

СКОРОСТНАЯ ЧУВСТВИТЕЛЬНОСТЬ РЕЛАКСАЦИИ НАПРЯЖЕНИЙ В МОНОКРИСТАЛЛАХ NaCl

А. А. Урусовская, А. М. Петченко, В. И. Мозговой

Приводятся результаты исследований влияния скорости деформации на параметры пластической деформации монокристаллов NaCl. Обнаружен эффект нулевой релаксации напряжений, зависящий от скорости и степени деформации, что объясняется существованием критической скорости деформации, ниже которой уровень внутренних напряжений оказывается равным приложенному напряжению. Одновременно с механической релаксацией проводились исследования затухания высокочастотного ультразвука. Предварительные измерения показали, что при нулевой релаксации напряжений имеет место процесс перестройки дислокационной структуры.

Исследованию физических свойств материалов от скорости деформации в последнее время посвящено большое количество работ, однако в большинстве из них рассматриваются вопросы влияния скорости деформации на предел текучести [1-5], деформационное старение [6] и т. д. Влияние скорости деформации на релаксацию механических напряжений практически не изучено. Подобные исследования представляют интерес с точки зрения выяснения природы процессов, происходящих при релаксации напряжений. Следует отметить, что в настоящее время метод релаксации напряжений широко используется в физике пластичности твердых тел для оценки внутренних напряжений [7], проведения термоактивационного анализа пластичности кристаллов [5], нахождения параметров подвижности отдельных дислокаций из кривых релаксации напряжений [8]. Отсюда очевидна важность исследования механизма процесса релаксации напряжений. В этой связи следует отметить работу Н. К. Раковой и А. А. Предводителя [9] о прямом наблюдении движения дислокаций в процессе релаксации.

Целью настоящей работы является изучение влияния скорости предварительной деформации на глубину релаксации напряжений в монокристаллах NaCl разной жесткости.

В качестве объекта исследования использовались монокристаллы хлористого натрия двух типов с суммарным содержанием примесей $3 \cdot 10^{-4}$ вес. % (тип I) и с примесью стронция $8 \cdot 10^{-4}$ вес. % (тип II). Отжиг кристаллов проводили при температуре 600°C в течение 6 ч с последующим охлаждением до комнатной температуры со скоростью 10 град/ч. Плотность дислокаций после отжига составляла $(1 \div 3.5) \cdot 10^4 \text{ см}^{-2}$ для монокристаллов типа I и $(3 \div 6) \cdot 10^5 \text{ см}^{-2}$ для монокристаллов типа II. Ориентированы образцы вдоль направления $\langle 100 \rangle$. Все эксперименты проводились на воздухе при комнатной температуре на образцах размером $10 \times 10 \times 30$ мм. Деформировались образцы сжатием в условиях активного нагружения в интервале скоростей $\dot{\epsilon} = 5 \cdot 10^{-6} \div 1 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$ до разной степени деформации ϵ от 0 до 2 %.

Изучение кривых релаксации напряжений было дополнено исследованиями высокочастотного ультразвукового затухания для выяснения кинетики изменения параметров дислокационной структуры: плотности дислокаций и длины дислокационной петли. Измерения затухания α

продольных волн проводились на частоте 7.5 МГц на установке, описанной в работе [10]. Установка позволяет проводить измерения затухания ультразвука в автоматическом режиме, а также параллельно вести автоматическую запись деформационной кривой $\tau(\epsilon)$ и релаксации напряжений $\tau(t)$. Направление прозвучивания образцов всегда совпадало с направлением их сжатия.

Проведены измерения предела текучести τ_0 и глубины релаксации напряжений $\Delta\tau$ (при постоянной суммарной деформации) в зависимости от $\dot{\epsilon}$. С увеличением скорости деформации предел текучести (рис. 1) и глубина релаксации [11] возрастают. Характерной особенностью скоростной зависимости предела текучести является наличие излома на кривых 1, 2 (рис. 1) при определенной $\dot{\epsilon}$, одинаковой для мягкого и жесткого кристаллов. В точке излома каждая из кривых разделяется на два участка,

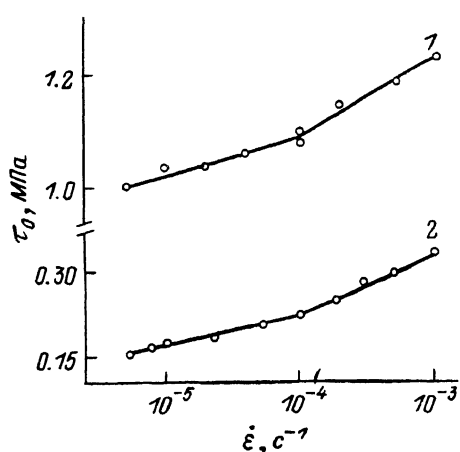


Рис. 1. Скоростная зависимость предела текучести NaCl типа II (1) и NaCl типа I (2).

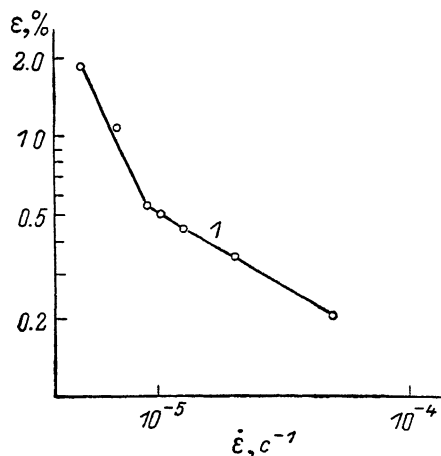


Рис. 2. Влияние скорости деформирования на степень деформации, при которой уравниваются внешние и внутренние напряжения в монокристаллах типа I.

отличающихся различными углами наклона. Причем указанное разделение для жесткого кристалла проявляется более четко, чем для мягкого.

В работе [11] было изучено изменение глубины релаксации напряжений после 2 % деформации с разными скоростями для монокристаллов типа I. По мере снижения скорости уменьшается глубина релаксации напряжений $\Delta\tau$, и при $\dot{\epsilon} \leq 1 \cdot 10^{-5} \cdot \text{с}^{-1}$ начальный участок кривых релаксации с быстрым спадом напряжений вообще не появляется. В этих случаях наблюдается ступенчатый спад уровня кривых релаксации, а при $\dot{\epsilon} \leq 5 \cdot 10^{-6} \cdot \text{с}^{-1}$ релаксация напряжений отсутствует.

Исследования монокристаллов типа II показали, что глубина релаксации также зависит от $\dot{\epsilon}$, но отсутствия релаксации в исследуемом интервале скоростей не наблюдалось.

Эффект нулевой релаксации зависит не только от скорости и жесткости кристалла, но и от степени предварительной деформации. На рис. 2 показана зависимость степени предварительной деформации ϵ от $\dot{\epsilon}$, при которой отсутствует релаксация напряжений. Заметим, что на рис. 2 отложена полная деформация при нагружении образца, а релаксация напряжений изучалась при напряжениях выше предела текучести. Из рис. 2 видно, что для кристаллов типа I имеется скорость, при которой на кривой наблюдается излом.

Для того чтобы понять причину разного наклона зависимости $\epsilon(\dot{\epsilon})$ при нулевой релаксации для малых и больших скоростей, представлялось интересным сопоставить эти зависимости с изменением плотности дислокаций от деформации при различных скоростях нагружения (рис. 3).

Плотность дислокаций Λ определялась методом избирательного травления после разгрузки образцов. Травление выполняли на двух взаимно перпендикулярных плоскостях, что позволяло контролировать изменение плотности дислокаций в каждой плоскости скольжения. Для определения плотности дислокаций на каждом образце фотографировали не менее 30 полей. Разброс значений, имеющийся в пределах одного образца, показан на рис. 3.

С увеличением степени деформации дислокационная структура равномерно уплотнялась (рис. 4, *a—d*). Скольжение в образце сначала шло преимущественно в одной плоскости и лишь при $\epsilon \sim 1.0$ % начинало активно идти и по другой плоскости. На рис. 4, *b, e* приведены фотографии двух плоскостей одного и того же образца. Полосы скольжения не наблюдались, и лишь при плотности дислокаций $\Lambda > 1 \cdot 10^7$ см⁻² начинали просматриваться отдельные слабые полосы скольжения. Из рис. 3 видно, что ход кривой $\Lambda(\epsilon)$ существенно зависит от скорости нагружения образца. В случае больших скоростей (кривая 1) плотность дислокаций быстро нарастает и выходит на насыщение при деформациях порядка 1 %. При малых скоростях нагружения (кривая 2) участок линейной зависимости становится более пологим и простирается вплоть до деформаций порядка 2 %, после чего наблюдается переход в область слабой зависимости $\Lambda(\epsilon)$.

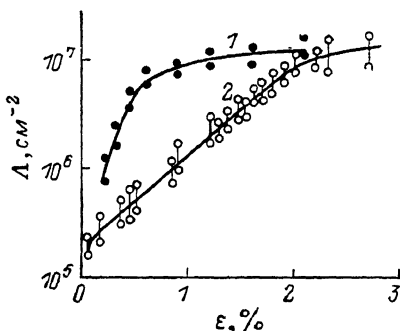


Рис. 3. Зависимость плотности дислокаций Λ от остаточной деформации для монокристаллов типа I при скоростях деформации $\dot{\epsilon} = 10^{-4}$ и 10^{-3} (1), $5 \cdot 10^{-6}$ с⁻¹ (2).

Варьируя скорость нагружения, можно получить одинаковую величину Λ при различных степенях деформации кристаллов. Анализируя данные рис. 2, 3, можно заключить, что получение высокого уровня плотности дислокаций не является критерием начала процесса релаксации напряжений.

Из рис. 2 видно, что уже при небольших Λ , но полученных в условиях быстрого нагружения образца, начинает наблюдаться релаксация напряжений. В то же время для обеспечения ее начала в условиях малых ϵ требуется создание Λ значительно большей величины. Более показательной в этом смысле является крутизна линейного участка кривой $\Lambda(\epsilon)$ на рис. 3. Чем быстрее нарастает Λ с деформацией, тем при меньших значениях предварительной деформации проявится релаксация напряжений.

Наряду с проведением микроструктурных исследований представлялось важным изучение кинетики изменения дислокационной структуры в процессе нагружения и последующей релаксации напряжений. С этой целью измерялся коэффициент затухания ультразвука α , который, как известно, является весьма чувствительным параметром к перестройке дислокационной структуры. Если рассмотреть уравнение, связывающее затухание с плотностью дислокаций Λ и длиной петли L , то мы увидим, что $\alpha \sim \Lambda L^4$ [12]. Отсюда видно, что даже незначительные изменения параметра L могут привести к существенному изменению α . Так, при ультразвуковых измерениях было установлено, что, несмотря на отсутствие релаксации напряжений, наблюдается возврат затухания ультразвука. Это, по-видимому, указывает на наличие в кристалле легкоподвижных дислокаций, которые со временем аннигилируют и закрепляются атомами примесей.

Таким образом, исследование скоростной чувствительности релаксации напряжений обнаружило существование критической скорости де-

формации, при которой отсутствует релаксация напряжений. При этой скорости происходит выравнивание среднего уровня внутренних напряжений с внешними за счет перестройки дислокационной структуры еще в процессе деформации. Однако по изменению одних макроскопических

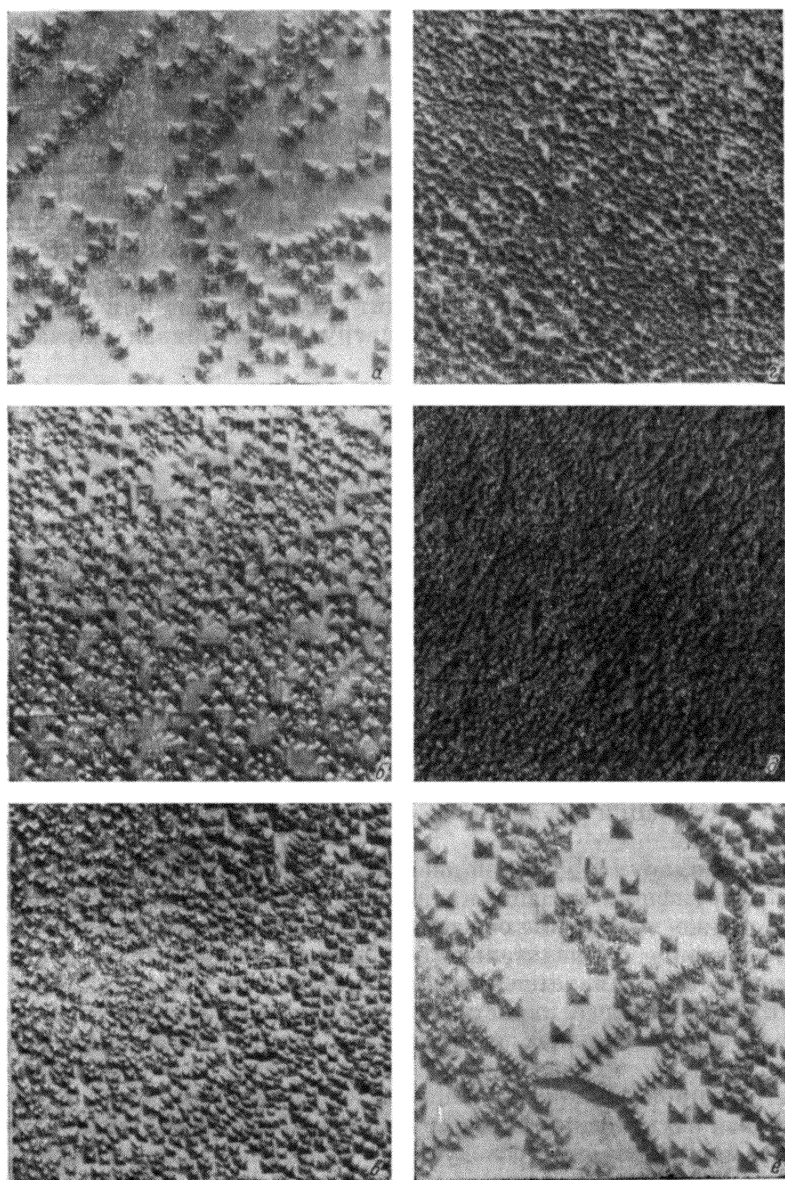


Рис. 4. Характерные картины дислокационной структуры монокристаллов типа I при $\dot{\epsilon} = 5 \cdot 10^{-6} \text{ с}^{-1}$.

ϵ (%), Δ (см^{-2}): а — 0.6, $7 \cdot 10^5$; б — 1.3, $2.7 \cdot 10^6$; в — 1.6, $4.5 \cdot 10^6$; г — 2.0, $1 \cdot 10^7$; д — 2.4, $1.5 \cdot 10^7$; е — 1.3, $8 \cdot 10^6$.

характеристик нельзя судить об окончании процесса перестройки дислокационной структуры. Как показали ультразвуковые измерения, хотя и носившие пока предварительный характер, необходимо иметь сведения о динамике изменения микроскопических параметров Δ и L , которые могут существенно дополнить результаты макроскопических исследований.

Авторы выражают искреннюю признательность Л. М. Сойфферу за предоставленные кристаллы.

Л и т е р а т у р а

- [1] Qian K. W., Reed-Hill R. E. // Acta Met. 1983. V. 31. N 1. P. 87—94.
- [2] Ackermann F., Mughrabi H., Seeger A. // Acta Met. 1983. V. 31. N 9. P. 1353—1366.
- [3] Бадиян Е. Е., Бахарев С. А., Тонкопряд А. Г. // Укр. физ. журн. 1983. Т. 28. № 11. С. 1715—1718.
- [4] Feldman L., Zihlif A. M., Farris R. J., Thomas E. L. // J. Mater. Sci. 1987. V. 22. N 4. P. 1199—1205.
- [5] Доценко В. И., Ландау А. И., Пустовалов В. В. Современные проблемы низкотемпературной пластичности материалов. Киев, 1987. 162 с.
- [6] Povofo F., Rubiolo G. H. // J. Mater. Sci. Lett. 1987. V. 6. N 6. P. 666—668.
- [7] Эстрин Ю. З., Урусовская А. А., Кнаб Г. Г. // Кристаллография. 1972. Т. 17. № 1. С. 176—183.
- [8] Urusovskaya A. A., Knab G. G., Estrin Yu. Z. // Phys. St. Sol. (a), 1976. V. 36. N 1. P. 387—402.
- [9] Ракова Н. К., Предводителев А. А. // ФТТ. 1965. Т. 7. № 4. С. 1084—1085.
- [10] Петченко А. М., Строилова Д. Л., Мозговой В. И. // Синтез и исследование оптических материалов. Харьков, 1987. № 19. С. 133—139.
- [11] Урусовская А. А., Мозговой В. И., Петченко А. М. // Письма в ЖТФ. 1988. Т. 14. № 13. С. 1176—1178.
- [12] Труэлл Р., Эльбаум Ч., Чик Б. Ультразвуковые методы в физике твердого тела. М., 1972. 307 с.

Харьковский государственный
университет им. А. М. Горького
Харьков

Поступило в Редакцию
29 июня 1988 г.
В окончательной редакции
11 августа 1988 г.