

ЛИТЕРАТУРА

1. D. Bancroft, E. L. Peterson, S. Minshall. J. Appl. Phys., 1956, 27, 291.
2. A. Balchan, H. G. Drickamer. Rev. Sci. Instr., 1961, 32, 308.
3. P. C. Johnson, B. A. Stein, R. S. Davis. J. Appl. Phys., 1962, 33, 557.
4. J. C. Jamieson, A. W. Lawson. J. Appl. Phys., 1962, 33, 776.
5. R. L. Clendenen, H. G. Drickamer. J. Phys. Chem. Solids, 1964, 25, 865.
6. T. Takahashi, W. A. Bassett. Science, 1964, 145, 483.
7. F. P. Bundy. J. Appl. Phys., 1965, 36, 616.
8. P. M. Giles, M. H. Longenbach, A. R. Marder. J. Appl. Phys., 1971, 42, 4290.
9. P. J. Fuller, J. H. Price. Nature, 1962, 193, 262.
10. С. А. Новиков, И. И. Дивнов, А. Г. Иванов. ФММ, 1966, 21, 252.
11. Л. Ф. Верещагин, А. А. Семерчан и др. Докл. АН СССР, 1969, 185, 785.
12. H. G. Drickamer. Rev. Sci. Instr., 1970, 41, 1667.
13. T. R. Loree, C. M. Fowler a. o. J. Appl. Phys., 1966, 37, 1918.
14. A. Cristof, N. Brown. J. Appl. Phys., 1971, 42, 4160.
15. Я. Б. Зельдович, Ю. П. Райзер. Физика ударных волн и высокотемпературных гидродинамических явлений. М., «Наука», 1966.
16. А. Г. Иванов, С. А. Новиков. ЖЭТФ, 1961, 40, 1880.
17. А. Г. Иванов, С. А. Новиков, Ю. И. Тарасов. ФТТ, 1962, 4, 249.
18. Л. В. Альтшулер, М. Н. Павловский, В. П. Дракин. ЖЭТФ. 1967, 52, 400.
19. А. Г. Иванов, С. А. Новиков, В. А. Синицын. ФТТ, 1963, 5, 269.
20. J. W. Taylor. J. Appl. Phys., 1965, 36, 3146.
21. Л. В. Альтшулер, С. Б. Кормер и др. ЖЭТФ, 38, 1061.
22. Л. В. Альтшулер, М. И. Бражник, Г. С. Телегин. ПМТФ, 1971, 6.
23. Р. И. Нигматулин. ПМТФ, 1970, 1.
24. Г. А. Ададулов, В. В. Густов, П. А. Ямпольский. ФГВ, 1971, 7, 2, 284.
25. P. J. A. Fuller, J. H. Price. Brit. J. Appl. Phys., 1964, 15, 751.
26. А. Н. Дремин, Г. И. Канель. ФГВ, 1971, 7, 1, 147.
27. D. N. Pirkorn, C. K. Edge a. o. Phys. Rev., 1964, 135, A1604.
28. R. N. Keeler, A. C. Mitchell. Solid. State Comm., 1969, 7, 271.
29. P. J. A. Fuller, J. H. Price. Brit. J. Appl. Phys. (J. Phys. D.), 1969, 2, 275.
30. Л. В. Альтшулер, С. Б. Кормер и др. ЖЭТФ, 1960, 38, 790.
31. J. O. Ercman, A. B. Christensen. J. Appl. Phys., 1967, 38, 5395.
32. A. R. McMillan. Bull. Amer. Phys. Soc., 1968, 13, 1680.
33. A. S. Kusubov, M. Thiel. J. Appl. Phys., 1969, 40, 3776.
34. A. S. Kusubov, M. Thiel. J. Appl. Phys., 1969, 40, 893.
35. C. S. Smith. Trans. AIME, 1958, 214, 574.

УДК 621.787

ДЕФОРМАЦИОННОЕ УПРОЧНЕНИЕ МЕДИ, НИКЕЛЯ И СПЛАВА Г31 СЖАТИЕМ И ВЗРЫВОМ

А. И. Жаров, М. С. Михалев, Р. З. Кац, В. С. Дмитриева

(Свердловск)

В работе [1] на примере стали Гадфильда выяснены некоторые особенности пластической деформации, вызванной ударными волнами.

В настоящей работе ставилась задача проверить, распространяются ли выявленные особенности на другие металлы и сравнить с результатами упрочнения взрывом стали Гадфильда. В данном случае наиболее интересно было узнать, характерна ли остаточная высокая пластичность после наклепа ударными волнами только для стали Гадфильда или в этом проявляются общие отличительные свойства данного способа деформации для ГЦК металлов и сплавов.

Исследовались образцы меди М2 чистотой 99,7%, никеля НПА1 чистотой 99,7% и сплава Г31 (С — 0,06; Мп — 30,8; Si — 0,87; Р — 0,009; S — 0,008; Fe — остальное), который после термообработки имел аусте-

Наименование металла	Вид деформации	Твердость, НВ	σ_B , кг/мм ²	$\sigma_{0,2}$, кг/мм ²	δ , %
ГЗ1	Не деформ.	145	48	23	30
	Сжатие	225	65	48	10
	Взрыв, 250 кбар	220	60	37	15
Медь	Не деформ.	50	21	10	52
	Сжатие	80	26	21	16
	Взрыв, 50 кбар	80	24	21	20
	Взрыв, 250 кбар	80	24	23	21
Никель	Не деформ.	73	40	20	55
	Сжатие	142	47	42	20
	Взрыв, 250 кбар	143	45	41	26

нитную структуру. Заготовки из листовой меди толщиной 15 мм подвергали отжигу при 450°С 3 часа, а заготовки из листового никеля толщиной 8 мм отжигали при 850°С 2,5 часа.

Упрочнение заготовок производилось по схеме контактного взрыва косыми волнами пластифицированным взрывчатим веществом со скоростью детонации 7000 м/с и соответственно развиваемым давлением около 250 кбар. Дополнительно часть медных заготовок упрочнялась по той же схеме с помощью аммонита 6ЖВ, скорость детонации которого 3000 м/с, а давление, развиваемое на поверхности металла, около 50 кбар [2]. Высокая твердость в последнем случае достигалась увеличением количества взрывчатки и повторным взрывным нагружением. Заготовки перед подрывом устанавливались на массивную стальную плиту. Сжатие осуществлялось на прессе со скоростью деформации $\dot{\epsilon} = 5 \cdot 10^{-3}$ 1/с.

При исследовании структуры шлифы меди травились 2 мин в свежем реактиве, состоящем из 8 мл концентрированной серной кислоты и 50 мл 1%-ного водного раствора марганцовокислого калия, затем осторожно протирались ваткой, смоченной в том же реактиве, промывались в проточной воде и просушивались в струе теплого воздуха. Размеры блоков и величины напряжений II рода определялись гармоническим анализом интерференционных линий (111) и (222), излучение FeK_α . В остальном методика исследования была аналогична [1].

Из результатов механических испытаний (см. таблицу) видно, что при одинаковой твердости после упрочнения взрывом пластические свойства меди, никеля и сплава ГЗ1 существенно выше, чем после упрочнения сжатием. Сходимое явление наблюдалось и при упрочнении стали Гадфильда. По-видимому, в этом проявляются общие отличительные свойства высокоскоростной деформации. Однако разница в пластических свойствах у стали Гадфильда, упрочненной разными способами (сжатием и взрывом), заметно выше [1], чем у исследованных металлов и марганцовистого, но практически безуглеродистого сплава ГЗ1, имеющих в исходном состоянии, как и сталь Гадфильда, ГЦК-решетку.

В работе [3] сделана попытка такого же сравнения изменения ме-

ханических свойств никеля и стали Гадфильда, деформированных квазистатически и взрывом. Но сравнивались только пределы текучести. В этой работе при одинаковых значениях твердости не обнаружили разницы в величинах пределов текучести никеля, упрочненного взрывом, с одной стороны, и сжатием — с другой. Однако из данных, приведенных в таблице, видно, что при одинаковых значениях твердости в прочностных свойствах при упрочнении сжатием и взрывом имеется незначительная разница. Поэтому выводы работы [3] об отсутствии отличия в механических свойствах металлов, не претерпевающих фазовых переходов после упрочнения квазистатическим нагружением и ударными волнами, можно считать недостаточно точными и полными.

В сплаве Г31 металлографическим анализом установлено меньшее и более равномерное выделение ϵ -фазы в результате деформации взрывом по сравнению со сжатием. Сравнительные картины выделения ϵ -фазы в смысле равномерности напоминали картины полос скольжения на стали Гадфильда. Рентгенографически качественно также было подтверждено меньшее выделение ϵ -фазы при упрочнении взрывом. По-видимому, сплав Г31 более стабилен при выполненных условиях нагружения взрывом.

На диаграммах нагружения никеля и особенно меди (рис. 1) видно более значительное дополнительное упрочнение, более заметное развитие шейки и меньший участок равномерного упрочнения при растяжении сжатых образцов. Эти особенности свидетельствуют о большей неравномерности сдвиговой пластической деформации в предварительно сжатых образцах, чем в упрочненных взрывом при 250 кбар.

Для меди и никеля при твердости 80 и 150 НВ соответственно (давление при взрыве 250 кбар) были определены размеры блоков (D) и величины напряжений II рода ($\Delta a/a$). У меди они были равны: $D = 40 \cdot 10^{-6}$ см, $\Delta a/a = 0,40 \cdot 10^{-3}$ при сжатии и $D = 80 \cdot 10^{-6}$ см, $\Delta a/a = 0,65 \cdot 10^{-3}$ при взрыве; у никеля: $D = 11 \cdot 10^{-6}$ см, $\Delta a/a = 0,15 \cdot 10^{-3}$ при сжатии и $D = 15 \cdot 10^{-6}$ см, $\Delta a/a = 0,50 \cdot 10^{-3}$ при взрыве. Относительно большие размеры блоков у меди объясняются сравнительно широкими линиями (111) и (222) исходного образца, что, возможно, связано с наличием в нем многочисленных двойников отжига.

Примерно такое же соотношение между размерами блоков и величинами напряжений II рода при сжатии и взрыве было отмечено и для стали Гадфильда [1]. Возможно, это соотношение может несколько изменяться в зависимости от разных давлений и схем нагружения взрывом. Однако, по-видимому, можно утверждать, что сравнительная оценка плотности дислокаций (ρ) при деформации сжатием и взрывом по известной формуле [4] $\rho = 3/D^2$, где D — средние размеры блоков, и той же известной формуле [5] $\rho = 0,2\beta^2 \cdot 10^{11}$, (β — физическое уширение рентгеновской интерференционной линии) является некорректной. Плотность дислокаций, вычисленная только по величине блоков, будет значительно ниже в упрочненном взрывом металле, в связи с чем возникает трудность объяснения у него высоких прочностных свойств. По-видимому, аналогичная с упрочненным сжатием или даже более высокая плотность дислокаций в упрочненном взрывом металле проявляется в более высоком уровне напряжений II рода. У сплава Г31 размеры блоков и величины напряжений II рода определить не удалось из-за крупнозернистости, но были измерены на микроскопе МИМ-7 размеры хорошо видимых фрагментов после деформации. При твердости 220 НВ они равны 0,1 мм у сжатых и 0,13 мм у образцов, упрочненных взрывом.

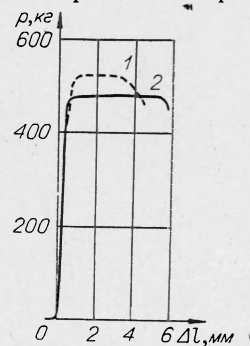


Рис. 1. Вид диаграмм растяжения образцов из упрочненной меди. 1 — сжатие; 2 — взрыв, 250 кбар.

Большая равномерность предварительной пластической деформации, более крупные размеры блоков и фрагментов способствуют наличию более высокой пластичности у металлов при испытании на растяжение.

Нагружение меди различными давлениями взрыва проводилось с целью инициирования разных механизмов пластической деформации (двойникованием и скольжением), согласно [6]. При давлениях от взрыва аммонита 6ЖВ действительно двойников деформации обнаружено не было. Многочисленные деформационные двойники появились по-



Рис. 2. Картина развития трещины в меди цепочкой пересекающихся двойников, $\times 400$.

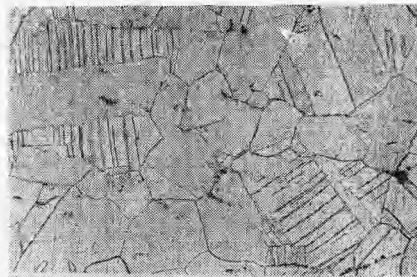


Рис. 3. Деформационные двойники в меди, $\times 100$.

сле взрыва пластифицированного ВВ, скорость детонации которого 7000 м/с. Однако эти двойники целиком концентрировались в местах локализации деформации от волн разгрузки на концах медных пластин и на расстоянии 1—2 мм от стороны, противоположной той, на которую накладывалось взрывчатое вещество. Деформационные двойники всегда были параллельны или перпендикулярны двойникам отжига. Твердость металла в местах концентрации деформационных двойников была на 10% выше, чем в соседних областях.

При более мощных зарядах деформационные двойники часто сопровождались многочисленными трещинами, в результате чего получить стандартные образцы для испытания растяжением с предварительным полученными деформационными двойниками не представилось возможным. Удалось наблюдать развитие многочисленных трещин в результате взаимодействия пересекающихся деформационных двойников; как это видно на рис. 2. После нагружения менее мощными зарядами можно было проследить многочисленные цепочки пересекающихся деформационных двойников, сливающихся в сдвойникованные области. На некоторых участках этих областей обнаруживались микротрещины. В то же время хорошо развитые, но не пересекающиеся пластинки двойников не сопровождались трещинами (рис. 3). Образование некоторых трещин нельзя было с полной уверенностью связать с развитием системы пересекающихся деформационных двойников, но часто они возникали от исходных дефектов (пор и включений) в металле.

Результаты проведенной работы позволяют сделать следующие выводы. Исследованные чистые металлы и сплав ГЗ1 после упрочнения взрывом сохраняют пластические свойства на более высоком уровне, чем после упрочнения сжатием при одинаковых значениях твердости. Однако у стали Гадфильда, исследованной ранее, разница более велика. Видимо, в этом проявляются ее особые свойства как твердого раствора углерода на железомарганцевой основе.

При сравнительной оценке плотности дислокаций после упрочнения сжатием и взрывом нельзя пользоваться формулами, выведенными для квазистатических условий нагружения.

Нагружение ударными волнами выявило в меди условия реализации деформации двойникованием и позволило наблюдать развитие трещин от систем пересекающихся двойников, а также установить влияние неоднородностей в металле на его разрушение при взрывном нагружении.

Поступила в редакцию
16/I 1973

ЛИТЕРАТУРА

1. А. И. Жаров, М. С. Михалев и др. ФММ, 1971, 31, 1069.
2. М. А. Могилевский. ФГВ, 1970, 6, 2, 224.
3. E. G. Zukas. Metals Eng. Quart., ASM, May, 1966.
4. A. R. Stokes. Proc. Phys. Society, 1948, 61, 621.
5. Л. И. Миркин, Я. С. Уманский. ФММ, 1960, 9, 897.
6. C. S. Smith. Trans. AIME, 1958, 212, 574.

УДК 621.787

НЕУСТОЙЧИВОСТЬ ГРАНИЦЫ РАЗДЕЛА СОУДАРЯЮЩИХСЯ ПОВЕРХНОСТЕЙ МЕТАЛЛОВ

И. В. Яковлев

(Новосибирск)

При исследовании плоских или близких к плоским соударений двух металлических пластин особый интерес вызвало соударение свинцовых пластин с пластинами из различных металлов. Скорость метания свинцовой пластины составляла примерно 500 м/с. При этом после соударения поверхность пластины, на которую метался свинец, имела вид, изображенный на рис. 1. Видно, что поверхность покрыта характерными «выплесками» металла.

Можно было предположить, что с поверхности свинца в результате откола, который происходит при выходе ударной волны на эту поверхность, вылетают частицы свинца со скоростью, большей скорости полета самой пластины, и образуют на поверхности пластины, на которую метается свинец, кратеры, а затем эти кратеры после соударения с пластиной свинца работают как кумулятивные выемки. Однако создание заранее на поверхности неподвижной пластины таких кратеров показало совершенно иной характер возмущения поверхности соударения. Это побудило искать иную причину возникновения такой поверхности.

Рассмотрим состояние, в котором находится граница раздела соударяющихся металлов. В условиях высокоскоростного соударения двух металлических пластин определенная доля энергии уходит на интенсивную деформацию соударяющихся поверхностей [1].

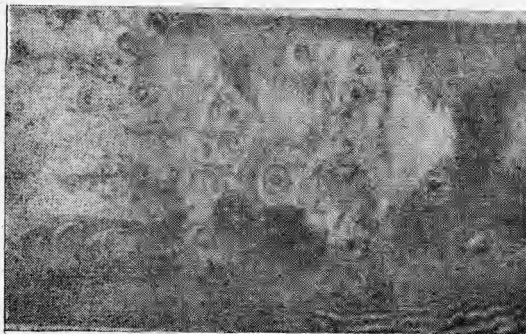


Рис. 1.