

5. Golestaneh A.A., Carpenter J.M. // Study of the martensitic transformation in shape memory nitinol alloy by time-of-flight neutron diffraction techniques. *Acta Met. et Mater*, 1990. V. 38. №7. P. 1291-1305.
6. Sittner P., Novak V., Lukas P., Ludovyy D., Neov D., Tovar M. // Load partition in Ti-Ni shape memory alloy polycrystals investigated by *in-situ* neutron diffraction and micromechanics modeling. *Mater. Sci. Forum*, 2002. V. 404-407. P. 829-834.
7. Lukas P., Sittner P., Neov D., Novak V., Ludovyy D., Tovar M. // R-phase phenomena in neutron diffraction investigation of thermomechanically loaded NiTi polycrystals. *Mater. Sci. Forum*, 2002. V. 404-407. P. 835-840.
8. Миронов Ю.И., Кульков С.Н. // Исследование мартенситного превращения в TiNi методом рентгенодифракционного кино. *Изв. ВУЗов. Физика*, 1994. Т.37. №8. С.49-54.
9. Bokuchava G.D., Aksenov V.L., Balagurov A.M., Zhuravlev V.V., Kuzmin E.S., Bulkin A.P., Kudryashov V.A., Trounov V.A. // Neutron Fourier diffractometer FSD for internal stress analysis: first results. *Applied Physics A*, 2002. V. 75, P.75.

УДК 539.37:539.22

ВЛИЯНИЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРНОЕ СОСТОЯНИЕ УПОРЯДОЧИВАЮЩИХСЯ СПЛАВОВ

Старенченко С. В., Замятина И. П., Старенченко В. А.

*Томский государственный архитектурно-строительный университет,
Томск, Россия
star@tsuab.ru*

Пластическая деформация существенно изменяет структурное состояние упорядоченных сплавов, уменьшает степень дальнего порядка и даже может привести к его полному разрушению. К настоящему времени опубликовано не много работ содержащих данные, свидетельствующие о разрушении дальнего порядка при деформации сплавов с различными сверхструктурами. Однако основное внимание в этих исследованиях уделялось не структурным изменениям, а изменениям механических, электрических, магнитных и др. свойств сплавов. Непосредственно деформационное разупорядочение было предметом изучения лишь небольшого числа исследований, не создающих единого и целостного взгляда на причины и механизмы этого явления. Для выявления закономерностей и понимания механизмов деформационного разупорядочения необходимы систематические экспериментальные исследования изменения структурных характеристик и параметра дальнего порядка при деформации.

В связи с этим в настоящей работе методами рентгеноструктурного анализа проведено изучение изменения структурных характеристик и параметра дальнего порядка при пластической деформации сплавов со сверхструктурами $L1_2$ и $L1_2(M)$. Сплавы с этими сверхструктурами представляются наиболее подходящими для данного исследования, поскольку особенности деформации, а также закономерности термических фазовых переходов порядок-беспорядок в них хорошо изучены.

В сплавах, выбранных для изучения – Au_3Cu , Cu_3Pt , Ni_3Fe , Ni_3Al , Cu_3Pd , термической обработкой сформировано упорядоченное состояние с максимально возможной степенью порядка. Структурные параметры изменяются достаточно широко (табл.1).

Среди образцов присутствуют материалы с мелко- и крупнодоменной структурой, а также со структурно необходимыми периодическими антифазными границами (ПАФГ). Энергии упорядочения выбранных сплавов изменяются в широком интервале. Исследования проводились как на поликристаллических сплавах, так и на монокристаллах. Процессы, протекающие при пластической деформации сплавов, находящихся в упорядоченном состоянии, имеют ряд особенностей, обусловленных отличием типа носителя сдвига и энергетических характеристик материала, по сравнению с неупорядоченным состоянием. Кроме того, осуществляющийся при деформации фазовый пересход должен проявиться особенностями зависимостей структурных параметров от деформации. Для того чтобы выявить различия структурных характеристик, возникающие при деформации неупорядоченного и упорядоченного сплавов, опыты проводили также на неупорядоченных сплавах Au_3Cu , Cu_3Pt и Cu_3Pd .

Деформация образцов осуществлялась прокаткой при комнатной температуре. Чтобы избежать нагрева материала при деформации, определенные степени деформации достигались за много проходов, во время каждого из которых, происходило лишь небольшое обжатие образца.

Рентгеновские съёмки осуществлялись при комнатной температуре на дифрактометре ДРОН-1,5. Определение средних размеров антифазных доменов $\langle D \rangle$, областей когерентного рассеяния (ОКР) $\langle L \rangle$, микроискажений кристаллической решетки $\Delta d/d$, параметра решетки a , параметра дальнего горядка (ПДП) η проводили по методике, изложенной в работе [1].

Таблица 1.

сплав	структура	состав		$\langle \Delta F \rangle_0$, нм	T_x , К	$w \times 10^2$, эВ/атом
Au_3Cu	$L1_2$	32 ат. % Cu	Поликристалл	25-18	481 ± 3	5,1
Cu_3Pt	$L1_2$	22 ат. % Pt	Поликристалл	120	958 ± 3	10,1
Ni_3Al	$L1_2$	$21 \pm 0,5$ ат. % Al	Крупнокристаллический (зерно более 500 мкм)	500	1603	16,9
Ni_3Fe	$L1_2$	~ 25 ат. % Fe	Монокристалл	15-14	808 ± 2	8,5
Cu_3Pd	$L1_2(M)$	25 ат. % Pd	Поликристалл	150-50	741 ± 5	7,8

*w- энергия упорядочения рассчитана по формуле $w = kT_x / 0,82$ [2], k-постоянная Больцмана.

Деформация существенно изменяет структурные характеристики сплавов, происходит измельчение ОКР и АФД, рост микроискажений, увеличение параметра решетки. Зависимости $\langle L \rangle(\epsilon)$ для упорядоченных и неупорядоченных Au_3Cu , Cu_3Pt и Cu_3Pd приведены на рис.1. Наиболее интенсивно измельчение ОКР протекает на первых стадиях деформации $\epsilon=0 \div 0,25$. Зависимость $\langle L \rangle(\epsilon)$ в упорядоченных и неупорядоченных Au_3Cu и Cu_3Pt немонотонная. Немонотонный характер зависимости $\langle L \rangle(\epsilon)$ можно объяснить, исходя из представлений об эволюции дислокационных структур. При малых деформациях дислокации распределены более однородно, что соответствует малым размерам ОКР. Дальнейшее накопление дефектов, вовлечение в деформацию разных плоскостей

скольжения и взаимодействие дислокаций, приводит к формированию дислокационных структур, где области очищенные от дислокаций, охвачены областями с высокой плотностью дислокаций [2]. Далее, с увеличением степени деформации и плотности дефектов происходит уменьшение размеров элементов субструктуры.

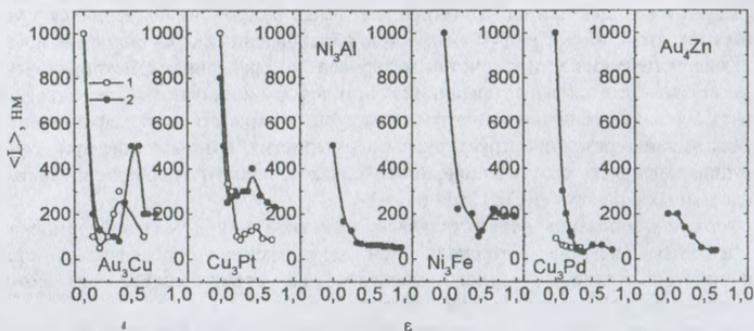


Рис. 1. Зависимости среднего размера ОКР от степени деформации:

1 - неупорядоченные сплавы, 2 - упорядоченные сплавы

Размер ОКР после больших деформаций в упорядоченных сплавах несколько больше, чем в неупорядоченных сплавах. Возможно, это объясняется большим средним размером элементов сформировавшихся в этих сплавах дислокационных субструктур. Как было установлено в работе [2], среднее расстояние между субграницами в деформированном до различных степеней упорядоченном сплаве Ni₃Fe больше, чем в неупорядоченном.

Наиболее интенсивное измельчение ОКР во всех сплавах наблюдается на первых стадиях деформации $\epsilon = 0,25$. При дальнейшей деформации изменение происходит менее интенсивно.

Зависимости микроискажений кристаллической решетки от степени деформации исследованных упорядоченных сплавов Au₃Cu, Cu₃Pt, Ni₃Al, Ni₃Fe, Cu₃Pd представлены на рис. 2. Наибольший рост микроискажений происходит при деформациях до $\epsilon = 0,20-0,25$, при дальнейшей деформации изменение $\Delta d/d$ менее выражено. Наиболее интенсивно на первых стадиях деформации микроискажения возрастают в поликристаллических сплавах Au₃Cu, Cu₃Pt и Cu₃Pd. В крупнокристаллическом Ni₃Al и монокристалле Ni₃Fe на начальном этапе деформации этот процесс менее интенсивен. Это вероятно связано с тем, что в сплавах с большим размером зерна на первых стадиях деформации плотность дислокаций меньше, чем в сплавах с мелкими зернами. Анизотропия микроискажений обнаруживается во всех исследованных сплавах и проявляется уже на начальной стадии деформации.

Сравнивая зависимости $\Delta d/d(\epsilon)$ в сплавах Au₃Cu, Cu₃Pt в упорядоченном и неупорядоченном состоянии (рис. 3), можно отметить следующее. Характер зависимости $\Delta d/d(\epsilon)$ в сплавах Au₃Cu, Cu₃Pt в упорядоченном и неупорядоченном состоянии подобен. Наибольший рост микроискажений происходит при деформациях до 0,20-0,25, в дальнейшем изменение $\Delta d/d$ менее интенсивно. Причем и в том, и в другом сплаве при малых деформациях микроискажения для упорядоченного состояния выше, чем для неупорядоченного. При деформации $\epsilon < 0,2$ в упорядоченном Au₃Cu $\Delta d/d$ несколько ниже, чем в неупорядоченном, а в Cu₃Pt микроискажения в упорядоченном сплаве больше. При деформациях более $\epsilon = 0,5$ для упорядоченного и неупорядоченного состояния значения микроискажений близки.

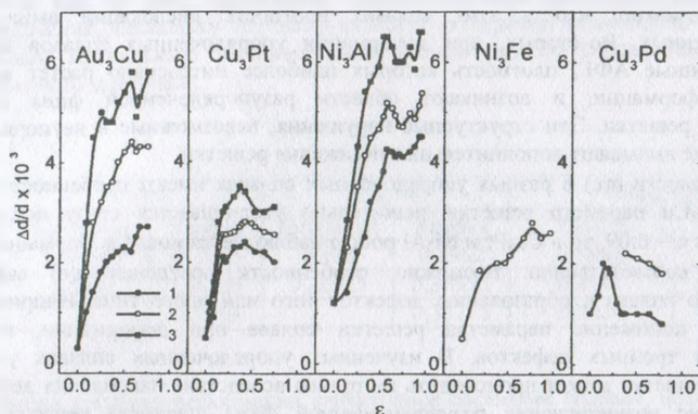


Рис. 2. Зависимости микроискажений кристаллической решетки в упорядоченных сплавах от степени деформации: 1 – микроискажения в направлении $\langle 111 \rangle$, 2 – микроискажения в направлении $\langle 100 \rangle$, 3 – микроискажения средние по всем направлениям.

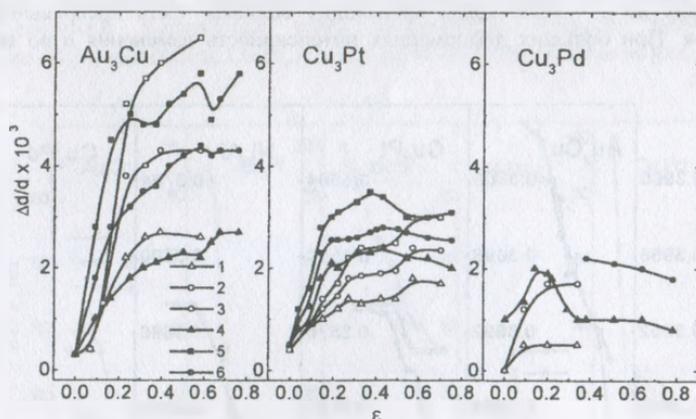


Рис. 3. Зависимости микроискажений кристаллической решетки от степени деформации:

- 1, 2, 3 – неупорядоченные сплавы, 4, 5, 6 – упорядоченные сплавы;
 1, 4 – микроискажения в направлении $\langle 111 \rangle$,
 2, 5 – микроискажения в направлении $\langle 100 \rangle$,
 3, 6 – микроискажения средние по всем направлениям.

По-видимому, наблюдаемое при небольших степенях деформации различие величины микроискажений в образцах, предварительно упорядоченных и неупорядоченных, связано с изменениями фазового состояния сплавов, которые исходно были упорядоченными. В процессе деформации их фазовый состав изменяется от однофазного упорядоченного до однофазного разупорядоченного, проходя через область сосуществования упорядоченной и разупорядоченной фаз. При малых деформациях, когда большая часть материала представляет собой упорядоченную фазу, изменения искаженности решетки определяются законами для упорядоченного состояния. Можно указать несколько возможных причин тому, что на начальных

стадиях деформации величины $\Delta d/d$ более высокие в упорядоченных сплавах. Во-первых, возможно, что в этих сплавах плотность дислокаций выше, чем в неупорядоченных. Во-вторых, при деформации упорядоченных сплавов возникают деформационные АФГ, плотность которых наиболее интенсивно растет на ранних стадиях деформации, и возникают области разупорядоченной фазы с другим параметром решетки. Эти структурные нарушения, невозможные в неупорядоченном сплаве, также вызывают дополнительные искажения решетки.

Зависимости $a(\epsilon)$ в разных упорядоченных сплавах имеют особенности (рис. 4). Если в Au_3Cu параметр решетки значительно увеличивается сразу после первой деформации $\epsilon = 0,09$, то в Cu_3Pt и Ni_3Al рост a наблюдается после деформаций $\epsilon = 0,14$ и $\epsilon = 0,25$ соответственно. Возможно, особенности поведения $a(\epsilon)$ связаны со склонностью сплава к образованию дефектов того или иного типа. Например, в [4] отмечается понижение параметра решетки сплава при деформации, вследствие образования тройных дефектов. В изученных упорядоченных сплавах увеличение параметра решетки может происходить не только вследствие накопления дефектов, но и вследствие возникновения разупорядоченной фазы, параметр решетки которой больше, чем упорядоченной. Возможно, что появлением разупорядоченной фазы объясняется также и то, что увеличение параметра решетки упорядоченного сплава Cu_3Pt начинается несколько раньше, чем неупорядоченного (рис. 4), и наиболее интенсивное увеличение параметра решетки сплавов Au_3Cu и Cu_3Pt наблюдается при деформациях до $\epsilon = 0,25$, когда происходит большая часть превращения порядок-беспорядок. При больших деформациях интенсивность изменения a во всех сплавах мала.

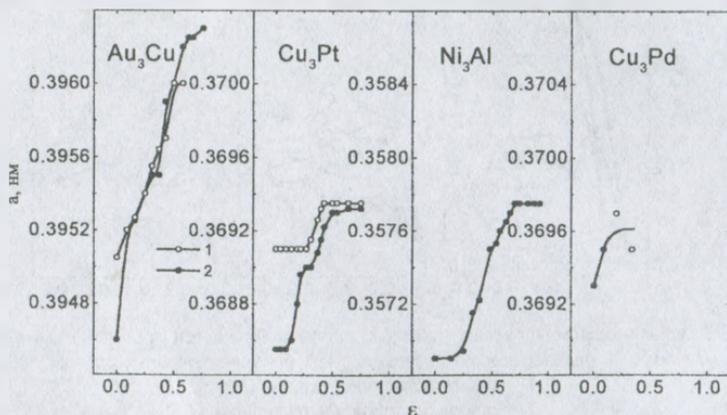


Рис. 4. Зависимости параметра кристаллической решетки от степени деформации: 1 – неупорядоченные сплавы, 2 – упорядоченные сплавы.

Поведение $a(\epsilon)$ для упорядоченных и неупорядоченных Au_3Cu и Cu_3Pt подобно (рис. 4), что, как было отмечено, связано со склонностью сплава к образованию дефектов того или иного типа. В упорядоченном Cu_3Pt увеличение a начинается несколько раньше, чем в неупорядоченном. Следует отметить, что относительное увеличение параметра решетки при деформации упорядоченных сплавов больше, чем при деформации неупорядоченных сплавов (табл. 2). Причем до деформационного воздействия параметр решетки сплавов в упорядоченном состоянии был меньше, чем в неупорядоченном состоянии, а после больших деформаций значения $a_{уп}$ и $a_{неуп}$ мало различаются. Это можно объяснить тем, что при деформации упорядоченных сплавов a

изменяется как за счет накопления деформационных дефектов, так и за счет разупорядочения, поскольку параметр решетки материала возникающих областей с нарушенным правильным расположением атомов разного сорта, больше, нежели упорядоченного материала.

Таблица 2.

Сплав	a_0 нм		a_{max} нм		$(a_{max}-a_0)/a_0$	
	Неупоряд	Упоряд	Неупоряд	Упоряд	Упоряд	Неупоряд
Au ₃ Cu	0,39505	0,3946	0,396	0,3962	0,0041	0,0024
Cu ₃ Pt	0,3691	0,36855	0,36935	0,36932	0,0021	0,0007
Ni ₃ Al		0,3569		0,35775	0,0024	

При больших степенях деформации структурное состояние сплавов, исходное состояние которых было неупорядоченным и упорядоченным, практически не отличается. Это может служить косвенным признаком того, что после деформации упорядоченный в исходном состоянии сплав переходит в разупорядоченное состояние.

Кроме изменения рассмотренных характеристик, в упорядоченных сплавах при деформации происходит увеличение плотности антифазных границ, которое рентгенографически выражается через уменьшение среднего размера АФД. Зависимости $\langle D \rangle(\epsilon)$ для Au₃Cu, Cu₃Pt, Ni₃Al, Cu₃Pd, Ni₃Fe приведены на рис. 5.

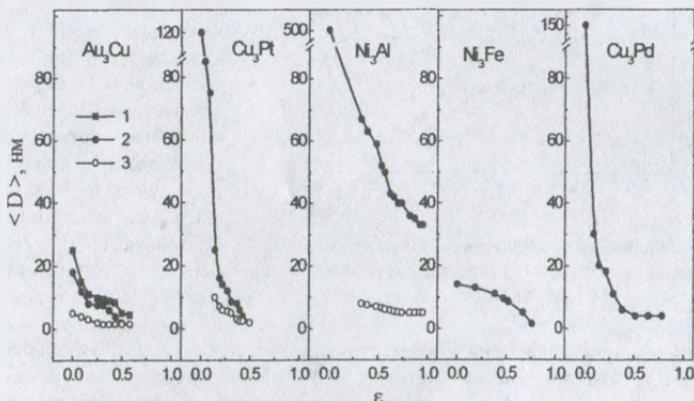


Рис. 5. Зависимости среднего размера АФД от степени деформации

1 – крупные АФД; 2 – средние АФД; 3 – мелкие АФД;

Cu₃Pd: 4 – средний размер АФД в направлении $\langle 100 \rangle$.

Характер кривых для Au₃Cu, Cu₃Pt, Ni₃Al, Cu₃Pd взаимнопохожен. На $\langle D \rangle(\epsilon)$ можно выделить две стадии. Первая стадия интенсивного измельчения доменов протекает при малых деформациях. Вторая стадия характеризуется меньшей интенсивностью изменения величины $\langle D \rangle$. В сплавах Cu₃Pt, Cu₃Pd с крупными исходными доменами, понижение значения $\langle D \rangle$ на начальных стадиях деформации происходит интенсивнее, чем в сплаве Au₃Cu с мелкодоменной структурой. После

степеней деформации $\epsilon=0,2-0,25$ средние размеры АФД в сплавах Au_3Cu , Cu_3Pt , Cu_3Pd , Ni_3Fe становится примерно одинаковыми (10-18 нм), что говорит о том, что размножение термических АФГ не является основным механизмом роста плотности АФГ. По-видимому, существенный вклад в увеличение плотности АФГ вносят другие механизмы (например, образование трубок АФГ, движение одиночных дислокаций).

Во всех сплавах наблюдалось неоднородное измельчение доменов. Неоднородность измельчения доменов рентгенографически выражается в изменении формы сверхструктурных линий, у сверхструктурных рефлексов появляются хорошо выраженные «крылья». Можно выделить крупно- и мелкодоменную компоненты. Неоднородность измельчения АФД можно связать с локализацией деформации.

После деформации порядка 0,6-0,8 на месте сверхструктурных рефлексов на дифрактограммах сплавов Au_3Cu , Cu_3Pt , Ni_3Fe и Cu_3Pd присутствуют широкие диффузные максимумы. Размер микродоменов определенный по этим линиям соответствует 7-1 элементарным ячейкам. Исключение составляет Ni_3Al , где после такой деформации сохраняются АФД размером 35 нм.

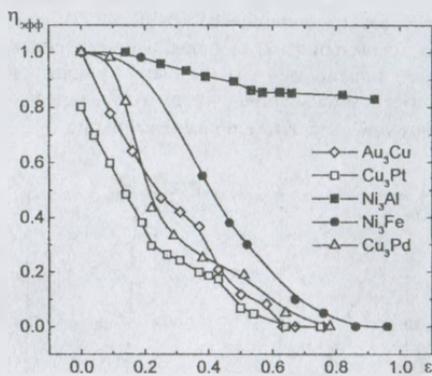


Рис. 6. Зависимости эффективного параметра дальнего порядка от степени деформации исследованных сплавов.

Уменьшение параметра дальнего атомного порядка в процессе деформации зафиксировано во всех исследованных нами сплавах (рис. 6). Анализируя характер изменения ПДП на начальной стадии деформации можно отметить следующее. При деформации Au_3Cu и Cu_3Pt уменьшение дальнего порядка на начальном этапе протекает интенсивно и продолжается при дальнейшей деформации. В сплавах Ni_3Al , Ni_3Fe , Cu_3Pd на начальном этапе деформации наблюдается лишь небольшое понижение η . Можно предположить, что некоторое запаздывание начала интенсивного понижения упорядоченности в Cu_3Pd связано с процессами восстановления порядка в плоскостях скольжения при сдвиге на соответствующее расстояние [5]. В работе [6], также отмечается, что при малых степенях деформации упорядоченность сплава Au_2Zn , обладающего двумерной периодической структурой, практически не изменяется. В сплавах с мелкими доменами также возможно восстановление порядка на участках плоскости скольжения. Однако наиболее эффективно при малых деформациях этот процесс будет влиять на ПДП в сплавах с длиннопериодической структурой.

Пологий участок зависимости $\eta(\epsilon)$ при малых деформациях Ni_3Al ($\epsilon = 0+0,14$) и Ni_3Fe ($\epsilon = 0+0,18$) можно связать с особенностями протекания деформации в моно- и крупнокристаллических сплавах, где накопление деформационных дефектов на начальных стадиях деформации менее интенсивно, чем в поликристаллах. Во всех сплавах после определенных степеней деформации наблюдается замедление падения ПДП. Широкие диффузные максимумы ближнего порядка на месте сверхструктурных линий наблюдаются в Au_3Cu при $\epsilon = 0,63$ и при $\epsilon = 0,64$ в Cu_3Pt . Сплав Ni_3Fe в разупорядоченное состояние переходит после деформации $\epsilon = 0,76-0,86$, а Cu_3Pd при

$\varepsilon = 0,64-0,78$. Разупорядоченное состояние Ni_3Al применявшейся обработкой получить не удалось. Даже при деформации 0,95 на дифрактограммах Ni_3Al присутствуют сверхструктурные линии. Сохранение дальнего атомного порядка в Ni_3Al после деформаций, вызвавших в других исследованных сплавах практически его полное устранение, связано с физической природой этого материала, обладающего высокой энергией упорядочения и АФГ. Способствовать восстановлению порядка также могут диффузионные процессы в Ni_3Al . В сплавах с высокой энергией АФГ концентрация точечных дефектов, генерируемых при деформации, больше, чем в сплавах с низкой энергией АФГ. Высокая энергия упорядочения стимулирует диффузию, которая может приводить к восстановлению порядка.

Сравнивая рис. 5 и 6, можно отметить, что исходная плотность термических АФГ не оказывает заметного влияния на скорость падения ПДП в исследованных нами сплавах. Характер $\eta(\varepsilon)$ и интенсивность падения η в сплавах Au_3Cu и Cu_3Pt мало отличаются, хотя в исходном состоянии размер АФД в Au_3Cu много меньше, чем в Cu_3Pt .

На рис. 7 приведены зависимости объемной доли разупорядоченной фазы, рассчитанной в предположении, что в упорядоченной фазе параметр порядка не

меняется и равен исходному: $C_{разуп} = 1 - \frac{\eta^2}{\eta_0^2}$, там же нанесены точки,

соответствующие значениям доли разупорядоченной фазы, определенным экспериментально. Видно, что во всех сплавах, кроме Ni_3Al , после деформации 0,25 большая часть материала разупорядочена. Объемные доли разупорядоченного материала, определенные экспериментально и рассчитанные, неплохо совпадают. Параметр порядка в упорядоченной фазе, определенный экспериментально, при небольших деформациях действительно близок к исходному значению, а при больших деформациях может несколько уменьшаться. Гетерогенный характер деформационного фазового перехода связан с локализацией деформации, некоторые области подвергаются деформации, значительно превышающей средние значения, в других же областях степень деформации значительно ниже.

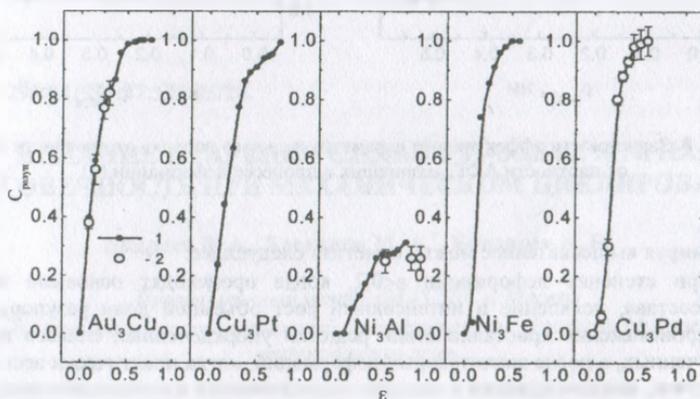


Рис. 7. Зависимости объемной доли разупорядоченной фазы от степени деформации:

1 – рассчитанные, 2 – экспериментальные

Причины и механизмы деформационного разупорядочения связаны с повышением дефектности материала при деформации.

Чтобы сделать выводы о взаимосвязи между понижением упорядоченности сплава и ростом плотности деформационных дефектов сопоставляли измеренные значения параметра порядка и плотности АФГ. Отметим, что определяемая рентгеновским методом плотность АФГ включает и границы зерен, дислокационные стенки, а также скопления ди-слокаций, вызывающие раз-ориентировку. На рис. 8,а приведены зависимости $\eta(\rho_{\text{АФД}})$ для исследованных нами сплавов, величина $\rho_{\text{АФД}} = \frac{1}{\langle D \rangle}$

характеризует плотность АФГ. Видно, что для всех сплавов зависимости степени дальнего порядка от АФГ подобны. Увеличение общей плотности границ в сплавах влечет падение параметра порядка. Зависимости параметра дальнего порядка от плотности вновь образованных деформационных границ $\rho_{\text{АФД}_d} = \frac{1}{D} - \frac{1}{D_0}$ (рис. 8б)

для всех исследованных сплавов близки. Это указывает на то, что падение параметра порядка связано с образованием деформационных АФГ.

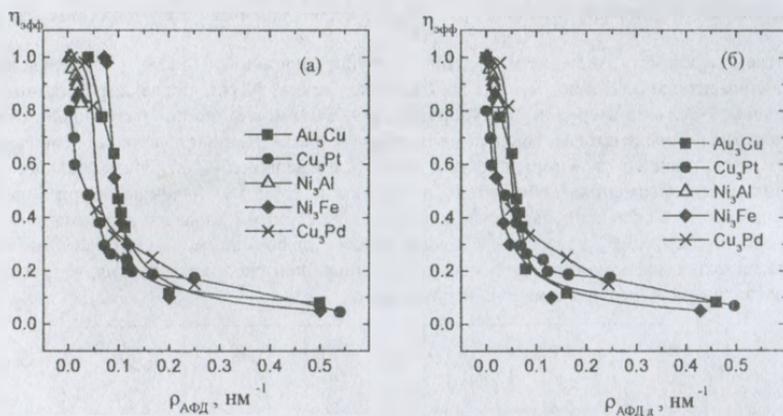


Рис. 8. Зависимости эффективного параметра дальнего порядка от плотности АФГ (а) и от плотности АФГ, возникших в процессе деформации (б)

Суммируя вышесказанное можно отметить следующее:

1. При степенях деформации $\epsilon < 0,2$, когда происходят основные изменения фазового состава, появление и интенсивный рост объемной доли разупорядоченной фазы, микроскажения кристаллической решетки упорядоченных сплавов выше, чем неупорядоченных, а после значительных деформаций, когда практически весь материал разупорядочен, микроскажения в исходно упорядоченных и неупорядоченных сплавах близки. Относительное изменение параметра решетки упорядоченных сплавов больше, чем неупорядоченных.

2. Анализ зависимостей размера АФД от степени деформации показывает, что размножение термических АФГ не является основным механизмом роста плотности АФГ: размер доменов после деформации 0,25 в сплавах Au_3Cu , Cu_3Pt , Cu_3Pd , Ni_3Fe становится приблизительно одинаковым, хотя в исходном состоянии размер АФД существенно различался.

3. Зависимости эффективного параметра порядка от степени деформации в монокристаллическом Ni_3Fe и крупнокристаллическом Ni_3Al имеют отличия от зависимостей, характерных для поликристаллов. Интенсивное понижение эффективного параметра дальнего атомного порядка и появление разупорядоченной фазы в этих сплавах происходит после больших степеней деформации, чем в поликристаллах Au_3Cu и Cu_3Pt .

4. Исходный размер ТАФД не оказывает существенного влияния на характер зависимости $\eta_{эфф}(\epsilon)$. Высокая исходная плотность ПАФГ также не оказывает решающего влияния на разупорядочение. В сплаве Cu_3Pd при малых деформациях понижение параметра порядка происходит не более интенсивно, чем в Au_3Cu и Cu_3Pt .

5. В исследованных сплавах выявляется единая зависимость между понижением ПДП и ростом плотности вновь образованных деформационных АФГ, в то время как зависимости параметра дальнего порядка от общей плотности АФГ различны для разных сплавов.

Список литературы

1. Горелик С.С., Скаков Ю.А., Расторгуев Л.Н. Рентгенографический и электронно-оптический анализ. М.: МИСИС, 1994. 328 С.
2. Смирнов А.А. Молекулярно-кинетическая теория металлов. - М.: Наука, 1966. -428с.
3. Конева Н.А., Лычагин Д.В., Жуковский С.П., Козлов Э.В. Эволюция дислокационной структуры и стадии пластического течения поликристаллического железоникелевого сплава // ФММ. -1985. -Т. 60. -Вып. 1. - С.171-179.
4. Bakker H, Di L.M. Atomic disorder and phase transitions in intermetallic compounds by high – energy ball milling // Materials Science Forum 1992. - V. 88-90. -PP. 27-34.
5. Яковлева Э.С., Сюткина В.И., Шашков О.Д. Деформация упорядоченных сплавов с периодической антифазной доменной структурой // Труды ИФМ УрО АН СССР.-1975.- Вып.30.-С. 55-76.
6. Старенченко С.В., Сизоненко Н.Р., Старенченко В.А., Козлов Э.В. Деформационное разупорядочение сплава Au_3Zn // ФММ.-1996.-Т. 81.-Вып. 1.-С. 84 –90.

УДК 669.295'24:539.37.539.25/26.

ВЛИЯНИЕ СТАРЕНИЯ СПЛАВА Ti–50,8 ат.% Ni НА ДОЛГОВЕЧНОСТЬ ПРИ МЕХАНИЧЕСКОМ ЦИКЛИРОВАНИИ

Адресов В. А., Хусинов М. А.*, Бондарев А. Б.

Промышленный центр «МАТЭКС», Москва

**Новгородский государственный университет им. Ярослава Мудрого
vestnik@novsu.ac.ru*

Многими экспериментами показано [1-3], что старение вызывает изменение псевдоупругих свойств сплавов TiNi. В частности, наблюдается повышение фазового и дислокационного пределов текучести. Здесь оказывают влияние как температура, так и продолжительность старения. Увеличение псевдоупругого возврата, как правило, является следствием возрастания фазового предела текучести и, соответственно, уровня деформирующих напряжений. Однако важнейшим условием в случае применения спла-