

По-видимому, именно этим объясняется ход кривой $(c-u)/D$ после $d/a=280$.

Для трубы с диаметром 80 мм экспериментально полученную зависимость $(c-u)/D$ можно объяснить существованием турбулентности. Для трубы с диаметром 21 мм объяснять полученные результаты только наличием турбулентности некорректно, поскольку, как указывалось выше, в таких трубах необходимо учитывать потери на стенках. Выяснение роли каждого из этих процессов должно явиться объектом дальнейших исследований.

Поступила в редакцию
12/IX 1972

ЛИТЕРАТУРА

1. D. E. Duff, H. T. Knight, J. P. Rink. Phys. Fluids, 1958, 1, 393—399.
2. D. H. Edwards, G. T. Williams, J. C. Breese. J. of Fluid Mech., 1959, 6, 4, 497—517.
3. D. R. White. Phys. fluid, 1961, 4, 4.
4. Т. В. Баженова, Л. Г. Гвоздева, Ю. С. Лобастов и др. Ударные волны в реальных газах. М., «Наука», 1968.
5. А. А. Васильев, Т. П. Гавриленко, М. Е. Топчийн. III-й Всесоюзный симпозиум по горению и взрыву. Автореф. докл. Черногловка, 1971.
6. A. A. Vasiliev, T. P. Gavrilenko, M. E. Topchian. Astronautica Acta 1972, 17, 4, 5.
7. А. А. Васильев, Т. П. Гавриленко и др. ФГВ, 1972, 8, 1.
8. D. H. Edwards, D. R. Brown а. о. Appl. Phys. D, 1970, 3, 3.
9. R. A. Strelow, G. D. Engell AIAA J., 1969, 7, 3.
10. G. G. Eisen, R. Gross, T. Rivlin. Вопросы ракетной техн., 1961, 1.
11. W. W. Wood, Z. W. Salsburg. «Механика». Сб. переводов, 1961, 5.
12. Е. С. Щетинков. Физика горения газов. М., «Наука», 1965.
13. Б. В. Войцеховский, В. В. Митрофанов, М. Е. Топчийн. Структура фронта детонации в газах. Новосибирск, Изд-во СО АН СССР, 1963.
14. С. М. Рыбанин. ФГВ, 1966, 2, 1.

УДК 532.593

ДЕЙСТВИЕ УДАРНЫХ ВОЛН НА ТЕКСТУРИРОВАННЫЙ ПРОКАТ И НА КРУПНОЗЕРНИСТЫЕ МЕТАЛЛЫ

Т. М. Соболенко, Т. С. Тесленко, А. Ф. Шалыгин
(Новосибирск)

При нагружении ударными волнами прокатанных листов алюминия АД-1, меди МЗ и титана ВТ-1-1, имеющих исходную текстуру, рентгеноструктурным анализом было доказано исчезновение текстурных максимумов на рентгенограммах. Съемки велись по методу дебаеграмм и в камере «Крос» в медном и железном излучениях.

Опыты по нагружению плоскими ударными волнами велись по схеме I рис. 1 на медных образцах. Заряд 2 и угол между пластиной 3 и основным зарядом 4 подбирались таким образом, чтобы пластина всей поверхностью плоско ударяла по основному заряду взрывчатого вещества и инициировала в нем плоскую ударную волну. Медный прокат имел толщину 2,5—3 и 5 мм. Взрывчатые вещества брались следующие: на-

сыпной аммонит 6ЖВ (скорость детонации $D=3,5$ км/с), насыпной гексоген ($D=6,6$ км/с) и литой тротилгексоген ($D=7,2$ км/с). Толщина основного заряда составляла 10 мм. Во всех перечисленных случаях текстура проката на медных листах исчезала. На рентгенограммах меди текстурных максимумов после обработки металла взрывом нет, изменений размера зерна не зафиксировано, линии несколько уширены (см. рис. 2, а, б).

В практике чаще встречаются не плоские ударные волны, возбуждение которых связано с необходимостью дополнительных устройств, а бегущая вдоль по-

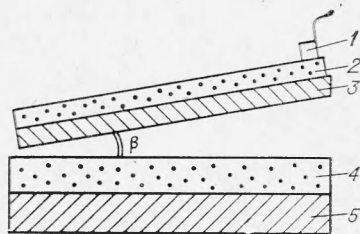


Рис. 1. Детонация плоской ударной волны в металле.

1 — детонатор; 2 — вспомогательный заряд ВВ; 3 — метаемая пластина; 4 — основной заряд ВВ; 5 — нагружаемый образец.

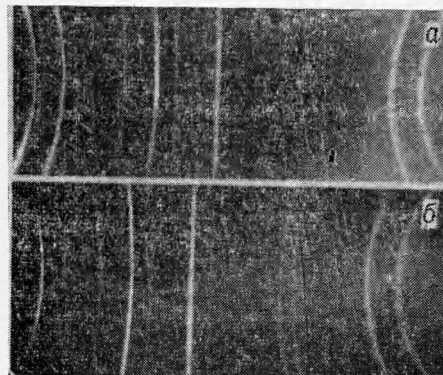


Рис. 2. Рентгенограммы исходного медного проката (а) и после обработки его плоской ударной волной (б).

верхности листа металла косая ударная волна [1]. Опыты с косыми ударными волнами проводились по схеме II (рис. 3) — генерирование ударных волн в металле контактным зарядом ВВ, а также по методу соударяющихся пластин [2].

При нагружении алюминиевой полосы АД1 ударной волной, бегущей вдоль направления проката, использовались смесь аммонита с селитрой (50/50) $D=2,7$ км/сек и гексоген, а также соударение пластин.

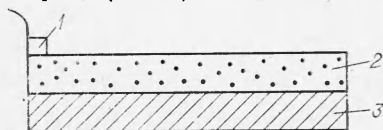


Рис. 3. Детонация косой ударной волны в металле.

1 — детонатор; 2 — заряд ВВ; 3 — нагружаемый образец.

Во всех случаях текстура исчезла, но после нагружения гексогеном линии рентгенограмм становились точечными. Вероятно, это происходило из-за достаточно высоких остаточных температур, при которых происходила рекристаллизация структуры. При сварке взрывом текстурированных титановых пластин также исчезали текстурные максимумы на линиях дебаеграмм, снятых со шлифа.

Эти наблюдения давали основание предположить, что и анизотропия механических свойств частично или полностью устраняется при взрывном нагружении.

Эксперименты с медным прокатом

Подробные исследования проведены на прокатанном листе меди марки МЗ толщиной 2,5 мм, имеющем исходную текстуру (112) [111]. Во всех дальнейших опытах медь бралась только от этого листа, который до начала работы имел размеры 1000×1500 мм. Лист первоначально был разрезан на карточки 300×200 мм. Механические свойства и текстурированность исходного материала определялись на образцах, вырезан-

ных из трех карточек, расположенных равномерно по площади листа. При этом определялись прочностные характеристики вдоль проката, поперек проката и под 45° к направлению проката. Для сравнения свойств прокатанного и нагруженного взрывом металла при термообработке исходный материал, а затем и обработанный ударными волнами отжигали при температурах 250, 450, 650 и 750°С по 40 минут. Полученные результаты по прочностным характеристикам прокатанного листа меди до и после отжигов приведены в табл. 1, а после взрывной обработки — в табл. 2 и 3.

Таблица 1

Направление вырезки образца	T°, C	$\sigma_b, \text{кг/мм}^2$	$\delta, \%$	HV
Поперек проката	Исх.	35—37,5	9	165—180
	250	35—37,5	10	165—180
	450	21—22	50—55	70—85
	650	21	43—52	70—85
	750	17,5—19	40—50	70—75
Вдоль проката	Исх.	33—35	10—12	125—140
	250	35	12—15	130—145
	450	22—23	47—50	90—95
	650	20—20,5	40	60; 80
	750	21—22	25—35	60; 75
Под 45° к прокату	Исх.	34—36	8—10	140
	250	35	8—10	130—145
	450	22	55—50	90—95
	650	18—19	51—55	65; 75—80
	750	16—18	40—55	60; 75

Рассмотрение результатов механических испытаний исходного прокатного листа показывает, что существует разница механических свойств по разным направлениям, причем она максимальна под углом 90°. Большая прочность у листа меди поперек проката, меньшая — вдоль. Остаточное удлинение наклепанного прокатанного листа относительно мало ($\approx 10\%$) и поэтому перед штамповкой металл должен несомненно отжигаться. Отжиг при 250°С в течение 40 минут еще не приводит ни к каким существенным изменениям механических свойств; при 450° происходит резкое снижение прочности до обычной прочности отожженной меди, и появляется соответствующая пластичность, причем практически ликвидируется и анизотропия свойств. Отжиг при 650°С уже дает существенную разницу свойств по разным направлениям проката, что особенно сказывается на удлинении, заметно падающем по направлению проката. Отжиг при 750°С усиливает повторную анизотропию свойств прокатанного листа меди.

Рентгеноструктурные исследования исходного проката, а также после отжига его при 250° дают идентичные рентгенограммы с наличием текстурных максимумов. После отжига 450°С текстурные максимумы исчезают, вместо сплошных линий появляется слабая точечность. После отжига 650° точки на рентгенограммах несколько укрупняются, а на некоторых снимках появляются текстурные пятна. После отжига 750° на дебаграммах много четко разделенных рефлексов (крупное зерно), а при съемки на камере «Крос» зафиксировано явное наличие текстуры, отличающейся от текстуры исходного материала.

Исследования микроструктуры показали, что исходный материал имеет волокнистую структуру, ярко выраженную в направлении проката. Отжиг 250° значительного изменения в строение металла не вносит, но на некоторых границах волокна возникают первичные зерна рекристаллизации. Отжиг 450° приводит к полной рекристаллизации всего металла, размер зерна составляет 20 μ . При отжиге 650° происходит неравномерный рост зерна: по направлению проката и под 45° зерно укрупнилось до 0,15 мм, а перпендикулярно направлению проката только до 0,05 мм. При отжиге 750° зерно вырастает до 0,5—1 мм. Замеры микротвердости на шлифах сечений вдоль, поперек и под 45° к прокату (см. табл. 1) показали, что максимальную твердость металл

Таблица 2

Направление вырезки образца	Направление детонации	T°, C	σ_b , кг/мм ²	δ , %	HV
Поперек проката	Поперек проката	Взрыв 450 650 750	39—41 21—22 21—22 20—21	7—10 43—53 48—55 45	135—140 80—85 80—85 85
	Вдоль проката	Взрыв	39—40	6—8	130—155
Вдоль проката	Под 45° к прокату	Взрыв	34—37	6	145—155
	Поперек проката	Взрыв 450 650 750	35—37 21—23 21—22 20	7 50 40—50 40	130—145 90—95 80—95 80—95
	Вдоль проката	Взрыв	35—38	7	130—145
	Под 45° к прокату	Взрыв	34	5—6	125—140
	Поперек проката	Взрыв 450 650 750	35* 21—22 21—22	10 50—55 45—50	— 80—85 80—85 85—90
Под 45° к прокату	Под 45° к прокату	Взрыв	36—35	6	120—140

* 3 образца.

имеет на сечении, перпендикулярном к прокату, сечение под 45° к прокату промежуточно по твердости между двумя основными направлениями. Отжиг 250°С значительных изменений не вносит. При увеличении температуры до 450° самое большое уменьшение микротвердости достигается на сечении, ранее максимально упрочненном, а при 650 и 750°С так укрупняются зерна, что возможны замеры разно ориентированных кристаллитов, причем твердость в зависимости от ориентировки изменяется на 30%.

Таким образом, проведенные исследования показывают, что наиболее ярко анизотропия свойств проявляется в медном прокате и после высокотемпературного отжига при 750°С.

Результаты взрывных экспериментов

Ударные волны генерировались в медном листе взрывом насыпного гексогена толщиной 10 мм. Поверхность от бризантного действия ВВ защищали слоем пленки ПХ 13—0,3 мм. Нагружение ударными волнами вели по схеме II (скользящая вдоль проката ударная волна), так что детонация шла из одного угла карточки, распространяясь по металлу частично вдоль проката, частично под 45° к нему и поперек проката. Осадка материала составляла не более 2%.

Таблица 3

Направление вы- резки образца	Направление де- тонации	T, °C	σ_b , кг/мм ²	δ , %	HV
Поперек прока- та	Поперек про- ката	Исх. 750	17,5—19	40—50	70—75
		Взрыв	24—26	15—20	110—120
		250	25—26	10—20	115—140
		450	19	30—40	90*
		750	18	40	100—105
					70—80
	Под 45° к про- кату	Взрыв	24—26	10—20	110, 130
		250	21—22	10—20	100—115
		750	18—19	35—40	70—80
Вдоль проката	Поперек проката	Исх. 750	21—22	25—35	60, 70
		Взрыв	24—29	15—20	100—120
		250	23—25	10	100
		450	20	20—30	90*, 100
	Под 45° к прокату	Взрыв	27—30	15—25	100—120
		450	20	35—40	85*, 90—100
Под 45° к про- кату	Под 45° к про- кату	Исх. 750	16—18	40—55	60, 75
		Взрыв	27—32	5—10	110—120
		250	19—21	10—25	90—105
		450	18—20	35—45	90*, 100—105
		750	18—20	35—45	75—80

* Замеры HV на границе зерна.

Рентгеноструктурная проверка результатов взрывного нагружения исходного листа меди выявила, что текстура разрушается лишь на некоторых направлениях, составляющих определенные углы с направлением движения ударной волны. Поэтому при обработке результатов механических испытаний образцов учитывался и фактор возможного неодинакового воздействия направления детонации по отношению к направлению проката.

Непосредственно после взрывного нагружения механические свойства изменяются в зависимости от направления детонации по-разному (см. табл. 2). Так, детонация под 45° к прокату сближает значения прочности по всем направлениям, в которых вырезались образцы, но не дает заметного упрочнения металла. Детонация по направлению проката и перпендикулярно к нему приводит к упрочнению поперек и вдоль проката; вырезанные под 45° образцы сохраняют исходную прочность. Удлинение на всех образцах по сравнению с исходным прокатом меди снизилось на 2—3%.

Отжиг при 250° С мало изменяет прочностные свойства, при 450° С — приводит к результатам, аналогичным отжигу исходного материала, когда в меди исчезает анизотропия. Увеличение температуры отжига (650 и 750° С) не привело к появлению анизотропии свойств по разным направлениям по отношению к прокату, а сами свойства остались на уровне свойств металла после отжига 450°, т. е. $\sigma_b = 20—22$ кг/мм², $\delta = 40—50\%$. Рентгеноструктурные исследования, как было отмечено, в материале после взрыва показали существенную зависимость от направления детонации: текстура исчезла полностью только при распро-

странении ударных волн вдоль проката, при распространении волны поперек проката текстура полностью сохранялась. В экспериментах с углом 45° к направлению проката осуществлялся промежуточный случай — с поверхностей пластины меди текстура пропадала, а в середине сохранялась. Отжиг 250° существенных изменений не внес, рентгенограммы взорванного металла после отжига 450°C были похожи на рентгенограммы после аналогичной термообработки исходной меди. Повышение температуры до 650° не привело к изменению общего вида рентгенограмм по сравнению с предыдущим отжигом, т. е. текстура отсутствовала, точечность линий была слабой. После отжига 750°C на рентгенограммах обработанного взрывом металла появлялись более крупные точки на линиях, но текстура не обнаруживалась.

Металлографические исследования нагруженного взрывом медного проката показали повышенную травимость металла на сечениях, перпендикулярных направлению взрыва. Микротвердость (см. табл. 1 и 2) несколько снижается на сечении, имевшем максимальную исходную твердость, и усредняется. В общем виде структуры заметных изменений не зафиксировано. Отжиги 450 и 650°C привели к одинаковому результату — рекристаллизованные зерна имели размер $40\text{ }\mu$, твердость была аналогичной твердости исходного проката после отжига 450°C . Отжигание при 750°C приводит к укрупнению зерна до $0,15\text{ мм}$, однако микротвердость сохранялась. Разницы в твердости зерен различной ориентировки не было обнаружено.

Таким образом, взрывная обработка прокатанного листа меди, имеющего текстуру, показала, что непосредственно после взрыва можно устранить анизотропию свойств при строгом выборе направления детонации и режима нагружения. В то же время вне зависимости от результатов взрывной обработки весьма существенно расширяется в сторону высоких температур интервал нагрева материала без появления вторичной анизотропии отжига (в нашем опыте до 750 , т. е. примерно на 200°C).

Эксперименты с крупнозернистыми материалами

В работе [3] показано, что при действии плоских ударных волн (300 кбар) на монокристалл меди монокристалличность образца при рентгеновских исследованиях нарушается, и вместо отдельных рефлексов от плоскостей образуются сильно вытянутые дуги или слабо точечные линии, аналогичные линиям от поликристалла, но текстурированного. Это явление до конца не выяснено, поскольку многими исследователями, которые изучали металлы после взрывного нагружения в оптический микроскоп [1, 4], отмечалось, что плоская ударная волна, не имеющая температуры за фронтом, достаточной для рекристаллизации, не приводит к изменению размера зерна в металле. Авторы работы [3] объясняют обнаруженное ими явление увеличением угла разориентировки блоков до 30° .

В наших опытах с плоскими ударными волнами также зафиксировано с помощью изучения дебаграмм, подобно работе [3], как бы измельчение крупных зерен меди, титана, циркония, кобальта, малоуглеродистых сталей. При этом наблюдаемый в оптический микроскоп размер зерен оставался практически без изменения.

Как указывалось выше, при отжиге прокатанной меди 750°C образовалось крупное зерно и возникала повторная текстура. По режиму нагружения скользящей ударной волной (см. рис. 3) была проведена обработка взрывом отожженных при 750°C медных карточек ($200\times 150\times 2,5$), вырезанных из исходного текстурированного листа меди. Детонация шла поперек и под 45° к направлению исходного проката. Затем были проведены отжиги этого материала при температурах 250 ,

450 и 750°С по 40 минут. Образцы для механических испытаний также вырезались по трем направлениям: вдоль, поперек и под 45° к направлению прокатки. Результаты механических испытаний, приведенные в табл. 3, показывают, что после взрывной обработки прочность всех образцов резко возрастает (минимум в 1,5 раза), удлинение падает, причем, если в образцах, вырезанных поперек и вдоль направления прокатки, результаты близки, то под 45° достигается максимальное упрочнение при резко сниженной пластичности. Отжиг 250°С на продольных и поперечных образцах снижает прочность незначительно, удлинение остается без изменений (или даже меньше, чем у образцов сразу после взрыва), а по направлению 45° прочность снижается так, как будто в образцах прошла рекристаллизация, однако удлинение меньше, чем при рекристаллизации до пережога. Отжиг 450°С при всех направлениях образцов приводит к достижению равномерной прочности на 1—2 кг меньше, чем в образцах после проката и аналогичного отжига, а также к пластичности на 5—10% меньшей, чем после отжига проката при 450°С, но равномерной и значительной. Отжиг 750°С никаких новых существенных изменений в свойства обработанных взрывом образцов не вносит, и теперь они оказываются выше, чем у исходного отожженного при 750°С материала, причем образцы становятся равнопрочными по всем направлениям.

Рентгеноструктурные исследования показали, что взрывное нагружение крупнозернистой меди независимо от направления взрыва приводит к появлению сплошных линий на рентгенограммах вместо точечных (рис. 4, а, б). Однако при этом, хотя и слабо сохраняются текстурные максимумы. После отжига 250°С, если детонация шла поперек проката, то на рентгенограммах обнаруживаются точечные линии без заметных текстурных усилений. Появление крупного зерна, по-видимому, подобно явлению возврата. По нашему мнению, при этом происходит «рассасывание» возникающих при взрыве закономерно расположенных некоторых нарушений строения кристаллических плоскостей. Если детонация шла под 45° к прокату, то после отжига 250°С на рентгенограммах появлялась точечность линий, как обычно бывает после рекристаллизации, если вырастает не крупное зерно (~50 мк). После отжига 450°С, когда взрыв шел под 45° к прокату, точечность линий увеличивается и на фоне линий проявляются текстурные максимумы. На рентгенограммах, снятых с металла при направлении детонации поперек прокатки, изменений по сравнению с отжигом 250°С не наблюдалось. После отжига 750°С вид рентгенограмм на всех направлениях взрыва становится похож на исходный: фиксируются текстурные максимумы на фоне крупной точечности линий.

Микроструктурный анализ не показал никаких видимых изменений в структуре крупнозернистой меди, обработанной взрывом в косой волне при давлении до 100 кбар. Отжиги 450 и 750°С привели к дополнительному росту некоторых зерен до 1—1,5 мм, но основная масса осталась без изменений (0,5—0,7 мм). В некоторых зернах, не связанных с границами, возникали центры рекристаллизации. По-видимому, эти явления, скорее, связаны с местными напряжениями от макрореформации листов меди при

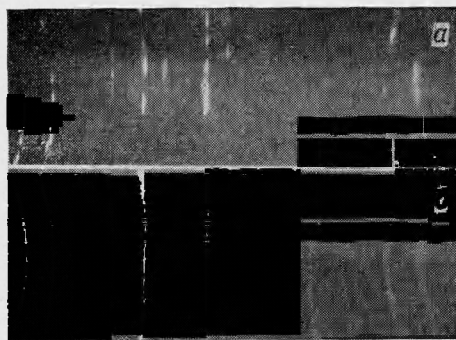


Рис. 4. Рентгенограммы меди, отожженной при 750°С (а) и после нагружения ее ударной волной (б).

взрыве, чем с ударными волнами. Таким образом, обычный микроструктурный анализ приводит к результатам, аналогичным предыдущим, общий вид размера зерен после обработки ударными волнами остается без изменений. Микротвердость изменяется соответственно изменению прочности образцов после взрыва и отжига образцов. Характерной особенностью является более существенное разупрочнение по границам зерен, чем внутри, после отжига 250 и 450°С. Отжиг 750°С практически выравнивает твердость всех участков структуры на сечении.

Полученные результаты показывают, что обработка взрывом крупнозернистой текстурированной меди позволяет сразу после взрыва повысить общую прочность материала, снизить анизотропию свойств и сохранить ее отсутствие после повторных отжигов. Однако данные микроструктурного и рентгеноструктурного анализов не объясняют полученных результатов механических испытаний.

Представляется возможным, что оба замеченные явления — исчезновение преимущественных ориентировок и измельчение блоков мозаики — имеют в своей основе явление дробления и разворота частей кристаллитов, происходящее в металле при прохождении ударных волн, на которое указывали авторы работы [3].

Однако для выяснения причин и механизмов этих явлений необходимы дальнейшие систематические исследования.

*Поступила в редакцию
20/XII 1972*

ЛИТЕРАТУРА

1. Т. М. Соболенко. Канд. дисс. Новосибирск, 1966.
 2. А. А. Дерибас. Физика упрочнения и сварки взрывом. Новосибирск, «Наука», 1972.
 3. Г. А. Ададуров, Л. А. Матвеева, В. М. Шехтман. ФММ, 1971, 31, 1, 122.
 4. Response of metals to high velocity deformation. Proc. Conf. N. Y. Interscience, 1961.
 5. Т. М. Соболенко. ФГВ, 1966, 2, 4.
-