

Исследование стадийности интенсивной пластической деформации в чистом никеле методом просвечивающей электронной микроскопии

Дитенберг И. А.^{1,2,3}, Тюменцев А. Н.^{1,2,3}, Корзникова Е. А.^{†4}

[†]helenne@yandex.ru

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, 634021 Томск, пр. Академический, 2/4

²Томский государственный университет, 634050, Томск, пр. Ленина, 36

³Сибирский физико-технический институт 634050 Томск, пл. Новособорная, 1

⁴Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, 450001, Уфа, ул. С. Халтурина, 39

Stages of severe plastic deformation in pure nickel as investigated by means of transmission electron microscopy

I.A. Ditenberg^{1,2,3}, A.N. Tumentsev^{1,2,3}, E.A. Korznikova⁴

¹Institute of Strength Physics and Materials Science of the Siberian Branch of RAS, pr. Akademicheskiiy 2/4, 634021, Tomsk

²Tomsk State University, pr. Lenina, 36, 634050 Tomsk

³Siberian Physical Technical Institute of the Tomsk State University, Novosobornaya st., 1, 634050, Tomsk

⁴ Institute for Metals Superplasticity Problems RAS, Khalturin St. 39, 450001 Ufa

Представлены результаты исследования формирования структуры никеля в процессе деформации кручением под давлением методами просвечивающей электронной микроскопии. Выявлены характерные для различных этапов пластической деформации механизмы переориентации кристаллической решетки. Обсуждаются условия и особенности кооперативного характера реализации различных механизмов структурообразования в процессе интенсивного деформационного воздействия.

Ключевые слова: электронная микроскопия, большие пластические деформации, кручение под давлением, эволюция микроструктура.

The evolution peculiarities of grain and defect structures in nickel under high-pressure torsion were studied by transmission electron microscopy. Lattice reorientation mechanisms characteristic of different stages of plastic deformation were disclosed. The conditions and features of cooperative realization of various structure formation mechanisms under severe deformation were discussed.

Keywords: electron microscopy, large plastic deformation, high pressure torsion, microstructure evolution.

1. Введение

Как известно [1, 2], субмикроструктурные (СМК) и наноструктурные (НС) материалы, полученные методами интенсивной пластической деформации (ИПД) характеризуются исключительно сложным высокодефектным структурным состоянием. Несмотря на большой объем экспериментальных данных об особенностях подобных структур в металлических материалах после деформации кручением под давлением [1-4], ощущается нехватка работ с количественной аттестацией микроструктуры на различных этапах пластической деформации. Во многом неясными остаются вопросы о механизмах переориентации кристаллической решетки, обеспечивающих формирование и эволюцию таких состояний. Сложный кооперативный характер различ-

ных механизмов в условиях интенсивного деформационного воздействия затрудняет, а в некоторых случаях исключает возможность выявления какого-либо определенного механизма и его вклада в процессы структурной трансформации.

Ранее для аттестации высокодефектных СМК и НС состояний в металлических материалах, полученных ИПД кручением под давлением и равноканальным угловым прессованием, было предложено использовать специальные методы электронномикроскопического анализа [3-8], которые позволяют обнаружить новые особенности границ субмикроструктур и дефектной структуры в объеме зёрен. Эти методы были эффективно использованы для исследования субмикроструктурных меди [4], никеля [5] сплава на основе Ni₃Al [7] и других материалов.

В настоящей работе с использованием указанных выше методов в сочетании с изучением различных сечений деформированных образцов проведено исследование особенностей эволюции микроструктуры и механизмов пластической деформации и фрагментации кристаллической решетки в никеле высокой чистоты в процессе кручения под давлением при комнатной температуре.

2. Материал и методика исследования

Образцы в форме дисков диаметром 8 мм и толщиной $h = 0,8$ мм деформировали кручением под давлением ~ 4 ГПа при числе оборотов диска $N = 0,1-5$. Толщина дисков после деформации составляла 0,6 мм. Величины сдвиговой ($g = 2\pi NR/h$) и истинной логарифмической ($e = \ln g$) деформаций в зависимости от расстояния от центра деформируемого диска ($R = 1.5-3.5$ мм) изменяются при этом в пределах от $\gamma \approx 78.5$, $e \approx 4.36$ ($R = 1.5$ мм) до $\gamma \approx 183.2$, $e \approx 5.21$ ($R = 3.5$ мм).

R, мм	e, γ	N = 0.1	N = 0.5	N = 1	N = 2	N = 5
1.5	γ	1.57	7.85	15.7	31.4	78.5
	e	0.45	2.06	2.75	3.45	4.36
3.5	γ	3.66	18.32	36.63	72.27	183.17
	e	1.29	2.90	3.6	4.29	5.21

Электронно-микроскопическое исследование тонких фольг, препарированных из сечений, параллельных и перпендикулярных плоскости наковален, проведено на электронном микроскопе Philips CM-30 при ускоряющем напряжении 300 кВ. Фольги в сечении, параллельном плоскости наковален, готовили электрополировкой в растворе 90 % C_4H_9OH + 10 % $HClO_4$ на приборе Struers Tenupol при напряжении 35-40 В. Для получения тонких фольг в сечениях, нормальных плоскости наковальни, на образцы размерами $5 \times 2 \times 0,15$ мм электролитическим способом осаждали слой меди толщиной ~ 3 мкм. Плоские образцы в указанных выше сечениях отрезали на электроискровом станке и механически шлифовали до толщины ~ 100 мкм. Дальнейшее утонение проводили двусторонним распылением ионами аргона при ускоряющем напряжении 5 кВ.

Микротвердость (H_{μ}) определяли по отпечаткам алмазной пирамидки Виккерса на приборе «Struers» при нагрузке 0.2 кг и выдержке 10 секунд в сечении, параллельном плоскости наковален, на расстоянии 3 мм от оси кручения.

Измерения электросопротивления проводились при температуре жидкого гелия с использованием четырехточечной схемы измерения.

3. Микроструктура и механизмы формирования СМК состояния при значениях истинной логарифмической деформации $e < 3$

Исследование микроструктуры в интервале деформаций $e \approx 0.4-5.5$ показало, что по действующим механизмам деформации и формирования СМК и НК состояний удобно рассматривать два основных этапа эволюции микроструктуры: ниже и выше $e \approx 3$.

На первом этапе в интервале $e \approx 0.45-1.29$ выявлена сильная неоднородность микроструктуры. В сечении, перпендикулярном плоскости наковален (рис. 1), наблюдаются области с ячеистой (без разориентировок) дислокационной структурой (рис. 1 а), которые перемежаются полосами фрагментации (обозначена стрелкой А на рис. 1 б), распространяющимися почти параллельно плоскости наковален (ПН). Ширина полос составляет от нескольких десятых долей микрона до нескольких микрон. Фрагменты разориентации внутри них вытянуты в направлении, параллельном плоскости наковален. Их размеры в направлении оси кручения (ОК) составляют (0.2 - 0.5) мкм; в нормальном этой оси направлении – несколько мкм. По мере продвижения от центральной к периферийной части образца, когда значения истинной логарифмической деформации изменяются от 0.45 до 1.29 (таблица 1), плотность этих полос возрастает.

После деформации в интервале $e \approx 2 - 2.9$ практически весь объем материала, независимо от различий в степенях деформации центральной и периферийной частей образца-диска (таблица 1), представлен анизотропной субмикроструктурной структурой (рис. 2 а), напоминающей структуру полос представленных на рис. 1 б. Характерные для этого случая размеры зерен, определяемые большеугловыми границами, в направлении оси кручения, как правило, не превышают 0.15 – 0.2 мкм. В направлении, параллельном плоскости наковален, эти размеры лежат в интервале от 0.3 до 1 мкм. Границы зерен имеют сильно искаженную форму, что свидетельствует об их неравновесном состоянии. В то же время встречаются отдельные зерна с четкими, почти прямыми границами разориентации. На соответствующих картинах микродифракции (рис. 2 б) появляются квазикольцевые конфигурации дифракционных максимумов.

Указанная выше последовательность структурных превращений аналогична таковой при формировании СМК структур в широком классе металлических материалов. Особенности формирующихся при этом структурных состояний и механизмы фрагментации кристаллической решетки подробно изложены в [9-14]. Поэтому здесь мы лишь кратко сформулируем наиболее важные из этих особенностей и механизмов.

Первый этап фрагментации – формирование полос локализации деформации с внутренней разориентированной структурой. Их формирование на фоне ячеистой

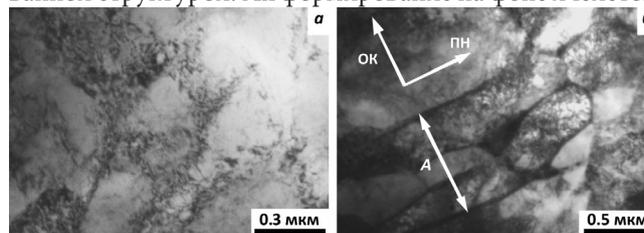


Рис. 1. Светлопольные электронномикроскопические изображения микроструктуры никеля после деформации $e \approx 1.29$. Сечение, перпендикулярное плоскости наковален. Ячеистая структура (а) и область фрагментации (б).

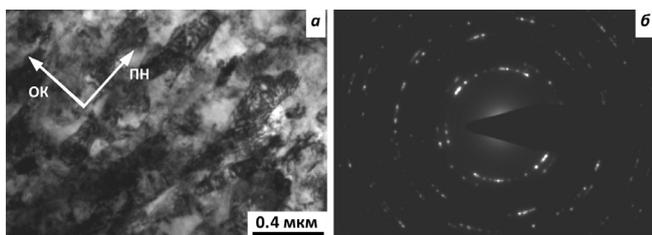


Рис. 2. Светлопольное изображение микроструктуры (а) и картина микродифракции (б) никеля после деформации до $\epsilon \sim 2.9$. Сечение, перпендикулярное плоскости наковален.

дислокационной структуры без разориентировок свидетельствует о том, что при деформации никеля на наковальнях Бриджмена механизм накопления дислокаций в границах ячеистой структуры [1, 2] не является сколь-нибудь заслуживающим внимания механизмом переориентации кристаллической решетки с самого начала ее фрагментации.

Указанные выше полосы, распространяясь в направлениях максимальных сдвиговых напряжений, в данном случае параллельных плоскости наковален, приводят к формированию анизотропного структурного состояния, в котором зерна вытянуты в направлении, перпендикулярном оси кручения.

Наличие внутри зерен структурных состояний с высокими непрерывными разориентировками и дискретными границами разориентации типа частичных дисклинаций свидетельствует о том, что одним из важных механизмов формирования нанокристаллической структуры внутри субмикроструктур является дислокационно-дисклинационный механизм переориентации кристаллической решетки, включающий, в соответствии с [5, 7, 9, 11], два этапа: формирование субструктуры с высокой кривизной кристаллической решетки и ее коллективную релаксацию с образованием дискретных границ разориентации.

В настоящее время, этот механизм рассматривается как один из наиболее универсальных механизмов при формировании субмикроструктурных и наноструктурных состояний в широком классе металлов и сплавов [5, 7, 9, 11].

Результатом реализации указанных выше механизмов является формирование высокодефектного СМК состояния с высокими значениями локальных внутренних напряжений и запасенной энергии деформации.

Рост микротвердости при завершении этого этапа (рисунок 3) выходит на насыщение, на графике зависимости электросопротивления от степени деформации наблюдается максимум.

4. Закономерности и механизмы пластической деформации на втором этапе эволюции микроструктуры

Момент перехода ко второму этапу эволюции микроструктуры можно определить по нескольким признакам: практически прекращается рост микротвердости (рис. 3); имеет место перегиб на зависимости электросопротивления от деформации. При последующей деформации микротвердость демонстрирует незначительный рост (5-7%) (рис. 3), значения же электро-

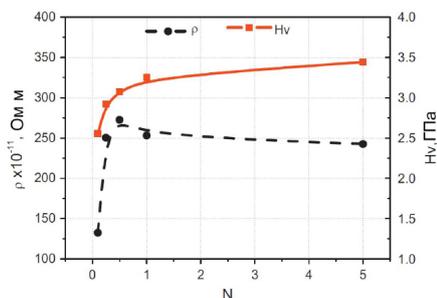


Рис. 3. Зависимость значений микротвердости (H_{μ}) и электросопротивления никеля от числа оборотов наковальни

сопротивления снижаются примерно на 10%. Все эти признаки свидетельствуют о развитии интенсивных процессов релаксации сформированной высокодефектной СМК структуры.

В процессе электронномикроскопического исследования установлено, что важным механизмом такой релаксации является динамическая рекристаллизация, приводящая к формированию равноосных субмикроструктур размерами от 0,05 до 1 мкм, которые появляются в начале второго этапа при величине $\epsilon \approx 3$. Микроструктура на этом этапе характеризуется высокой степенью неоднородности (рис. 4 а) и практически не меняется с увеличением (от $\epsilon \approx 3$ до $\epsilon \approx 5$) степени деформации. При этом обнаружено несколько типов субструктуры.

4.1 Бездефектные нано-, субмикро- и микрозерна динамической рекристаллизации

Пример одного из таких зерен размерами около 0,5 мкм представлен на рис. 4 б. Как видно из этого рисунка, для него характерно не только отсутствие дислокаций в объеме зерна, но и равновесная (бездефектная) структура границ разориентации, о чем свидетельствует почти идеальный полосчатый электронномикроскопический контраст на этих границах. Высокие концентрации точечных дефектов, обнаруженные ранее в никеле подвергнутом кручению под давлением [15, 16] могут способствовать прохождению динамической рекристаллизации в процессе ИПД

Зерна динамической рекристаллизации (микроре-кристаллизации) имеют широкий спектр размеров: от нанозерен диаметром около 50 нм до микроструктур размерами ~ 1 мкм. Их образование приводит к активизации дополнительных механизмов пластической деформации и переориентации кристаллической решетки: механического двойникования [5] и квазивязкого механизма пластического течения путем образования и продвижения нанодиполей частичных дисклинаций [17].

4.2 Нанодвойники деформации в зернах динамической рекристаллизации

Наноразмерные (шириной 10-20 нм) двойники индивидуально или в виде пачек распространяются в субмикроструктурах размерами от нескольких десятков нанометров до 1 мкм.. Анализ дефектной субструкту-

ры внутри и в окрестности таких двойников проведены нами в работе [5]. Установлено, что они, как правило, наблюдаются на фоне достаточно высоких локальных внутренних напряжений в структурных состояниях с кривизной кристаллической решетки до 30 град/мкм. К настоящему времени нанодвойники деформации обнаружены в СМК структурах во многих экспериментальных работах [19-22]. При этом выявлены новые особенности механического двойникования при формировании наноструктурных состояний в ГЦК материалах.

4.3 Нанодиполи частичных дисклинаций

Эти дефекты представляют собой пары оборванных границ разориентации противоположных знаков, продвижение которых осуществляет сдвиг с переориентацией кристаллической решетки и оставляет за собой нанополосы длиной до десятков нанометров и шириной несколько нанометров, разориентированные на небольшие ($\sim 0,5 - 1^\circ$) углы [13]. Детальное исследование этих показало, что значения кривизны кристаллической решетки в них достигают более 300 град/мкм при крайне малых (около 3 нм) пространственных масштабах их обнаружения. Заметим, что эти значения кривизны решетки на порядок выше наблюдаемых в субмикросталлах размерами десятые доли микрона (рис. 2).

4.4 Двухуровневые структурные состояния

Двухуровневые структурные состояния – субмикросталлы размерами десятые доли микрона с внутренней нанокристаллической структурой дипольного и мультипольного типа. Это структурное состояние формируется в процессе многократного зарождения и распространения нанодиполей частичных дисклинаций, которые заполняют весь объем субмикросталла, что сопровождается увеличением разориентации нанополос и приводит к формированию дискретных (преимущественно малоугловых) границ разориентации между нанообъектами размерами от нескольких нанометров до нескольких десятков нанометров. Ранее подобные структурные состояния были обнаружены в сплавах ванадия [10, 12, 17] и Mo-Re [12, 17] после кручения под давлением.

4.5 Субструктура с непрерывными плюс дискретными разориентировками

Для этого типа субструктуры характерны значения кривизны кристаллической решетки до 30 град/мкм при высокой плотности малоугловых границ. Как видно (рис. 4 а), она качественно аналогична СМК структурным состояниям, формирующимся на 1 этапе эволюции микроструктуры и, на наш взгляд, является результатом реализации в зернах динамической рекристаллизации дислокационно-дисклинационного механизма переориентации – одного из наиболее универсальных (см. выше) механизмов формирования наноструктурных состояний.

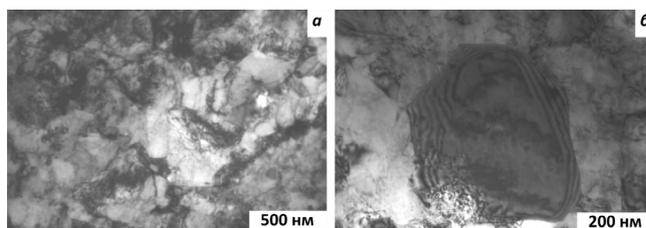


Рис. 4. Светлопольные изображения микроструктуры никеля высокой чистоты после деформации кручением под давлением до $\epsilon \approx 5.21$. Сечение, перпендикулярное плоскости наковален.

5. Заключение

Напомним, что при представленном выше многообразии механизмов переориентации кристаллической решетки и формирующихся при этом структурных состояний интегральные характеристики микроструктуры (относительная доля представленных выше структурных состояний, значения микротвердости с увеличением степени деформации от $\epsilon \approx 3$ до $\epsilon \approx 5$ (величина сдвиговой деформации γ изменяется при этом от ~ 20 до 180) практически не меняются. Очевидно, это связано с циклическим характером изменения микроструктуры в условиях динамической рекристаллизации. Ранее подобные эффекты трансформации структуры через динамическую рекристаллизацию были обнаружены нами при изучении особенностей пластической деформации СМК меди в процессе растяжения при комнатной температуре [4, 19]. Похожий сценарий эволюции микроструктуры как один из наиболее вероятных в широком классе материалов представлен в работе [27]: фрагментированная структура \rightarrow низкотемпературная динамическая рекристаллизация \rightarrow вторичная фрагментация \rightarrow циклический режим структурообразования.

Как видно из настоящей работы, помимо вторичной фрагментации, низкотемпературная динамическая рекристаллизация (микрорекристаллизация) приводит к появлению «новых» (не характерных для 1 этапа эволюции микроструктуры) механизмов переориентации кристалла с участием нанодиполей частичных дисклинаций и нанодвойников деформации. Первый из этих механизмов появляется в результате активизации квазивязкой моды деформации и переориентации кристалла потоками неравновесных точечных дефектов в полях градиентов диагональных компонент тензора напряжений. Физическая природа образования нанодвойников деформации заключается, на наш взгляд, в фазовой нестабильности кристалла в полях высоких локальных напряжений, определяющей возможность механического двойникования атомным механизмом локальных обратимых превращений мартенситного типа [22].

Какой из обсуждаемых в настоящей работе механизмов переориентации кристаллической решетки внутри каждого конкретного субмикро- или микросталла динамической рекристаллизации определяется, по-видимому, особенностями микроструктуры такого кристалла и локального напряженного состояния в нем, как, например, ориентацией кристалла относительно направления максимального напряжения сдвига, наличие на границах зерен дефектов упаковки как потенциальных зародышей нанодвойников деформации и т. д.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке гранта Президента РФ (МК-85.2011.8) и гранта РФФИ 12-02-31854 мол_а. Исследование проведено на оборудовании Томского материаловедческого центра коллективного пользования ТГУ.

Литература

1. R.Z. Valiev, I.V. Aleksandrov. Bulk nanostructured metal materials. Moscow: Akademkniga (2007) 398 p. (in Russian) [Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные металлические материалы. ИКЦ М: Академкнига, (2007) 398 с].
2. A.A. Nazarov, R.R. Mulyukov. Nanostructured Materials. In: Nanoscience, Engineering and Technology Handbook. Eds. Lyshevski S., Brenner D., Iafate J. Goddard W. BocaRaton: CRC Press. 22-1 (2002).
3. L. M. Utevskii, Diffraction Electron Microscopy in Metall Science Moscow, Metallurgiya (1973). (in Russian) [Утевский Л.М. Дифракционная электронная микроскопия в металлургии. – М.: Металлургия, 1973. – 584 с.].
4. Tyumencev A.N., Ditenberg I.A., Pinzhin Yu.P., Korotaev A.D., Valiev R.Z. The Physics of Metals and Metallography. **96** (4), 33 (2003). (in Russian) [Тюменцев А.Н., Дитенберг И.А., Пинжин Ю.П., Коротаев А.Д., Валиев Р.З. Физика металлов и металловедение **96** (4), 33 (2003)].
5. Korznikova E.A., Ditenberg I.A., Tyumencev A.N., Korznikov A.V. Deformation and fracture of materials. **11**, 8 (2010) (in Russian) [Корзникова Е.А., Дитенберг И.А., Тюменцев А.Н., Корзников А.В. Деформация и разрушение материалов. **11**, 8 (2010)].
6. Tyumentsev A.N., Pinzhin Yu.P., Tretjak M.V., Korotaev A.D., Ditenberg I.A., Valiev R.Z., Islamgaliev R.K., Korznikov A.V. Theoretical and Fracture Mechanics –2001. –V. 35. –pp. 155-161.
7. Tyumencev A.N., Tretjak M.V., Pinzhin JuP., Korotaev A.D., Valiev R.Z., Islamgaliev R.K., Korznikov A.V. The Physics of Metals and Metallography. **90**(5), 44 (2000). (in Russian) [Тюменцев А.Н., Третьяк М.В., Пинжин Ю.П., Коротаев А.Д., Валиев Р.З., Исламгалиев Р.К., Корзников А.В. Физика металлов и металловедение. **90**(5), 44 (2000)].
8. Tyumencev A.N., Ditenberg I.A., Korznikova A.V., Korznikov A.V., Denisov K.I. Russian Physics Journal, **53** (12), 66 (2010). (in Russian) [Тюменцев А.Н., Дитенберг И.А., Корзникова А.В., Корзников А.В., Денисов К.И. Известия вузов. Физика. **53** (12), 66 (2010).]
9. Tretjak M.V., Tyumencev A.N. Physical Mesomechanics **3**(3), 23 (2000). (in Russian) [Третьяк М.В., Тюменцев А.Н. Физическая мезомеханика. **3**(3), 23 (2000)]
10. Ditenberg I.A., Tyumencev A.N., Grinjaev K.V., Chernov V.M., Potapenko M.M. Zhurnal tehnichekoj fiziki. **81** (6), 6 (2011). (in Russian) [Дитенберг И.А., Тюменцев А.Н., Гриняев К.В., Чернов В.М., Потапенко М.М. Журнал технической физики. **81** (6), 6 (2011)]
11. Ditenberg I. A., Tyumencev A. N., Korznikov A. V., Chernov V. M., Potapenko M. M. The Physics of Metals and Metallography. **113** (2), 170 (2012).(in Russian) [Дитенберг И. А., Тюменцев А. Н., Корзников А. В., Чернов В. М., Потапенко М. М. Физика металлов и металловедение. **113** (2), 170 (2012)].
12. Ditenberg I.A., Tyumencev A.N., Korznikov A.V., Vins S.A. Perspektivnye materialy. **7**, 103 (2009). (in Russian) [Дитенберг И.А., Тюменцев А.Н., Корзников А.В., Винс С.А. Перспективные материалы. **7**, 103 (2009)].
13. Vins S.A., Ditenberg I.A., Tyumencev A.N., Korznikov A.V. Russian Physics Journal. **52** (12/2), 32 (2009). (in Russian) [Винс С.А., Дитенберг И.А., Тюменцев А.Н., Корзников А.В. Известия вузов. Физика. **52** (12/2), 32 (2009)].
14. Litovchenko I.Ju., Tyumencev A.N., Shevchenko N.V., Korznikov A.V. The Physics of Metals and Metallography. **112** (4), 436 (2011). (in Russian) [Литовченко И.Ю., Тюменцев А.Н., Шевченко Н.В., Корзников А.В. Физика металлов и металловедение. **112** (4), 436 (2011)].
15. Korznikova E.A. Letters on materials. **1** (4), 208 (2011). (in Russian) [Корзникова Е.А. Письма о материалах. **1** (4), 208 (2011)].
16. Korznikova E., Zehetbauer M. Materialovedenie. **6**, 39 (2008). (in Russian) [Корзникова Е., Цехетбауэр М. Материаловедение. **6**, 39 (2008)].
17. Ditenberg I.A., Tyumencev A.N. Russian Physics Journal. **54** (9), 26 (2011). (in Russian) [Тюменцев А.Н., Дитенберг И.А. Известия вузов. Физика. **54** (9), 26 (2011)].
18. Christian J.W., Mahajan S. Prog. Mater. Sci. – **39**, 1(1995).
19. Tyumencev A.N., Panin V.E., Ditenberg I.A., Pinzhin Ju.P., Korotaev A.D., Derevjagina L.S., Shuba Ja.V., Valiev R.Z. Physical Mesomechanics. **4** (6), 77 (2001).(in Russian) [Тюменцев А.Н., Панин В.Е., Дитенберг И.А., Пинжин Ю.П., Коротаев А.Д., Деревягина Л.С., Шуба Я.В., Валиев Р.З. Физическая мезомеханика. **4** (6), 77 (2001)].
20. Wu X.L., Ma E. Mat. Sci. Eng. A. **483–484**, 84(2008).
21. Lion X.Z., Zhou F, Lavernia E.J. et al. Appl. Phys. Lett. **83** (24), 5062(2003).
22. Zhang H.W., Huang X., Hansen N. Acta Mater. – V. **56**, 5451(2008).
23. Tyumencev A.N., Pinzhin Ju.P., Ditenberg I.A., Shuba Ja.V. Physical Mesomechanics. **9**(3), 33(2006). (in Russian) [Тюменцев А.Н., Пинжин Ю.П., Дитенберг И.А., Шуба Я.В. Физическая мезомеханика. **9**(3), 33(2006)].
24. Yamakov V., Wolf D., Phillpot S.R., Gleiter H. Acta Mater.**50**, 5005(2002).
25. Kumar K.S., Van Swygenhoven H., Suresh S. Acta Mater. **51**, 5743 (2003).
26. Tyumencev A.N., Litovchenko I.Ju., Pinzhin Ju.P., Shevchenko N.V. Doklady Akademii Nauk. **403** (5), 623(2005).(in Russian) [Тюменцев А.Н., Литовченко И.Ю., Пинжин Ю.П., Шевченко Н.В. Доклады Академии Наук **403** (5), 623(2005)].
27. Glezer A.M., Pozdnjakov V.A. Deformation and fracture of materials. **4**, 9(2005). (in Russian) [Глезер А.М., Поздняков В.А. Деформация и разрушение материалов. **4**, 9(2005)].