Math-Net.Ru

Общероссийский математический портал

Н. И. Носкова, Структура, прочность и механизм деформации и разрушения нанокристаллических материалов, *Вестн. Сам. гос. техн. ун-та. Сер. Физ.-мат. науки*, 2004, выпуск 27, 151–157

DOI: <https://doi.org/10.14498/vsgtu293>

Использование Общероссийского математического портала Math-Net.Ru подразумевает, что вы прочитали и согласны с пользовательским соглашением

<http://www.mathnet.ru/rus/agreement>

Параметры загрузки:

IP: 54.80.73.141

26 апреля 2023 г., 17:12:47

28. Фридель Ж. Дислокации. М.: Мир, 1967. 643 с.
29. Бернер Р., Кронмюллер Г. Пластическая деформация монокристаллов. М.: Мир, 1969. 272 с.
30. Алексеев А.А., Горячев С.В., Струнин Б.М. Эволюция ансамбля скоплений дислокаций на начальной стадии пластической деформации кристаллов. // Элементарные процессы пластической деформации кристаллов. Киев. Наукова думка, 1978. С. 52-53.
31. Рыбин В.В., Орлов А.Н. Подвижность дислокаций в кристаллах с высоким Пайерлсовским рельефом. // ФТТ. 1969. Т. 12. Вып. 12. С. 3605-3608.
32. Никитенко В.И. Подвижность дислокаций в потенциальном рельефе Пайерлса. // Динамика дислокаций. Киев. Наукова думка, 1975. С. 7-26.
33. Ерофеева С.А., Осиньян Ю.А. Подвижность дислокаций в кристаллах A^3B^5 // Динамика дислокаций. Киев. Наукова думка, 1975. С. 26-30.
34. Иденбом В.А., Орлов А.Н. Современные представления о подвижности дислокаций. // Динамика дислокаций. Харьков. ФТИНТ АН УССР. 1968. С. 5-25.
35. Котрелля Л.Х. Дислокации и пластическое течение в кристаллах. М.: Металлургиздат, 1958. 267 с.
36. Третьяков. Термодинамика ферритов. Л.: Химия, 1967. 304 с.
37. Митлина Л.А., Молчанов В.В., Посыпайко Э.Д., Михайлов В.А. Движение дислокаций в пленках феррошпинелей. Куйбышев. 1985. 7 с. Деп. в ВИНТИ 30.01.85. № 894- 85.
38. Надгорный Э.М. Динамические свойства изолированных дислокаций. // Несовершенства кристаллического строения и мартенситные превращения. М.: Наука, 1972. С. 151-175.
39. Johnston W.G., Gilman J.J. Dislocation multiplication in lithium fluoride crystals. // J. Appl. Phys. 1964. Vol. 31. №4. P. 632-634.

УДК 539.21:539.415

Н.И. Носкова

СТРУКТУРА, ПРОЧНОСТЬ И МЕХАНИЗМ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Исследована структура и свойства нанокристаллических металлов и сплавов, полученных способами интенсивной пластической деформации и нанокристаллизации аморфных сплавов. Методами высокоразрешающей просвечивающей электронной, растровой микроскопии и "in situ" исследованы деформация и разрушение нанокристаллических Al, Cu, Ni, Mo, Ti и сплавов на основе Fe, Cu, Al и Ti. Проанализированы структурные особенности, прочность и механизмы пластической деформации и разрушения нанокристаллических материалов.

К наноструктурным материалам в настоящее время относят такие металлы и сплавы, у которых один или несколько структурных параметров (кристаллическое зерно, толщина слоя в многослойных покрытиях, диаметр трубки или жилы в многожильных композитах) имеют размер, не превышающий 100 нм. Общепринято считать, что в нанокристаллическом многофазном материале размер нанокристаллического зерна (≤ 100 нм) не превышает размера нанофазы. В нанокристаллическом состоянии чистые металлы и сплавы имеют повышенные твердость, предел текучести и предел прочности; магнитомягкие нанокристаллические материалы характеризуются более низким, а магнитотвердые нанокристаллические материалы более высоким значением коэрцитивной силы по сравнению с крупнозерненным состоянием. В нанокристаллическом состоянии металлы и сплавы проявляют повышенные трибологические свойства, имеют низкие значения коэффициента теплопроводности и высокие значения коэффициента зернограничной диффузии [1]. В то же время остаются нерешенными вопросы об особенностях и температурной стабильности дефектов, о физической природе изменения свойств, о механизмах тех или других физических процессов (пластической деформации, разрушения, диффузии, теплопроводности) нанокристаллических материалов. В данной работе будут проанализированы структурные особенности, уровень прочности, механизмы пластической деформации и разрушения ряда нанокристаллических материалов.

Структурные особенности нанокристаллических металлов и сплавов. В настоящее время прямыми методами высокоразрешающей просвечивающей электронной микроскопии (HRTEM) показано, что нанокристаллические чистые металлы Au, Ag, Pd, Ni, Cu, Fe [1,2], полученные методом сублимации с последующим прессованием наноразмерного порошка, имеют достаточно совершенную в объеме нанозерен кристаллическую решетку с единичными дислокациями и, наряду с обычными границами поликристаллов, имеют искаженные зернограничные прослойки с присутствием на границах нанозерен аморфной фазы. При использовании способа сублимации для получения нанокристаллических металлов в последних могут возник-

нуть внутренние упругие напряжения. Кроме этого, нанозерна имеют повышенную поверхностную энергию, а материал – избыточный свободный объем

Нанокристаллические чистые металлы Cu, Ni, Pd, Fe, Mo, W [1,3-5], полученные методом интенсивной пластической деформации (ИПД), имеют в объеме нанозерна высокий уровень упругих искажений, увеличивающийся по мере приближения к границе нанозерна, и на границах нанозерен из-за высокой плотности дислокаций - неравновесное состояние. Спектр разориентаций нанозерен по сравнению со спектром разориентаций зерен обычного поликристалла смещен в сторону малых углов.

Структура нанозерен и зернограницных областей нанокристаллических многофазных сплавов, полученных кристаллизацией аморфного состояния, исследованы в ряде работ [1,4-7]. Результаты этих исследований позволяют полагать, что кристаллическая решетка нанозерна (нанофазы) может быть бездефектной, с дефектами и упруго напряженной. Бездефектными, по-видимому, являются только нанопазы наименьшего размера (4-6 нм). Что касается межзеренных границ нанопаз, то они могут иметь различное строение - квазиаморфное, сильно искаженное кристаллическое или с дислокациями несоответствия - и представлять собой переходный слой с иным химическим составом.

На основании исследований фазового состава нанокристаллических многофазных сплавов получено [1,5,7], что аморфный сплав после нанокристаллизации, как правило, имеет основную фазу, определяющую физические свойства сплава, и фазы, проявляющие себя как метастабильные или сопутствующие. Исследования кристаллизации аморфного сплава $Fe_{73.5}Cu_1Nb_3Si_{13.5}B_9$ непосредственно в колонне электронного микроскопа (*in situ*) подтвердили, что наряду со стабильными фазами в процессе кристаллизации возникают метастабильные фазы [1,7].

Прочность и пластичность нанокристаллических материалов. Прочностные свойства нанокристаллических материалов определяются, в основном, размером нанозерна d и состоянием границ нанозерен. Так, при уменьшении размера d с 1500 нм до 5 нм в чистых металлах и сплавах микротвердость H может увеличиться от 2-х до 6-ти раз [1,8,9] (табл. 1, табл. 2). Предел текучести σ_s и предел прочности σ_b нанокристаллических металлов и сплавов также возрастают по сравнению с крупнозерненным состоянием. При этом низкотемпературная пластичность δ уменьшается (табл. 1, табл. 2). Для нанокристаллических материалов наблюдается скоростная и температурная зависимости прочностных и пластических характеристик. Эта зависимость в некоторых случаях проявляется иначе, чем для крупнокристаллических материалов. Так для меди с размером зерна 20 нм и для никеля с размером зерна 70 нм предел текучести возрастает при увеличении скорости растяжения с 10^{-3} с^{-1} до 10^{-1} с^{-1} при комнатной температуре. Коэффициент упрочнения может уменьшиться при этом, а пластичность – возрастет.

Зависимость Холла-Петча $\sigma_s = \sigma_0 + k d^{0.5}$, где σ_0 – решеточное трение, $k = f(G, b)$, G – модуль сдвига и b – значение вектора Бюргерса, для нанокристаллов может быть выражена через микротвердость $H = f(k d^{0.5})$. Многочисленные опыты по проверке этой зависимости в нанокристаллических чистых металлах и сплавах [1, 9, 12] показали, что она выполняется не во всем интервале значений $d = (2-100 \text{ нм})$ и существенно зависит от способа получения нанокристаллической структуры (табл. 1, табл.2).

Отклонение от выполнения закона Холла-Петча при значениях размера нанозерен 10-6 нм исследователи предположительно связывают с изменением механизма деформации в нанокристаллических материалах. По-видимому, такое предположение имеет право на существование, поскольку известно, что напряжение, необходимое для начала работы источника дислокаций, в нанозерне очень высокое, например, для никеля с размером зерен (размером дислокационного источника) 140 нм напряжение начала работы источника дислокаций равно 870 МПа при значении модуля сдвига никеля 95 МПа. Механические свойства некоторых нанокристаллических многофазных сплавов представлены в табл. 2. Как видно из табл. 2, сплав в аморфном состоянии может иметь предел прочности и выше ($FeCuNbSiB$), и ниже ($CoFeSiB$) [1,9-12] значения предела прочности нанокристаллического (нанопазного) сплава. Что касается пластичности, то при переходе в нанокристаллическое состояние пластичность возрастает, если процесс сопровождается релаксацией внутренних упругих напряжений. Большой эффект (δ увеличивается с 2 до 80% для сплава $PdCuSi$) достигается, если кристаллизацию проводить в условиях ползучести [1,11,12], когда возникает наиболее мелкое нанозерно (4-10 нм) и идут релаксационные процессы.

Механизм пластической деформации нанокристаллических материалов. Результаты исследования деформации методом “*in situ*” [10,11,13] показывают, что деформация растяжением нанокристаллического никеля с размером зерна 30-70 нм [1,13] реализуется как за счет дис-

локационного скольжения (рис.1, а), так и за счет разворота нанозерен (рис.1, б) В более крупных зернах возникают дислокационные скопления у границ зерен. В мелких нанозернах дислокации неподвижны, и нанозерна испытывают разворот, что, как правило, сопровождается увеличением плотности зернограницных дислокаций и возникновением деформационной полосы по границам нескольких нанозерен.

Т а б л и ц а 1

Микротвердость (H), предел текучести (σ_s), предел прочности (σ_b) нанокристаллических чистых металлов с разным размером зерен (d)[1,9,12]

Металл	Изменение (от и до) d , нм	Изменение (от и до) H , ГПа	Изменение (от и до) σ_s , МПа	Изменение (от и до) σ_b , МПа	Изменение (от и до) δ , %	Способ получения.
Al	1500-200	0.3-1.2	13-26	42-176	20-2	***
Ti	50000-40	0.8-6.7	275-980	420-1310	29-5	***
Pd	1500-5	1-3	50- 249	75-270	-	*
Cu	1500-5	0.5-2	-	-	-	*
Cu	50000-50	0.4-1	-	-	-	*
Cu	50-6	0.8-2.5	-	-	-	*
Ag	1500-100	0.3-0.3	-	-	-	*
Fe	1500-10	2-10.5				*
Ni	1500-15	1.5-6.2	205-940	300-1040	40-25	*
Ni	10000-16	0.15-0.7	-	-	-	**
Se	50-10	3-10	-	-	-	**
Cu	200-70	1.0-1.4	-	-	-	***
Cu	80-10	0.9-2.1	60-365	120-650	60-30	***
Fe	100000-80	1.8-4.5	375-1010	480-1100	25-15	***
Mo	500-50	1.0-6.0	-	-	-	***
W	200-40	3.0-6.2	-	-	-	***
Cr	1500-70	-	313-780	485-960	-	***

*- сублимация, **- механоактивация, ***- ИПД

Р и с. 1. Электронно-микроскопические снимки структуры нанокристаллического никеля (а- $d \leq 70$ нм; б- $d \leq 30$ нм), деформированного до разрушения в колонне электронного микроскопа (*in situ*): а- $\Delta \epsilon = 0.15$; б- $\Delta \epsilon = 0.35$; в- $\Delta \epsilon = 0.95$ мкм. Ось растяжения совпадает с горизонтальной осью снимка

Деформация нанокристаллической меди с размером зерна 30 нм (рис.2) реализуется, главным образом, за счет разворота зерен относительно друг друга [1,10]. Было определено, что при этом они разворачиваются относительно друг друга на углы от 0.5 до 30° при увеличении степени деформации от нуля до разрыва. Вызывают разворот нанозерен, повидимому, внутренние напряжения, которые накапливаются и концентрируются в тройных стыках нанозерен, а после разворота нанозерен – перераспределяются и частично уменьшаются. Дислокации внутри зерен нанокристаллической меди в процессе деформирования остаются неподвижными. В то же время дефектность границ нанозерен существенно возрастает, границы нанозерен «уширя-

ются», что указывает на активные деформационные процессы, идущие по границам нанозерен. Разворот нанозерен сопровождается, наиболее вероятно, возникновением несплошности по границам зерен. Перед разрушением на границах нанозерен накапливаются микротрещины и микропоры, которые объединяясь, приводят к разрушению.

Р и с. 2 Электронно-микроскопические снимки структуры нанокристаллической меди ($d=30$ нм), продеформированной до разрушения в колонне электронного микроскопа (*in situ*): а- $\Delta\varepsilon=0.15$; б- $\Delta\varepsilon=0.35$; в- $\Delta\varepsilon=0.95$ мкм

Т а б л и ц а 2

Размер нанозерна (d), микротвердость (H), предел текучести (σ_s), предел прочности (σ_B), и относительное удлинение (δ) сплавов в различных структурных состояниях. [1,9,11,12]

Сплав	Изменение (от и до) d , нм	Изменение (от и до) H , ГПа.	Изменение (от и до) σ_s , МПа	Изменение (от и до) σ_B , МПа	Изменен (от и до) δ , %	Способ получения
Ст.3	100000-80	-	220-980	435-1005	25-8	***
ВТ-6	120000-40	-	950-1080	1050-1350	9-7	-«-
TiAlNb	25-10	5.5- 3.5	-	-	-	****
FeCuSiB	100-25	8-10	-	-	-	-«-
FeSiB	100-25	6,2-11,8	-	701-1150	-	-«-
-«-	100-25	8,8-13,5	-	-	-	-«-
-«-	25- 8	13,5- 6,0	-	-	-	-«-
-«-	АМС	9.4	-	-	-	
FeCuNbSiB	200-6	6,0- 15,0	140-2180	140-2280	0-0.8	-«-
-«-	АМС	13.6	2000	2100	1.8	
FeCSi	500-25	-	3480-3860	-	-	-«-
FeMoSiB	200-10	6,1-10,0	-	-	-	-«-
CoFeSiB	100-25	10,5-13,0	945-1880	950-2100	0-2.6	-«-
-«-	25-8	13,0- 9,0	-	-	-	-«-
-«-	АМС	11.0	-	1180	0	
PdCuSi	100-10	4,0- 7,5	60-310	140-550	4.3	-«-
-«-	10-4	7,5- 2,8	310-350	550-710	4.3-30	-«-
-«-	АМС	4.6	-	820	0	
TiAl	625-25	3,0-12,0	-	-	-	**
-«-	25-12	12,0- 6,5	-	-	-	-«-
Nb ₃ Sn	100-6	8,0-9,0	-	-	-	-«-
NbAl ₃	100-20	3,8-7,0	-	-	-	-«-
-«-	20-9	7,0-5,7	-	-	-	-«-
Al-1,5%Mg	150-16	0,4-1,6	-	-	-	***
AlMgLiZr	500-20	-	-	490-680	-	
TiN	40	21,0	-	-	-	-«-
Y12A	2000-20	4.0-12.0	-	-	-	-«-
12X25T	2000-50	1.8-6.5	-	-	-	-«-
AlNiCeFe	2000-80	-	-	120-1560	-	-«-
Al ₂ O ₃	70	22,0	-	3750	-	*
Ni ₃ Al	1000-60	-	-	780-3000	-	
ZrO ₂	150	6,4	-	-	-	-«-
TiO ₂	10	17,0	-	-	-	-«-
SiN	400	18.0	-	-	-	-«
TiN	82-30	10.7-25.0	-	-	-	-«-
ZrN	140-20	6.5-19.8	-	-	-	-«-

*- сублимация, **- механоактивация, ***- ИПД, ****- нанокристаллизация АМС

В нанокристаллическом титане при деформации растяжением также наблюдается активизация ротационных мод деформации и появление деформационных сдвиговых полос по границам нескольких нанозерен. Наряду с этим, в нанокристаллическом титане с увеличением степени деформации возникают в нанозернах микродвойники одинаковой ориентации [1,12], что, по-видимому, связано с активизацией ротационных мод деформации, вызывающих увеличение пластичности материала.

На рис. 3 а,б,в,г, приведены электронно-микроскопические снимки одного и того же места микроструктуры нанокристаллического сплава Al+1%Hf после последовательно увеличивающейся степени деформации растяжением (метод "in situ"). Из рис.3 видно, что деформация реализуется дислокационно-ротационным механизмом деформации (с увеличением степени деформации происходит разворот нанозерен и увеличивается плотность зернограницных дислокаций). На границе нанозерен присутствуют частицы фазы, размер которых не более 10 нм. С развитием деформации частицы фаз, по-видимому, затрудняют выход из границы дислокаций, с одной стороны, а, с другой – частицы фаз, взаимодействуя с зернограницными дислокациями, испытывают «растворение». Одновременно с этим в объеме нанозерен наблюдается возникновение дисперсных фаз, размером не более 1 нм, что, несомненно, вызывает упрочнение объема нанозерен.

Р и с. 3. Электронно-микроскопические последовательные снимки одного и того же места деформируемого в колонне электронного микроскопа нанокристаллического ($d = 60$ нм) сплава Al+1% Hf :

а- $\Delta\epsilon = 0,38$; б- $\Delta\epsilon = 0,48$; в- $\Delta\epsilon = 0,60$; г- $\Delta\epsilon = 2,00$ мкм.

Результаты исследования деформации растяжением нанокристаллического сплава $\text{Fe}_{73,5}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13,5}\text{B}_9$ [1,11-13] непосредственно в колонне электронного микроскопа показывают, что процесс деформации реализуется ротациями цепочки нанозерен и развивается вдоль границ нанозерен, образуя в направлении действия максимальных сдвиговых напряжений узкие деформационные полосы.

На рис. 4 приведены характерные снимки поверхности разрушения нанокристаллических молибдена (позиция «1»), меди (позиция «3») и сплавов (позиции «2» и «4»). И в том, и другом случаях разрушение происходит по границам нанозерен, с той разницей, что в случае нанокристаллической меди развитие микротрещины происходит по границе нескольких одинаково ориентированных нанозерен, чем обеспечивается более высокая низкотемпературная пластичность нанокристаллической меди [1,9,14] (рис.4 б,в позиция «3»).

Остановимся на особенностях деформационного разрушения полученной наноструктуры, на примере сплава Al+1%Hf. Процесс развития

Р и с. 4. Электронно-микроскопические снимки поверхности разрушения: 1- Мо; 2- сплава $\text{Fe}_{73,5}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13,5}\text{B}_9$ (а- $d=50$, б- $d=60$, в- $d=900$; 2- $d=6$, б- $d=10$, в- $d=10$ нм); 3- Cu и 4 – сплава $\text{Pd}_{81}\text{Cu}_7\text{Si}_{12}$ (а- $d=20$, б- $d=20$, в- $d=40$; 2- $d=4$, б- $d=10$, в- $d=40$ нм).

деформации и разрушения наблюдался непосредственно в колонне электронного микроскопа методом “*in situ*”. На рис.5, *а* и на схеме рис.5, *б* показаны последовательные стадии развития микротрещины в нанокристаллическом сплаве Al+1%Hf. Отметим основную характерную особенность развития деформации и разрушения. Как уже было отмечено выше, деформация развивается по границам нанозерен и реализуется дислокационными и ротационными модами деформации. Ротационные моды деформации на границах нанозерен возникают несплошности, которые формируют микропоры. С увеличением степени деформации дислокационные моды деформации вызывают перенапряжения в тройном стыке нанозерен, в котором зарождается предвестник микротрещины (один или несколько), который, как правило, развивается перед острым концом микротрещины (рис.5 *а,б* позиции «1» и «2»). Дислокационные моды деформации в тройном стыке нанозерен перед острым концом микротрещины продолжают вызывать перенапряжения и приводят к слиянию предвестника микротрещины с микропорой (рис.5 *а,б*, позиция «3»).

Р и с. 5. Электронно-микроскопические снимки развития (*а*) и схемы (*б*) микротрещины в сплаве Al+1%Hf при исследовании деформации методом “*in situ*”.

Цифры: 1 – $\Delta\epsilon=2.0$ мкм; 2 – $\Delta\epsilon=2.6$ мкм; 3 – $\Delta\epsilon=2.9$ мкм

Что касается поверхностей хрупкого разрушения, приведенных на снимках рис.4а и рис.4г для позиций «1», «2», «3» и «4», то в этих случаях в материале обнаружены высокие внутренние упругие напряжения, которые подавляют эффект размера зерна.

Итак, уменьшение размера зерна до десятков нанометров в нанокри-

сталлических металлах и сплавах сопровождается ростом их прочности и твердости. На основании результатов исследования деформации ГЦК, ОЦК и ГПУ нанокристаллических материалов методом “*in situ*” можно, по-видимому, считать справедливым для всех исследованных нанокристаллических структур следующее положение: с уменьшением размера нанозерна в нанокристаллическом материале при деформации растяжением возникают ротационные моды, которые приводят к смене дислокационного механизма деформации на дислокационно-ротационный, а вследствие своей кооперативности приводят к развитию по границам нанозерен мезоскопических деформационных сдвигов. Развитие ротационных мод деформации в нанокристаллических материалов приводит к появлению ротационной пластичности в виде образования мезоскопических сдвигов по границам зерен и к возникновению микропор и микротрещин. Последние приводят к разрушению материала.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Носкова Н.И., Мулюков Р.Р. Субмикрокристаллические и нанокристаллические металлы и сплавы. Екатеринбург: УрО РАН. 2003. 279 с.
2. Birringer R., Gleiter H. Nanocrystalline Materials.// Encyclopedia of materials science and engineering, Suppl. 1988. V. 1. P. 339-349.
3. Valiev R.Z. and Musalimov R.Sh. High-Resolution Transmission Electron Microscopy of Nanocrystalline Materials. // The Physics of Metals and Metallography. 1994. V.78. № 6. P. 666-670.
4. Носкова Н.И., Пономарева Е.Г., Мышляев М.М. Строение нанофаз и границ раздела в нанокристаллическом многофазном сплаве $Fe_{73}Ni_{0.5}Cu_1Nb_3Si_{13.5}B_9$ и в нанокристаллической меди. // ФММ. 1997. Т. 83. №5. С. 73-79.
5. Носкова Н.И., Сериков В.В., Глазер А.А., Клейнерман Н.М., Потанов А.П. Электронно-микроскопическое и мессбауровское исследование структуры и строения сплава $Fe_{73.5}Cu_1Nb_3Si_{13.5}B_9$ в нанокристаллическом состоянии. // ФММ. 1992. № 7. С. 80-86.
6. Surinach S., Otero A., Baro M.D., Tonejc A.M., Bagovic D. Nanocrystallization of amorphous FeCuNbSiB based alloys. // NanoStructured materials. 1995. V.6. № 1-4. P. 461-464.
7. Noskova N.I., Ponomareva E.G. Structure transformations in amorphous Fe, Co, and Pd based alloys at transition in a nanocrystalline state.// NanoStructured Materials. 1997. V. 9. P. 379-382.
8. Valiev R., Korznikov A., and Mulyukov R. Structure and properties of ultrafine-grained materials produced by severe plastic deformation.// Materials Science and Engineering. 1993. V. A168. P. 141-148.
9. Носкова Н.И. Структура, прочность и пластичность аморфных и нанокристаллических материалов. // ФММ, 1998. V. 86. № 2. С. 179-190.
10. Noskova N.I., Volkova E.I. In situ Study of Deformation of Nanocrystalline Copper.// The Physics of Metals and Metallography. 2001. V. 91. No.6. P. 629-635.

11. *Noskova N.I., Volkova E.G.* In situ Investigations of Deformation in Nanocrystalline $\text{Fe}_{73.5}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$ Alloy // Physics of Metals and Metallography. 2001. V. 92. №4. P. 421-425.
12. *Noskova N.I.* Structural Features, and Mechanisms of Deformation of Nanocrystalline Materials // J. Phys. Metals and Metallography. 2002. Suppl. V.94. P.S119-S130.
13. *Носкова Н.И.* Образование мезоскопического деформационного сдвига в нанокристаллических материалах.// Вопросы материаловедения. 2002. №1(29). С. 309-313.
14. *Noskova N.I., Korznikov A.V.* Plasticity and Fracture of Nanostructured Materials // J. Phys. Metals and Metallography. 2002. Suppl. V.94. P.S24-S29.

Работа выполнена при финансовой поддержке грантов Р Урал № 01-03-96436 и Р Урал № 02-02-96413

УДК 539.21

В.А. Путилин, А.М. Штеренберг

ОПРЕДЕЛЕНИЕ КОЭФФИЦИЕНТА МАССОПЕРЕНОСА МЕДИ В НИКЕЛЕ ПРИ КОРОТКОИМПУЛЬСНОМ ЛАЗЕРНОМ ВОЗДЕЙСТВИИ

Рассчитан коэффициент массопереноса меди в никеле при интенсивном лазерном облучении.

Изучение структурных изменений, происходящих в кристаллических твердых телах при прохождении по ним лазерно-индуцированных ударных волн, имеет фундаментальное значение для физики твердого тела. [1,2] Однако высокоскоростные методики исследования, позволяющие фиксировать изменения структуры материалов в процессе ударного деформирования, еще весьма несовершенны. В связи с этим возникает необходимость теоретического анализа процессов, происходящих в металлах, подвергнутых облучению короткими импульсами лазера. Для решения этой задачи большое практическое и теоретическое значение имеет определение кинетических параметров, в том числе коэффициента массопереноса.

Экспериментально исследовался массоперенос меди в никеле [3,4]. Образцы из технической чистого никеля после предварительной полировки и отжига в вакууме покрывались слоем меди толщиной ~ 1 мкм посредством вакуумного напыления. После этого их со стороны слоя меди подвергали воздействию моноимпульсов рубинового лазера с модулированной добротностью. Плотность мощности поглощенного излучения составляла 10^9 - 10^{10} Вт/см², а длительность импульса – 30 нс. При этом давление в лазерно-индуцированных ударных волнах составило ~ 20 ГПа. Скорость нагружения оценивалась как $\sim 10^7$ с⁻¹.

После облучения образцы разрезались по диаметру пятна для исследования приповерхностных слоев в зоне воздействия. С целью исключения возможного шаржирования поверхности микрошлифа частицами меди в процессе механического полирования проводилась дополнительная химическая полировка поверхности микрошлифа.

Был осуществлен количественный микрорентгеноспектральный анализ распределения меди в никеле по глубине облученной зоны на микроанализаторе «Суперпроб-739». В образцах, после лазерного воздействия, была выявлена зона твердого раствора меди в никеле. В распределении меди наблюдается четко выраженный максимум на глубине около 80 мкм от поверхности, а полная глубина проникновения атомов меди была порядка 300 мкм.

Наличие концентрационного пика в распределении меди в никеле указывает на то, что перенос вещества осуществляется непосредственно фронтом лазерно-индуцированной ударной волны. Приближенный расчет показывает, что за время лазерного импульса ($\tau=30$ нс) фронт ударной волны (скорость $v > 6 \cdot 10^3$ м/с) переместится на расстояние $\ell > 180$ мкм. Глубина залегания концентрационного пика меди в никеле имеет тот же порядок величины.

Оценка коэффициента массопереноса по формуле

$$D = \frac{z^2}{4t}, \quad (1)$$

где z - максимальная глубина проникновения меди в никель, t - время пробега по толщине образца лазерно-индуцированной ударной волны ($t \sim 1$ мкс), показывает, что он имеет аномально высокое значение ($D \approx 0,023$ м²/с). Можно предположить, что при определенных скоростях