

се окисления наблюдается изменение соотношения масс фаз, связанное с фазовыми переходами в приповерхностном слое и, возможно, перераспределением атомов железа и кислорода между слоями. Для радиационно-термического окисления отмечено возрастание на порядок скорости формирования поверхностной структуры, обогащенной железом.

* Авторы выражают глубокую признательность С.В.Пащенко за помощь во время экспериментов по облучению образцов.

ЛИТЕРАТУРА

1. Фидлер Р. и др. // Поверхность. - 1984. - №7. - С.87.
2. Фидлер Р. и др. // Поверхность. - 1983. - №7. - С.111.
3. Хан Ашраф З. и др. // Поверхность. - 1985. - №1. - С.68.
4. Петрикин Ю.В., Алексеев В.Н., Бычков В.А. и др. // Заводская лаборатория. - 1983. - №11. - С.46.
5. Гитдовиц В.И., Голубев А.А. // Заводская лаборатория. - 1984. - №11. - С.46.
6. Aubertin F., Gonser U., Campbell S.J. // J.Phys.F.:Met. Phys. - 1984. - №14. P.2213.
7. Aubertin F., Gonser U., Campbell S.J. // J.Less-CommonMet. - 1984. - №101. P.437.
8. Барбаш О.М., Коваль Ю.Н. Структура и свойства металлов и сплавов. Кристаллическая структура металлов и сплавов. - Киев: Наукова думка, 1986.
9. Бабилова Ю.Ф., Вакар О.М., Грузин Н.Л. и др. // Известия вузов, физика. - 1983. - №7. - С.10.
10. Нефедов В.И. и др. // Металлофизика. - 1982. - №4. №3. - С.57.
11. Адигамов Б.Я., Лунин В.В., Мирошниченко И.И. и др. // Докл. АН СССР. - 1992. - Т.327. - №4-6. - С.489.
12. Фидлер Р. и др. // Поверхность - 1985. - № 3. - С.141-145.
13. Marwick A.D., Piller R.C., Sivell P.M. // J. Nuclear Materials. 1979. №73, V.1. P.35.
14. Шалаев А.М. Радиационно-стимулированные процессы в металлах. - М.: Энергоатомиздат, 1988.

К ВОПРОСУ О ВЛИЯНИИ ОБЛУЧЕНИЯ НА ЭНЕРГИЮ ДЕФЕКТА УПАКОВКИ МЕТАЛЛОВ

А. А. Пархоменко

Энергия дефекта упаковки (ЭДУ) является важной характеристикой кристаллических материалов, оказывающей значительное влияние на его физические и механические свойства [1]. Так, релаксационные характеристики, дислокационная и дефектная структуры деформируемых кристаллов, процессы отжига, скорость ползучести, пластичность материалов в значительной степени определяются величиной ЭДУ [2]. Она также играет важную роль и в поведении материалов под облучением. Анализ показал [3],

что величина инкубационного периода, скорость распухания, а также скорость радиационной ползучести металлов и сплавов зависят от величины ЭДУ. Однако в литературе нет данных по непосредственному наблюдению влияния облучения на саму величину ЭДУ материалов.

Целью данной работы является анализ экспериментальных данных, не противоречащих возможности влияния облучения в условиях отсутствия радиационно-стимулированной сегрегации примесных элементов.

К настоящему времени хорошо установлена связь величины ЭДУ с целым рядом процессов, проходящих в материалах, подвергающихся микро- и макро-деформациям при различных температурах:

а) поперечным скольжением и параметрами параболического деформационного упрочнения [1,2];

б) образованием ячеистой структуры [1,2]; в) плотностью двойников деформационного происхождения [1]; г) высотой зернограничного максимума внутреннего трения [1]; д) степенью расщепления дислокаций [1].

Рассмотрим в этой же последовательности результаты, полученные на облученных материалах при низких дозах (10^{-4} - 10^{-1} с.н.а.) и при температурах ($\leq 150^\circ\text{C}$), затрудняющих образование радиационных сегрегаций.

А. Было изучено влияние облучения высокоэнергетическими (e, γ) - пучками на пластическое течение никеля и аустенитной нержавеющей стали ОХ16Н1МЗТ, легированных скандием (0,02 - 0,1 вес. %), ванадия и малолегированного хромового сплава ВХ-2К [6].

В интервале температур проявления низкотемпературного радиационного охрупчивания ($20...350^\circ\text{C}$) все изученные материалы обнаруживают повышение степени проявления пластической нестабильности "типа Чернова - Людерса". При этом в материалах с ОЦК-решеткой, имеющих "площадки" в исходном состоянии, облучение приводит к увеличению ее протяженности, а следовательно, к задержке (подавлению) параболического деформационного упрочнения связанного с поперечным скольжением дислокаций.

Подобные эффекты наблюдаются и при облучении кристаллов LiF α -частицами [7]. Облучение привело к быстрому исчезновению "винтовых" лучей розеток дислокационного травления после вдавливания микроиндентора, т. е. к полному подавлению поперечного скольжения винтовых дислокаций.

Поскольку подавление (затруднение) поперечного скольжения связано с уменьшением энергии дефекта упаковки [1, 2], то полученные результаты могут быть объяснены снижением ЭДУ материалов при облучении.

Б. Известно, что снижение ЭДУ приводит к затруднению протекания процессов образования ячеистой структуры [1, 2]. Анализ экспериментов, проведенных на деформированных образцах никеля, облученных высокоэнергетическими (e, γ)-пучками до доз 10^{-4} - 10^{-1} с. н. а. [16], а также на никеле и аустенитной нержавеющей стали ОХ16Н15МЗБ, облученных α -частицами [8], показал, что во всех случаях наблюдается затруднение образования ячеистой структуры. Это также может быть следствием снижения

величины ЭДУ в никеле и аустенитной стали при облучении.

В. Величина ЭДУ связана с плотностью деформационных двойников соотношением [1]:

$$\alpha = \beta / \gamma, \quad (1)$$

где α - плотность двойников деформационного происхождения, β - коэффициент, связанный с плотностью дислокаций (величина которого считается неизменной при низких уровнях доз облучения), γ - величина энергии дефекта упаковки.

В этой связи было изучено влияние облучения ионами гелия с набором энергий 1-2 МэВ (для равномерного насыщения слоя глубиной ≤ 2 мкм) на плотность деформационных двойников в никеле. Эксперимент проводился следующим образом. Образцы в виде тонких ($\sim 0,3$ мм) пластин, с одной стороны насыщенные гелием (до $\sim 10^{-2}$ ат. %), деформировали при комнатной температуре со скоростью 2 мм/мин. Затем сравнивали при различных степенях деформации значения α с одной (необлученной) и другой (облученной) сторон образца. Установлено, что среднее значение α в необлученной части образцов $\leq 1\%$, в то время как в насыщенном гелием слое α равнялся 15-18%. Таким образом, результаты этого эксперимента также могут свидетельствовать в пользу нашего предположения.

Г. Еще Smallman [4] установил связь величины амплитуды пика зернограничной релаксации внутреннего трения (ΔE) и ширины диссоциации дислокаций (d): с увеличением d , величина ΔE линейно уменьшается. Для зернограничного внутреннего трения эта зависимость была проверена и подтверждена на ГЦК-материалах: Al, Cu, Ni, Ag [5].

Проведенные на Ni образцах, облученных высокоэнергетическими (ϵ, γ)-пучками [9], и на никеле, облученном нейтронами [10], эксперименты показали, что амплитуда зерно-граничного пика внутреннего трения (ЗГПВТ) уменьшается с увеличением дозы облучения. Это дает основание полагать, что в ГЦК-материалах облучение также приводит к увеличению ширины диссоциации зернограничных дислокаций, а значит к снижению их энергии дефекта упаковки.

Д. И, наконец, остановимся кратко (более подробно результаты представлены в работе [11]) на экспериментах по прямой оценке величины энергии дефекта упаковки зернограничных дислокаций материала с другим типом кристаллической структуры - вольфрама. Границы зерен бикристаллов W в виде острий для проведения экспериментов по полевой ионной микроскопии облучались in-situ низкоэнергетическими ионами гелия с энергией 0,35 кэВ. Концентрация гелия на границах зерен облученного вольфрама составляла $5 \cdot 10^{-3} \dots 0,5$ ат. %

Полуширина ядра зернограничных дислокаций $1/2 [110]$, непосредственно определенная по серии микрофотографий составляла 9 ± 2 А, что приблизительно вдвое превышает полуширину ядра дислокации в необлученном вольфраме.

Оценка в рамках теории упругости энергии зернограничного дефекта упаковки по ширине ядра дислокаций дает значение $0,16$ Дж/м². Для срав-

нения, величина энергии зернограничного дефекта упаковки в необлученном вольфраме $0,33 \text{ Дж/м}^2$

Таким образом, на основании проведенных исследований, основывающихся на представлениях о связи энергии дефектов упаковки с поперечным скольжением в материалах, плотностью двойников деформационного происхождения, величиной зернограничного пика внутреннего трения, а также прямых экспериментах по измерению ширины расщепления зернограничных дислокаций, можно сделать вывод, что облучение приводит к уменьшению энергии дефекта упаковки исследованных материалов.

В общем же случае, учитывающем влияние дозы и температуры облучения, изменение величины энергии дефекта упаковки можно представить в виде:

$$\Delta\gamma = \Delta\gamma_1 + \Delta\gamma_2 \quad (2)$$

где $\Delta\gamma_1$ - изменение энергии дефекта упаковки, определяемое непосредственно радиационной повреждаемостью (радиационными дефектами), а $\Delta\gamma_2$ - изменение величины энергии дефекта упаковки вследствие процессов радиационно-стимулированного перераспределения примесей. При этом, слагаемые могут входить в формулу (2) с различным знаком. Объединение примесями твердого раствора вследствие радиационно-стимулированной сегрегации должно приводить к увеличению энергии дефекта упаковки, а влияние радиационных дефектов и гелия в «чистом» виде, как сказано выше, может приводить к уменьшению энергии дефекта упаковки. Таким образом, суммарное изменение величины энергии дефекта упаковки является результатом действия двух конкурирующих механизмов, один из которых может приводить к увеличению, а другой к уменьшению искомой величины.

Электронно-микроскопические исследования облученных реакторных аустенитных сталей могут также служить подтверждением правильности последнего утверждения. Так в работе [12] обнаружено «сужение» дислокаций в облученной Fe-Cr-Ni стали, связываемое авторами с перераспределением примесей в результате облучения. В свою очередь, примером слагаемого со знаком минус могут служить недавно опубликованные результаты исследования дислокационной структуры стали OX16N15M3T, облученной α -частицами, где наблюдались после облучения в границах ячеек "расщепленные" дислокации [13].

Для ответа на вопрос о механизме влияния облучения нам необходимо привлечь, во-первых, достаточно давно установленную связь величины γ и электронной плотности материала [14] и, во-вторых, ряд экспериментальных данных по влиянию высокоэнергетического электронного облучения на микроструктуру материалов, полученных методом аннигиляции позитронов (времени жизни) [15].

Эксперименты показали, что после облучения до низких значений флюенсов Fe-Cr- и Fe-Cr-Ni сплавов в спектре времени жизни позитронов появляется вторая компонента -220-330 пс, соответствующая комплексам радиационных дефектов. Наличие в материале таких комплексов свиде-

тельствует о локальном снижении электронной плотности материала.

Таким образом, снижение энергии дефекта упаковки в облученных материалах может быть связано с уменьшением локальной электронной плотности материалов в областях радиационных дефектов, например, вакансионных кластеров, которые преобладают именно при низких флюенсах облучения.

Полученные результаты позволяют с новых позиций объяснить возникновение эффектов локализации пластической деформации и развития пластической нестабильности в облученных деформируемых материалах.

Если до этого полагалось, что эффекты радиационного упрочнения, охрупчивания, ползучести связаны с влиянием радиационных дефектов на пластическое течение материала (движение дислокаций), то теперь делается утверждение о том, что во внимание необходимо принимать и эффекты изменения в результате облучения свойств самих дислокаций (как матричных, так и зернограничных).

Примером такого учета является дислокационная модель интенсификации (ускорения) зернограничного разрушения облученных, деформируемых при высоких ($\geq 0,45 \dots 0,5 T_{пл}$) температурах материалов, в основе которой лежит эффект снижения ЭДУ зернограничных дислокаций [II].

В соответствии с этой моделью, одной из причин наблюдаемой экспериментально интенсификации зернограничного проскальзывания (и, как следствие, разрушения), является радиационное разупрочнение - уменьшение напряжения течения на границах зерен (сдвиговой прочности). В свою очередь, последняя снижается под облучением как за счет снижения сопротивления движению дислокаций в потенциальном рельефе границы зерна, так и за счет снижения деформационного упрочнения границ зерен при условии увеличения под облучением степени расщепления дислокаций [11].

Выводы

На основании проведенных исследований, основывающихся на представлениях о связи энергии дефекта упаковки с поперечным скольжением в материалах, плотностью двойников деформационного происхождения, величиной зернограничного пика внутреннего трения, а также прямых экспериментах по измерению ширины расщепления зернограничных дислокаций, можно сделать вывод, что облучение может приводить к уменьшению энергии дефекта упаковки исследованных материалов. Полученные результаты позволяют с новых позиций объяснить возникновение эффектов локализации пластической деформации и развития пластической нестабильности в облученных деформируемых материалах.

Если до этого полагалось, что эффекты радиационного упрочнения, охрупчивания, ползучести связаны с влиянием радиационных дефектов на пластическое течение материала (движение дислокаций), то теперь делается утверждение о том, что во внимание необходимо принимать и **эффекты изменения в результате облучения свойств самих дислокаций** (как матричных, так и зернограничных).

ЛИТЕРАТУРА

1. Вишняков Я. Д. Дефекты упаковки в кристаллической структуре. М.: Металлургия. 1970.
2. Дударев Е. Ф., Корниенко Л. А., Бакач Г. П. Влияние энергии дефекта упаковки на развитие дислокационной субструктуры, деформационное упрочнение и пластичность ГЦК твердых растворов. // Известия вузов. Физика, 1991. № 3. - С. 35-46.
3. Хмелевская В. С., Малышкин В. Г., Быков В. Н., Желтов К. В., Иванов А. Н. Влияние энергии дефектов упаковки на процессы, происходящие в материалах под облучением. // Вопросы атомной науки и техники. Сер.: ФРП и РМ. - Вып. 1(43), 1988. - С. 29-36.
4. Smallman R. A.. Modern physical metallurgy. Butterworths, 1962.
5. Roberts T. A., Barrant P. Model for the grain-boundary damping peak in FCC metals. // Trans. of the Met. Soc. of AIME, 1968. Vol. 242. P 2295-2301.
6. Неклюдов И. М., Ожигов Л. С., Пархоменко А. А., Заболотный В. Д. Влияние облучения на деформацию Чернова-Людерса материалов с различным типом кристаллической структуры. // Физические явления в твердых телах. Материалы 2-й конференции. Харьков. Изд-во ХГУ. - С. 131-132.
7. Малик А. К., Неклюдов И. М., Пархоменко А. А., Ганн В. В. Влияние гелия на подвижность дислокаций в кристалле LiF. // Вопросы атомной науки и техники. Сер.: ФРП и РМ. Вып. 1(65), 1997. С. 29-33.
8. Агапова И. И., Агеев В. С., Сокурский Ю. И. и др. // Вопросы атомной науки и техники. Сер.: Реакторное материаловедение. - Вып. 2(5), 1975, - С. 10-18.
9. Криштал М. А., Выбойщик М. А., Кацман А. В., Слоневский Ю. Н., Неклюдов И. М., Ожигов Л. С., Пархоменко А. А. // Влияние электронного облучения на процессы зернограничной релаксации в никеле. // Вопросы атомной науки и техники. Сер.: ФРП и РМ. - Вып. 1(48), 1989. - С. 53-55.
10. Grinik E. V., Karasev V. S., Melnik-Kutsin Yn. P., and Litvinenko E. N. Study of helium diffusion to grain boundaries by the method of internal friction // Effects of Radiation in Materials: 14th Int. Symp. Vol. 1. ASTM STP 1046, Philadelphia, 1989. P. 650-656.
11. Neklyudov I. M., Gerasimenko V. I., Michailo I. M., Ozhigov L. S. and Parkhomenko A. A. Dislocation mechanisms of the helium embrittlement of materials // Fusion Reactor Materials. Proc. Seventh Int. Conf. 1995. Obnisk, Russia. P. 263.
12. King S. L., Jenkins M. L., Kirk M. A., and English C. A. The interaction of point defects with line dislocations in HVEM irradiated Fe-Cr-Ni alloys // Effects of Radiation in Materials: 15th Int. Symp. Vol. 1. ASTM STP 1125, Philadelphia, 1992. P. 448-462.
13. Ждан Г. Т., Максимкин О. П., Реутов В. Ф. и др. Микроструктура и механические свойства стали ОХ16Н15МЗБ облученной ионами гелия // Атомная энергия. - Вып. 2, 1996. - Т. 80. - С. 121.
14. Панин В. Е., Фадин В. П. Известия вузов. Серия Физика, 1968. - № 3. - С. 72.
15. Слепцов А. Н., Неклюдов И. М., Петрусенко Ю. Т., Заболотный В. Д. Эффект легирования скандием на отжиг радиационных дефектов в сплавах, облученных высокоэнергетическими электронами // Радиационное материаловедение. Т. 5. Харьков 1990. - С. 34-40.
16. Zelensky V. F., Neklyudov I. M., Ozhigov L. S., Parkhomenko A. A. effects of Irradiation on grain boundary deformation in nickel // Effects of Radiation on Materials Vol. 1. ASTM STP 1046, Philadelphia, 1989. P. 295-300.