



УДК 539.3

О. Е. Засимчук, Т. В. Турчак, А. И. Баскова, Л. В. Тарасенко,
А. С. Гаценко

Релаксационные процессы при пластической деформации металлических материалов

(Представлено членом-корреспондентом НАН Украины Ю. М. Ковалем)

Исследуется структурообразование в пластически деформируемых металлических материалах в процессе деформации и разрушения. Представлены экспериментальные результаты исследования деформированного прокаткой никеля до ~50 и ~80% с использованием статистического анализа ТЕМ структур. Показано, что деформационное разупрочнение обусловлено кристаллизацией жидкоподобной структуры каналов гидродинамического пластического течения материала. Рассматривается возможный механизм рекристаллизации и свойства релаксационных структур, начиная от микрозерен (зародышей кристаллизации) до выросших рекристаллизованных зерен.

Образование структуры в металлах в процессе и после пластической деформации может происходить по двум сценариям:

так называемое релаксационное структурообразование (образование ячеистой и полигональной структуры, рекристаллизация) — способствует уменьшению внутренних напряжений, однако активной роли в деформационном процессе не играет;

самоорганизация деформируемого кристалла — синергетическое структурообразование.

В пластически деформируемых металлических материалах синергетическое структурообразование осуществляется путем зарождения и развития каналов гомогенного массопереноса с аморфной (жидкоподобной) структурой внутри. Как правило, образованию каналов предшествует дислокационное скольжение, которое в условиях развитой пластической деформации тормозится различного рода препятствиями перемещению дислокаций. Даже в монокристаллах, ориентировка которых способствует множественному скольжению, из-за взаимодействия движущихся дислокаций их скольжение тормозится на самых ранних этапах деформации. В таких условиях в нелинейной области, вдали от равновесия, в соответствии с законами нелинейной термодинамики, возможна самоорганизация термодинамической системы с образованием структуры, способствующей “выживанию” этой системы

© О. Е. Засимчук, Т. В. Турчак, А. И. Баскова, Л. В. Тарасенко, А. С. Гаценко, 2015

в энергетическом поле. Такой структурой в пластически деформируемых кристаллических материалах являются каналы гомогенного (гидродинамического) течения материала (ГК).

Изучение деформационного поведения большого количества различных металлов и сплавов как в моно-, так и в поликристаллическом состояниях показало возможность образования ГК не только в монокристаллах, ориентированных для множественного дислокационного скольжения, но и в поликристаллических металлических материалах не зависимо от химического и фазового состава, а также от способа получения материала (плавка, спекание и т. д.). Наличие границ зерен в исходном состоянии не препятствует образованию ГК в процессе пластической деформации, при этом ГК могут пересекать границы зерен разной кристаллографической ориентации, не изменяя направления, которое в большинстве случаев совпадает с направлением наибольших компонент тензора внешнего механического поля.

Следует иметь в виду, что ГК существуют и способствуют пластическому течению лишь в процессе действия на материал механической нагрузки. После разгрузки или разрушения деформируемого образца, а также в ряде случаев и в процессе деформации аморфная структура внутри каналов кристаллизуется, причем, как показывает эксперимент, кристаллизация осуществляется путем флуктуационного образования зародышей (так называемых микрозерен). Последующий рост микрозерен наряду с образованием дислокационных ячеек в участках, не занятых каналами, создает структуру пластически деформированного материала.

Последовательное развитие каналов гомогенного массопереноса в процессе пластической деформации удастся изучать при помощи видеосъемки поверхностного деформационного рельефа, являющегося следом локализованного пластического течения, в монокристаллах определенных ориентировок [1, 2]. В ряде случаев следы каналов, имеющих определенную морфологию, можно наблюдать и в разгруженных образцах, используя известные методы структурного анализа [3]. Эти же методы (оптическая, электронная и атомная силовая микроскопия, рентгеноструктурный анализ) используются обычно и при изучении релаксационных структур, образование и развитие которых происходит не только после снятия нагрузки, но и в процессе деформации. Этому вопросу посвящается наша статья.

Разупрочнение в процессе деформации и разрушения. Хорошо известно, что деформация кристаллического материала сопровождается упрочнением этого материала, если температура деформации не превышает некоторой пороговой величины ($\sim 0,2$ абсолютной температуры плавления деформированного материала). Упрочненное состояние может сохраняться достаточно долго, если на материал не действуют внешние энергетические поля. Однако в ряде случаев зафиксировать упрочнение после деформационного воздействия даже при температурах, не превышающих $0,2T_{пл}$, не удастся. Причиной этого является деформационное разупрочнение материала. Рассмотрим это на примере деформации гетерогенных алюминиевых сплавов.

О напряженном состоянии деформируемого материала можно судить по величине усредненных значений твердости или микротвердости, а также по величине микронапряжений $\Delta a/a$, определяемых с помощью рентгеновского гармонического анализа [4]. Метод обладает достаточно высокой статистичностью и не требует специальной подготовки образцов к исследованию (по сравнению с методами электронной микроскопии).

В табл. 1 показана кинетика изменения показателей упрочнения $\Delta a/a$ и микротвердости H в процессе растяжения сплава Д16. Видно, что оба параметра в процессе деформации увеличиваются, а при разрушении снижаются.

Следует отметить, что измерения параметров упрочнения в процессе деформации (до разрушения) проводились на разгруженных образцах. Как видно из таблицы, искусственное прерывание деформационного процесса не приводило к заметному разупрочнению многофазного сплава Д16, в то время как разрушение сопровождалось резким разупрочнением.

Несколько отличающийся результат был получен при измерении микронапряжений в никеле технической чистоты, деформированном и разрушенном в условиях статического растяжения (табл. 2).

Как видно из табл. 2, деформация никеля сопровождается не только упрочнением на ранних стадиях, но и разупрочнением в условиях продолжающегося растяжения. Разрушение, как и в сплаве Д16, приводит к резкому разупрочнению.

В условиях пластической деформации, не приводящей к разрушению (прокатка), также зафиксировано разупрочнение в процессе деформации (табл. 3).

Таким образом, пластическая деформация металлических материалов сопровождается не только упрочнением, но и разупрочнением, причем последнее резко выражено в процессе разрушения материала. При неразрушающих видах деформации (прокатка, волочение и др.) разупрочнение отмечено при высоких степенях деформации (табл. 3). Совершенно очевидно, что за разупрочнение при деформации и разрушении ответственны структурные изменения деформируемого материала. Рассмотрим эти изменения.

В ряде наших предыдущих работ было показано, что при динамическом нагружении в процессе резкого увеличения нагрузки материал разупрочняется, его пластичность возрастает, а кривая напряжение — деформация приобретает колебательный характер [5, 6 и др.]. Проведенный ТЕМ-анализ разгруженных образцов показал, что наблюдаемые эффекты вызваны образованием каналов гидродинамического течения с “жидкоподобной” (аморфной) структурой внутри [7]. Как следует из теории неравновесной термодинамики, вдали от равновесия, в области нелинейности возможно образование синергетической структуры, сопровождающееся уменьшением энтропии системы. Как правило, эта структура способствует выживанию системы в действующем на нее энергетическом поле. В случае

Таблица 1. Кинетика изменения $\Delta a/a$ и H в процессе растяжения сплава Д16

Отношение приложенной нагрузки P к разрушающей нагрузке P_p	Микронапряжения $\Delta a/a, \times 10^4$	Микротвердость H , МПа
$0,6P_p$	3,995	1252
$0,83P_p$	4,614	1363
$0,91P_p$	6,324	1400
P_p	1,806	1272
Исходное состояние	2,905	1143

Таблица 2. Изменение параметра $\Delta a/a$ при статическом растяжении и разрушении никеля технической чистоты

Степень деформации, %	11,2	23,7	Разрушение	Исходное состояние
$\Delta a/a, \cdot 10^4$	7,21	5,36	3,79	2,905

Таблица 3. Изменение параметра $\Delta a/a$ при прокатке никеля технической чистоты

Степень деформации, %	15	50	65	80	Исходное состояние
$\Delta a/a, \cdot 10^4$	2,20	3,45	3,10	3,0	0

механического воздействия на пластичный материал изменение внешних параметров как раз и приводит к образованию синергетической структуры, способствующей пластическому течению в условиях торможения дислокационного скольжения. Образование каналов гидродинамического течения объясняет возможность разупрочнения деформируемого материала в процессе его нагружения. Однако в условиях, когда внешняя механическая нагрузка на материал не действует (разрушение или прерывание деформационного процесса путем разгрузки материала), аморфная структура каналов становится неустойчивой и кристаллизуется. Очевидно, что степень упрочнения разгруженных деформированных образцов и изделий будет зависеть от сформировавшейся релаксационной структуры материала.

Релаксационные структуры деформированных металлических материалов. Свойства релаксационных структур. Релаксационные процессы при деформации и разрушении связаны с образованием ячеистой или полигональной структуры и рекристаллизацией. При перемещении дислокаций возникает большое количество сложных дислокационных конфигураций, вызванных взаимодействием движущихся дислокаций. Эти конфигурации создают поля внутренних напряжений, разрядка которых возможна при упорядочении расположения дислокаций. Результатом такого упорядочения в большинстве случаев является образование так называемых ячеистых структур, наблюдавшихся экспериментально в деформированных металлах и сплавах на протяжении последних десятилетий многими авторами, использующими метод трансмиссионной электронной микроскопии. Дислокационные ячейки характеризуются небольшой взаимной разориентировкой (не более нескольких градусов). Расположение дислокаций в их границах может быть неупорядоченным или упорядоченным (дислокационные стенки, полигоны). Минимальный размер деформационных ячеек — около 1 мкм. Следует иметь в виду, что образование дислокационных ячеек значительно меньших размеров энергетически не выгодно.

Образованию дислокационных ячеек всегда предшествует скольжение, размножение и взаимодействие дислокаций. При деформации монокристаллов существенным фактором, определяющим динамику этих процессов, является ориентировка. В кристаллах симметричных ориентировок, если геометрия деформации способствует одновременной активации нескольких систем скольжения, сложные дислокационные конфигурации могут возникать уже на очень ранних этапах деформации. В такой ситуации релаксационное преобразование дислокационной структуры, сопровождающееся уменьшением внутренних напряжений, одновременно создает большое количество препятствий движущимся дислокациям. Дислокационное скольжение тормозится или вообще прекращается. Выживание объекта в механическом поле возможно лишь при кардинальном изменении структуры материала. Учитывая, что процесс пластической деформации происходит вдали от термодинамического равновесия, в области нелинейной зависимости деформации от внешних параметров, можно предположить, что, в соответствии с законами синергетики [8], в деформируемом материале возможна структурная самоорганизация, причем возникающая при этом структура должна способствовать пластическому течению. Такой структурой, как показали многочисленные эксперименты [3 и др.], является структура самоподобных на разных масштабных уровнях и связанных между собой полос. Внутри полос благодаря самоорганизации вакансионных дефектов [5] возникает не кристаллическая, а “жидкоподобная” структура, по которой осуществляется гидродинамический массоперенос. Пластическое течение локализуется в элементах полосовой структуры, а макроскопическое формоизменение обусловлено взаимной связью этих элементов. Описанное структурообразование определено нами как синергетическое — в отличие от рассмотренного выше релаксационного структурообразования.

Интересно отметить, что резкое изменение внешних параметров при пластической деформации кристаллических объектов способствует синергетическому структурообразованию. В наших экспериментах, проведенных на большом количестве различных металлов и сплавов, деформируемых в условиях одноосного растяжения, мгновенное увеличение приложенного напряжения (т. н. импульсная подгрузка) всегда приводило к увеличению пластичности при последующей деформации материала [9 и др.]. Пластическая деформация в этих случаях как раз и осуществлялась путем переноса массы по каналам с “жидкоподобной” структурой внутри (ГК), т. е. по элементам синергетической структуры. Образование ГК в деформируемом материале может рассматриваться как разупрочнение этого материала.

Следует иметь в виду, что ГК образуются и существуют, выполняя функцию носителей деформации, лишь в процессе действия на материал механической нагрузки, т. е. тогда, когда материал находится в энергетическом поле. Иными словами, выполняется обычный для неравновесных систем принцип целесообразности — синергетическая структура способствует выживанию системы в энергетическом поле (в нашем случае — под нагрузкой). После разгрузки или разрушения потребность в наличии в материале ГК исчезает. Учитывая то, что “жидкоподобная” структура внутри ГК энергетически не выгодна в кристаллическом материале при отсутствии внешнего силового воздействия, естественно предположить возможность кристаллизации этой структуры. Рассмотрим примеры кристаллизации структуры ГК, наблюдавшиеся экспериментально в деформированных металлических материалах.

В работе [10] приведены результаты изучения структурных изменений в процессе прокатки монокристалла алюминия кубической ориентировки при комнатной температуре. Авторы применили оптический микроструктурный метод, который позволял различать структурные элементы размером не менее 1 мкм. При степени деформации до 10% на микрофотографии видна полосовая структура с направлением полос, совпадающим с направлением прокатки. Полосы фиксируются структурными элементами черного контраста и округлой формы (“ямки”). По мнению авторов [11], выявленные структурные элементы связаны с преобладающей травимостью участков внутри ГК, обогащенных вакансионными дефектами. При увеличении степени деформации до 40% на анализируемом участке плоскости прокатки видны протравленные области как черного, так и белого контраста. Последние, по предположению авторов, представляют собой кристаллиты с бездефектной структурой внутри, чем обусловлена их небольшая травимость (“выступы”). Естественно предположить, что наблюдающиеся структурные элементы являются результатом кристаллизации “жидкоподобной” структуры ГК. Это подтверждается также тем, что некоторые элементы имеют геометрически правильную форму, что возможно лишь при кристаллизации из жидкости.

Дальнейшая прокатка сопровождается укрупнением кристаллитов, которые при степени деформации 80% занимают всю анализируемую площадь плоскости прокатки, а их размеры сопоставимы с толщиной прокатанной пластины. К сожалению, использованный авторами микроструктурный метод не позволяет наблюдать ранние стадии кристаллизации ГК, когда кристаллиты имеют размеры значительно меньше 1 мкм. Кроме того, в химически чистом монокристалле алюминия процессы образования и укрупнения кристаллитов в процессе прокатки и после снятия механической нагрузки развиваются настолько быстро, что это затрудняет наблюдение отдельных стадий кристаллизации ГК.

На рис. 1 показаны примеры ТЭМ-структуры поликристаллического никеля, деформированного прокаткой до ~50 и ~80% и разгруженного после деформации. Морфологически проявляются следы полосовой структуры, а также большое количество микрообразова-

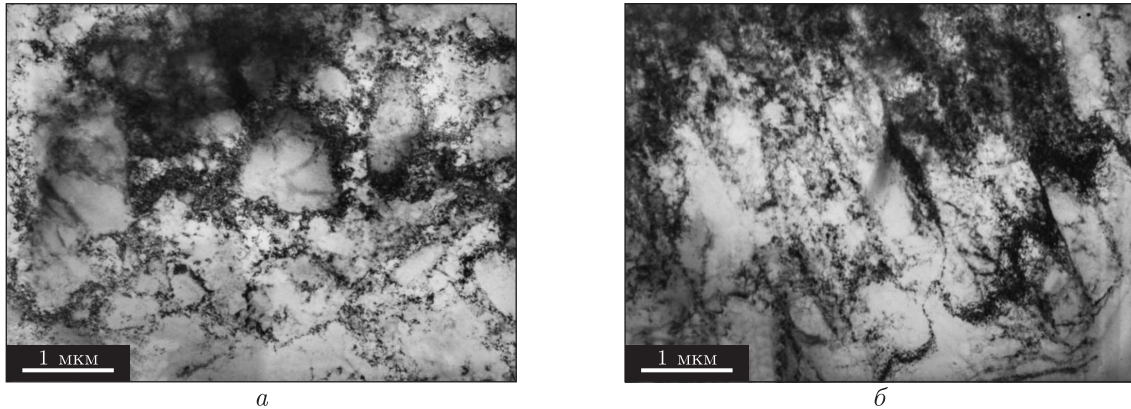


Рис. 1. ТЭМ-структуры поликристаллического никеля, деформированного прокаткой до ~50% (а) и ~80% (б)

ний разного размера, имеющих однородный (белый) контраст и четкие границы. Учитывая отмеченные свойства, эти микрообразовании были названы микрозернами. Самые мелкие микрозерна имели размер 60–80 нм. Белый контраст этих микрообразований, по-видимому, связан с большей толщиной фольги в этих участках, что, в свою очередь, обусловлено их меньшей травимостью из-за большего структурного совершенства. Последнее позволяет рассматривать их как рекристаллизованные участки на разной стадии эволюции. Интересно отметить, что микрозерна минимальных размеров обнаруживаются в образцах при обеих степенях деформации. Это показывает, что их образование происходит непрерывно в процессе прокатки.

По всей вероятности, микрозерна минимальных размеров представляют собой зародыши кристаллизации жидкоподобной (практически аморфной) структуры каналов гидродинамического течения. В процессе прокатки эти зародыши укрупняются, т. е. идет рекристаллизация. Оценим возможность укрупнения микрозерен за счет термически активируемой миграции границ. Для оценки используем количественные параметры рекристаллизации никеля сопоставимой степени химической чистоты [11]. Скорость термически активируемого роста центров рекристаллизации описывается зависимостью:

$$G = G_0 \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right). \quad (1)$$

Учитывая, что деформация на 50% осуществляется за 1 проход, примем время, в течение которого могло происходить укрупнение микрозерен, т. е. время деформации, равным 10 с. При этом мы полагаем, что в процессе подготовки фольги для ТЭМ — исследования миграция границ отсутствует, а температура существенно не повышается и остается близкой к комнатной как в процессе деформации, так и в процессе утонения фольги.

Статистическая обработка размеров зерен показала, что максимальный размер зерна (в направлении максимальной вытянутости) составляет $\sim 3,5 \cdot 10^{-4}$ см.

Таким образом, максимальная скорость миграции границ микрозерен, возникших в результате кристаллизации жидкоподобной структуры ГК и имеющих размер 60–80 нм, составляет $\sim 1,75 \cdot 10^{-5}$ см/с. Подставляя это значение в зависимость (1) и принимая $G_0 = 10^{11}$ см/с [11], получаем для энергии активации Q значение 21 ккал/моль. Это значение значительно меньше того, которое получается из температурной зависимости G для никеля

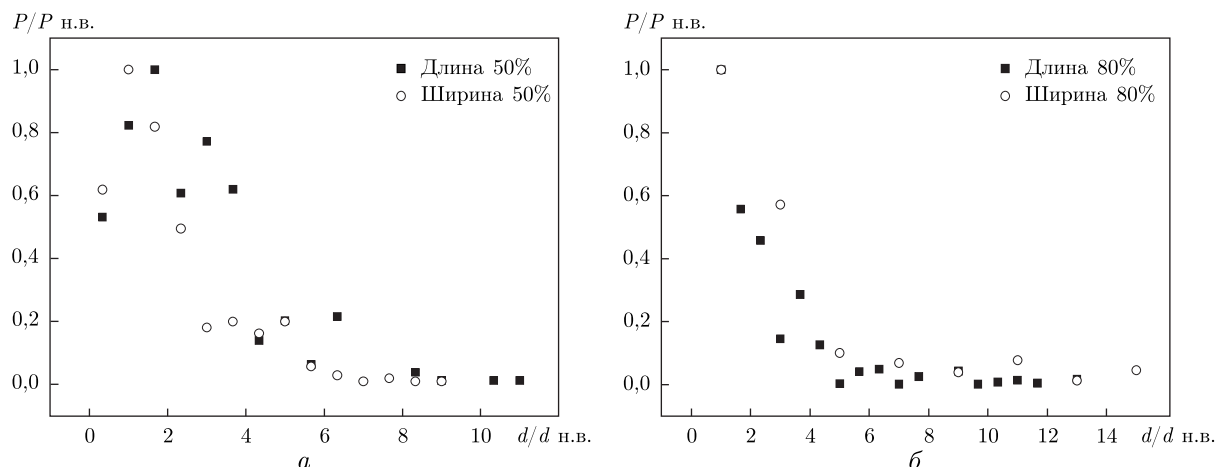


Рис. 2. Статистические кривые распределения, нормированные по наиболее вероятным (н.в.) значениям размеров (длина и ширина) рекристаллизованных зерен в никеле, деформированном прокаткой до 50% (а) и 80% (б)

сопоставимой степени чистоты, деформированного в сопоставимых условиях и отжигаемого после деформации при разных температурах [13]. Полученный результат может быть обусловлен двумя причинами:

термически активируемое перемещение большеугловых границ происходит в процессе деформации, когда материал находится во внешнем механическом поле. Это поле может дополнительно активировать миграцию границ, т. е. снижать энергию активации миграции;

укрупнение микрзерен может происходить другим механизмом, значительно отличающимся от термической миграции границ.

На рис. 2 приведены нормированные по наиболее вероятным значениям статистические кривые распределения размеров рекристаллизованных зерен в никеле, деформированном прокаткой до 50 и 80%. Видно, что обе кривые практически совпадают и функционально подобны скейлинговым зависимостям размеров микрзерен в никеле и рекристаллизованных зерен в прокатанном монокристалле алюминия [12]. Характер нормированных статистических зависимостей размеров релаксационных структурных элементов (ячеек, рекристаллизованных зерен) как изученных нами, так и описанных другими авторами [13, 14], одинаков вне зависимости от условий деформации и материала — быстрый подъем до наиболее вероятного значения и пологий спад до больших размеров, существенно превышающих наиболее вероятный. В нашем случае (рис. 2) это показывает преобладающую роль процесса зарождения микрзерен над процессом их укрупнения.

Рассмотрим более детально возможный механизм укрупнения микрзерен, отличающийся от термической миграции границ. Обращает на себя внимание, что в разных участках деформированной никелевой фольги наблюдаются плотные скопления микрзерен, причем размеры этих скоплений отвечают нормированным размерам правой ветви статистической кривой, приведенной на рис. 2, а (рис. 3). Можно предположить, что образование укрупненных рекристаллизованных зерен является результатом слияния микрзерен в их скоплениях.

Микродифракционное исследование участков фольги, в которых обнаружены скопления микрзерен, показало, что микрзерна имеют разную кристаллографическую ориентацию (рис. 4, а). В связи с этим возникает вопрос о возможности и механизме поворота микро-

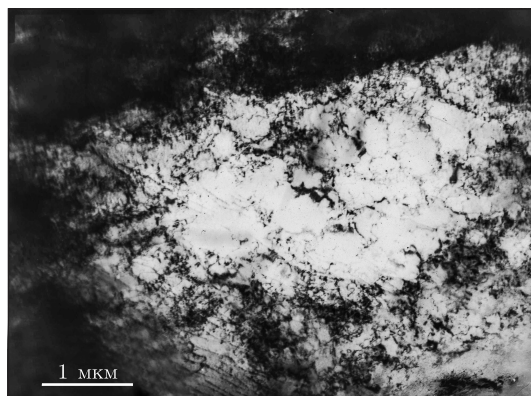


Рис. 3. ТЭМ поликристаллического никеля, деформированного прокаткой до 80%

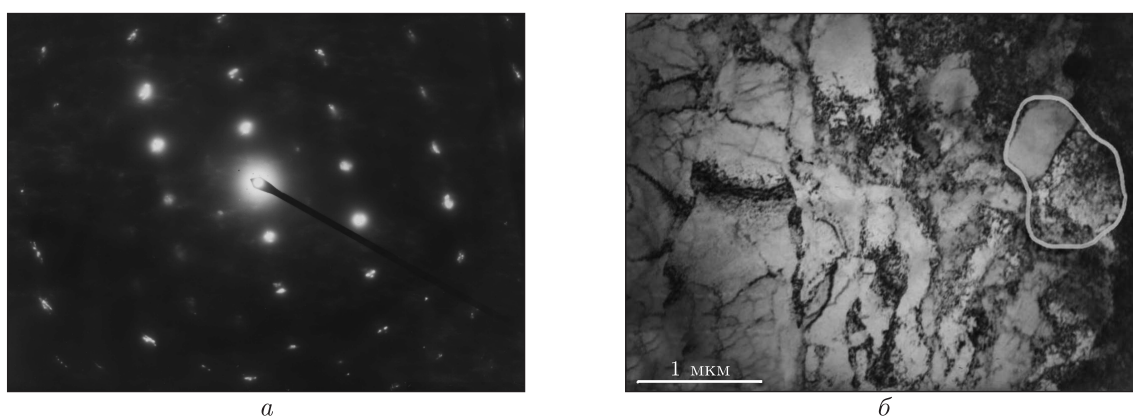


Рис. 4. Дифракция (а) выделенного фрагмента структуры (б) поликристаллического никеля, деформированного прокаткой до ~50%

зерен в процессе их слияния. По-видимому, в области границ микрозерен могут происходить процессы, аналогичные тем, которые происходят в деформируемом кристаллическом материале вдали от равновесия и приводят к образованию ГК. Жидкоподобная структура граничных прослоек облегчает поворот соседних микрозерен в нужном направлении и обеспечивает единую ориентацию области их скопления.

Сделать окончательный вывод о механизме укрупнения микрозерен в процессе деформации никеля на основании имеющихся экспериментальных данных в настоящий момент невозможно. По-видимому, целесообразно использовать для этой цели видеосъемку в сочетании с методом EBSD [15], что сделает возможным наблюдение в процессе деформации кинетики укрупнения микрозерен, имеющих размеры существенно меньшие 1 мкм.

Из наиболее важных свойств рассмотренных нами релаксационных структур следует отметить наличие масштабной инвариантности (скейлинга) размеров элементов этих структур [14].

Таким образом, приведены сведения о разупрочнении материала в процессе пластической деформации и разрушении. Показано, что разупрочнение является следствием кристаллизации жидкоподобной структуры каналов гидродинамического пластического течения материала. Приведены образцы релаксационного структурообразования в деформированном прокаткой никеле с использованием статистического ТЕМ-анализа.

1. Засимчук Е., Ярматов И. Наблюдение in situ формирования поверхностного рельефа в монокристалльной фольге алюминия в процессе стесненного растяжения // Физ. мезомеханика. – 2009. – **12**, № 3. – С. 55–60.
2. Засимчук Е. Э., Гонtareва Р. Г., Баскова А. И., Чаусов Н. Г., Хуцайлюк В. К вопросу о возможности использования монокристалльных сенсоров деформационной поврежденности при динамическом нагружении // Металлофизика новейшие технологии. – 2012. – **34**, № 4. – С. 509–520.
3. Zasimchuk E. E., Markashova L. I. Microbands in rolling-deformed nickel single crystals // Mater. Sci. and Eng. A. – 1990. – **127**, – Р. 33–39.
4. Засимчук Е. Э., Засимчук В. И., Гонtareва Р. Г., Турчак Т. В., Тарасенко Л. В. Вплив імпульсної деформації на перерозподіл компонентів і механічні властивості на поверхні і в об'ємі зварних швів пластин алюмінієвого сплаву 2024. – ТЗ–51 // Доп. НАН України. – 2007. – № 10. – С. 91–95.
5. Засимчук Е. Э., Маркашова Л. И., Турчак Т. В., Чаусов Н. Г., Пилипенко А. П., Параца В. Н. Особенности трансформации структуры пластичных материалов в процессе резких смен в режиме нагружения // Физ. Мезомеханика. – 2009. – **12**, № 2. – С. 77–82.
6. Чаусов Н., Засимчук Е., Маркашова Л., Вильдеман В., Турчак Т., Пилипенко А., Параца В. Особенности деформирования пластичных материалов при динамических неравновесных процессах // Техн. диагн. и неразруш. контроль. – 2008. – № 4. – С. 54–58.
7. Засимчук Е. Э., Засимчук В. И., Турчак Т. В. Самоорганизация кристаллов при пластической деформации // Успехи физики металлов. – 2013. – **14**, № 3. – С. 275–318.
8. Николис Г., Пригожин И. Самоорганизация в неравновесных процессах. – Москва: Мир, 1979.
9. Баскова О. И. Формування структури алюмінієвих сплавів при пластичній деформації з імпульсним підвантаженням та її вплив на механічні властивості. – Автореф. дис. ... канд. фіз.-мат. наук: Київ, 2014. – 20 с.
10. Засимчук Е. Э., Гордиенко Ю. Г., Прудникова В. И., Турчак Т. В. Особенности рекристаллизации при прокатке кристаллов Al. Скейлинг размеров рекристаллизованных зерен // Металлофизика и новейшие технологии. – 2005. – **27**, № 5. – С. 595–607.
11. Засимчук Е. С. Полигонизация, рекристаллизация и термическая стабильность свойств материалов. – Киев: Наук. думка, 1976. – 226 с.
12. Zasimchuk E., Gordienko Yu., Markashova L., Turchak T. Relaxation structure formation in deformation of nickel // J. Mater. Eng. and Performance. – 2009. – **18**, No 7. – P. 947–951.
13. Hansen N., Huang X., Hughes D. A. Microstructural evolution and hardening parameters // Mat. Sci. Engineer. A – 2001. – **317**. – P. 3–11.
14. Zasimchuk E., Markashova L., Baskova O., Turchak T., Chaurov N., Hutsaylyuk V., Berezin V. Influence of combined loading on microstructure and properties of aluminum alloy 2024. – ТЗ // Mater. Eng. Performance. – 2013. – **22**, No 7. – P. 3421–3429.
15. Humphreys F. J. Grain and subgrain characterisation by electron backscatter diffraction // J. of Materials Science. – 2001. – **36**. – P. 3833–3854.

Институт металлофизики им. Г. В. Курдюмова
НАН Украины, Киев

Поступило в редакцию 24.11.2014

О. Е. Засимчук, Т. В. Турчак, А. И. Баскова, Л. В. Тарасенко,
О. С. Гаценко

Релаксацийні процеси при пластичній деформації металічних матеріалів

Досліджується структуроутворення в пластично деформованих матеріалах в процесі деформації та руйнування. Наведені експериментальні дослідження деформованого нікелю до ~50 та ~80% з використанням статистичного аналізу ТЕМ-структур. Показано, що деформаційне зменшення обумовлено кристалізацією рідиноподібної структури каналів гідродинамічної пластичної течії матеріалу. Розглядається можливий механізм рекристалізації та властивості релаксацийних структур від початку утворення мікрозерен (зародків кристалізації) до зростання рекристалізованих зерен.

E. E. Zasimchuk, T. V. Turchak, O. I. Baskova, L. V. Tarasenko, A. S. Gatsenko

Relaxation processes of metallic materials during plastic deformation

The structure formation in plastically deformable metal materials during the deformation and fracture is investigated. The results of experimental studies of nickel deformed by rolling to 50–80% with the use of the statistical analysis of TEM structures are presented. It is shown that the deformational softening is caused by the crystallization of a liquid-like structure of the channel hydrodynamic plastic flow of the material. The possible mechanism of recrystallization and the properties of relaxation structures, from micrograins (nuclei of crystallization) to recrystallized grains are considered.