

5. J. Walch, R. Shreffler, E. Willig. J. Appl. Phys., 1953, 24, 3.
6. А. В. Альтшулер и др. ЖЭТФ, 1960, 38, 3.
7. J. M. Walsh, M. N. Rice a. o. Phys. Rev., 1957, 108, 2.
8. Г. Е. Кузьмин, И. В. Яковлев. ФГВ, 1973, 9, 4.
9. O. R. Bergman, G. R. Cowan, A. H. Holtzman. Trans. Met. Soc. AIME, 1966, 236, 6.
10. В. А. Симонов. Канд. дисс., Новосибирск, ИГ, 1972.
11. R. H. Wittman. The influence of collision parameters on the strength and microstructure of an explosion welded aluminium alloy. International simposium, Marianske Lazne, 1973.
12. Л. И. Седов. Методы подобия размерности в механике. М., «Наука», 1965.
13. С. К. Годунов, А. А. Дерибас и др. ФГВ, 1971, 7, 1.
14. С. К. Годунов, А. А. Дерибас. Докл. АН СССР, 1972, 202, 5.
15. И. Д. Захаренко. ФГВ, 1972, 8, 3.
16. W. Babul. Bulletin wojskowej akademii technicznej im J. Dabrowskiego, 1970, XIX, 5, 213.
17. H. K. Wylie, P. E. Williams, B. Crossland. The Queen's University of Belfast, 1970, 514.

УДК 539.389.2+620.18

## УПРОЧНЕНИЕ НИКЕЛЯ УДАРНЫМИ ВОЛНАМИ И ЕГО РАЗУПРОЧНЕНИЕ ПРИ ПОСЛЕДУЮЩЕМ ОТЖИГЕ

*В. Н. Сикоров, С. В. Першин*  
(Москва)

Понижение температуры квазистатической деформации металла ниже комнатной приводит обычно к увеличению твердости, удельного сопротивления, запасенной энергии и уменьшению среднего размера дислокационной ячейки [1—3]. Влияние понижения начальной температуры ударно-волновой деформации на свойства и структуру металлов почти не исследовано. В связи с этим в настоящей работе предпринято изучение этого явления на никеле, деформированном плоскими ударными волнами.

В работах [4—6] показано, что разупрочнение металлов при отжиге после ударно-волнового нагружения начинается при более высоких температурах или при большем времени отжига, чем после статической деформации до той же твердости или плотности дислокаций. В исследовании [7] установлено, что в ударно-деформированных фольгах никеля новые зерна при отжиге не образуются. Согласно данным [8, 6], разупрочнение ударно-деформированных массивных образцов никеля сопровождается появлением точечных рефлексов на обратных рентгенограммах, свидетельствующих о наличии в объеме образца областей, свободных от искажений. В настоящей работе было продолжено начатое в [6] изучение изменений при отжиге свойств и структуры никеля, деформированного квазистатически и ударными волнами различной амплитуды.

Исследовался поликристаллический никель вакуумной плавки чистотой 99,98%, отожженный в вакууме  $\sim 5 \cdot 10^{-5}$  мм рт. ст. при  $900^\circ\text{C}$  в течение трех часов. Величина зерна в отожженных образцах составляла  $\sim 0,3$  мм. Квазистатическая деформация осуществлялась в результате одноосного сжатия или медленной прокатки. Плоские ударные волны создавались алюминиевым ударником, разогнанным продуктами взрыва.

Физическое уширение линии  $(311)_\alpha$  определялось методом аппроксимации. Ширину линии измеряли съемкой на дифрактометре УРС-50ИМ в  $\text{Cu } K_\alpha$ -излучении при скорости счетчика 1/8 град/мин. Применялось

Таблица 1

$p$ , кбар	$e$	$e_{\text{ост}}$	$t_{\text{нач}}$ , °C	$t_{\text{сж}}$ , °C	$t_{\text{ост}}$ , °C
150	0,09	0,02	-196 20	-152 64	-189 27
300	0,16	0,04	-196 -80 20	-84 32 132	-159 -43 57
500	0,23	0,08	20	281	137

вращение образца в плоскости шлифа. Эталонном служил отожженный образец исследуемого материала. Остальные подробности методики изложены в [6].

Образцы никеля были деформированы плоскими ударными волнами 150, 300 и 500 кбар при различных начальных температурах. Параметры деформации приведены в табл. 1. Остаточная деформация определена по формуле

$$e_{\text{ост}} = \ln(h/h_0),$$

где  $h_0$  и  $h$  — высота или толщина образца до и после деформации соответственно. Значения относительного объема  $v/v_0$ , температуры сжатия  $t_{\text{сж}}$  и остаточной температуры  $t_{\text{ост}}$  определены по результатам работы [9]. Истинная деформация при сжатии подсчитана по формуле [10]

$$e = 4/3 \ln(V/V_0),$$

где  $V_0$  и  $V$  — удельный объем материала в обычном и сжатом состоянии соответственно.

Как видно из табл. 1, остаточная деформация образцов после нагружения ударными волнами невелика и составляет несколько процентов. Форма и размер зерен при ударном нагружении практически не изменяются. Твердость по глубине образцов примерно одинакова.

На рис. 1 показана зависимость микротвердости никеля от давления плоской ударной волны. Для сравнения приведены также данные из работы [11]. Уже после нагружения волной 150 кбар твердость никеля близка к значению насыщения и после деформации волнами 300 и 500 кбар практически одинакова. Такой же характер упрочнения наблюдался в [3].

Приrost удельного сопротивления, обусловленный увеличением плотности дислокаций при деформации, определяли по величине изменения удельного сопротивления на стадии V изохронного отжига, где происходит его восстановление до исходного уровня в результате аннигиляции дислокаций. По величине  $\Delta\rho_V$  определяли плотность дислокаций. Коэффициент пропорциональности, согласно [12], принимали равным  $9,4 \cdot 10^{-13}$  мкОм·см<sup>3</sup>. Как можно видеть из табл. 2,  $\Delta\rho_V$  и расчетная плотность дислокаций у образцов, деформированных при 20°С, интенсивно увеличиваются при повышении давления ударной волны до 300 кбар.

Сравнение расчетной плотности дислокаций и твердости никеля после деформации показывает, что твердость ударно-деформированных образцов при равной плотности дислокаций значительно выше, чем твердость статически деформированного материала.

Изменение начальной температуры от 20 до -196°С при нагружении волной 150 кбар не влияет на величину  $\Delta\rho_V$ . При нагружении ударной волной 300 кбар изменение начальной температуры от 20 до -80°С также не оказывает существенного влияния на  $\Delta\rho_V$ , ее понижение от -80

Таблица 2

Вид деформации	Давление ударной волны или степень деформации	Температура деформации, °С	Микротвердость, кг/мм <sup>2</sup>	$\Delta\rho_v, 10^{-2}$ мкОм.см	Плотность дислокаций $N_d, 10^{10}$ см <sup>-2</sup>
Ударное нагружение	150 кбар	-196	190	2,6	2,8
		20	184	2,7	2,9
	300 кбар	-196	215	10,8	11,5
		-80 20	204 214	5,6 6,9	6,0 7,4
500 кбар	20	205	8,2	8,7	
Сжатие	$e=0,5$	-196	201	11,8	12,6
		20	164	5,2	5,6
		200	160	4,1	4,4
Прокатка	$e=1,2$	20	189	11,4	12,1

до  $-196^\circ\text{C}$  приводит к значительному его увеличению. Последнее свидетельствует о том, что размножение дислокаций при ударно-волновом нагружении, как и при статической деформации, может существенно зависеть от температуры деформации.

Для того, чтобы лучше понять роль температурного фактора, изучалось влияние температуры на величину  $\Delta\rho_v$  и твердость никеля при статической деформации. Как видно из рис. 2 и табл. 2, увеличение температуры деформации от 20 до  $200^\circ\text{C}$  слабо влияет на твердость и прирост удельного сопротивления, тогда как ее понижение от 20 до  $-196^\circ\text{C}$  вызывает их значительное увеличение, которое обусловлено, очевидно, затруднением термически активируемого процесса поперечного скольжения. Слабое влияние понижения температуры при небольших деформациях можно объяснить малой долей поперечного скольжения. Этой же причиной можно объяснить отсутствие влияния понижения начальной температуры при нагружении волной 150 кбар.

Так как при сжатии волной 300 кбар температура образца возрастает на  $112^\circ\text{C}$ , весьма большая часть процесса упрочнения образца с начальной температурой  $-80^\circ\text{C}$  происходит при температурах, близких к нулю, а у образца с начальной температурой  $20^\circ\text{C}$  — при температурах около  $100^\circ\text{C}$ . Поскольку изменение температуры деформации от 0 до  $100^\circ\text{C}$  не должно, по-видимому, оказывать существенного влияния, величина  $\Delta\rho_v$  у названных образцов примерно одинакова.

Как показано в работе [2], изменение температуры статической деформации от  $-183$  до  $-78^\circ\text{C}$  слабо влияет на прирост удельного сопротивления, значительное увеличение этого прироста наблюдается при понижении температуры от 0 до  $-78^\circ\text{C}$ . У образца с начальной температурой  $-196^\circ\text{C}$  размножение дислокаций в процессе нагружения ударной волной 300 кбар происходит в интервале  $-196$  до  $-84^\circ\text{C}$ . Поэтому величина  $\Delta\rho_v$  и, следовательно, плотность дислокаций у него значительно выше, чем у образцов, нагруженных при  $-80$  и  $20^\circ\text{C}$ .

На рис. 3 и 4 показано изменение при изохронном отжиге микротвердости и физического уширения линии  $(311)_\alpha$  деформированного никеля. Для образцов, нагруженных волной 300 кбар при  $-196$  и  $20^\circ\text{C}$ , кривые изменения микротвердости при отжиге были представлены в [6]. Они имеют примерно такой же характер, что и у образца, деформированного при  $-80^\circ\text{C}$ . При температурах начала разупрочнения на обратных рентгенограммах ударно-деформированных образцов обнаруживаются первые точечные рефлексы. При этом на снимках микроструктуры появляются первые рекристаллизованные зерна, а физическое уширение линии начинает уменьшаться. При дальнейшем повышении температуры

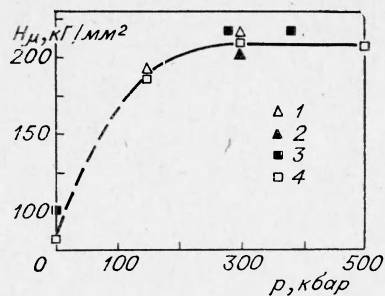


Рис. 1. Твердость никеля, деформированного плоскими ударными волнами.

1 —  $t = -196^\circ \text{C}$ ; 2 —  $t = -80^\circ \text{C}$ ; 3 —  $t = 20^\circ \text{C}$ ; 4 —  $t = 20^\circ \text{C}$  [11].

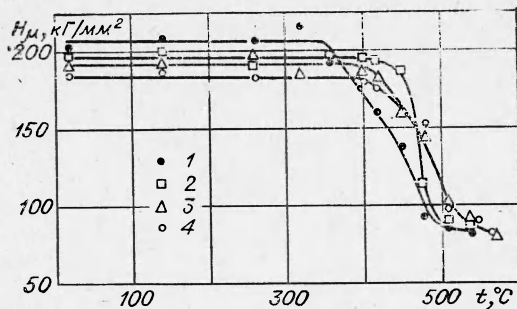


Рис. 3. Изменение при изохронном отжиге микротвердости никеля, деформированного ударными волнами.

1 — 500 кбар,  $20^\circ$ ; 2 — 300 кбар,  $-80^\circ$ ; 3 — 150 кбар,  $-196^\circ$ ; 4 — 150 кбар,  $20^\circ \text{C}$ .

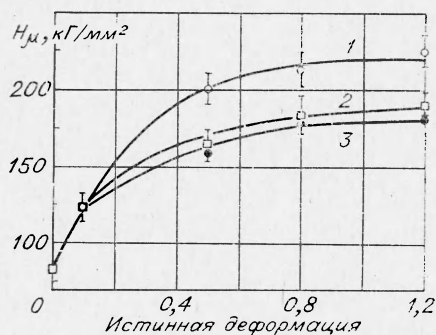


Рис. 2. Твердость никеля, деформированного квазистатическим сжатием при  $-196^\circ \text{C}$  (1),  $20^\circ \text{C}$  (2) и  $200^\circ \text{C}$  (3).

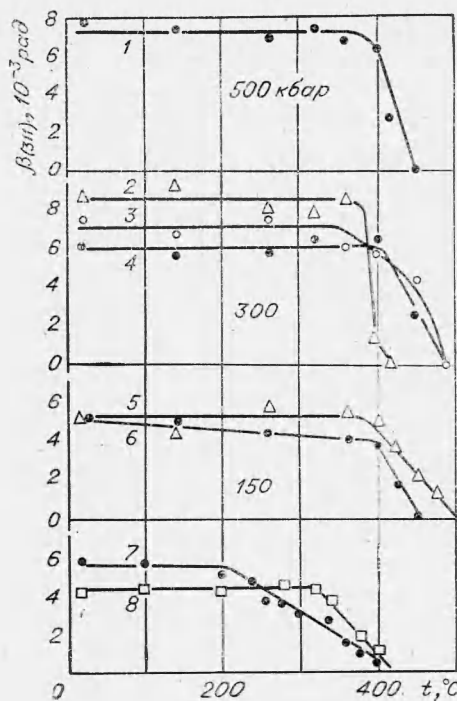


Рис. 4. Изменение при изохронном отжиге физического уширения линии никеля, деформированного ударными волнами при  $20^\circ \text{C}$  (1, 4, 6),  $-80^\circ \text{C}$  (2, 5) и  $-196^\circ \text{C}$  (3) и одноосным квазистатическим сжатием при  $20^\circ \text{C}$  до истинной деформации 1,2 (7) и 0,5 (8).

физическое уширение быстро уменьшается, а число рекристаллизованных зерен увеличивается незначительно. К моменту, когда отжигается более половины деформационного прироста твердости и исчезает физическое уширение линии, площадь, занимаемая рекристаллизованными зернами, составляет не более 10% от площади шлифа. Большое число новых зерен появляется лишь после того, как отжигается более 80% деформационного прироста твердости.

Таким образом, разупрочнение никеля, деформированного ударными волнами, происходит в основном в результате возраста, а не рекристаллизации, хотя последняя также имеет место. Статически деформированные образцы разупрочняются при нагреве в результате рекристаллизации [13]. Из рис. 4 видно, что у статически деформированных образцов физическое уширение линии начинает резко уменьшаться при гораздо более низких температурах, чем у образцов, деформированных ударными волнами. Как было показано в [6], температура начала разупрочнения никеля после ударно-волновой деформации на  $100-160^\circ \text{C}$  выше,



чем после медленной деформации до равной и даже меньшей твердости. Причиной повышенной термической стабильности упрочненного состояния ударно-деформированных образцов следует считать малую разориентировку дислокационных ячеек. Так, в результате электронно-микроскопического исследования структуры меди и изучения изменений ее микротвердости в результате отжигов Хиггинс [5] показал, что замедление разупрочнения после ударно-волнового нагружения обусловлено малой разориентировкой дислокационных ячеек. Согласно данным [14], разориентировка дислокационных ячеек в никеле, деформированном ударной волной, весьма мала. К тому же выводу приводит сопоставление данных [7] и [15] для ударно- и медленно-деформированного никеля соответственно.

Малой разориентировкой дислокационных ячеек можно объяснить и тот факт, что разупрочнение ударно-деформированного никеля осуществляется в основном в результате процессов возврата. Действительно, для прохождения процесса рекристаллизации необходимо выполнение двух условий: первое — достаточно высокая общая плотность дислокаций, второе — наличие определенного избытка дислокаций одного знака [16]. Малая величина разориентировки в ударно-деформированных образцах свидетельствует о малой величине избытка дислокаций одного знака. Таким образом, второе условие, необходимое для осуществления рекристаллизации, для этих образцов не выполняется. Очевидно, поэтому их разупрочнение при отжиге происходит в основном без рекристаллизации и при более высоких температурах, чем у статически деформированных образцов.

Ширина температурного интервала разупрочнения ударно-деформированного никеля, наблюдающаяся в настоящей работе и в [17, 18], примерно одинакова. Сравнение ранее полученных данных для статически деформированного никеля [13] и результатов настоящей работы для образцов из того же исходного материала, деформированных ударными волнами (см. рис. 3), показывает, что ширина температурного интервала разупрочнения практически не зависит от скорости деформации. Таким образом, утверждение авторов [17, 18] о том, что после ударно-волновой деформации происходит «катастрофическое разупрочнение вследствие большой концентрации вакансий», не подтвердилось. Как показано в [19], концентрация вакансий на температуру начала разупрочнения не влияет.

Результаты настоящей работы позволяют сделать следующие выводы. При понижении начальной температуры ударно-волнового нагружения плотность дислокаций в никеле может существенно увеличиваться. В ударно-деформированном никеле разупрочнение при отжиге происходит в основном в результате процессов возврата. Оно начинается при более высоких температурах, чем после статической деформации до той же твердости. Ширина температурного интервала разупрочнения после ударной и статической деформации примерно одинакова.

*Поступила в редакцию  
19/X 1973*

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Л. М. Клэрбро, М. Е. Харгривс, М. Х. Лоретто. Возврат и рекристаллизация металлов. М., «Металлургия», 1966.
2. Т. Вгоом. Proc. Phys. Soc., 1952, 65, 871.
3. R. L. Nolder, G. Thomas. Acta met., 1964, 12, 227.
4. R. O. Scattergood, R. Beadmore, M. C. Bever. Trans. Met. Soc. AIME, 1963, 227, 1468.
5. G. T. Higgins. Met. Trans., 1971, 2, 1277.
6. В. Н. Сикоров, С. В. Першин и др. ФММ, 1972, 33, 1063.

7. L. F. Truеb. J. Appl. Phys., 1969, **40**, 2986.
8. А. П. Мантарошин, П. О. Пашков, И. М. Рядинская. ФММ, 1968, **26**, 1041.
9. Р. Г. Мак-Куин, С. П. Марш. Динамические исследования твердых тел при высоких давлениях. М., «Мир», 1965.
10. А. Н. Holzman, С. R. Cowan. Response on metals to high velocity deformation, N. Y., "Interscience", 1960.
11. M. F. Rose, T. L. Berger, M. C. Inman. Trans. Met. Soc. AIME, 1967, **239**, 1998.
12. L. M. Clarebrough, M. E. Hargreaves, M. H. Loretto. Phil. Mag., 1961, **6**, 807.
13. В. Н. Сикоров, Я. С. Уманский, Г. Н. Эпштейн. Изв. вузов, Черная металлургия, 1971, **11**, 143.
14. J. Till, Ph. D. Thesis. University of Liverpool, 1968 (по сообщению [5]).
15. W. Bollmann. J. Inst. Metals, 1959, **87**, 439.
16. И. Н. Кидин, М. А. Штремель. Кристаллография, 1962, **7**, 899.
17. L. E. Murr, H. R. Vydyanath. Acta met., 1970, **18**, 1047.
18. L. E. Murr, H. R. Vydyanath. Scripta met., 1970, **4**, 183.
19. В. Н. Сикоров. Канд. дисс. Московский институт стали и сплавов. М., 1973.

УДК 539.63 : 549.514.51

## ВОЗДЕЙСТВИЕ УДАРНЫХ ВОЛН НА ДВУОКИСЬ КРЕМНИЯ. I. КВАРЦ

*А. В. Ананьин, О. Н. Бреусов, А. Н. Дремин,  
С. В. Першин, В. Ф. Тацкий  
(Москва)*

Кварц был одним из первых объектов вообще и первым окислом в частности, на кривой ударной сжимаемости которого был обнаружен излом, обусловленный быстрым превращением в плотную модификацию.

В работе [1] показано, что динамический предел прочности кварца зависит от толщины образца, амплитуды входящей в него ударной волны и кристаллографической ориентации, достигая максимального значения 144 кбар для  $z$ -направления. Расчетная температура в этот момент составляла 203°С. Вплоть до 383 кбар кривая ударной сжимаемости отражает сосуществование кварца и образовавшегося стиповерита. Согласно [2], лишь выше 450 кбар вещество за фронтом ударной волны соответствует чистому стиповериту.

Исследование сжимаемости кварца смесевым методом [3] показало, что в условиях объемного ударного сжатия излом на адиабате имел место лишь при 200 кбар и 300°С. Экстраполяция верхней ветви ударной адиабаты к нулевому давлению давала значение удельного объема, соответствующее коэситу.

Фоллес [4] нашел, что динамические пределы прочности для осей  $x$  и  $y$  соответствуют 55—85 кбар, а для оси  $z$  — 100—150 кбар. Он сделал вывод о том, что прочность кварца при ударном сжатии достигает теоретической величины, а переход от упругого сжатия к объемному имеет не пластический характер, как в металлах, а аналогичен хрупкому разрушению (рис. 1).

Трунин с сотр. [5—7] показали, что ударные адиабаты монокристаллического кварца и поликристаллических образцов заметно различа-