

05

Эффект сепарации радиационных дефектов в никеле

© В.Л. Арбузов, Б.Н. Гоцицкий, С.Е. Данилов, А.Е. Карькин,
Н.Л. Печеркина, В.В. Сагарадзе

Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург
E-mail: danilov@imp.uran.ru

Поступило в Редакцию 7 октября 2013 г.

Исследован чистый никель с отношением удельных сопротивлений ($\rho_{300\text{K}}/\rho_{42\text{K}} \sim 300$) — модельный материал для реакторных аустенитных сталей, взятый в трех состояниях: рекристаллизованном при 873 К, деформированном на 90% и отожженном при 450 К после деформации с целью удаления деформационных вакансий, облученный электронами и нейтронами при $T_{\text{IRR}} \sim 320\text{--}340$ К. Экспериментально показано, что в деформированном никеле при нейтронном и электронном облучениях происходит сепарация радиационных дефектов, обусловленная тем, что значительная часть генерированных облучением собственных межузельных атомов захватывается дислокационными стоками и не участвует в рекомбинации с вакансиями. В результате этого происходит накопление вакансий, концентрация которых в деформированном никеле может превышать их концентрацию в отожженном никеле почти вдвое. При больших дозах нейтронного облучения, выше 10^{18} cm^{-2} , сепарация отсутствует из-за того, что мощность стоков в виде вакансионных кластеров превышает мощность дислокационных стоков.

Эксплуатация ядерно-энергетических установок различных типов с большой остротой ставит проблему радиационной стойкости конструкционных материалов. Конструкционные элементы работают в широком температурном интервале 300–1000 К. При температурах

облучения ниже $1/3$ температуры плавления радиационное повреждение проявляется в накоплении малых скоплений радиационных дефектов и отдельных моновакансий.

Вакансионные дефекты (вакансии и вакансионные кластеры) играют большую роль в процессах радиационного повреждения металлов и сплавов, в том числе в радиационном упрочнении и радиационно-индуцированных структурно-фазовых превращениях [1]. Вакансионные кластеры могут образовываться различными путями. При бескаскадном электронном облучении они образуются при свободной миграции вакансий и их взаимодействии между собой. При каскадном нейтронном облучении вакансионные кластеры, кроме этого механизма, образуются непосредственно в каскадах смещений. Каскады смещений усложняют картину радиационных повреждений в связи с тем, что вакансионные кластеры, образующиеся в каскадах смещений, являются эффективными стоками точечных дефектов и влияют на диффузионную длину свободной миграции дефектов и соответственно на радиационно-индуцированные диффузионные процессы [2]. В широко используемых аустенитных нержавеющей сталях одним из способов снижения радиационной повреждаемости является пластическая деформация. Образующаяся при деформации дислокационная структура служит стоками радиационных дефектов и снижает длину их диффузионного пути. В работах [3,4] теоретически исследовалась роль дислокационных стоков при вакансионном порообразовании. Дислокации рассматривались как дальние стоки, которые могут уменьшить рекомбинацию радиационных дефектов и увеличить образование пор. Сравнение каскадного нейтронного и бескаскадного электронного облучений деформированных и закаленных металлов и сплавов позволяет выявить роли свободно мигрирующих радиационных дефектов и каскадов атомных смещений.

Для выяснения роли этих механизмов был выбран чистый никель, как модельный материал для реакторных конструкционных аустенитных сталей. Никель удобен тем, что при комнатных температурах облучения вакансии неподвижны, а междоузельные атомы свободно мигрируют к стокам. Кроме того, вклады в остаточное электросопротивление от дефектов кристаллической структуры в чистом никеле составляют основную его часть. Величины этих вкладов пропорциональны концентрации дефектов, что позволяет легко измерять их концентрацию [5].

Для исследования дозовых зависимостей были взяты высокочистые монокристаллы никеля ($\rho_{300\text{K}}/\rho_{4.2\text{K}} \sim 300$) в трех состояниях:

- деформированный на 90% прокаткой;
- деформированный на 90% и отожженный при 450 К для удаления деформационных вакансий при сохранении дислокационной структуры [6];
- рекристаллизованный при 873 К после деформации.

Облучения образцов никеля проведены флюенсами нейтронов с энергией $E_n > 0.1 \text{ MeV}$, $\Phi = (1, 10, 50) \cdot 10^{18} \text{ cm}^{-2}$ и электронов с энергией $E_e = 5 \text{ MeV}$ в интервале $(0-5) \cdot 10^{18} \text{ cm}^{-2}$ при температурах 320–340 К, когда вакансии в никеле практически неподвижны. Для получения дозовых зависимостей при облучении быстрыми нейтронами использовали ряд образцов, облученных до разных доз. Последовательный набор дозы на одном образце представлял трудности вследствие высокой радиоактивности. При электронном облучении проводили последовательное облучение разными флюенсами одного и того же образца соответствующей обработки.

Электронно-микроскопические исследования структуры никеля, деформированного на 90%, показали, что в матрице присутствуют зерна, вытянутые в направлении прокатки. Видно, что эти зерна разбиты на ячейки. В объеме ячейки имеют плотность дислокаций на уровне $2 \cdot 10^{10} \text{ cm}^{-2}$, а в стенках ячеек, состоящих из сплетений дислокаций, плотность дислокаций равна $5 \cdot 10^{10} \text{ cm}^{-2}$ и выше. Размер ячеек (субзерен) примерно $(0.2-0.7) \cdot 10^{-4} \text{ cm}$. После низкотемпературного отжига деформированного никеля в течение 0.5 h при 450 К дислокационная структура в нем полностью сохраняется. В рекристаллизованном никеле плотность дислокаций находится на уровне $10^8-10^9 \text{ cm}^{-2}$.

На рис. 1 изображены дозовые зависимости прироста остаточного электросопротивления чистого никеля в процессе электронного облучения при 320 К. На рис. 2 приведены дозовые зависимости остаточного электросопротивления чистого никеля при нейтронном облучении в рекристаллизованном и деформированном состояниях (таких же, как и в случае электронного облучения). В качестве начального значения в каждом случае принято значение электросопротивления перед облучением.

Из рис. 1 видно, что в процессе выдержки при 450 К произошло снижение электросопротивления, связанное с отжигом деформационных вакансий. Характер накопления вакансий (рост электросопротивления) при электронном облучении показывает: несмотря на то что в деформи-

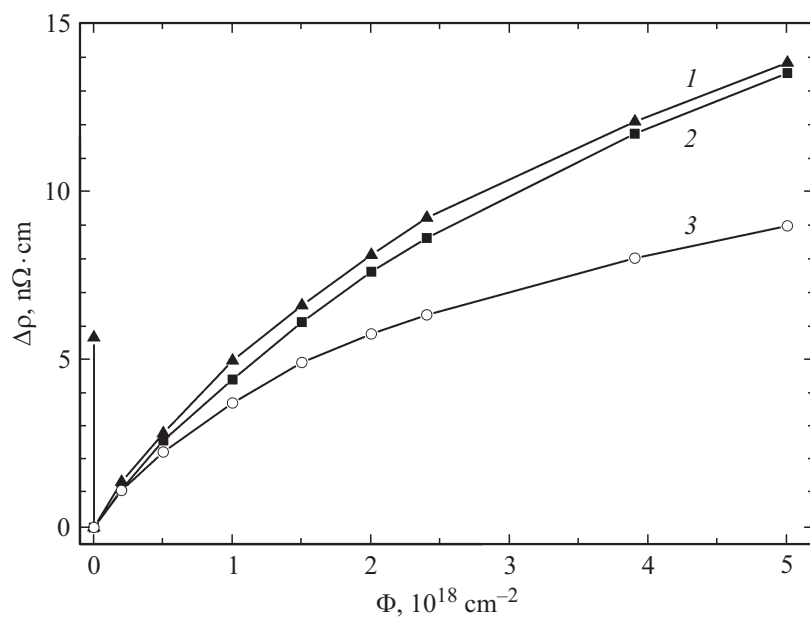


Рис. 1. Дозовые зависимости электросопротивления чистого никеля при электронном облучении в отожженном при 450 К после деформации (1), деформированном (2) и рекристаллизованном (3) состояниях. При дозе, равной нулю, показано изменение электросопротивления в результате отжига при 450 К (1) предварительно деформированного образца.

рованном образце в матрице присутствуют вакансии деформационного происхождения, которые являются точками рекомбинации для мигрирующих междоузлий, кривые роста электросопротивления для деформированного никеля и для деформированного и отожженного при 450 К близки. Это свидетельствует о том, что дислокации в деформированном никеле являются основными стоками для междоузельных атомов. Как видно на рис. 1, концентрация накопленных при электронном облучении вакансий в деформированных образцах в полтора раза превышает концентрацию вакансий, накопленных в рекристаллизованном никеле. Это является следствием сильной сепарации точечных дефектов, отмеченной в [3,4].

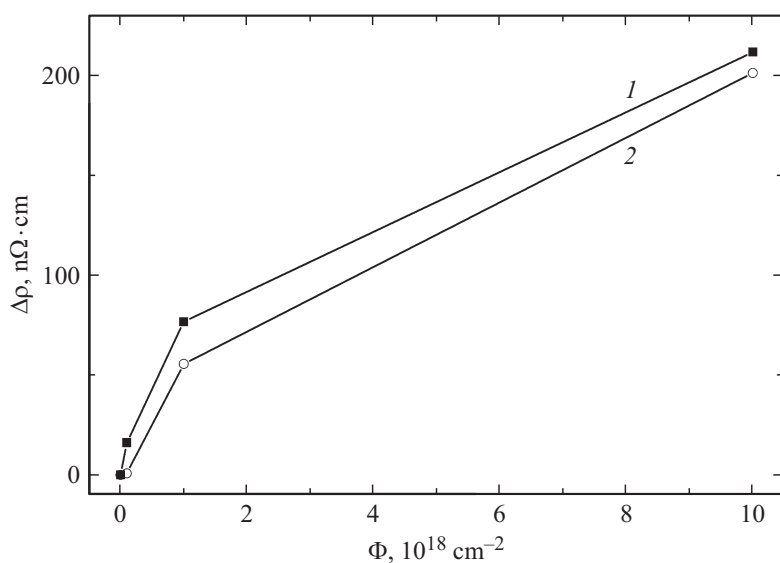


Рис. 2. Дозовые зависимости электросопротивления чистого никеля в деформированном (1) и рекристаллизованном (2) состояниях при нейтронном облучении.

Из сравнения кривых на рис. 2 видно, что при нейтронном облучении прирост электросопротивления деформированного никеля (так же, как и при электронном облучении) больше, чем рекристаллизованного, различие видно уже при дозе 10^{18} см^{-2} . Это указывает на то, что и при нейтронном облучении дислокационная структура обеспечивает сепарацию радиационных дефектов. Однако если при электронном облучении разница между деформированным и рекристаллизованным образцами растет при увеличении дозы, то при нейтронном облучении эта разница растет только в начале набора дозы, примерно до 10^{18} см^{-2} , а при дальнейшем увеличении дозы остается примерно постоянной. Это связано с тем, что в отличие от электронного облучения вакансионные кластеры, которые образуются при нейтронном облучении в каскадах смещений, при росте дозы выше 10^{18} см^{-2} начинают играть существенно большую роль, чем дислокационные стоки. Как показано в [2], при таких дозах обычно наблюдают перекрытие каскадов смещений, и концентрация вакансионных кластеров становится практически постоянной.

Таким образом, экспериментально показано, что в чистом никеле, содержащем деформационную микроструктуру, при нейтронном и электронном облучениях в районе комнатных температур наблюдается сепарация радиационных дефектов. Эта сепарация определяется тем, что значительная часть генерированных облучением собственных межузельных атомов попадает при миграции на дислокационные стоки и не участвует в рекомбинации с вакансиями. В результате этого происходит накопление вакансий, концентрация которых в деформированном никеле может превышать их концентрацию в отожженном никеле почти вдвое. Сепарация радиационных дефектов определяется дислокационной микроструктурой и ее пространственным распределением как при электронном облучении, так и при нейтронном облучении малыми дозами.

При больших дозах нейтронного облучения (выше 10^{18} см^{-2}) сепарация отсутствует из-за высокой концентрации вакансионных кластеров, образующихся в каскадах смещений и представляющих собой более мощные стоки, чем дислокационная структура. Рост концентрации вакансионных кластеров при этом ограничен из-за перекрытия каскадов смещений.

Работа выполнена по плану РАН (тема № 01.2.006 13394 „Импульс“), при частичной поддержке проектов УрО РАН (№ 13-2-007 ЯЦ), РФФИ (гранты № 11-02-00224, 13-02-00321) и Минобрнауки (Госконтракт № 14.518.11.7020).

Список литературы

- [1] Трушин Ю.В. Радиационные процессы в многокомпонентных материалах. СПб.: Изд. ФТИ им. А.Ф. Иоффе, 2002.
- [2] Кирсанов В.В., Суворов А.Л., Трушин Ю.В. Процессы радиационного дефектообразования в металлах. М.: Энергоатомиздат, 1985.
- [3] Паршин А.М., Трушин Ю.В. // Письма в ЖТФ. 1983. Т. 9. С. 561.
- [4] Паршин А.М., Орлов А.Н., Трушин Ю.В. // ЖТФ. 1983. Т. 53. С. 2357.
- [5] Трушин Ю.В. Физическое материаловедение. СПб.: Наука, 2000.
- [6] Druzhkov A.P., Arbuzov V.L., Danilov S.E. // Phys. Stat. Sol. A. 2008. V. 205. N 7. P. 1546–1551.