

УДК 669.3'294:621.791.12:539.25

ПРОЦЕССЫ САМООРГАНИЗАЦИИ И ЭВОЛЮЦИИ МИКРОСТРУКТУРЫ МЕТАЛЛОВ И ИНТЕРМЕТАЛЛИДОВ ПРИ СИЛЬНОМ ВНЕШНЕМ ВОЗДЕЙСТВИИ

© 2019 г. Б. А. Гринберг^{1, *}, М. А. Иванов², М. С. Пушкин¹, А. В. Иноземцев¹,
А. В. Плотников¹, А. М. Пацелов¹

¹Федеральное государственное учреждение науки Институт физики металлов имени М.Н. Михеева
Уральского отделения Российской академии наук, Екатеринбург, Россия

²Институт металлофизики имени Г.В. Курдюмова Национальной академии наук Украины, Киев, Украина

*E-mail: bella@imp.uran.ru

Поступила в редакцию 10.01.2019 г.

После доработки 13.05.2019 г.

Принята к публикации 27.06.2019 г.

Исследованы процессы самоорганизации, определяющие отклик рассматриваемой системы на сильное внешнее воздействие, в качестве которого выбраны сварка взрывом и кручение под давлением. Основное внимание уделено анализу процессов самоорганизации, имеющих место при сварке взрывом, включая вопросы, связанные с механизмами, определяющими сцепление контактирующих материалов. Исследована эволюция дислокационной структуры интерметаллида Ni₃Ge при кручении под давлением. Обнаружено, что кручение делает невозможным автоблокировку при последующем нагреве без нагрузки и выяснена причина исчезновения автоблокировки.

DOI: 10.1134/S0367676519100120

ВВЕДЕНИЕ

В основу настоящей статьи положен доклад с аналогичным названием, тезисы которого приведены в [1]. Статья, как и доклад, посвящены процессам самоорганизации [2, 3], которые определяют отклик исследуемой системы на сильное внешнее воздействие. В качестве указанного воздействия выбраны сварка взрывом [4–7] и интенсивная пластическая деформация (ИПД) кручением (кручение под давлением) [8, 9].

В случае сварки взрывом выстраивается последовательность событий, включающих образование и превращения элементов микроструктуры [10–16]. Характерными элементами являются выступы, всплески, квазиволновая и волновая поверхности раздела, а также зоны локального расплавления.

При исследовании эволюции микроструктуры при ИПД кручением основное внимание сосредоточено на эффекте автоблокировки дислокаций в интерметаллидах, предсказанном ранее одними из авторов статьи [17]. Этот эффект включает в себя возможность блокировки дислокаций определенного типа в отсутствие внешних напряжений [18, 19]. На примере исследования поведения дислокаций в интерметаллиде Ni₃Ge обнаружено, что эффект автоблокировки сохраняется и

при ИПД, но исчезает при кручении [20, 21]. Причина состоит в превращении кристаллографических плоскостей в изогнутую поверхность при ИПД кручением. Это делает невозможным процесс поперечного скольжения дислокаций, определяющий их автоблокировку.

Цель настоящей работы – получение и анализ фундаментальных закономерностей, определяющих поведение металлических систем, их структуру и свойства при сильном внешнем воздействии, включая выявление основных механизмов, контролирующих сцепление материалов при таком воздействии.

Общим для исследуемых процессов является то, что, во-первых, они связаны с внешним достаточно мощным источником энергии, во-вторых, образование специфических структур происходит лишь при достижении внешними параметрами некоторых критических значений, в-третьих, имеет место коллективное (кооперативное) поведение образующихся подсистем и в-четвертых, в процессе самоорганизации важнейшую роль играют нелинейные и диссипативные процессы.

Объединяя вышеперечисленные положения, можно прийти к следующей картине, происходящей в системе, проявляющей внутреннюю самоорганизацию. Подводя к образцу внешний достаточно мощный источник энергии, можно “выну-

дальней” систему эволюционировать за счет усиления нелинейных эффектов и значительного роста флуктуаций [2, 3]. Появляются дальнедействующие корреляции, а также коллективное поведение возникающих вновь подсистем. Происходит самоорганизация на различных масштабных уровнях.

Считается, что одной из важнейших движущих сил самоорганизации наряду с избытком свободной энергии и, соответственно, стремлением к максимуму энтропии является скорость диссипации энергии (или скорость производства энтропии). При этом система “выбирает” из нескольких возможных тот путь, который обеспечивает наиболее быстрые превращения (реакции), даже если это приводит к образованию термодинамически менее стабильных систем по сравнению с теми, которые соответствуют максимальному выигрышу в свободной энергии.

Далее формулируются процессы самоорганизации для упомянутых выше случаев сильных внешних воздействий, для которых авторами статьи ранее были получены СЭМ- и ТЭМ-изображения микроструктуры.

ПРОЦЕССЫ САМООРГАНИЗАЦИИ ПРИ СВАРКЕ ВЗРЫВОМ

В работе расширены электронно-микроскопические исследования структуры сварного соединения за счет рассмотрения эволюции структуры по мере интенсификации режима сварки. Особое внимание уделено анализу неоднородностей различных типов, присущих поверхности раздела: на нижней границе (НГ) “окна свариваемости”, вблизи НГ, как ниже, так и несколько выше границы.

Структуру поверхности раздела определяют, с нашей точки зрения, неоднородности двух типов [22]: выступы [23] и зоны локального расплавления [11–13]. При этом эволюция микроструктуры при интенсификации режима сварки зависит от следующих процессов самоорганизации: образование выступов и их превращения; образования всплесков и их превращения; образование квазиволновой и волновой поверхностей раздела, а также образование зон локального расплавления.

Можно полагать, что выступы возникают в результате бездиффузионного (из-за быстротечности сварки) выброса одного металла в другой. На самом деле, в случае выступов речь идет не о перемешивании, а о взаимопроникновении материалов. Выступы образованы металлом, обладающим в данной паре наибольшей твердостью. Наличие выступов решает проблему сцепления поверхностей: выступы играют при этом роль “клиньев”, связывающая контактирующие материалы между собой.

Чтобы выяснить, какой рельеф имеет поверхность тантала для соединений медь–тантал после сварки взрывом, была использована следующая

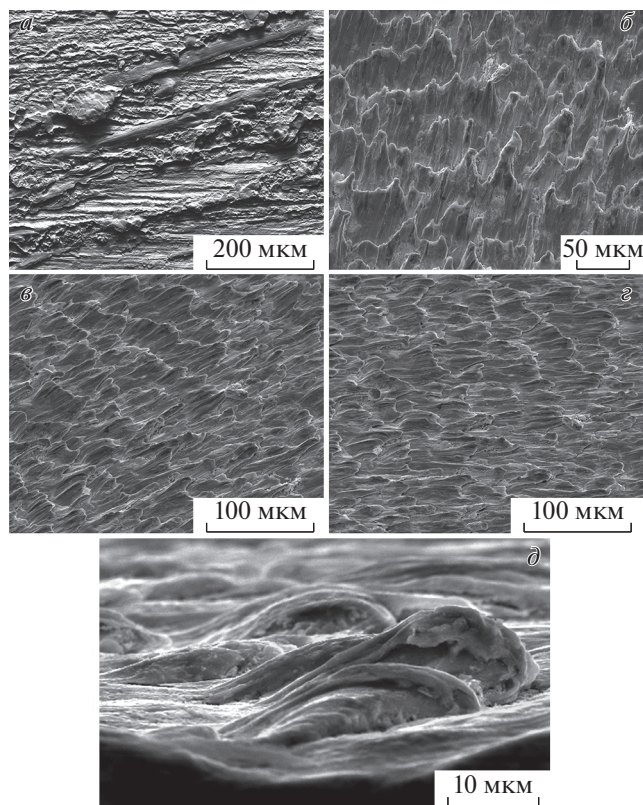


Рис. 1. Соединение Cu–Ta, СЭМ-изображения поверхности тантала (медь вытравлена) ниже НГ (а), вблизи НГ (б–д): а – изолированный выступ; б–в – всплески при разных ракурсах; д – увеличенное изображение группы всплесков.

процедура. Была вытравлена медь. Из-за высокой коррозионной стойкости тантала только частицы тантала остались на месте зон локального расплавления. Затем были получены СЭМ-изображения поверхности тантала.

Ниже нижней границы окна свариваемости сцепления пластин в общем случае не происходит. На поверхности тантала отчетливо видны изолированные выступы, не контактирующие друг с другом. Однако такого количества выступов недостаточно для того, чтобы обеспечить свариваемость. Удалось зафиксировать один и тот же большой выступ (рис. 1а).

На нижней границы окна свариваемости выступы похожи на всплески волн (рис. 1а–1г). Такое сходство является удивительным, если учесть, что выступы образованы твердой фазой, которая не испытывала расплавления. Фактически каждое из СЭМ-изображений, приведенных на рис. 1б–1г – это вид на поверхность тантала при разной ее ориентации относительно падающего пучка, т.е. при разных ракурсах. На всех изображениях видны плотные группы контактирующих друг с другом всплесков. Здесь можно

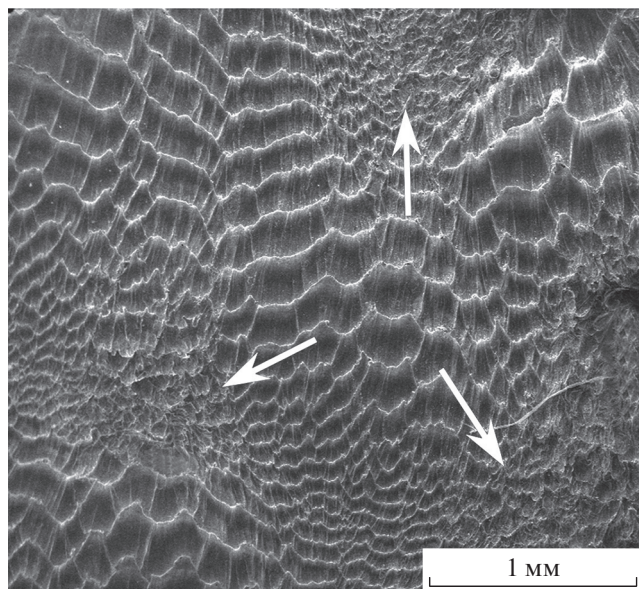


Рис. 2. Соединение Cu–Ta, СЭМ-изображение поверхности тантала (медь вытравлена) выше НГ; квазиволновая поверхность, волны и всплески (указаны стрелками).

обратить внимание на существенную особенность изображения всплесков: повторяемость самоподобных элементов рельефа (рис. 1д). Самоподобие элементов рельефа было положено в основу фрактального описания рельефа поверхности раздела [24].

На рис. 2 видна волнообразная поверхность, но очень неоднородная: в разных областях разные длины и амплитуды волн. Такую поверхность, которая наблюдается несколько выше НГ, можно назвать квазиволновой. Кроме того, в отдельных местах наблюдаются также и всплески, которые указаны стрелками. Больше всего такая квазиволновая поверхность похожа на “лоскутное одеяло”, состоящее из частей со своими параметрами волн, своими всплесками на границах частей. Внутри окна свариваемости, ближе к его центру, наблюдается достаточно совершенная волнообразная поверхность.

В результате проведенных исследований разрушен стереотип, преследующий сварку взрывом: опасность расплавления. Зоны локального расплавления фактически являются “вставками”, имеющими другую структуру по сравнению с окружением. В зависимости от структуры “вставки” могут представлять или не представлять опасность для прочности сварного соединения. “Вставки” могут быть упрочнены за счет ультрадисперсной структуры, как в случае соединения титан–алюминид титана, или за счет дисперсионного отверждения меди, обусловленного наночастицами тантала. Но не всегда структура зоны локального рас-

плавления является “хорошей”. Очевидно, что в таких областях не должны возникать хрупкие фазы, не должно происходить расслоение при отсутствии взаимной растворимости и т.д.

Для более детального анализа структуры переходной зоны была измерена микротвердость в различных точках. Было обнаружено, что для соединения медь–тантал значения микротвердости меди и тантала выросли незначительно по сравнению с исходными. Но для зоны локального расплавления микротвердость составляет 4000 МПа, что примерно на 1000 МПа превосходит микротвердость тантала и на 3000 МПа микротвердость меди. Для соединения титан–алюминид титана микротвердость зоны локального расплавления составляет 4500 МПа, что примерно на 500 МПа превосходит микротвердость алюминидов и на 2500 МПа микротвердость титана. На рис. 3 представлено ТЭМ-изображение зоны локального расплавления для соединения медь–тантал, для которого исходные элементы не имеют взаимной растворимости. Указанная зона представляет собой расплав (потом застывший) меди, содержащий частицы тантала. Для соединения медь–титан, исходные элементы которого имеют взаимную растворимость, расплав меди содержит кластеры, предшествующие образованию интерметаллидов, и частицы интерметаллидов медь–титан.

На основании проведенного в настоящей работе исследования определены зоны риска для различных сварных соединений. Для нефтехимического реактора (коксовой камеры) корпус состоит из композита сталь 08X13–сталь 12ХМ, полученного сваркой взрывом. Структура данного сварного соединения является достаточно сложной и состоит из ряда слоев. Слой стали 12ХМ содержит зону локального расплавления, обогащенную хромом и обедненную углеродом. На границе расплава и хромистой стали 08X13 возникает сегрегация углерода, т.е. область с повышенной по сравнению с обеими сталями концентрацией углерода. В результате зона сегрегации, содержащая колонии стержневидных карбидов, представляет собой зону риска для оболочки нефтехимического реактора. Но на самом деле здесь две зоны риска, поскольку образование зон сегрегации обусловлено транспортом углерода из зоны локального расплавления. Таким образом, обе зоны (как расплавления, так и сегрегации) оказались зонами риска [25].

Иную природу имеет зона риска для соединения медь–тантал, исходные элементы которого не имеют взаимной растворимости. Для химического реактора корпус состоит из трехслойного композита тантал–медь–сталь. При переходе к области несколько выше нижней границы окна свариваемости поверхность раздела медь–тантал становится квазиволновой и неоднородной [22, 23]. Как

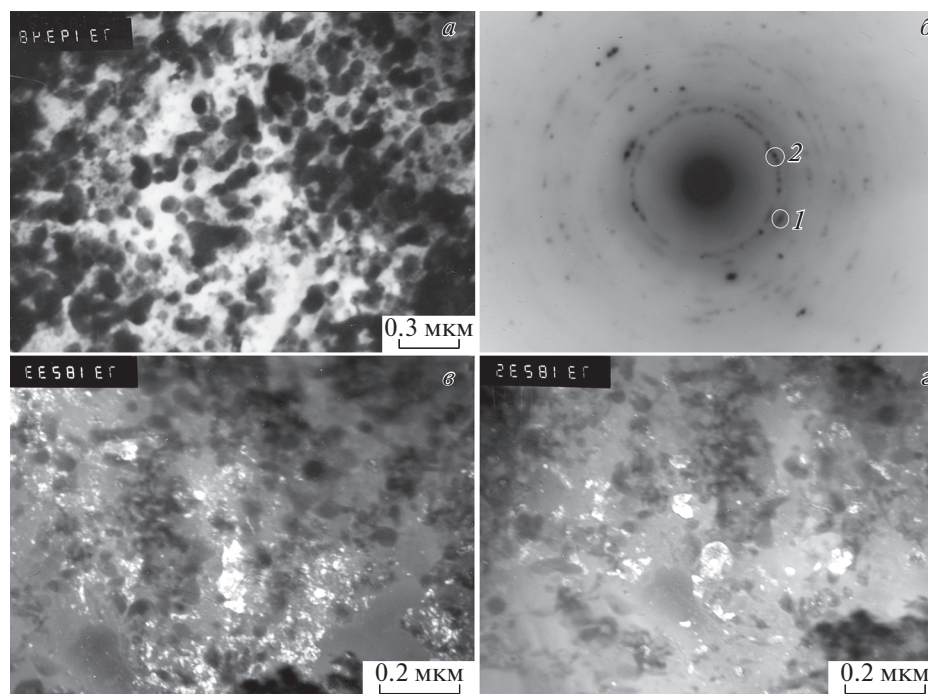


Рис. 3. Соединение Cu-Ta, микрогетерогенная структура зоны расплавления, продольное сечение, ТЭМ: *a* – светловольное изображение, *б* – микродифракция; *в* – темнопольное изображение в рефлексе $\langle 111 \rangle$ Cu; *г* – темнопольное изображение в рефлексе $\langle 110 \rangle$ Ta.

видно на рис. 2, она состоит из разориентированных областей, каждая со своими параметрами волн. При этом наблюдаются также и всплески. Квазиволновая поверхность, в отличие от совершенной волновой поверхности, является нестабильной. В процессе длительной эксплуатации химического реактора при сильном воздействии, вызванном перемещениями агрессивной среды при достаточно высоких температурах, а также вибрацией оболочки реактора, возможна потеря устойчивости элементами квазиволновой поверхности и соответственно потеря сплошности сварного соединения.

ПРОЦЕССЫ САМООРГАНИЗАЦИИ ПРИ АВТОБЛОКИРОВКЕ ДИСЛОКАЦИЙ В ИНТЕРМЕТАЛЛИДАХ

Автоблокировкой мы называем превращение дислокаций в отсутствие внешнего напряжения из скользящих конфигураций в заблокированные. Два эффекта – температурная аномалия предела текучести (рост $\sigma_y(T)$ в определенном температурном интервале) и автоблокировка – имеют единую природу: в обоих случаях переход в низкоэнергетическую конфигурацию происходит ценой потери подвижности дислокации, а именно ее превращения в неразрушаемый барьер. Доказательством автоблокировки является вытягивание исходных криволинейных дислокаций вдоль выделенного

направления и появление прямолинейных дислокаций после нагрева без нагрузки. Автоблокировка была обнаружена в интерметаллидах различных типов, таких как $Ni_3(Al, Nb)$, Ni_3Ge и $TiAl$, а также в чистом металле, имеющем температурную аномалию $\sigma_y(T)$, а именно в магнии [26].

Предсказанный теоретически на основе простой модели [17] эффект автоблокировки был получен в предположении, что сверхдислокация в интерметаллиде представляет собой маленькое скопление, состоящее из двух сверхчастичных дислокаций, связанных полосой антифазной границы (АФГ). На рис. 4 изображены скользящая (*a*) и заблокированные конфигурации сверхдислокации: незавершенные (*б*) и завершенные (*в*, *г*) барьеры Кира–Вильсдорфа [27]. Стимулом к образованию барьера Кира–Вильсдорфа является анизотропия энергии АФГ, которая проявляется в том, что

$$\zeta' < \zeta, \quad (1)$$

где ζ' , ζ – энергии АФГ в плоскостях куба и октаэдра соответственно. Выполнение (1) делает возможным поперечное скольжение сверхдислокации в плоскость куба, с которым связан эффект автоблокировки. Последовательные стадии процесса поперечного скольжения включают в себя образование перетяжки (рис. 5*a*), стянутого сегмента (рис. 5*б*), двойного перегиба и разбег одиночных перегибов (рис. 5*в*).

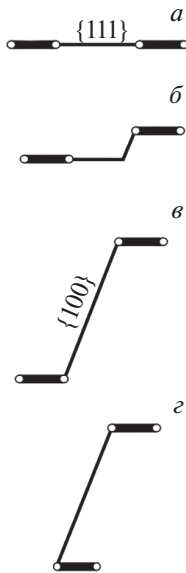


Рис. 4. Скользящая (а) и заблокированные конфигурации сверхдислокации; незавершенные (б) и завершенные (в, г) барьеры Кира–Вильсдорфа.

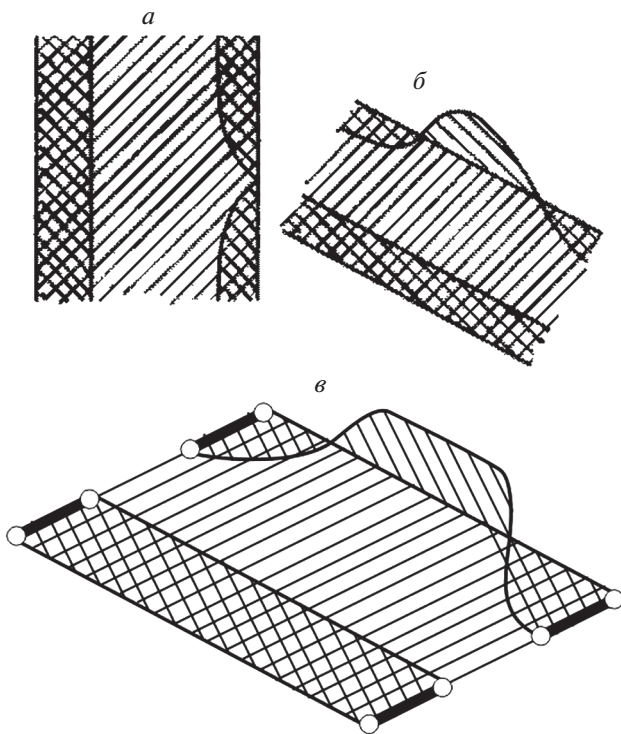


Рис. 5. Последовательные стадии процесса поперечного скольжения: а – перетяжка; б – прогиб; в – двойной перегиб.

Предположим, что на ведущей дислокации благодаря термическим флуктуациям возникает стянутый сегмент вдоль линии пересечения плоскостей октаэдра и куба. Вблизи указанной линии пересечения, перпендикулярно ей, на единицу

длины стянутого сегмента действует сила $K_{(b,n)}^{eff}$ в плоскости октаэдра и сила $K_{(b,n')}^{eff}$ в плоскости куба. Здесь нижними индексами обозначены системы скольжения (\vec{n} и \vec{n}' – нормали к плоскостям октаэдра и куба соответственно). При нулевом внешнем напряжении выражения для эффективных сил имеют вид:

$$K_{(b,n)}^{eff} = 0, \quad (2)$$

$$K_{(b,n')}^{eff} = \alpha\zeta - \zeta', \quad (3)$$

где $\alpha = \vec{n}\vec{n}' = 1/\sqrt{3}$.

Как видно из (3), условием того, что $K_{(b,n')}^{eff} > 0$, является соотношение

$$\alpha\zeta - \zeta' > 0. \quad (4)$$

Выполнение неравенства (4) обеспечивает при нулевом внешнем напряжении возможность поперечного скольжения ведущей дислокации за счет упругого поля ведомой дислокации, превосходящего поверхностное натяжение АФГ ζ' . Таким образом, неравенство (4) является необходимым условием автоблокировки.

Возникает естественный вопрос: сохраняется ли (или исчезает) эффект автоблокировки при сильном внешнем воздействии. В качестве такого воздействия использовано ИПД кручением. Ограничимся тем, что приведем лишь некоторые типичные микрофотографии.

На рис. 6 приведены СЭМ-изображения микроструктуры интерметаллида Ni_3Ge после различных видов обработки, а именно деформации (1 ГПа), поворота (10°), нагрева ($400^\circ C$, 5 ч): а – давление; б – давление, нагрев; в – давление, поворот; г – давление, поворот, нагрев.

На рис. 6а видна наблюдаемая после деформации неоднородная структура, содержащая области (почти черные) с высокой дислокационной плотностью, чередующиеся с областями, имеющими меньшую дислокационную плотность. Подобная же структура наблюдается после деформации и поворота (рис. 6б). После последующего нагрева ($400^\circ C$, 5 ч) наблюдаются различные структуры: в отсутствие поворота прямолинейные дислокации, оси которых лежат в плоскости фольги (рис. 6б), при наличии поворота криволинейные дислокации (рис. 6г). Сравнение рис. 6б и 6г убедительно показывает, как сильно поворот изменяет дислокационную структуру после нагрева без нагрузки.

Предполагаемая причина исчезновения автоблокировки в результате кручения состоит в следующем. Процесс кручения происходит таким образом, что образец прижат к обеим наковальням установки Бриджмена, но верхняя фиксирована, а нижняя вращается вместе с наковальней,

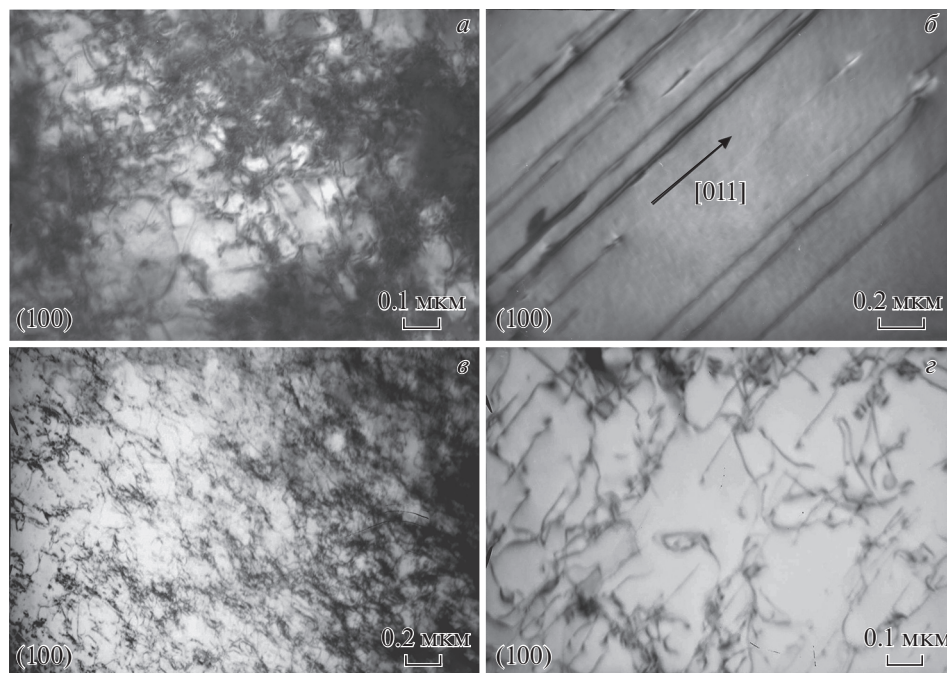


Рис. 6. Деформация (1 ГПа), поворот (10°), нагрев (400°C , 5 ч): *a* – давление; *б* – давление, нагрев; *в* – давление, поворот; *г* – давление, поворот, нагрев.

так что различные части испытывают разные повороты в зависимости от своего расположения. В результате пластическая деформация может идти не только посредством трансляционных сдвигов, но также за счет вращения микрообъемов, распо-

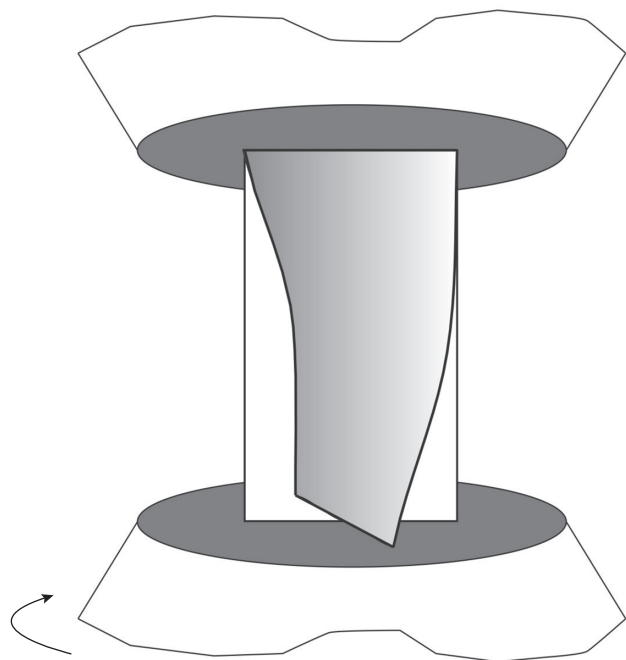


Рис. 7. Схематическое изображение поверхности, изогнутой в результате изгиба решетки при кручении.

ложенных обычно слоями. Такая ротационная неустойчивость приводит к разворотам, в конечном счете кручение приводит к изгибу образца, так что любая кристаллографическая плоскость превращается в изогнутую поверхность. Исключение составляют лишь плоскости, перпендикулярные оси вращения. Изогнутая поверхность, которая при этом возникает, схематически изображена на рис. 7. Она выделена темным, а исходная плоскость – белым цветом. Удивительным является то, что, несмотря на многочисленные работы по ИПД кручением, такое искажение решетки оказалось незамеченным.

Изогнутая поверхность не подходит для поперечного скольжения. Плоскость поперечного скольжения, по определению, должна содержать ось и вектор Бюргера дислокации. Однако растянутый прямолинейный сегмент ведущей дислокации не принадлежит изогнутой поверхности. В результате поперечное скольжение как способ блокировки дислокации становится невозможным. Вот почему при нагреве после кручения нет и автоблокировки.

ВЫВОДЫ

1. Исследованы процессы самоорганизации, которые определяют отклик рассматриваемой системы на сильное внешнее воздействие, в качестве которого выбраны сварка взрывом и ИПД кручением (кручение под давлением).

2. Выявлены процессы самоорганизации, которые определяют эволюцию микроструктуры при интенсификации режима сварки: образование выступов и всплесков и их превращения; образование квазиволновой и волновой поверхностной раздела, а также образование зон локального расплавления.

3. Обращается внимание на существенную особенность изображения всплесков: повторяемость самоподобных элементов рельефа. Указанное самоподобие положено в основу фрактального описания рельефа поверхности раздела.

4. Определены зоны риска для сварных соединений, принадлежащих корпусу нефтехимического реактора (коксовая камера) и химического реактора. В первом случае зона риска связана с эвтектичными стержневидными карбидами, во втором – с квазиволновым характером поверхности раздела.

5. Исследована эволюция дислокационной структуры интерметаллида Ni_3Ge при кручении под давлением. Обнаружено, что кручение делает невозможным автоблокировку при последующем нагреве без нагрузки.

6. Показано, что причиной исчезновения автоблокировки при ИПД кручением является превращение плоскости поперечного скольжения в изогнутую поверхность.

Электронно-микроскопические исследования выполнены в Центре коллективного пользования электронной микроскопии УрО РАН. Работа выполнена в рамках государственного задания ФАНО России (тема “Деформация”, № 01201463327) при поддержке РФФИ (проект № 17-02-00025 и проект № 16-33-00750-мол_а).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Гринберг Б.А., Иванов М.А., Пилюгин В.П., Пушкин М.С. // Тез. X междунар. конф. “Фаз. превр. и прочность кристаллов” (ФППК-2018). (Черноголовка, 2018). С. 7.
2. Prigogine I. Non-Equilibrium Statistical Mechanics. New York–London: Interscience Publishers, 1962. 338 p.
3. Glansdorff P., Prigogine I. Thermodynamics Theory of Structure, Stability and Fluctuations. New York: Wiley, 1971. 240 p.
4. Deribas A.A. // High Pres. Res. 1989. № 1. P. 365.
5. Lancaster J.F. Metallurgy of welding (6th ed.). Cambridge: Abington Pub, 1999. 446 p.
6. Лысак В.И., Кузьмин С.В. Сварка взрывом. М.: Машиностроение-1, 2005. 543 с.
7. Гринберг Б.А., Иванов М.А., Кузьмин С.В., Лысак В.И. Сварка взрывом: процессы структуры. М.: Инновационное машиностроение, 2017. 236 с.
8. Valiev R.Z., Islamgaliev R.K., Alexandrov I.V. // Progr. Mater. Sci. 2000. V. 45. № 2. P. 103.
9. Zhilyaev A.P., Langdon T.G. // Progr. Mater. Sci. 2008. V. 53. № 6. P. 893.
10. Rybin V.V., Greenberg B.A., Ivanov M.A. et al. // J. Nanosci. Nanotechnol. 2011. № 11. P. 8885.
11. Greenberg B.A., Ivanov M.A., Inozemtsev A.V. et al. // Metallurg. Mater. Transact. A. 2015. V. 46. № 8. P. 3569.
12. Greenberg B.A., Ivanov M.A., Pushkin M.S. et al. // Metallurg. Mater. Transact. A. 2016. V. 47. № 11. P. 5461.
13. Greenber B.A., Pushkin M.S., Patselov A.M. et al. // Welding Int. 2017. V. 31. № 5. P. 38.
14. Greenberg B.A., Ivanov M.A., Rybin V.V. et al. // Mater. Character. 2013. V. 75. P. 51.
15. Гринберг Б.А., Иванов М.А., Иноземцев А.В. и др. // Изв. РАН. Сер. физ. 2015. Т. 79. № 9. С. 1263; Greenberg B.A., Ivanov M.A., Inozemtsev A.V. et al. // Bull. Russ. Acad. Sci. Phys. 2015. V. 79. № 9. P. 1118.
16. Пушкин М.С., Иноземцев А.В., Гринберг Б.А. и др. // Изв. РАН. Сер. физ. 2016. Т. 80. № 10. С. 1430; Pushkin M.S., Inozemtsev A.V., Greenberg B.A. et al. // Bull. Russ. Acad. Sci. Phys. 2016. V. 80. № 10. P. 1273.
17. Гринберг Б.А., Иванов М.А. // ФММ. 2006. Т. 102. № 1. С. 68; Greenberg B.A., Ivanov M.A. // Phys. Met. Metallography. 2006. V. 102. № 1. P. 61.
18. Гринберг Б.А., Иванов М.А. // Деформ. и разруш. матер. 2015. № 8. С. 2.
19. Гринберг Б.А., Иванов М.А., Антонова О.В. и др. // Усп. физ. мет. 2013. Т. 14. № 2. С. 107.
20. Плотников В.Д., Гринберг Б.А., Иванов М.А. и др. // ФММ. 2017. Т. 118. № 8. С. 843; Plotnikov A.V., Greenberg B.A., Ivanov M.A. et al. // Phys. Met. Metallography. 2017. V. 118. № 8. P. 802.
21. Гринберг Б.А., Иванов М.А., Пилюгин В.П. и др. // Деформ. и разруш. матер. 2018. № 1. С. 11.
22. Гринберг Б.А., Иванов М.А., Рыбин В.В. и др. // ФММ. 2012. Т. 113. № 2. С. 187; Greenberg B.A., Ivanov M.A., Rybin V.V. et al. // Phys. Met. Metallography. 2012. V. 113. № 2. P. 176.
23. Гринберг Б.А., Иванов М.А., Иноземцев А.В. и др. // ФММ. 2015. Т. 116. № 4. С. 388; Greenberg B.A., Ivanov M.A., Inozemtsev A.V. et al. // Phys. Met. Metallography. 2015. V. 116. № 4. P. 367.
24. Гринберг Б.А., Иванов М.А., Пушкин М.С. и др. // Деформ. и разруш. матер. 2014. № 10. С. 21.
25. Greenberg B.A., Elkina O.A., Patselov A.M. et al. // J. Mater. Proc. Technol. 2015. № 15. P. 79.
26. Гринберг Б.А., Иванов М.А., Антонова О.В. и др. // Кристаллография. 2012. Т. 57. № 4. С. 603.
27. Veyssiere P., Saada G. Microscopy and plasticity of the $L1_2 \gamma$ -phase. Dislocations in solids. Amsterdam: Elsevier, 1996. 255 p.