. Мы полагаем, что выделяемая

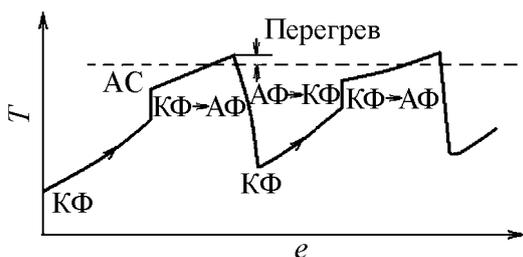


Рис. 1. Схема циклической аморфизации

теплота существенно меньше энтальпии перехода КС–АС, так как дефекты «растворяются» не в кристаллической среде, а в аморфной. Далее при e_2 образец нагревается выше температуры стабильности АС при ИПД и переходит снова в КС (с мелким зерном); при этом его температура существенно снижается за счет поглощения тепла (как обычно, при нагреве сплавов при фазовом переходе). Затем цикл повторяется снова. Кроме того, можно полагать, что при уменьшении скорости деформации этот эффект не будет проявляться из-за большего теплоотвода в наковальни от довольно тонкого образца (начальная толщина обычно 0.1–0.7 мм, конечная – менее 0.1 мм) и соответственно вследствие его меньшего разогрева. Данные, приведенные в работе [26] (тот факт, что эффект исчезает при уменьшении скорости деформирования), свидетельствуют в пользу именно нашего объяснения.

В ряде работ [28–30] установлено, что при ИПДК как аморфного, так и кристаллического сплава NdFeB формируются подобные двухкомпонентные структуры: АФ + нанокристаллическое α -Fe. Наше объяснение: на соответствующей диаграмме состояний вблизи плавления сплава существует область жидкость + железо (дельта и гамма). В процессе деформации сплав квазинагревается, что приводит к формированию небольшого количества мелкодисперсной кристаллической фазы. И наоборот, в сплаве после отжига, приводящего к частичной кристаллизации, деформация вызывает уменьшение количества кристаллической фазы. Как показали работы [32,33], сплав TiNi стехиометрического состава при ИПДК аморфизуется, однако в АФ остаются нанокристаллы В2-фазы. Это соответствует наличию области жидкость + В2-фаза на диаграмме состояний (правда, при несколько смещенной концентрации, что может быть обусловлено рядом факторов, в частности тем, что диаграмма состояния построена для атмосферного давления).

Принято считать, что если коэффициенты диффузии компонентов многокомпонентного сплава сильно отличаются, при деформации должны возникать микронеоднородности химического состава (расслоение), что наблюдалось как при обычной деформации [34], так и при ИПД [35–37]. В случае ИПД исходно аморфного или исходно кристаллического сплава NdFeB расслоение приводит к концентрации атомов железа в нанообластях, где затем происходит спонтанная кристаллизация α -Fe, поскольку температура кристаллизации железа из АС составляет 6 К [38].

На самом деле не понятна природа образования или наличия в сплавах при ИПД после протекания НДР стабильных мощных микросточков точечных дефектов, где может формироваться сильно обогащенная каким-то элементом область или, тем более, высокодисперсная фаза. Согласно теорети-

ческим расчетам спинодальный распад может стимулироваться границами нанозерен [39] или потоками неравновесных вакансий [40], но мы полагаем, скорее всего, не в первом случае – в режиме сверхпластического механизма деформации, когда происходят непрерывное зернограничное проскальзывание и миграция границ зерен. Другое дело, если принять, что во многих случаях неоднородность (в особенности наличие частиц фаз) обусловлена квазинагревом сплавов в двух (или более)-фазную область. Например, в работе [41] магнитными методами обнаружено расслоение твердого раствора в сплавах Cu–Ni в условиях ИПДК при 20°C, причем методами сканирующей ТЕМ и рентгеновским ничего не было найдено. Это говорит о том, что, по-видимому, расслоение произошло согласно диаграмме состояния на две субмикронного размера ГЦК-фазы, близкие по составу, и что это явление, по-видимому, встречается чаще, чем его обнаруживают (в том числе в промышленности).

В более поздней работе в сплавах Cu–Ni [42] авторы обнаружили подобный эффект и реальные фазы и также приписали его расслоению сплава согласно низкотемпературной части диаграммы состояния (200–300°C), оценив $T_{эфф} \sim 200–300^\circ\text{C}$. Видно, что равновесный размер выделений при ИПД весьма мал из-за разрушающего действия самой пластической деформации. По-видимому, должна происходить конкуренция двух противоположных тенденций, а именно растворения и выделения фаз. Так в работе [9] в сплаве Co–Cu после ИПД начальные крупные (несколько микрометров) выделения (в литом сплаве) меди исчезли и появились мелкие (100 nm). Наибольший эффект чисто вакансионно-стимулированной неоднородности можно ожидать в сплавах, где наибольшая разница в скорости диффузии атомов разного сорта.

Величина $T_{эКВ}$ должна быть в целом тем больше, чем выше напряжения, необходимые для движения дислокаций (в частности, должна повышаться с понижением температуры ИПД) и зависеть также от характера их взаимодействия, энергии образования точечных дефектов и т.д.

Другой аспект этого явления. Если с помощью ИПД требуется получить максимально однородный материал (например, стандартный), во многих случаях требуется пониженная температура деформации (ниже 20°C), такая чтобы за счет квазинагрева сплав попал в однофазную жидкую область и затем возможно проведение отжига в соответствующей твердой однофазной области (гомогенизация), чтобы устранить вакансионно-стимулированную неоднородность. Нам известна только одна работа (патент [43]), в которой авторы случайно или интуитивно использовали эффект расслоения при ИПД для существенного улучшения свойств материала, а именно магнитных свойств аморфного сплава $\text{Fe}_{81}\text{B}_{13}\text{Si}_6$ за счет ИПДК при $T_{ж.а}$ (возрастали коэрцитивная сила и, главное, на 40% индукция магнитного насыщения). В статье [44], в основном тех же авторов, изучалась зависимость магнитных свойств от степени деформации при ИПДК для пяти разных составов аморф-

ных сплавов, включая промышленный сплав «Файнмет» ($\text{Fe}_{74}\text{Si}_{13}\text{B}_9\text{Nb}_3\text{Cu}_1$), и проводилось рентгеновское исследование. Обнаружено очень сложное поведение этих материалов при деформации, которое авторы не смогли объяснить.

Используя наши представления, можно полагать следующее. Поскольку сплавы многокомпонентные и содержат большое количество неметаллов (В, Si), диаграммы состояний должны быть весьма сложными и, по-видимому, имеют для некоторых диапазонов концентраций, по крайней мере, две разные области типа жидкость + твердая фаза или фазы. В зависимости от того, куда при ИПД попадает сплав при квазинагреве, и формируется соответствующая структура (например, расслоение), что и определяет уровень свойств, в частности магнитных. Можно ожидать, что расслоение будет происходить и в случае, когда НДР протекает при $T_{\text{экв}}$, соответствующей области двух или более твердых фаз. Возможно, для некоторых сплавов для достижения оптимальной структуры требуется проводить ИПД при температуре, несколько выше комнатной, чтобы сплав не «перескакивал» в однофазную область жидкости. Очевидно, вопрос расслоения при ИПД требует дальнейшего изучения. Следует отметить аналогию наблюдаемого расслоения при ИПД и при облучении (см. ниже).

Авторы работы [45] не смогли объяснить, каким образом нанокристаллы фаз сохраняют свой размер и форму после колоссальных значений пластической деформации. Эту особенность можно объяснить, исходя из тех же представлений, что при ИПД мы можем иметь в равновесии аморфную и кристаллическую фазы. Известные данные свидетельствуют, что, как правило, образуется фаза, не соответствующая диаграмме состояний, вероятно, вследствие разупорядочивающего действия ИПД и гидростатической компоненты давления (см. соответствующий раздел ниже). Однако в случае, если эта фаза имеет простую решетку (как, например, дельта- и/или гамма-Fe в сплавах Nd–Fe–B), то следует ожидать ее сохранение (или полиморфное превращение). Можно также утверждать, что, снижая температуру деформации, мы увеличиваем степень упрочнения материала, что приведет к интенсификации генерации дефектов, что, в свою очередь, повысит энергию сплавов и соответственно будет выше его положение ($T_{\text{экв}}$) на диаграмме состояний (парадокс ИПД). Тогда при некоторой, достаточно низкой, температуре воздействия ($T_{\text{ам}}$) должна формироваться 100%-ная АС.

В работе [44] обнаружено присутствие в сплаве после ИПДК двух АФ (без трактовки), что можно объяснить наличием на диаграмме состояний в области состава сплава при определенных температурах двух несмешивающихся жидких растворов разного состава.

Рассмотрим теперь вопрос о том, какие именно дефекты ответственны за превращения при ИПД. На первый взгляд, это дислокации, но оценки показывают, что эта энергия недостаточна. Так, например, в сплаве TiNi, прокатанном на 60%, наблюдали частичную аморфизацию при измеренной плотности дислокаций $10^{13} - 10^{14} \text{ см}^{-2}$. Упругая энергия для последней величины

оценена как 2.2 kJ/mol, что заметно ниже энтальпии кристаллизации в этом сплаве, оцененной как 3.03–3.55 kJ/mol [46].

Поскольку после остановки деформации никакие превращения в материалах с заметной скоростью не происходят, это говорит о том, что важен вклад в поведение материала двигающихся дефектов, в частности дислокаций.

Поскольку основное отличие движущихся дислокаций от неподвижных заключается в генерации ими точечных дефектов, разумно полагать, что в отдельных микрообъемах, где достигается критическая плотность дислокаций скорее всего когда срабатывают ротационные или некристаллографические моды деформации, генерируется громадное количество точечных дефектов. Каждая дополнительная мода деформации, например включение кубического скольжения, в несколько раз увеличивает интенсивность пересечения дислокаций и соответственно генерируемую плотность точечных дефектов, что может приводить к достаточно высокому для разных превращений (включая аморфизацию) уровню энергии в микрообъемах. Из-за неоднородности деформации в реальных образцах этот процесс начинается при определенной степени деформации и далее растет с ее увеличением (подобно изменению степени дальнего порядка при волочении [22]). Возможным методом косвенного доказательства этого могло бы быть обнаружение частичного или полного разрушения текстуры деформации, сформировавшейся до начала действия этих мод деформации.

Очевидно, для начала некристаллографического скольжения требуется достижение достаточно высокого уровня плотности дислокаций (критического уровня упругих внутренних напряжений), и это скольжение происходит скачком в каждом микрообъеме при достижении критического напряжения сдвига (Фирстов и др. в работе [47] также пришли к аналогичному заключению) и из-за неоднородности деформации проявляется как размытый по степени деформации переход для всего образца. Из данных аморфизации пленок при облучении (см. ниже) вытекает, что мощного потока одних точечных дефектов достаточно для аморфизации, поэтому можно полагать, что и при ИПД они играют важную роль. Таким образом, именно только двигающиеся дислокации создают участки с резко повышенной плотностью точечных дефектов и, как следствие, происходит, например, аморфизация.

Итак, в целом при ИПД вклад в энергию сплава при квазинагреве дают следующие факторы:

- дислокации и точечные дефекты, как неподвижные, так и двигающиеся;
- границы зерен в случаях, когда нанозернистый образец подвергается ИПД при температурах ниже $T_{ам}$.

Эквивалентная температура сплава – это фактически его энергия, соотношенная с энергией фазовых и структурных переходов, а квазинагрев – это процесс достижения такой энергии. Поэтому термин $T_{эфф}$ нельзя признать достаточно точным. На наш взгляд, точнее было бы назвать ее эквивалентной температурой (квазинагрева). Из приведенных рассуждений можно заключить, что любое введение атомного дефекта в кристалл приводит к по-

вышению его $T_{\text{экв}}$, и только изменение температур фазовых переходов показывает аналогию (эквивалентность) этой энергии и стандартной температуры, поскольку для фазовых переходов, очевидно, не имеет значения, каким образом повышена энергия сплава.

В связи с этим мы хотим отметить полезную работу Б. Страумала и др. [9], где проведены расчеты $T_{\text{эфф}}$ ($T_{\text{экв}}$) для некоторых сплавов с использованием диффузионных параметров. Однако авторы не отмечают, что первопричина явления есть энергия, вносимая дефектами. Поскольку коэффициент диффузии, вероятно, с ней связан, на наш взгляд, это и дало авторам возможность провести расчет.

Теперь рассмотрим аспект движения дефектов. Во-первых, оно повышает энергию твердого тела, во-вторых, увеличивает скорость диффузии (особенно сильно в момент потери устойчивости решетки перед фазовыми переходами). Иными словами, налицо наличие высокой энергии сплава и высокого коэффициента диффузии, что происходит и при обычном нагреве. Можно предположить, что в месте «взрыва» получается хаотическая смесь атомов и дефектов обоих типов, так что материалу почти не надо перестраиваться (т.е. как бы замерзнуть), а энергии хватает.

Возникает вопрос, как происходит полное превращение в АФ, поскольку трудно представить себе, как во всем объеме сплава могут осуществляться подобные процессы. Мы полагаем, что возникшие участки АФ являются эффективными стоками точечных дефектов, генерируемых в матрице; последние создают сильное пересыщение на границе раздела с КФ и это вызывает рост частиц АФ. Возможно, аналогичный процесс протекает и при радиационном воздействии. Этот вопрос требует отдельного исследования.

Таким образом, при ИПД именно быстро движущиеся точечные дефекты до их аннигиляции и дают необходимый вклад (к дислокациям) в энергию для протекания наблюдаемых превращений. Это согласуется с предположением авторов работы [48], что генерация вакансий происходит импульсами и их мгновенная концентрация на несколько порядков выше, чем в среднем по сплаву, и может приводить к расслоению. Подобное же утверждение изложено в [48]: «Накопление высокой концентрации неравновесных вакансий, которые не могут уйти [достаточно быстро – ЕТ] на стоки из-за наличия гидростатической компоненты, позволяет металлу реализовать высокотемпературные механизмы деформации». В работе [49] установлено, что в процессе ИПД прочность сплавов существенно выше, чем после его завершения, т.е. часть накопленной в процессе ИПД энергии быстро теряется в результате их частичной релаксации уже после завершения процесса и, как следует из наших представлений, – это энергиядвигающихся точечных дефектов. В [24] приводятся сведения, что при $T_{\text{ж.а}}$ вакансии малоподвижны (следовательно, медленно аннигилируют), а межузельные атомы еще двигаются, именно поэтому энергия сплавов растет достаточно высоко (выше, чем при 20°C) за счет накопления вакансий, что и приводит к аморфизации.

Таким образом, из всех имеющихся данных можно заключить, что наблюдаемая зависимость структурных изменений от схемы и температуры ИПД определяется суммарной энергией движущихся и взаимодействующих структурных дефектов, т.е. внутренней энергией материала в целом. Есть основания полагать, что НДР, аморфизация и другие превращения в металлических сплавах протекают очень быстро при достижении в микрообъеме критической для данного перехода плотности дефектов (пример – полосы сдвига в $MnAl-C$). Скорость диффузии также будет дополнительно повышена вследствие протекания НДР, аморфизации и других превращений, т.е. в результате потери стабильности решетки при ее перестройке.

Возникает вопрос, как переходит КФ в более рыхлую АС при наличии существенной гидростатической компоненты? Можно полагать, что АФ в какой-то степени наследует свободные объемы вакансий, дислокаций и границ зерен исходной КФ. Наличие такого суммарного избыточного свободного объема в структурных дефектах может быть одним из условий аморфизации. По-видимому, обычно данное условие выполняется автоматически. При НДР эти дефекты, очевидно, поглощаются границами зерен. Здесь речь не идет о свободном объеме, который соответствует порам.

Очевидное отличие механизма образования АС сплава в этом случае от закаленного из жидкости состоит в неодновременности перехода всего объема сплава. Сразу после структурного или фазового перехода локальная концентрация точечных дефектов и, в особенности, дислокаций и микрообъемов, вероятно, может снижаться до гораздо меньших значений. В этом случае измеренная концентрация вакансий должна быть существенно ниже пиковых – локальных, т.е. быть заниженной. По-видимому, данная ситуация в целом сходна с таковой при облучении (см. ниже), а также НДР. При обычной динамической рекристаллизации зерна возникают и в местах повышенной плотности дислокаций, однако точечные дефекты, вероятно, играют меньшую роль из-за повышенной температуры (а именно – повышенной скорости диффузии). Можно ожидать, что, с одной стороны, уменьшение скорости ИПД будет способствовать превращениям, поскольку локальный нагрев будет меньше, с другой стороны, интенсивность генерации точечных дефектов будет ниже и это затруднит превращения. Суммарный эффект, видимо, может быть и положительным, и отрицательным.

Итак, когда за счет всплеска концентрации точечных дефектов полная энергия в микрообъемах достигает критической величины, они практически мгновенно переходят в состояние, соответствующее этой энергии (например, в аморфное). Полная (суммарная) энергия, например аморфизации, при определенных условиях деформации должна быть близкой к энергии плавления. Отметим любопытный факт: согласно [45] характер пластического течения аморфных сплавов при ИПД присущ их деформации при очень высоких температурах, близких к точке стеклования. Это подтверждает гипотезу о подобном поведении сплавов при ИПД (квазинагреве) и при обычном нагреве до высоких температур.

Равновесная концентрация вакансий в металлах при комнатной температуре составляет около 10^{-18} . Оцененная путем рентгеноструктурного анализа *in situ* концентрация вакансий в металлах в процессе ИПД может достигать 10^{-5} [49], т.е. предплавильных значений, а пиковые концентрации, как говорилось выше, могут быть много больше. Благодаря этому интенсивность диффузии будет чрезвычайно высокой, что является одной из причин высокой скорости структурных и фазовых переходов. В частности, это важно для процессов быстрого расслоения сплавов и нанокристаллизации чистых металлов, входящих в сплав (пример – нанокристаллизация α -Fe в случае ИПДК крупнозернистых и аморфных сплавов RFeB), протекающих даже при комнатной температуре.

Вследствие высокой скорости диффузии НДР в образце сплава MnAl–C при комнатной температуре полностью проходила за 2–3 min (несколько оборотов наковален), а в полосах скольжения – практически мгновенно, т.е. чрезвычайно быстро для этой температуры. Ситуация аналогична для аморфизации в условиях ИПДК при $T_{ж.а}$. Практически такая диффузия дает возможность быстрого компактирования сплавов при обработке методом ИПДК, в том числе при $T_{ж.а}$ [3]. Обычно, если исходный образец состоит из нескольких кусочков или является порошком, после нескольких оборотов наковален получается сплошной материал. В работе [9] расчет коэффициентов диффузии с использованием времени растворения частиц меди в кобальтовой матрице показал, что скорость диффузии меди при ИПД повышена на 22 порядка.

В отличие от обычных типов рекристаллизации, образующиеся при ИПД зерна искажены упругими напряжениями, содержат дислокации [1], а сплавы имеют пониженные характеристики пластичности [50]. После завершения НДР механизм деформации становится подобным таковому при сверхпластичности, т.е. велика доля зернограничного проскальзывания [19], и дальнейшего накопления дислокаций и других дефектов практически не происходит, соответственно энергия материала стабилизируется (предельное, квазиравновесное состояние для данных условий деформации).

Можно ожидать, что при ИПД сплава с зерном, полученным при одной температуре, зерно будет расти до другого значения в условиях деформации при более высокой температуре, и наоборот, т.е. для каждой температуры (и, возможно, скорости деформации) существует определенный равновесный размер зерна (как при обычной динамической рекристаллизации [51]).

Имеется еще один промежуточный (метастабильный) вариант структурно-фазового перехода, вызванного деформацией: он наблюдался при умеренных деформациях [3]. Появление различных фаз (в том числе метастабильных и не найденных при термических обработках) может быть обусловлено меньшей энергией дефектов в них, например, за счет более низких параметров упругости, изменения типа дислокаций (уменьшения векторов Бюргерса при смене типа кристаллической структуры, например из ГПУ в ГЦК, при атомном разупорядочении) и т.д.

Развитый термодинамический подход можно применить к объяснению поведения материалов и при других типах воздействия и обнаруженных эффектов, в частности таких, как:

– **Деформационное разупорядочение упорядоченных сплавов и интерметаллидов** (рассмотрено в работе [3] и находится в полном согласии со сказанным выше).

– **Растворение частиц вторых фаз при деформации.** В литературе это явление объяснялось разными механизмами, например тем, что дислокации перерезают частицы, растворяя их в матрице; «вытаскивают» легкие атомы из решетки (атмосферы Коттрелла); частицы растворяются в поле напряжения движущихся дислокаций, и в то же время отмечается, что точечные дефекты способствуют процессу растворения. Наблюдается усиление интенсивности растворения с понижением температуры деформации до $T_{ж.а}$ (!) [34], а также в областях некристаллографического сдвига, где действуют ротационные моды деформации, т.е. в областях с повышенной энергией. Мы полагаем, что возможное объяснение этих эффектов то же, что изложено ранее: квазинагрев сплавов выше температуры растворения частиц. Перерезание частиц дислокациями, вынос атомов дислокациями и другие предложенные механизмы являются второстепенными и только ускоряют протекание этого процесса, вероятно, особенно интенсивно при малых размерах частиц исходной фазы, когда вся частица может перерезаться потоком дислокаций.

– **Процессы при механическом легировании.** Механическое легирование может осуществляться разными методами ИПД, но основной метод, имеющий промышленное значение, – это механическое дробление. Здесь объектом деформации является смесь порошков (обычно чистых элементов). Физика процессов в общем та же, что и для вышеописанных случаев, но есть один существенный момент, который следует отметить. Дело в том, что при ИПД смеси металлов имеют место два конкурирующих процесса: один – это понижение энергии смеси за счет образования сплава; второй – увеличение его энергии за счет дефектов, появляющихся при деформации, что, вообще говоря, может препятствовать легированию, хотя обычно в сплавах релаксация напряжений эффективно осуществляется механизмами, описанными выше (в основном НДР и аморфизацией), что ограничивает рост энергии.

Как правило, с помощью ИПД вблизи комнатной температуры удастся увеличить растворимость элементов при механическом легировании только ограниченно, а понижение температуры ИПД ведет к повышению $T_{экв}$, что, в свою очередь, сдвигает материал вверх на диаграмме состояний и за счет этого должна повышаться скорость образования сплава из компонентов (желательно проверить экспериментально). Интересный вопрос: как будет меняться растворимость в системах с полностью нерастворимыми в твердом состоянии элементами? Это, например, пары Fe–Ag, Ni–Ag, Nb–Ag, Cu–W, Co–Bi, Cu–Cr, Cr–Ag, V–Mg, TiAl–Ag. Согласно диаграммам состояний все

рассмотренные пары, кроме TiAl–Ag и Ag–Ni, не смешиваются и в жидком состоянии до очень высоких температур: Fe и Ag – до $> \sim 1650^\circ\text{C}$; Mg и V – до $> 3000^\circ\text{C}$; Ag и Cr – до $> 1000^\circ\text{C}$, выше появляется заметная растворимость (ВПЗР); Cu и W – до 1500°C , ВПЗР W в Cu; Ni–Ag – до 1000°C , ВПЗР. В связи с этим можно ожидать, что закачанной энергии в этих случаях не хватит, чтобы $T_{\text{экв}}$ была настолько высока, чтобы сплав попадал в однофазное жидкое состояние (его может и не быть) и мы могли достичь 100%-ной растворимости, при том, что исходные элементы непрочные (кроме, возможно, пары TiAl–Ag) и заметного прироста упрочнения и соответственно растворимости быть не должно. Кстати, образование небольшого количества сплава может вызываться переносом атомов дислокациями. Понижение температуры ИПД до $T_{\text{ж.а.}}$, по-видимому, не поможет, а дальнейшее ее понижение в принципе может обеспечить искомый фундаментальный результат. Однако можно полагать, что аморфная фаза может оказаться нестабильной при отогреве до комнатной температуры.

– **Облучение.** В экспериментах по облучению наблюдались те же превращения, что и при ИПД, включая разупорядочение и аморфизацию. Наиболее популярное объяснение, например, аморфизации – это хаотическое смещение атомов в горячих областях (каскадах) и соответственно генерация большого количества точечных дефектов, что и является причиной превращений [52]. Фактически признается, что превращения опережают аннигиляцию точечных дефектов, т.е. ситуация аналогична предположенной нами для ИПД (см. выше). Имеется также близкая по сути гипотеза о потоке вещества навстречу потоку неравновесных вакансий [2].

Мы полагаем, что при определенной (низкой) критической температуре аморфизация будет происходить практически всегда, так, например, аморфизация обнаружена в нанокompозите меди при 76 К [53]. Процесс аморфизации наноматериалов при прочих равных условиях будет зависеть от размера зерна облучаемого материала и состояния его границ и что при достаточно интенсивном режиме облучения, как и при деформации, должна существовать критическая температура перехода КФ–АФ.

– **Аморфизация в процессе насыщения и удаления водорода.** Автор одной из первых работ [54] не дал физической интерпретации этого явления. В работе [55] показано, что в сплаве Pd–Er при наводороживании образуются фазы с разной концентрацией атомов эрбия, разделенные подвижными межфазными границами, а также мезодефекты – дефектные комплексы, размер которых сравним с расстоянием между ними. При этом водород является активным и высокоподвижным элементом, влияющим на строение сплава и ускоряющим диффузию атомов металла на несколько порядков.

Мы считаем, что это общая закономерность. В процессе насыщения и удаления водорода вследствие упругих искажений решетки происходит ее деформация. Это приводит к резкому увеличению плотности (нарастающей с каждым циклом) точечных дефектов и дислокаций, появляются межфаз-

ные границы, да и само наличие атомов водорода в кристаллической решетке вносит во многих случаях большую упругую энергию, чем в АС (вследствие большего свободного объема в последней).

– **Аморфизация в процессе взаимной диффузии элементов в тонких пленках-сэндвичах [56].** Следует учесть реальную ситуацию – существенную часть объема пленок составляют их поверхности – мощные источники вакансий. Таким образом, ситуация может быть похожей на уже описанную выше – возможно кратковременное достижение (пик) предельно высокой плотности движущихся точечных дефектов. Поскольку для диффузии требуется как можно больше точечных дефектов, они, вероятно, интенсивно «засасываются» с поверхностей, т.е. поверхности являются своего рода вакансионными насосами.

Заключение

За счет генерации дефектов при интенсивных внешних воздействиях в твердых телах в них достигается сверхвысокая плотность точечных дефектов, движущихся и взаимодействующих точечных дефектов и дислокаций, которая меняет энергию сплавов до такой степени, что изменяется их термодинамика, фазовые диаграммы и механизм деформации. Некоторые сплавы при определенных условиях ИПД оказываются в состоянии, которое энергетически эквивалентно состояниям на фазовых диаграммах при более высоких температурах (даже выше точки плавления, а для некоторых окислов при ИПДК – выше температуры диссоциации), таким образом, оказываясь после завершения деформации, в аморфном состоянии, а для окислов дело доходит до взрывов. Соответственно быстро протекают процессы низкотемпературной динамической рекристаллизации, фазовых переходов, синтеза соединений, механического легирования, холодного компактирования, разложения (вплоть до взрыва) и т.д. Это свидетельствует о громадных скоростях диффузии даже при низких температурах. Предлагается следующий механизм этого феномена: как и при облучении в микрорегионах сплава, при включении (действии) нетрадиционных мод деформации генерируется локальная очень высокая концентрация точечных дефектов и в этот момент (до их аннигиляции) и происходят практически мгновенно различные превращения. Сами по себе дислокации поднимают энергию сплава до какого-то недостаточного для аморфизации уровня, т.е. вносят определенный вклад.

В отличие от обычного нагрева, где энергия сплава определяется интенсивностью термических колебаний атомов, в случае ИПД она, по-видимому, определяется в основном другими параметрами: такими, например, как энергия дефектов и энергия взаимодействия движущихся атомов с другими атомами и дефектами. В настоящей работе для удобства описания этой ситуации используется термин «эквивалентная температура деформации» и введен новый термин – «квазинагрев».

По-видимому, для каждого сплава существует критическая температура $T_{ам}$, ниже которой не происходит низкотемпературная динамическая рекристаллизация, а сплав переходит непосредственно из КФ в АС (во многих работах ошибочно считается, что идет переход непосредственно из нанокристаллического состояния в аморфное и утверждается, что именно энергия границ зерен является фактором, вызывающим это превращение).

Из имеющихся данных вытекает, что с понижением температуры ИПД легче идут превращения, характерные для высоких температур (парадокс ИПД). Процесс перехода КФ–АФ может (судя по поведению сплава MnAl–С) являться обратимым при переходе через $T_{ам}$.

Показано, что подобные представления работают и для случаев наблюдаемого при больших деформациях расслоения (двухфазности) твердых растворов, стабильного при продолжающейся деформации. Этот процесс обеспечивается термодинамической выгодой, а именно наличием на диаграмме состояний двухфазных областей, например: жидкая + кристаллическая фаза, а не просто, как принято считать, влиянием диффузионных потоков вакансий, как кинетического фактора (без учета энергии сплава в целом). Эти представления объясняют «таинственную» причину получения высоких магнитных свойств при ИПД некоторых аморфных сплавов.

Отмечена особенность механического легирования: действуют два конкурирующих процесса: один – это понижение энергии смеси за счет образования сплава; второй – увеличение его энергии за счет дефектов, появляющихся при деформации. Предложена причина разложения окислов и некоторых химических соединений при ИПД.

Дополнение. Некоторые методические аспекты и ошибки анализа результатов ИПД.

При ИПДК прочных материалов, как правило, слышен скрежещущий звук (иногда очень громкий – свистящий), что, очевидно, обусловлено проскальзыванием наковален по образцу. Так, в работе [3] надежно установлено, что при ИПДК ($P = 6–8$ GPa) сплава MnAl–С индуцированное деформацией фазовое превращение (L10–ГПУ) начинается на поверхности образца и постепенно распространяется в глубь диска. Эту возможность следует учитывать при анализе экспериментальных данных (например, микротвердости) и можно использовать для изучения проскальзывания. В частности, при вырезке фольг из образца после небольших деформаций следует точно знать, какое положение фольги по высоте образца и какое распределение степени деформации по его глубине. Однако при $e > 3–5$ структура вследствие протекания НДР стабилизируется, и исчезают различия между областями с разной степенью деформации и соответственно нет зависимости от глубины.

Также в литературе многократно отмечалось, что в сильнодеформированных образцах нет зависимости типа структуры места от расстояния его от центра диска. Мы считаем, что это связано с тем, что обычно образец подвергается существенной деформации сжатием одновременно с кручением и,

кроме того, всегда имеется некоторый эксцентриситет пуансонов (небольшое смещение диска, например, за счет неидеальной параллельности их рабочих поверхностей), что нивелирует разницу в структуре по радиусу образцов. В результате всего этого после достаточно больших степеней деформации образцы, как правило, получают гомогенными по структуре (по крайней мере, зеренной). В качестве примера ошибочной интерпретации результатов ИПДК приведем работу [46, рис. 2], где исследовано влияние числа оборотов n наковален на прочность меди при разных усилиях сжатия и обнаружено ее 6-кратное различие при одинаковых n , но при разных усилиях сжатия. Конечно, такая разница обусловлена в основном большим проскальзыванием образцов при меньшем усилии сжатия.

Следует также отметить возможные причины наблюдающегося несоответствия данных разных работ для ИПД (это отмечено, например, в [7]) – это различные исходная толщина образцов и материал наковален, что должно изменять степень и схему деформации, а также скорость теплоотвода от образца в наковальни и тем самым изменять его реальную температуру. Эти же факторы плюс возможное загрязнение работают и при механическом измельчении. По-видимому, важна и чистота материала по примесям. Кроме того, при исходной толщине больше ~ 0.05 mm образец одновременно с кручением существенно деформируется сжатием. Это должно ускорять протекание превращений за счет увеличения как степени деформации, так и за счет ее усложнения.

Автор признателен Л. Метлову, А. Корзникову и А. Батурину за полезные замечания.

1. А.М. Глезер, Л.С. Метлов, ФТВД **18**, № 4, 21 (2008).
2. В.Л. Гапонцев, В.М. Колосков, МиТОМ № 11, 3 (2007).
3. Е.И. Тейтель, М.А. Уймин, А.Е. Ермаков, А.В. Шангуров, В.А. Баринков, Г.М. Макарова, Р.И. Кузнецов, В.П. Пилюгин, В.М. Гундырев, ФММ **69**, № 7, 95 (1990).
4. Е.И. Тейтель, Л.С. Метлов, Д.В. Гундеров, А.В. Корзников, ФММ **113**, 1230 (2012).
5. G. Martin, Phys. Rev. **B30**, 1424 (1984).
6. H. Bakker, G.F. Zhou, H. Yang, Prog. Mater. Sci. **39**, 159 (1995).
7. F.R. De Boer, R. Boom, W.C.M. Mattens, A.R. Miedema, A.K. Niessen, Cohesion in Metals, North-Holland, Amsterdam (1988).
8. B. Straumal, A. Korneva, P. Zieba, Arch. Civil Mech. Eng. **14**, 242 (2014).
9. B.B. Straumal, A.A. Mazilkin, B. Baretzky, E. Rabkin, R.Z. Valiev, Mater. Transactions **53**, 63 (2012).
10. Л.Ф. Верецагин, Е.В. Зубова, К.П. Бурдина, Г.Л. Апарников, ДАН СССР **196**, 817 (1971).
11. С.Е. Rodríguez Torres, F.H. Sánchez, L.A. Mendoza Zélis, Phys. Rev. **B51**, 12142 (1995).
12. C. Suryanarayana, Prog. Mater. Sci. **46**, 1 (2001).

13. *Е.В. Татъянин, В.Г. Курдюмов, В.Б. Федоров*, ФММ **62**, 133 (1986).
14. *V.G. Pushin, V.V. Stolyarov, R.Z. Valiev, T.C. Lowe, Y.T. Shu*, Mater. Sci. Eng. **A410–411**, 386 (2005).
15. *А.В. Корзников, А.Н. Тюменцев, И.А. Дитенберг*, ФММ **106**, № 4, 1 (2008).
16. *В.М. Быков, В.А. Лихачев, Ю.А. Никонов, Л.Л. Сербина, Л.И. Шибалова*, ФММ **45**, 163 (1978).
17. *A. Suzuki, Y. Mishin*, J. Mater. Sci. **40**, 3155 (2005).
18. *A.N. Tyumentsev, A.D. Korotaev, Yu.P. Pinzhin, I.A. Ditenberg, I.Yu. Litovchenko, N.S. Surikova, S.V. Ovchinnikov, N.V. Shevchenko, R.Z. Valiev*, in: Nanomaterials by Severe Plastic Deformation, M. Zehetbauer, R.Z. Valiev (eds.), Wiley-VCH, Weinheim (2004), p. 381–386.
19. *Р.З. Валиев, И.В. Александров*, Объемные наноструктурные металлические материалы. Получение, структура и свойства, Академкнига, Москва (2007).
20. *В.М. Сегал, В.И. Резников, А.Е. Дробышевский, В.И. Копылов*, Изв. АН СССР. Металлы № 1, 115 (1981).
21. *C.C. Koch*, Rev. Adv. Mater. Sci. **5**, 91 (2003).
22. *А.В. Шангуров, М.А. Уймин, А.Е. Ермаков, Е.И. Тейтель*, ФММ **61**, 884 (1986).
23. *K. Yamada, C. Koch*, J. Mater. Res. **8**, 1317 (1993).
24. *А.И. Лотков, А.А. Батурун, В.Н. Гришков, В.И. Копылов*, Физическая мезомеханика **10**, № 3, 67 (2007).
25. *Г.И. Носова, А.В. Шалимова, Р.В. Сундеев, А.М. Глезер, М.Н. Панкова, А.В. Шеляков*, Кристаллография **54**, 1111 (2009).
26. *M. Sherif El-Eskandarany, A. Inoue*, Phys. Rev. **B75**, 224109 (2007).
27. *M. Sluiter, Y. Kawazoe*, Acta Mater. **47**, 475 (1999).
28. *В.В. Столяров, А.Г. Попов, Д.В. Гундеров, В.С. Гавико, Г.Ф. Корзникова*, Изв. вузов. Черная металлургия № 9, 58 (1997).
29. *В.С. Гавико, А.Г. Попов, А.С. Ермоленко, Н.Н. Щеголева, В.В. Столяров, Д.В. Гундеров*, ФММ **92**, № 2, 58 (2001).
30. *D.V. Gunderov, A.G. Popov, N.N. Schegoleva, V.V. Stolyarov, A.R. Yavary*, Int. Conf. on Nanomaterials by SPD 2, Vienna. Dec. 9–12, 2002, p. 165–169.
31. *Д.В. Гундеров, В.Г. Пушкин, Э.З. Валиев, Р.З. Валиев*, Деформация и разрушение материалов № 4, 22 (2006).
32. *A.V. Sergueeva, C. Song, R.Z. Valiev, A.K. Mukherjee*, Mater. Sci. Eng. **A339**, 109 (2003).
33. *Д.В. Гундеров, Н.Н. Куранова, А.В. Лукьянов, А.Н. Уксусников, Е.А. Прокофьев, Л.И. Юрченко, Р.З. Валиев, В.Г. Пушкин*, ФММ **108**, 139 (2009).
34. *В.В. Сагарадзе*, МиТОМ № 9, 19 (2008).
35. *A.Ye. Yermakov, V.L. Gapontzev, V.V. Kondratyev, Yu.N. Gornostyrev, M.A. Uimin, A.Yu. Korobeinikov*, Materials Science Forum **343–346**, 577 (2000).
36. *А.Е. Ермаков, В.Л. Гапонцев, В.В. Кондратьев, Ю.Н. Горностырев*, ФММ **88**, № 3, 5 (1999).
37. *В.М. Колосков, А.И. Дерягин, Н.Ф. Вильданова, В.Л. Гапонцев*, Физическая мезомеханика **9**, № 5, 97 (2006).
38. *К. Хандрих, С. Кобе*, Аморфные ферро- и ферримагнетики, Мир, Москва (1982).
39. *I.K. Razumov, Yu.N. Gornostyrev, A.Ye. Yermakov*, J. of Alloys and Compounds **434–435**, 535 (2007).
40. *В.Л. Гапонцев, В.В. Кондратьев*, ДАН **385**, 608 (2002).

41. *A.V. Korolev, E.G. Gerasimov, E.I. Teytel, N.N. Shchegoleva, V.P. Plyugin, P.I. Kuznetsov*, ФММ № 11, 98 (1990).
42. *B.B. Straumal, S.G. Protasova, A.A. Mazilkin, E. Rabkin, D. Goll, G. Schütz, B. Baretzky, R.Z. Valiev*, J. Mater. Sci. **47**, 360 (2012).
43. *A.M. Глезер, С.В. Добаткин, Н.С. Перов, М.Р. Плотникова, А.В. Шалимова*, Патент RU (11) 2391414 (13) С2, Опубл. 10.06.2010.
44. *A.M. Глезер, М.Р. Плотникова, А.В. Шалимова, Н.С. Перов*, Изв. РАН. Сер. физ. **73**, 1310 (2009).
45. *A.M. Глезер, М.Р. Плотникова, А.В. Шалимова, С.В. Добаткин*, Изв. РАН. Сер. физ. **73**, 1302 (2009).
46. *M.J. Zehetbauer, L.F. Zeipper, E. Shafler*, in: Nanostructured Materials by High-Pressure Severe Plastic Deformation, Y.T. Zhu, V. Varukhin (eds.), Springer (2006), p. 217.
47. *С.А. Фирстов, Н.И. Даниленко, В.И. Копылов, Ю.Н. Подрезов*, Изв. вузов. Физика **45**, № 3, 41 (2002).
48. *V.V. Kondrat'ev, V.L. Gapontsev*, Physics of Metals and Metallography **94**, S131 (2002).
49. *A.R. Kilmametov, G. Vaughan, A.R. Yavari, A. LeMoule, W.J. Botta, R.Z. Valiev*, Mater. Sci. Eng. **A503**, 10 (2009).
50. *V.M. Segal, I.J. Beyerlein, C.N. Tome, V.N. Chuvil'deev, V.I. Kopylov*, Fundamentals and Engineering of Severe Plastic Deformation, Nova Science Publishers, Inc., N. Y. (2010).
51. *O. Sitdikov, T. Sakai, E. Avtokratova, R. Kaibyshev, Y. Kimura, K. Tsuzaki*, Mater. Sci. Eng. **A444**, 18 (2007).
52. *P.A. Андриевский*, ФММ **110**, 243 (2010).
53. *I.A. Ovid'ko, A.G. Sheinerman*, Appl. Phys. **A81**, 1083 (2005).
54. *N. Eliaz, D. Eliezer, D.L. Olson*, Mater. Sci. Eng. **A289**, 41, (2000).
55. *А.Ю. Лавренов*, Автореф. дис. ... канд. физ.-мат. наук, МГУ им. М.В. Ломоносова, Москва (2003).
56. *U. Herr, H. Geisler, K. Samwer*, Materials Science Forum **155–156**, 447 (1994).

Ye. Teytel

STRUCTURAL AND PHASE TRANSFORMATIONS IN SOLIDS INDUCED BY SEVERE PLASTIC DEFORMATION AND OTHER EXTERNAL EFFECTS. PHENOMENON OF QUASI-HEATING (CRITICAL AND ANALYTICAL REVIEW)

Based on an analysis of our own and the literature data, the influence of the severe plastic deformation, irradiation and diffusion on the structural and phase transformations in solids is considered. The main regularities for all effects can be explained from a unified point of view based on the achievement of the critical internal energy (equivalent temperature) in solids due to the high density of interacting and moving defects. This leads to all sorts of transformations at the expense of growth in the phase energy to the extent that the thermodynamics of alloys and their phase diagrams change up to the transition to a state that corresponds to the thermodynamic fluid or decomposition (for instance – oxides). For convenience of description of this situation, we introduced a new term –

«quasi-heating» (to equivalent temperature). The high density of moving defects greatly facilitates the diffusion, which contributes to rapid transformations, even at liquid nitrogen boiling temperature.

Keywords: severe plastic deformation, quasi-heating, amorphization, low-temperature dynamic recrystallization, structural defects, phase diagrams

Fig. 1. Scheme of cyclic amorphization