Math-Net.Ru

Общероссийский математический портал

М. А. Выбойщик, Ю. А. Слоневский, И. М. Неклюдов, А. А. Пархоменко, Влияние электронного облучения на зернограничную релаксацию в никеле, *Вестн. Сам. гос. техн. ун-та. Сер. Физ.-мат. науки*, 2004, выпуск 27, 118–123

DOI: <https://doi.org/10.14498/vsgtu287>

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: 3.93.64.190

26 апреля 2023 г., 13:39:50

типа (малоугловые, большеугловые, двойниковые). В периферийной части наблюдались многочисленные двойники радиального типа, «побочные» двойники и узлы множественного двойникования. В ядрах сферолитов меди была обнаружена текстура, характерная для пентагональных кристаллов. Проведенные исследования дают основание предположить, что пентагональные кристаллы, дендриты и сферолиты имеют единую кластерно – дисклинационную природу.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК:

1. Гамбург Ю.Д. Электрохимическая кристаллизация металлов и сплавов. М.: Янус – К. 1997. 288 с.
2. Froment M., Mourin C. Structure et cristallogenese des depots electrolytiques de nickel // I.Microscope. 1968. V.7. P.39-50.
3. Wit R. Partial disclinations// J. Phys.C.: Solid State Phys. 1972. V.5. P.529-534.
4. Gryaznov V.G., Heidenreich I., Kaprelov A.M., Nepijko S.A., Romanov A.E., Urban I. Pentagonal symmetry and disclinations in small particles // Crystal Research Technology. 1999. V.34. №9. P.1091-1119.

УДК 539.31

М.А. Выбойщик, Ю.Н. Слоневский, И.М. Неклюдов, А.А. Пархоменко

ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ НА ЗЕРНОГРАНИЧНУЮ РЕЛАКСАЦИЮ В НИКЕЛЕ

Важность процессов, происходящих на границах зерен в металлах, как в обычных условиях, так и под облучением всегда определяли значительный интерес исследователей, что отмечается в обзорных работах [1-5]. С изменением структуры и свойств границ зерен при воздействии облучения связывают такие явления, как высокотемпературное охрупчивание (ВТРО), радиационную ползучесть, неравномерность радиационного набухания. Изучение зернограницной релаксации (ЗР) методом внутреннего трения (ВТ) позволяет оценить суммарный вклад различных факторов на поведение границ зерен под воздействием циклических механических напряжений.

Реакторные эксперименты по влиянию облучения на ЗР ряда металлов (железа, алюминия, никеля) описаны в работах [6,7].

В настоящей работе изучено влияние облучения электронами и γ -квантами различных энергий на ЗР в никеле электронно-лучевого переплава (Ni_0) и никеле технической чистоты (Ni_T). Образцы облучали частицами с энергией: 1) 8 МэВ – энергия ниже порога ядерных реакций; 2) 23 МэВ – энергия порога ядерных реакций; 3) 225 МэВ – энергия выше порога ядерных реакций, в результате которых образуются продукты деления атомов Ni. Одним из основных продуктов ядерных реакций являются атомы He, присутствие которых сильно влияет на свойства металлов.

Методика эксперимента. Для проведенных исследований использовали плоские образцы, предназначенные для механических испытаний на растяжение с рабочей частью $10^{-2} \text{ м} \times 0,35 \times 10^{-2} \text{ м}$. Химический состав образцов приведен в табл. 1.

Т а б л и ц а 1

Химический состав образцов

ат. %	Co	Fe	Si	Mn	Mg	S	Zn	C	O	N	H
Ni_T	0,013	0,012	0,06	0,001	0,025	-	-	0,086	0,0006	0,0001	0,0002
Ni_0	0,0001	0,002	0,0004	0,0001	0,0003	0,001	0,0001	0,009	0,0015	0,0005	0,0001

После вырубки из листа на специальном штампе образцы отжигали при 800°C один час в вакууме 10^{-2} Па и охлаждали с печью. Затем образцы облучали на ускорителе электронов ННЦ ХФТИ (г. Харьков). Размер зерна используемых образцов до и после облучения составил $(0,12-0,14) \times 10^{-3} \text{ м}$. Достигнутые дозы облучения, концентрации He и температуры облучения приведены в табл.2.

Дозы облучения, концентрации He, температуры облучения образцов

Материал	№ образца	Доза (эл./м ²)	Концентрация He (10 ⁻³ ат.%)	Температура облучения (°C)
Ni ₀	1 (исходн.)	0	0	0
	2 (8МэВ)	10 ²²	0	200
	3 (225МэВ)	1,1х10 ²⁵	0,4	400
	4 (225МэВ)	1,1х10 ²⁵	2,5	180
	5 (225МэВ)	4х10 ²⁴	5	180
	6 (225МэВ)	4х10 ²⁴	9	300
Ni _T	7 (исходн.)	0	0	0
	8 (23МэВ)	10 ²³	0	200
	9 (225МэВ)	4х10 ²⁵	6	200
	10(225МэВ)	4х10 ²⁵	15	400
	11(225МэВ)	4х10 ²⁵	30	200

В номере образца в табл.2 приведены также определяющие условия эксперимента. Для каждой точки использовали не менее двух реальных образцов.

Измерение ВТ выполнено на установке, специально разработанной и изготовленной для плоских образцов указанной геометрии. Образец устанавливался в датчик типа обратного крутильного маятника. В образце возбуждали крутильные колебания с частотой 1 – 10 Гц и максимальной амплитудой деформации (2-7)х10⁻⁵. Прибор автоматически поддерживал постоянную амплитуду деформации образца и осуществлял непрерывную запись температурной зависимости ВТ. Нагрев образца производили со скоростью не выше 10⁰ в минуту до 800°С. Измерение ВТ проводили в вакууме с остаточным давлением не выше 10⁻² Па. Энергию активации максимума ВТ определяли по его частотному сдвигу на одном образце и по полуширине максимума ВТ.

Экспериментальные результаты. Температурные зависимости ВТ (без учета фона для Ni₀) показаны на рис.1. Зависимость ВТ исходных (необлученных) образцов имеет устойчивый максимум, который не изменяет своего положения при многократном повторении измерений. На облученных образцах наблюдается смещение положения максимума ВТ. Температурное положение максимумов ВТ облученных образцов неустойчиво и в процессе многократного повторения измерений, т. е. отжига, смещается в сторону низких температур до тех пор, пока не достигнет стабильного положения.

Рассчитанные значения энергии активации зернограницного максимума ВТ оказались равными: для Ni₀ исходного – 2,0эВ, для Ni₀ облученного – 1,1эВ, для Ni_T исходного – 2,2эВ, для Ni_T облученного – 1,2эВ. Температура и энергия активации максимума ВТ для исходных образцов совпадают со значениями, характерными для низкотемпературного релаксационного зернограницного максимума ВТ чистого Ni (по данным [8]). Полученные результаты свидетельствуют о том, что энергия активации для исходных образцов хорошо соответствует значению энергии активации самодиффузии, а для облученных образцов – энергии активации самодиффузии по границам зерен [9,10].

Вычисленные значения энергии активации позволили привести результаты измерений к одной частоте в 1 Гц и сравнить их, что показано на рис.2. Положение максимумов ВТ после облучения смещается в сторону более высоких температур относительно исходных значений как для Ni₀ (если мысленно экстраполировать кривые до не отожженного состояния), так и для Ni_T, что было показано и в реакторных экспериментах [7]. Отжиг облученных образцов, т.е. многократное измерение температурной зависимости при воздействии малых деформаций, смещает максимум в сторону более низких температур. Для образцов №2 и №8 отжиг практи-

чески возвращает в исходное положение максимума. Максимум ВТ для образцов, облученных электронами с энергией выше пороговой, смещается, в результате отжига значительно ниже исходного значения, до нового устойчивого положения.

Р и с. 1. Изменение положения максимума ВТ в процессе отжига

Р и с. 2. Зависимости температуры максимума ВТ от времени отжига

По результатам проведенных экспериментов и сопоставления их с известными результатами по радиационному охрупчиванию [11,12] можно сделать следующие выводы.

1. Характер и скорость изменения положения максимума ВТ в процессе отжига для облученных образцов, не содержащих He, и для образцов, содержащих He, значительно отличаются.
2. Температурный сдвиг максимума ВТ в область низких температур наблюдается на облученных образцах при наличии He, подобно явлению ВТРО.
3. Увеличение дозы облучения и, особенно, концентрации He обуславливает смещение максимума ВТ в область низких температур, подобно тому, как рост дозы облучения и, особенно, концентрации He вызывает смещение температуры начала проявления ВТРО.

Качественное подобие результатов, полученных разными методами исследования дает возможность говорить о подобии механизмов, лежащих в основе сопоставляемых явлений.

Существуют два основных фактора, влияющих на зернограничную релаксацию образцов Ni, облученного электронами: первый (видимо основной) фактор – наличие атомов He в позициях замещения или комплексов вакансии – атом He; второй фактор – взаимодействие реше-

точных дислокаций с границами зерен, что приводит к увеличению плотности подвижных или неравновесных зернограницных дислокаций.

Для оценки влияния указанных факторов в отдельности были проведены следующие эксперименты

I. Исследование влияния He, имплантированного в Ni, на зернограницную релаксацию. Имплантация осуществлялась в тлеющем разряде в среде гелия по методике, разработанной в ИИИ (г. Киев) до концентраций $(3-9) \times 10^{-4}$ ат.%. Образцы, условия проведения, оборудование использовались то же.

Такой вариант насыщения оправдывает себя тем, что согласно [13] глубина проникновения He в материал оказалась значительно, большей чем расчетная, и насыщаются не только поверхность, но и тело образца.

Результаты эксперимента приведены на рис.3. Зависимость ВТ с индексом 1 соответствует первому измерению, на которой хорошо просматриваются два максимума А и В. Максимум ВТ «А» – результат зернограницной релаксации, его температурное положение совпадает с положением максимума ВТ исходных образцов. Максимум «В», скорее всего, примесный. Ускоренная диффузия по границам зерен приводит к возникновению неравновесной концентрации He на границах, которая в процессе измерения выравнивается, чему способствует диссоциация комплексов He – вакансии. Температура распада указанных комплексов по данным [14] хорошо совпадает с температурой максимума «В». Последующие измерения максимума «А», также как и «В», в сторону меньших температур. В результате многократного повторения измерений, т. е. отжига под воздействием повторнопеременных напряжений, максимум «А» смещается до тех пор пока не достигнет стабильного положения.

Р и с.3. Температурная зависимость ВТ (Q).

Кинетика смещения максимума «А» и «В» показана на рис.4. После стабилизации положения максимума «А» определяли энергию активации по частотному сдвигу. Энергия активации оказалась равной $\approx 1,1$ эВ. У исходных образцов, ненасыщенных He, она равна 2,2эВ.

Характер поведения зернограницного максимума ВТ образцов Ni с имплантированным He подобен поведению ВТ образцов, облученных электронами с энергией 225МэВ, с той лишь разницей, что время достижения стабильного положения меньше (рис. 4). При последующих измерениях максимум «В» смещается в сторону низких температур с большей скоростью, чем максимум «А», и, «догнав» максимум «А», сливается с ним.

Р и с. 4. Изменение положения максимума ВТ

Смещение максимумов ВТ можно объяснить следующим механизмом. Во время измерения ВТ (нагрев плюс приложенное повторно-переменное напряжение) происходит диссоциация комплексов гелий-вакансия и освободившийся He диффундирует по межузлиям (энергия акти-

вации диффузии по межузлиям меньше, чем с участием вакансий [15]) из приграничных областей в границу зерна или захватывается движущимися дислокациями. Дислокации при взаимодействии с границей зерна либо диссоциируют, либо тормозятся, а атомы гелия их атмосфер захватывает граница зерна. Атомы гелия, насыщая границу, повышают ее энергию, облегчая тем самым ЗР и проскальзывание по ГЗ.

II. Исследование изменения зернограницной релаксации исходных и облученных образцов Ni при взаимодействии границ зерен с матричными дислокациями. Сделана попытка оценить интегральную дислокационно-адсорбционную способность границ зерен, основываясь на том факте, что именно «наведенное» (стимулированное) проскальзывание по границам зерен является основным механизмом разрушения облученных и деформированных при $T \geq 0,45T_{пл}$ металлов. В качестве «способа доставки» дислокаций на границы было использовано предварительное высокотемпературное деформирование ($T_{деф} = 600^\circ\text{C}$) [16,17] на 0,7; 1,0; 5,0; 6,0 % и 1,0; 2,0; 5,0; 15,0 % соответственно для облученных и исходных образцов Ni технической чистоты (состав – табл.1).

Р и с. 5. Температурная зависимость ВТ (Q) исходных деформированных образцов

Р и с. 6. Смещение максимума ВТ(Q) в зависимости от степени деформации

6% деформации (причем зарождение первых зернограницных трещин наблюдается уже с $\approx 9\%$ деформации); причиной такого поведения ВТ может явиться повышение энергии границ зерен (повышение степени неравновесности) с увеличением концентрации He, что было показано в [18], а с помощью компьютерного моделирования [19] удалось установить прямую зависимость степени неравновесности границ и способности поглощать решеточные дислокации. Кроме того, подвижные решеточные дислокации, имеющие атмосферы атомов He, доставляют их в приграничные области в границу. Атомы He, легко перемещаясь по межузлиям, образуют комплексы вакансии – атом He, которые могут диссоциировать либо в поле упругих напряжений, либо термоактивационно с образованием избыточных вакансий. Такое поведение атомов He приводит к облегчению диссоциации решеточных дислокаций.

По изменению положения максимума ВТ можно судить о способности проскальзывания по границам. Температурная зависимость ВТ для рассматриваемого случая приведена на рис.5, а величины смещения максимума ВТ в зависимости от степени деформации – на рис.6.

Полученные результаты позволяют отметить: во-первых, как в исходном, так и в облученном образцах наблюдается сдвиг максимума ВТ в сторону низких температур, что свидетельствует об облегчении проскальзывания по границам зерен; причина – повышение плотности подвижных дислокаций в границе; во – вторых, в исходных образцах присутствует эффект насыщения, что можно объяснить увеличением плотности дислокаций в приграничной зоне и это, соответственно, приводит к затруднению диссоциации решеточных дислокаций; в – третьих, в облученных образцах нет насыщения вплоть до

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Habraken L., Gaspard C.* // *Metallurgie* 1975. Vol.15. №4. P. 204-221.
2. *Gleiter H.* // *Mat.Sci. and Eng.* 1982. Vol.52. P. 91-131.
3. *Копецкий И.В., Фионова Л.К.* Границы зерен //Итоги науки и техники ВИНТИ. Металловедение и термическая обработка. 1986. Вып.20. С. 53-97.
4. *Ганн В.В., Зеленский В.Ф., Неклюдов И.М., Ожигов Л.С., Юдин О.В.* // ВАНТ.Сер:Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение. 1979. Вып.3(11). С. 36-41.
5. *Зеленский В.Ф., Кирюхин Н.М., Неклюдов И.М., Ожигов Л.С., Пархоменко А.А.* Высокотемпературное радиационное охрупчивание материалов. Харьков 1983. 322 с.
6. *Bose S.K., Mishra R., Bhattacharya D.L.* // *Acta Met.* 1972. Vol.20. №3. P. 469-471.
7. *Гриник Э.У., Карасев В.Ф., Палиоха И.И.* // ВАНТ.Сер:Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение. 1978. Вып.1(6). С. 28-31.
8. Метод внутреннего трения в металловедческих исследованиях. Справочник. М.: Металлургия, 1991. 560 с.
9. *Гребский М.В.* Структура границ зерен в металлах. М.: Металлургия, 1972. 352 с.
10. *Глейтер Г., Чалмерс Б.* Большиеугловые границы зерен. М.: Мир, 1975. 425 с.
11. *Паришин А.М., Неклюдов И.М., Камышанченко Н.В. и др.* Физика радиационных явлений и радиационное материаловедение. М.: Наука. 1998. 378 с.
12. *Зеленский В.Ф., Неклюдов И.М., Ожигов Л.С. и др.* Некоторые проблемы физики радиационных повреждений.- Киев: Наукова думка, 1979. 282 с.
13. *Гуревич М.Е., Журавлев А.Ф., Ларионов Л.Н., Рясный А.В.* Кинетический и диффузионный этапы проникновения гелия в металлы из низкотемпературной газоразрядной He-H плазмы. // ВАНТ.Сер.:ФРПИРМ. 1988. Вып.4. С. 53-56.
14. *Черников В.Н., Захаров А.П., Казанский П.П.* // ВАНТ. Сер.:ФРП и РМ. 1989. Вып. 2. С.83-94
15. *Wilson W.D.* // *Rad. Eff.* 1983/ Vol. 78. P.11-24/
16. *Lojowski W., Wyzykowski J.* // *Scripta Met.* V.22. №1. 1988. P. 57-59.
17. *Кайбышев О.А., Валиев Р.З.* Границы зерен и свойства металлов М.: Металлургия, 1987. 214 с.
18. *Герасименко В.И., Михайлевский И.М.* // ВАНТ. Сер.ФРП и РМ. Вып.51. 1989. С.53.
19. *Бойко В.С., Мазилова Т.И., Сидоренко И.И.* Компьютерное моделирование на атомном уровне взаимодействия точечных, линейных и поверхностных дефектов. //Радиационное материаловедение. Т.5. Харьков: Наукова Думка. 1990. С. 134-141.

УДК 669.14:621.317:539.4

В.В. Грачев, А.В. Громова, В.Я. Целлермаер, М.П. Ивахин, Э.В. Козлов

ЭВОЛЮЦИЯ ДИСЛОКАЦИОННЫХ СУБСТРУКТУР В МАЛО- И СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЯХ ПРИ ВОЛОЧЕНИИ

Выполненные в данной работе исследования методами электронной дифракционной микроскопии позволяют проследить эволюцию дислокационной субструктуры ряда углеродистых феррито-перлитных сталей, которая имеет место в процессе волочения. Определены количественные параметры субструктур и установлены связывающие их зависимости.

Согласно современным представлениям, процесс пластической деформации является многоуровневым. На стадии развитой пластической деформации, наблюдающейся при обработке металлов давлением, для корректного описания процессов формоизменения необходимо знание характера и закономерностей эволюции дефектной структуры. В ходе технологических процессов исходные металлические заготовки претерпевают значительные пластические деформации различного вида и степени интенсивности. В условиях сложной деформации в металлическом материале формируются различного типа дислокационные субструктуры. Это обстоятельство оказывает существенное влияние на сопротивление материала деформированию и разрушению [1]. Однако до настоящего времени изучение дислокационных субструктур проводилось, главным образом, в условиях сравнительно простого напряженно-деформированного состояния (однородной деформации) для моно- и поликристаллических образцов (например, Ni_3Fe), по своему химическому составу достаточно далеких от сталей и сплавов промышленного применения [2]. Поэтому задача исследования эволюции дислокационных субструктур сталей в условиях неоднородной пластической деформации, в широком интервале значений ее степени, несомненно актуальна и представляет интерес как в теоретическом, так и в практическом аспектах.

Холодное волочение проволоки относится к числу наиболее распространенных технологических операций обработки металлов давлением и отличается значительной неоднородностью деформации материала. Выполненный в данной работе анализ экспериментальных результатов