

ИНТЕНСИФИЦИРОВАННОЕ ДВИЖЕНИЕ ДЕФЕКТОВ ПРИ БОЛЬШИХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЯХ

Е.Г. Пашинская^{1*}, Ю.Н. Подрезов², В.В. Столяров³, А.В. Завдоев¹, И.И. Тищенко¹

¹Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины,
ул. Р. Люксембург, 72, Донецк, 83114, Украина

²Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины,
ул. Академика Кржижановского, Киев, 383142, Украина

³Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН,
Малый Харитоньевский пер., 4, Москва, 101990, Россия

*e-mail: pashinska@mail.ru

Аннотация. В работе рассматриваются механизмы формирования ультрамелкозернистой структуры при интенсивной пластической деформации. Показано, что формирование структуры во время деформации определяется конкуренцией механизмов, приводящих к увеличению плотности дефектов, и релаксационных механизмов, способствующих снижению плотности дефектов. Для описания экспериментальных данных по изменению структуры и свойств материалов при больших пластических деформациях в работе привлекается понятие интенсифицированного движения дефектов, позволяющее получить достаточно полную картину структурообразования металлов и сплавов.

1. Введение

Принято считать, что интенсивная пластическая деформация (ИПД) отличается от обычной деформации более высоким уровнем давления и активной сдвиговой деформацией. Исследования механизмов ИПД на мезомасштабном уровне показали, что механизмы ИПД и самоорганизация структуры контролируются полем максимальных касательных напряжений и вызываемых ими поворотных мод деформации [1]. Методами неравновесной термодинамики локальных структурно-фазовых превращений установлено, что механизмы деформации при ИПД определяются степенью неравновесности материала в условиях деформации [1]. Это обстоятельство позволяет реализовать протекание нетипичных механизмов деформации чистых металлов и сплавов и получить нанокристаллическое состояние в них.

До сих пор считалось, что основным механизмом, обеспечивающим образование нанозерен (наноструктур), является зернограничное проскальзывание (ЗГП). Однако существуют работы, в которых этот тезис уточняется, развивается и дополняется. Например, авторами [2] предлагается новый подход к исследованию зависимости фрагментации от параметров материала и процесса деформации. Рабочая гипотеза заключается в том, что можно выделить два по существу разных типа фрагментации зерен – фрагментация вследствие классического взаимодействия зерно–зерно и фрагментация вследствие запуска новых механизмов в кинетике дислокации.

Авторы считают, что последний тип реализуется в процессе зарождения и роста дислокаций в ходе интенсивной пластической деформации, включающей в себя сдвиг.

В кратком изложении важнейших результатов исследований, завершённых в 2009 году, по программам фундаментальных исследований СО РАН за 2007-2009 гг. в области «Физической мезомеханики и неравновесной термодинамики наноструктурных состояний» анонсировано обнаружение неизвестных ранее подвижных наноструктурных границ в сильнонеравновесных средах, позволяющих эффективно релаксировать внутренним напряжениям.

В работе [3] показана корреляция между механизмами деформации и формирующейся ультрамелкозернистой (УМЗ) структурой однофазного сплава Х20Н80 при ИПД, выполненной при разной температуре.

Зерна нанометрического размера формируются в температурно-скоростной области холодной пластической деформации. В области холодной деформации (при напряжениях течения выше 700 МПа и температуре ниже $T \leq T_{\text{возвр}}$) образованию высокоугловых границ зерен способствует образование полос сдвига. Низкая подвижность границ зерен обуславливает равенство размеров субзерен и зерен менее 0.1 мкм.

Формирование зерен микронных размеров происходит в температурно-скоростной области, в которой контролирующим механизмом деформации является высокотемпературное переползание дислокаций. В области горячей деформации (при напряжениях течения ниже 350 МПа и температуре выше $T \geq T_p$) интенсивная локальная миграция как исходных, так и границ деформационного происхождения обуславливает образование зародышей динамической рекристаллизации (ДР), которые растут, приводя к развитию зеренной структуры с размером более 1 мкм. Особенностью ДР при этом является образование двойников отжига в растущих в процессе деформации рекристаллизованных зернах.

Зерна субмикронных размеров образуются в температурно-скоростной области, в которой контролирующим механизмом деформации является низкотемпературное переползание дислокаций. В переходной области теплой деформации (при напряжениях течения 350-700 МПа и температуре $T_{\text{возвр}} < T < T_{\text{рекр}}$) сочетание процессов, характерных для горячей и холодной деформации, обеспечивает формирование новых зерен субмикронного размера (менее 1 мкм).

В работе [4] рассмотрены механизмы измельчения крупнозернистой микроструктуры в сплавах на основе интерметаллида TiNi при ИПД. В данной работе на основе анализа экспериментальных результатов и литературных данных, полученных разными методами ИПД (РКУ-прессованием, теплой прокаткой и др.), предложена модель формирования при ИПД ультрамелкозернистой структуры сплавов на основе никелида титана. Сущность этой модели составляет последовательная реализация фрагментации зёренной структуры сплава на разных масштабных уровнях мезо- и микрополосами локализации деформации, двойникование и механизмы динамической рекристаллизации. В результате действия этих механизмов деформации формирование наиболее значимой доли самой мелкоразмерной составляющей микроструктуры (субмикрокристаллической (СМК) или наноструктурной, в зависимости от этапа ИПД) происходит внутри микрополос локализации деформации или на их пересечениях. Объемная доля подобных микрообъемов увеличивается при повышении суммарной накапливаемой пластической деформации. В заключительной части анализируется структурообразующая роль точечных дефектов в процессе фрагментации зёренной структуры. Показано, что процесс массопереноса по неравновесным границам зёрен может быть одним из основных механизмов

ограничения предельного измельчения зёрненной структуры в сплавах на основе никелида титана.

В экспериментах по сравнению деформации с импульсным током и без тока также было обнаружено различие в характере упрочнения и формирующейся структуры. При минимальном вкладе теплового эффекта в процессе электропластической прокатки (ЭПП) степень деформационного упрочнения значительно ниже, а деформационная способность намного выше, по сравнению с холодной прокаткой [5]. В процессе ЭПП роль тока, по-видимому, состоит в запуске специфического релаксационного механизма, способствующего формированию УМЗ- или наноструктуры.

Таким образом, обзор литературы показывает, что к настоящему моменту нет однозначности взглядов в отношении механизмов деформации при ИПД. Однако изучение полученных результатов позволяет высказать предположение, что механизмы пластической деформации при ИПД многообразны и не сводятся только к влиянию ЗГП.

Цель настоящей статьи – показать, что формирование структуры при ИПД будет определяться двумя различными типами механизмов: механизмами, приводящими к увеличению плотности дефектов, и релаксационными механизмами, способствующими снижению плотности дефектов (возврат, полигонизация, рекристаллизация в ходе деформации, ЗГП).

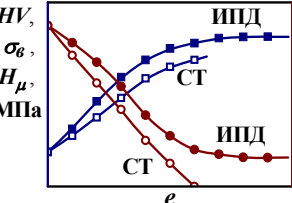
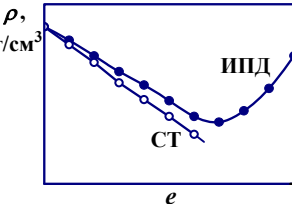
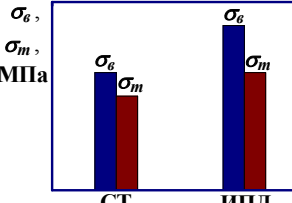
2. Обсуждение результатов

В работе [6] показано, что ЗГП – не единственный реализованный при ИПД механизм: еще одним важнейшим механизмом является релаксационный процесс типа динамической рекристаллизации. Поэтому фрагментация зерен металлов и сплавов при ИПД сменяется двумя релаксационными процессами – ЗГП и динамической рекристаллизацией. В основе «быстрой» перестройки границ зерен от мало- до высокоугловых лежит эффект интенсифицированного движения дефектов, под которым следует понимать движение точечных, линейных и объемных дефектов в поле напряжений при ИПД. Именно этот эффект лежит также в основе наблюдаемых в ряде материалов явлений: высокой неравновесной плотности вакансий; снижения температуры в очаге деформации; уменьшения темпов деформационного упрочнения при росте степени деформации и др. Для наглядности эти данные в форме схематических графиков отражены в Таблице 1. Для сравнения приведены данные по изменению аналогичных свойств материалов при стандартных схемах деформации (СТ), таких как прокатка, ковка, волочение. Часть наблюдаемых явлений при ИПД может объясняться развитием ЗГП (знак «+» в Таблице 1) как процесса, конкурирующего с фрагментацией, в то время как остальные явления (знак «-» в Таблице 1) нельзя объяснить только с позиций фрагментации и ЗГП. Однако с привлечением понятия интенсифицированного движения дефектов (ИДД) наблюдаемые изменения можно описать непротиворечиво.

ИДД, согласно [6], может объясняться тем фактом, что сдвиговая деформация приводит к формированию дислокаций с преимущественным количеством винтовых компонент. Иными словами, схемы с использованием простого сдвига способствуют изменению количественного соотношения краевых и винтовых компонент дислокаций в сторону увеличения количества винтовых. Согласно [6], именно поведение винтовых дислокаций определяет поведение материала при высоких напряжениях (выше предела текучести), что объясняет наблюдаемые эффекты.

Недавние исследования [17] также свидетельствуют о значительном росте коэффициента диффузии (на два или три порядка) в металлах, полученных методами

Таблица 1. Механизмы деформации при ИПД.

Пункт №	Эффекты при ИПД	Тип зависимости	Механизмы			
			Фрагментация	ЗГП	ИДД	
					Рекристал- лизация	Сток дефектов
1	Изменение темпа: роста прочностных характеристик и снижения пластических характеристик [7, 8]		+	+	+	+
2	Снижение темпа деформационного упрочнения и уменьшения размера зерна и ОКР [9, 10-12]		+	+	+	-
3	Немонотонное изменение плотности металлов и сплавов (рост при развитой ИПД) [6, 13, 14]		+	-	+	+
4	Снижение темпа роста плотности дислокаций [14-17]		+	-	+	+
5	Немонотонное изменение температуры образца в очаге деформации при ИПД [6]		+	-	-	+
6	Запас пластичности $\sigma_m / \sigma_b < 0.8$ увеличивается при ИПД + СТ [4, 18, 19]		+	+	+	+

ИПД, что может быть связано, по предположениям [9], с неравновесностью границ зерен либо с эффектом ИДД [6]. Авторы связывают этот факт с деформационным растворением углерода вследствие ускоренной диффузии.

ИДД объясняет также особые свойства материалов, подвергнутых ИПД, при дальнейших деформационных и термических обработках. К необычным эффектам, проявляющимся в материалах после ИПД и последующей холодной деформационной обработки, относятся: повышение плотности материала при развитой деформации; замедленное формирование анизотропии зерен и свойств; увеличение размера зерна при повышении прочности и пластичности; возможность деформировать материал до больших степеней деформации без отжига вследствие большого запаса пластичности (σ_m / σ_B) и др. К необычным эффектам, проявляющимся при термической обработке, относятся: увеличение скорости сфероидизации пластин избыточной фазы; изменение количественного соотношения фаз вследствие растворения избыточных фаз в твердом растворе; устойчивость зеренной структуры к рекристаллизации и вторичной рекристаллизации вследствие формирования равновесных границ. Прокомментируем эффекты, приведенные в таблице, более подробно.

По пункту № 1. Отсутствие существенного деформационного упрочнения при развитой деформации является еще одним интересным свойством, выявленным во время механических испытаний металлов, полученных методами ИПД. Из механики деформации растяжением известно, что проявление стабильного течения и, следовательно, высокой пластичности тесно связано с деформационным упрочнением. Однако полученные экспериментальные данные позволяют полагать, что высокая пластичность УМЗ-металлов связана не со значительным деформационным упрочнением, а с работой механизмов, перечисленных в табл.1. На начальных этапах деформации фрагментация обеспечивает постепенное измельчение зерен, а при развитой деформации развивающееся ИДД приводит к активному протеканию ДР в процессе деформации и стоку дефектов, вследствие чего размер зерна практически не изменяется. Именно поэтому поэтапное развитие фрагментации и релаксационных процессов замедляет процесс упрочнения и приводит к относительно высоким значениям пластических характеристик. При этом снижение уровня прочностных свойств не наблюдается.

По пункту № 2. Аналогичная картина наблюдается и при измерениях размера зерна и областей когерентного рассеяния в материалах, подвергнутых ИПД. Рост степени деформации при ИПД не приводит к монотонному уменьшению последних, а достигает некоторой предельной величины, после чего изменяется мало.

По пункту № 3. Противоположная картина наблюдается при измерениях плотности материалов после ИПД. Для стандартных схем деформации характерно снижение плотности материала вследствие увеличения плотности дефектов. В то же время при ИПД на определенном этапе деформации ИДД приводит к развитию релаксационных процессов, и, следовательно, к возможному росту плотности вследствие активного стока дефектов на границы зерен, уменьшению количества малоугловых границ, росту количества большеугловых границ и развитию ДР.

По пункту № 4. Именно механизм ИДД приводит к тому, что прекращается рост плотности дислокаций при увеличении степени деформации за счет активного стока дефектов на границы и развития ДР. Это отличает схемы ИПД от стандартных схем, где плотность дислокаций растет с увеличением степени деформации вплоть до разрушения материала.

По пункту № 5. Еще одним отличием схем ИПД от СТ является немонотонное изменение температуры деформируемого материала в очаге деформации. В соответствии с классическим подходом, пластическая деформация вызывает

повышение температуры материала в очаге деформации. Однако схемы ИПД способствуют относительно большему разогреву материала, в сравнении со стандартными схемами деформации. Существенным является тот факт, что в образцах в очаге деформации фиксируется снижение температуры на 10-15 % от общего повышения (в районе 100-150 °С). Такое явление связано с протеканием ИДД, что приводит к переходу тепловой энергии в кинетическую энергию движения дислокаций и, следовательно, способствует общему снижению температуры деформируемого материала [6, 16].

По пункту № 6. Авторами [4] было установлено, что для формирования однородной УМЗ-структуры в сплавах необходимо использовать комбинированные методы ИПД. Для достижения однородной УМЗ-структуры на основе никелида титана с 50–50.6 ат.% Ni предложена комбинированная схема ИПД, включающая получение на первом этапе методами РКУ-прессования образцов с УМЗ-структурой, а на втором этапе – последующую за РКУ-прессованием холодную прокатку и последеформационный отжиг. В работе представлены результаты исследования влияния микроструктуры на фазовый состав, температуру и последовательность мартенситных превращений в сплавах на основе никелида титана, обработанных комбинированными методами ИПД с целью повышения запаса пластичности (условие пластичности – $\sigma_m / \sigma_s < 0.8$).

Другими исследованиями [18,19] показано, что обработка схемами ИПД позволяет добиться изменения соотношения $\sigma_m / \sigma_s < 0.8$ в сторону его уменьшения, а, следовательно, это повышает ресурс технологической пластичности в случае необходимости проведения дальнейшей деформации по стандартным схемам. Такое поведение материалов при механических нагрузках объясняется тем фактом, что ИДД способствует конкурентному развитию фрагментации и ДР, формируя особую структуру смешанного типа, состоящую из мелких фрагментированных и мелких динамически рекристаллизованных зерен.

3. Выводы

Таким образом, показано, что ряд изменений структуры и свойств материалов, подвергнутых интенсивной пластической деформации, не может быть описан в рамках представлений о фрагментации и зернограницном проскальзывании. Однако наблюдаемые изменения могут быть непротиворечиво описаны с привлечением понятия интенсифицированного движения дефектов при ИПД. Привлечение ИДД к комплексному описанию изменений структуры и свойств сплавов при ИПД с учетом фрагментации и ЗГП позволяет получить достаточно полную картину структурообразования металлов и сплавов при ИПД.

Литература

- [1] Т.Ф. Елсукова, В.Е. Панин, Ю.Ф. Попкова // *Деформация и разрушение материалов* **8** (2010) 11.
- [2] М. Зифелдт, С. Кустерс, С. Ван Боксел, Б. Верлинден, П. Ван Хауттэ // *Вопросы материаловедения* **52**, № 4 (2007) 30.
- [3] Н.Р. Дудова, *Механизмы пластической деформации и формирование ультрамелкозернистой структуры в нихроме* (Автореф. канд. дисс., Уфа, 2009).
- [4] А.И. Лотков, А.А. Батулин, В.Н. Гришков, В.И. Копылов // *Физическая мезомеханика* **10**, № 3 (2007) 67.
- [5] В.В. Столяров, У.Х. Угурчиев, И.Б. Трубицына, С.Д. Прокошкин // *МИТОМ* **3** (2008) 41.
- [6] Е.Г. Пашинская, *Физико-механические основы измельчения структуры при комбинированной пластической деформации* (Вебер, Донецк, 2009).

- [7] В.М. Сегал, В.И. Резников, А.Е. Дробышевский, В.И. Копылов // *Металлы* **1** (1981) 115.
- [8] С.А. Фирстов, Н.И. Даниленко, В.И. Копылов, Ю.Н. Подрезов // *Известия высших учебных заведений. Физика* **45**, № 3 (2002) 41.
- [9] Р.З. Валиев, Р.К. Исламгалиев // *ФММ* **85**, № 3 (1998) 161.
- [10] Т.И. Чашухина, М.В. Дегтярев, М.Ю. Романов, Л.М. Воронова // *ФММ* **98**, № 6 (2004) 98.
- [11] О.А. Кайбышев, Н.Р. Дудова, В.А. Валитов // *ФММ* **96**, № 1 (2003) 54.
- [12] Т.И. Чашухина, М.В. Дегтярев, Л.М. Воронова, Л.С. Давыдова, В.П. Пилюгин // *ФММ* **91**, № 5 (2001) 75.
- [13] Е.Г. Пашинская, А.А. Толпа, М.М. Мышляев, В.В. Гришаев, А.В. Завдовеев // *Металлы* **6** (2011) 25.
- [14] Е.Г. Пашинская, В.Н. Варюхин, В.М. Ткаченко, И.И. Тищенко // *Вопросы материаловедения* **54**, № 2 (2008) 60.
- [15] И.В. Александров, Р.Г. Чембарисова // *ФММ* **110**, № 1 (2010) 73.
- [16] Л.С. Метлов // *Сер. А: Природничі науки* **2** (2009) 135.
- [17] Е.А. Корзникова, *Исследование концентрации вакансий и плотности дислокаций в ГЦК металлах после интенсивной пластической деформации*, (Автореф. канд. дисс., Уфа, 2011).
- [18] Ю.Ю. Ефимова, *Формирование структуры и свойств углеродистых сталей после РКУП и последующего волочения*, (Автореф. канд. дисс., Магнитогорск, 2009).
- [19] А.А. Толпа, В.А. Шерemet, А.А. Максаков, А.А. Рыжиков, Е.Г. Пашинская // *Металл и литье Украины* **12** (2002) 36.
- [20] А.А. Закирова, Р.Г. Зарипова, В.И. Семенов // *Вестник УГАТУ* **11**, № 2 (2008) 123.

INTENSIFIED MOVEMENT OF DEFECTS DURING SEVERE PLASTIC DEFORMATION

E.G. Pashynskaya^{1*}, Yu.N. Podrezov², V.V. Stolyarov³, A.V. Zavdoveyev¹, I.I. Tishchenko¹

¹Donetsk Institute for Physics and Engineering named after O.O. Galkin, National Academy of Sciences of Ukraine,
R. Luxemburg str. 72, Donetsk, 83114, Ukraine

²Institute for Problems of Materials Science named after I.I. Frantsevich,
National Academy of Sciences of Ukraine

Academic Krjyjanovsky str. 3, Kiev, 03680, Ukraine

³Federal budget - funded research Institute of Machines Science named after A.A. Blagonravov RAS
Maly Kharitonyevsky pereulok, Moscow, 101990, Russia

*e-mail: pashinska@mail.ru

Abstract. Mechanisms of ultrafine structure formation during severe plastic deformation are considered in the work. It has been shown that during the deformation, the structure formation is determined by the mechanisms that lead to an increase in defect density and the relaxation mechanisms that lead to a decrease in the density of defects. The concept of an intensified movement of defects is involved in the work to describe the experimental data on changes in the structure and properties of materials at large plastic deformations, that provides a fairly complete picture of the formation of structure of metals and alloys.

References

- [1] T. Elsukova, V. Panin, Yu. Popkova // *Deformation and fracture of materials* **8** (2010) 11.
- [2] M. Zifeldt, S. Kusters, C. Boksel Wang, B. Verlinde, P. Van Haute // *Problems of Materials Science* **52**, N4 (2007) 30.
- [3] N. Dudova, *Mechanisms of plastic deformation and the formation of ultrafine structure in the nichrome* (PhD thesis, Ufa, 2009).
- [4] A. Lotkov, A. Baturin, V. Grishkov, V. Kopylov // *Physical mesomechanics* **10**, N3 (2007) 67.
- [5] V. Stolyarov, W. Ugurchiev, I. Trubitsyna, S. Prokoshkin // *MIToM* **3** (2008) 41.
- [6] E. Pashinska, *Physical and mechanical grinding of the structure foundations with combined plastic deformation* (Weber, Donetsk, 2009).
- [7] V. Segal, V. Reznikov, A. Drobyshevsky, V. Kopylov // *Metals* **1** (1981) 115.
- [8] S. Firstov, N. Danilenko, V. Kopylov, N. Scores // *Proceedings of higher educational institutions. Physics* **45**, N3 (2002) 41.
- [9] R. Valiev, R. Islamgaliev // *FMM* **85**, N3 (1998) 161.
- [10] T. Chashchukhin, M. Degtyarev, M. Romanov, L. Voronov // *FMM* **98**, N6 (2004) 98.
- [11] O. Kaibyshev, N. Dudova, V. Valitov // *FMM* **96**, N1 (2003) 54.
- [12] T. Chashchukhin, M. Degtyarev, L. Voronova, L. Davydov, V. Pilyugin // *FMM* **91**, N5 (2001) 75.
- [13] E. Pashinska, A. Tolpa, M. Myshlyaev, V. Grishaev, A. Zavdoveev // *Metals* **6**(2011)25.
- [14] E. Pashinska, V. Varyukhin, V. Tkachenko, I. Tishchenko // *Problems of Materials Science* **54**, N2 (2008) 60.
- [15] I. Aleksandrov, R. Chembarisova // *FMM* **110**, N1 (2010) 73.
- [16] L. Metlov // *Ser: Natural Sciences* **2** (2009) 135.
- [17] E. Korznikova, *Investigation of vacancy concentration and density of dislocations in fcc metals after severe plastic deformation* (PhD Thesis, Ufa, 2011).
- [18] Y. Efimova, *Structure formation and properties of carbon steels after ECAP and the subsequent drawing* (PhD Thesis, Magnitogorsk, 2009).
- [19] A. Tolpa, V. Sheremet, A. Maksakov, A. Mushrooms, E. Pashinska // *Metal and casting of Ukraine* **12** (2002) 36.
- [20] A. Zakirov, R. Zaripov, V. Semenov // *Herald USATU* **11**, N2 (2008) 123.