

(Q_0 — удельная теплота взрыва взрывчатого вещества заряда) со много большей массой металла $\sim \rho a^2 c^2 / D^2$ (ρ — плотность металла). Энергия переданная металлу, составит

$$U \approx \frac{q_0^2 Q_0 D^2}{\rho a^2 c^2}. \quad (5)$$

Из (1) и (2) следует

$$\sigma_R^2(R) \approx \frac{a}{\pi R} \frac{\rho^2}{\rho} \left(\frac{D}{C}\right)^3 Q_0 E. \quad (6)$$

Разумеется, формула (6) не пригодна для количественных расчетов, но она позволяет понять, каким образом варьирование параметров взрывчатого вещества влияет на глубину «проработанной» зоны.

Поступила в редакцию
26/II 1980

ЛИТЕРАТУРА

1. В. И. Артемьев, А. Н. Пашин и др. Цветные металлы, 1978, 5, 37.
2. В. М. Кудинов, В. Г. Петушков и др. Автоматическая сварка, 1978, 4.
3. В. А. Винокуров. Отпуск сварных конструкций для снижения напряжений. М., Машиностроение, 1973.
4. В. Г. Петушков, А. Н. Пашин. Автоматическая сварка, 1975, 7, 19.
5. Ф. А. Баум, Л. П. Орленко и др. Физика взрыва. М., Наука, 1975.
6. С. К. Годунов, Н. Н. Сергеев-Альбов. ПМТФ, 1977, 4, 140.
7. В. М. Кудинов и др. Автоматическая сварка, 1976, 1.
8. Гакенхаймер, Микровиц.— В сб.: Прикладная механика, № 3, 1969.

ВЛИЯНИЕ ПЛОСКИХ УДАРНЫХ ВОЛН НА ОСТАТОЧНЫЕ СВОЙСТВА МЕДИ И ВНУТРЕННЕ ОКИСЛЕННОГО МЕДНОГО СПЛАВА

М. П. Бондарь, А. А. Дерibas, В. А. Симонов
(Новосибирск)

При исследовании зависимости остаточных изменений структуры и свойств материалов от параметров ударно-волнового нагружения [1] мало внимания уделено дисперсионно-упрочненным системам. Общим результатом большинства работ, посвященных исследованию металлов и сплавов, является рост степени упрочнения материалов с повышением давления p в ударной волне. В работах [2—5] показано, что увеличение длительности импульса при постоянном давлении Δt по своему воздействию на материал аналогично увеличению давления. Существенное влияние на изменение структуры и свойств материалов оказывает ширина фронта ударной волны [6]. В [2] отмечено влияние скорости спада давления в волне разрежения dp/dt на свойства нагружаемого материала. Однако общепринятого представления о степени воздействия отдельных составляющих профиля ударной волны (ширины фронта, Δt , dp/dt) на процессы в материале в настоящее время нет. Существенно неоднозначные результаты получены при исследовании процессов разупрочнения ударно-нагруженных материалов [5—7].

Настоящая работа представляет дополнительный вклад в рассматриваемую проблему. В ней исследовано изменение структуры и свойств дисперсионно-упрочненного сплава и металла основы сплава в зависимости от p , Δt и dp/dt в волне разрежения. В работе сделана попытка оценить потери энергии в ударной волне за счет рассеяния на частицах

упрочняющей фазы. Проведено исследование устойчивости остаточных изменений в двухфазном сплаве после ударно-волнового нагружения при последующей термообработке.

Исследование проводилось на образцах внутренне окисленного сплава $\text{Cu} + 3,5\% \text{Al}_2\text{O}_3$ (указано объемное соотношение) и чистой меди. Выбор сплава определен его практическим использованием. Образцы готовились в форме таблеток толщиной 4,5 и диаметром 20 мм и размещались в многослойных цилиндрических обоймах, обеспечивающих сохранение образцов при плоском ударном нагружении. Структура таблеток сплава в осевом сечении состояла из трех равных областей. Наружние области представляют собой медную матрицу с распределенными в ней частицами оксида Al_2O_3 . Частицы у поверхности равноосные, их размер $\sim 250\text{--}300 \text{ \AA}$. По мере удаления от поверхности размер частиц увеличивается, их форма приближается к игольчатой. На границе с центральной неокисленной зоной частицы имеют форму игл длиной до 100 мкм и толщиной $\sim 500 \text{ \AA}$. Указанная структура определена кинетикой процесса внутреннего окисления, протекающего при диффузии кислорода в образец. Центральная зона таблеток представляет собой сплав $\text{Cu} + 0,0035$ массовых долей Al. Размер зерен в образцах сплава 1 мм, в меди 0,1 мм. Ограниченная толщина образцов внутренне окисленного сплава, лимитированная способом их приготовления, требовала наряду с основной задачей определить, имеются ли отличия в остаточных изменениях структуры и в свойствах в зависимости от того, представляет собой нагружаемый образец сплошной цилиндр или систему, набранную из таблеток разной толщины. С этой целью проводилось нагружение сплошного стержня и многослойной системы, равной по высоте стержню, набранной из таблеток толщиной: 9, 4 и 1 мм.

В сборке для ударного нагружения образцы сплава перемежались с образцами чистой меди. Это вносило последовательность в чередовании окисленных и неокисленных слоев, так как центральная часть таблеток внутренне окисленных образцов представляла неокисленную зону. Кроме того, сравнение остаточных изменений в медных образцах, заложенных в сборку с внутренне окисленными, с изменениями в медных образцах, находящихся на тех же глубинах в сборке из медных таблеток, позволило судить о влиянии частиц на параметры ударных волн, определяющих остаточные изменения в образцах.

Нагружение проводилось контактными зарядами и ударником. При контактном нагружении использовались заряды из сплава ТГ 50/50 толщиной 10, диаметром 70 и 40 мм, инициируемые генератором плоской волны, для которых длительность импульса давления составляла 4 и 2 мкс соответственно, что определяло разные значения давлений и скорости спада давлений в волне разрежения по глубине обойм. Значения давлений по глубинам обойм для указанных условий нагружений взяты из работы [8]. В качестве ударника использовались медные пластины толщиной 2,74 мм, скорость ударника при соударении составляла 960 м/с. Эти параметры обеспечивали давление в 200 кбар, длительность импульса постоянного давления $\Delta t = 1,2$ мкс. Указанное давление сохранялось постоянным на глубине 40 мм от поверхности соударения. Образцы после нагружения разрезались по центральному сечению вдоль оси нагружения без внесения дополнительных искажений.

Одним из параметров, характеризующих остаточные изменения после ударного нагружения, является упрочнение. В качестве меры упрочнения использовалась величина микротвердости \bar{H} , измеренная при нагрузке 50 г. Сравнение структур проводилось с помощью оптического микроскопа. Для определения воздействия ударного нагружения на окисные частицы Al_2O_3 просматривались в электронном микроскопе экстракционные реплики, снятые с образцов.

Результаты экспериментов

С целью выяснения разницы в остаточных свойствах сплошного стержня и многослойной системы, сравнивались структура и величина H_v стержня длиной 60 мм и сборки из четырех звеньев, каждое звено которой состояло из трех таблеток указанных ранее толщин, после нагружения большим генератором. После опыта структуры стержня и образцов набранной системы не отличались друг от друга. Значения H_v , измеренные вдоль оси нагружения и усредненные по четырем звеньям и соответствующим четырем частям стержня, совпадали по величине. На рис. 1 представлены значения H_{vcp} в зависимости от p . Микротвердость измерялась также в направлении, перпендикулярном оси нагружения, в центральных сечениях всех образцов и соответствующих сечениях стержня. По этим данным строились кривые распределения наиболее вероятных значений H_v . Кривые распределения для стержня и образцов толщиной 9 и 4 мм характеризуются наличием резко выраженного максимума (рис. 2, 1), для образцов толщиной 1 мм — отсутствием максимума (рис. 2, 2). Этот результат показывает, что остаточные свойства в образцах, используемых в работе, можно сравнивать со свойствами массивных образцов, для образцов толщиной ≤ 1 мм существен фактор внешней поверхности.

Нагружение обойм с внутренне окисленными образцами проводилось большим и малым генераторами, одновременно нагружались обоймы с таблетками чистой меди. Медным ударником нагружалась сборка из внутренне окисленных образцов, общая высота которых составляла 31,5 мм, продолженный медным стержнем. На всех образцах $p = 200$ кбар, Δt изменялась от 1,2 мкс на верхнем образце до 0,3 мкс на образце перед медным стержнем, на длине ~ 10 мм медного стержня $p = 200$ кбар. Значения H_v , измеренные после нагружений, усреднялись по внутренне окисленным зонам.

Значения H_{vcp} для образцов, нагруженных большим и малым генераторами при равных p , находятся в одной полосе разброса. Обработка полученных результатов по методу наименьших квадратов дает линейную зависимость H_v от p в интервале $p = 120 \div 380$ кбар (см. рис. 1). Величины H_{vcp} окисленных зон после нагружения медным ударником практически одинаковы для всех образцов,

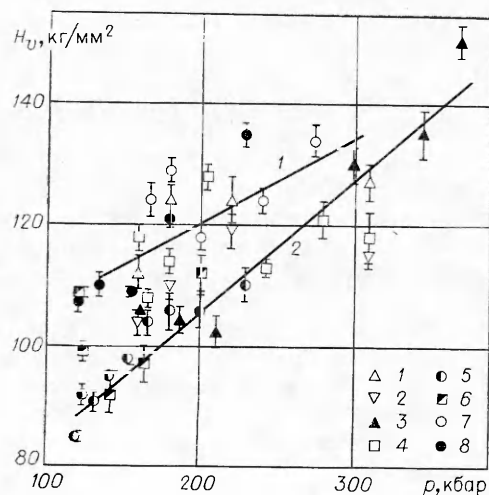


Рис. 1. Зависимость микротвердости образцов от давления.

Медь, большой генератор: 1 — стержень, 2 — четыре звена, 3 — сборка, 4 — Си в промежутках с внутренне окисленным слоем; малый генератор: 5 — сборка, 6 — Си в промежутках с внутренне окисленным слоем; внутренне окисленный слой: 7 — большой генератор, 8 — малый генератор.

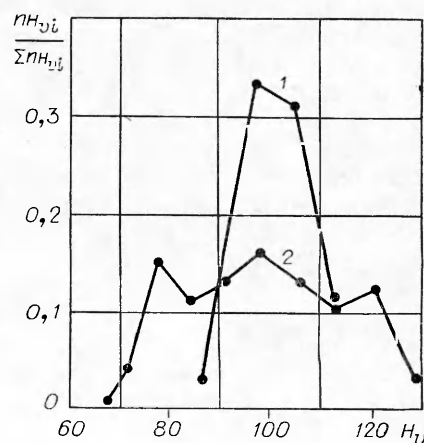


Рис. 2. Кривые распределения наиболее вероятных значений H_v .

Условия нагружения	p, кбар	$H_{\text{ср}}, \text{кг/мм}^2$				
		после нагружения	после нагружения и отжига при температуре ($^{\circ}\text{C}$)			
			200	250	300	350
Контакт	300	134	129	126	110	102
	230	130	129	127	112	104
	180	125	121	119	117	107
	150	119	114	115	113	101
	120	109	107	107	105	100
Ударник	200	126	122	119	114	98

их значения находятся в пределах 126—128 кг/мм². Эта величина H_v попадает на линию 1 (см. рис. 1) в точку, соответствующую давлению 200 кбар. Значения $H_{\text{ср}}$ для медных образцов, перемежающих внутренне окисленные, ложатся в одну полосу разброса с данными для образцов в обихах, набранных из чисто медных таблеток, и соответствующих им по расположению. Средняя микротвердость медных образцов, нагруженных большим и малым генераторами при равных p , совпадают в пределах разброса независимо от сборки. На участке медного стержня, где $p=200$ кбар при нагружении медным ударником $H_{\text{ср}}=113$ кг/мм². Эта величина соответствует средней микротвердости медных образцов, подвергнутых нагружению при $p=200$ кбар контактными зарядами. Значения $H_{\text{ср}}$ для всех медных образцов легли в одну полосу разброса на плоскости H_v-p , поэтому они обработаны вместе по методу наименьших квадратов (см. рис. 1, 2).

При исследовании структуры сборки с внутренне окисленными образцами обнаружено развитое множественное скольжение в центральных неокисленных зонах и в медных образцах, перемежающих окисленные. Степень развития скольжения коррелирует с величиной p . В окисленных зонах видимых следов деформации не обнаружено. Не обнаружено также изменения формы и размера частиц упрочняющей фазы при просмотре в электронном микроскопе экстракционных реплик. Для структуры сборок чисто медных образцов наряду с развитым скольжением характерно наличие двойников в образцах, где давление превосходило 200 кбар.

Степень устойчивости остаточных изменений во внутренне окисленных сплавах, вызванных ударным нагружением, определялась по изменению H_v и исследованию структуры после отжига образцов в течение 1 ч при различных температурах. В таблице приведены результаты изменений H_v в зависимости от температуры отжига, исходная средняя микротвердость составляла 100 кг/мм². Видно, что процесс возврата начинается при 200 $^{\circ}\text{C}$, а после отжига при 350 $^{\circ}\text{C}$ происходит полный возврат. Используя для описания возврата выражение

$$\Delta H_v = A e^{-Q/RT},$$

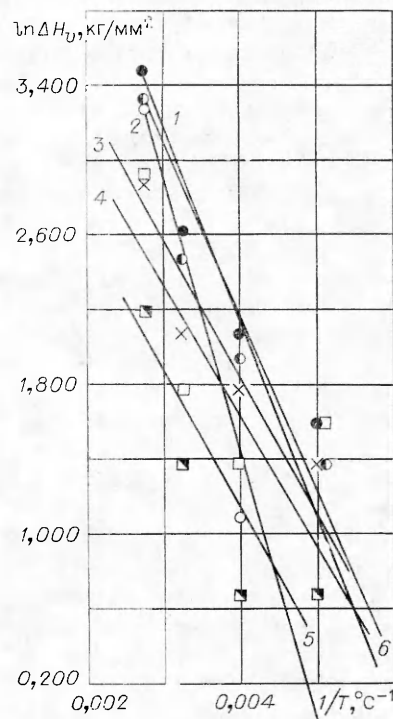


Рис. 3. Зависимость $\ln \Delta H_v$ от $1/T$ предварительно нагруженных образцов при давлении, кбар: 1—300, 2—230, 3—200, 4—180, 5—150, 6—120.

где $\Delta H_v = H_{vp} - H_{vt}$; H_{vp} и H_{vt} — значения микротвердости после нагружения и отжига соответственно, определим величину энергии активации Q из графического представления результатов таблицы в полулогарифмической системе координат $\ln \Delta H_v - 1/T$ (рис. 3). Полученные значения Q находятся в интервале 0,24—0,31 эВ. Прямой связи Q с p для исследованного интервала давлений не обнаружено. Процесс рекристаллизации, определенный по появлению зародышей новых зерен в структуре, обнаружен после отжига при 250°C в образцах, нагруженных при $p = 300$ кбар. После отжига при 300°C зародыши новых зерен наблюдались во всех образцах, независимо от давления нагружения. Образование зародышей происходит прежде всего в местах крупных игольчатых выделений упрочняющей фазы.

Обсуждение результатов

В результате проведенных опытов получены равные значения H_v для образцов, нагруженных при одинаковых давлениях, независимо от размера генератора. Нагружения большим и малым генераторами характеризуются равными значениями амплитуды давления при входе импульса в образцы и отличающимися вдвое скоростями спада давления в волне разрежения. Причем разница в скорости спада давления по мере распространения импульса по образцам в обоймах увеличивается. Следовательно, совпадение значений H_v для равных p при нагружении большим и малым генераторами показывает, что влияния значения dp/dt в волне разрежения на степень упрочнения в данных экспериментах не обнаружено. Не обнаружена и зависимость степени упрочнения от Δt , так как получены равные значения H_{vcp} для внутренне окисленных образцов, нагруженных медным ударником, и контактными зарядами при равных значениях p .

Упрочнение растет с давлением. В используемом интервале значений p получена линейная зависимость $H_v - p$. Однако для внутренне окисленных образцов степень упрочнения при p_{max} составила ~40% от исходного значения, а для медных образцов ~200%. Разница в степени упрочнения и в наклоне линий 1 и 2 на рис. 1 обусловлена особенностями исходной структуры, определяющей характер зарождения и развития сдвигов при нагружении. Остаточная структура меди описана во многих работах [4, 6, 7]; образование высокой плотности дефектов, определяющих значительную степень упрочнения, связано с развитием поперечного скольжения. Не исключено, что при ударном нагружении внутренне окисленных образцов большой вклад в деформационную структуру вносят дислокационные петли Орована, остающиеся вокруг частиц. Это возможно, если дислокация успевает пройти за время нарастания напряжения расстояние, сравнимое с размером частиц. Время нарастания напряжения во фронте ударной волны при $p = 200$ кбар составляет ~0,01 мкс. Значение $p \geq 200$ кбар близко к теоретической прочности меди (250 кбар [9]), последнее определяет скорость движения дислокаций, близкую к предельной (10^6 мм/с). Тогда расстояние, которое пройдет дислокация за время нарастания фронта ударной волны $l = vt = 10^5$ Å. Это расстояние превосходит размер частиц. Следовательно, дислокационные петли могут образовываться при ударном нагружении, что приводит к существенному повышению внутренних напряжений, препятствующих развитию деформационных процессов. Это выражается в меньшей степени упрочнения.

Полученная разница в структуре медных образцов в обойме с внутренне окисленными образцами и в обойме из медных образцов, выраженная в отсутствии двойников деформации в первых и наличии их во вторых, указывает на то, что характер зарождения и развития сдвигов в сплаве с частицами приводит к уширению ударного фронта по сравне-

нию с фронтом, распространяемым по чистой меди. Это следует из того, что зарождение двойников чувствительно к скорости нарастания напряжений во фронте ударной волны [6]. Меньшая скорость нарастания напряжений во фронте ударной волны, определенная размытием фронта на частицах окисла, определила отсутствие двойников в чисто медных образцах, перемежающих внутренне окисленные. Равенство значений H_c для указанных медных образцов обусловлено одинаковым амплитудным значением p , наличие или отсутствие двойников, как известно [10], не влияет на величину H_c . Кроме этого, равенство H_c показывает, что на частицах упрочняющей фазы в условиях данных экспериментов не происходит существенного рассеяния энергии ударной волны.

Низкотемпературный возврат свойств для внутренне окисленных сплавов после нагружения плоскими ударными волнами явился неожиданным. Так, в [1] отмечено, что при ударно-волновом нагружении частицы окислов препятствуют поперечному скольжению дислокаций. Это приводит к ограничению степени упрочнения (25—50%) при плоском динамическом нагружении и к сдерживанию возврата свойств при последующей термообработке. Кроме того, высокая устойчивость свойств при термообработке для внутренне окисленного сплава после косоугольного удара в режиме сварки взрывом показана в [11]. Разноречивость результатов, возможно, объясняется разными схемами нагружения, определяющими остаточную структуру.

Низкотемпературный возврат свойств окисленных сплавов наблюдался после статических испытаний на растяжение при низких температурах (-196°C). В [12] показано, что восстановление свойств после нагружения происходит за счет поперечного скольжения или исчезновения дислокационных петель при диффузии по дислокационным трубкам. Величина энергии активации процесса восстановления составляла 0,58 эВ. Такой механизм возврата возможен в рассматриваемом случае. Низкое значение энергии активации процесса возврата (0,24—0,31 эВ) определено высокой плотностью вакансий, характерной для ударно-нагруженных материалов. Начало рекристаллизаций в местах крупных выделений, видимо, связано с ограничением поперечного скольжения петель дислокаций размером выделений.

Подведем итоги проведенного исследования. При плоском ударном нагружении окисленного медного сплава и чистой меди в интервале давлений 120—380 кбар степень упрочнения определяется величиной давления; не обнаружено четко выраженного влияния длительности импульса давления и скорости спада давления в волне разрежения на степень упрочнения.

Наличие упрочняющей фазы в виде недеформируемых частиц при нагружении приводит к размытию ударного фронта. Существенного рассеяния энергии ударной волны на частицах упрочняющей фазы (3,5%) не происходит.

Установлен низкотемпературный возврат свойств внутренне окисленного сплава после плоского ударного нагружения.

*Поступила в редакцию
11/IX 1979*

ЛИТЕРАТУРА

1. L. E. Murr, H. R. Vydyanath. Acta Met., 1970, 18, 9, 1047.
2. A. S. Appleton, J. S. Waddington. Acta Met., 1964, 12, 8, 956.
3. L. E. Murr, Yang-Yuh Huang. Materials science and Engineering, 1975, 19, 115.
4. K. P. Standhammer, L. M. Murr. 5-th Int. Conf. on High Energy Rate Fabrication. Proc. Denver, 1975, 1.7.1.
5. C. H. Ma, L. E. Murr. 5-th Int. Conf. on High Energy Rate Fabrication. Proc. Denver, 1975, 1.6.1.

6. М. А. Могилевский, С. А. Бордзиловский, Н. Н. Горшков. ФГВ, 1978, 14, 6, 110.
7. Н. В. Губарева, Т. М. Соболенко, Т. С. Тесленко. ФГВ, 1977, 13, 4, 636.
8. А. А. Дерибас, В. Ф. Нестеренко и др. ФГВ, 1979, 15, 2, 126.
9. G. R. Cowan. Trans. Met. Soc. AIME, 1965, 233, 1120.
10. M. F. Rose, T. L. Berger, M. C. Inman. Trans. Met. Soc. AIME, 1967, 239, 12, 1998.
11. М. П. Бондарь, А. А. Дерибас, В. А. Симонов. ФГВ, 1975, 11, 3, 435.
12. T. Mori, T. Mura. Acta Met., 1978, 26, 8, 1199.

ДОКРИТИЧЕСКАЯ СТАДИЯ ОТКОЛЬНОГО РАЗРУШЕНИЯ ПОЛИМЕТИЛМЕТАКРИЛАТА

А. М. Молодец, А. Н. Дремин
(Черноголовка)

Кинетические теории прочности описывают экспериментальные результаты (квазистатические данные) при временах воздействия $\geq 10^{-3}$ с [1]. Описание откольного разрушения (откола), протекающего за $\leq 10^{-6}$ с, должно в предельном случае согласовываться с результатами квазистатических исследований прочности. Однако существующие временные схемы откола [2] не допускают корреляции откольных и квазистатических данных [3]. Во многих работах процесс откола предлагается разграничивать на стадии [4–9]. В [5] предлагается рассматривать четыре стадии в процессе откола, а в [6, 7] две. Таким образом, вопрос о количестве стадий и, следовательно, об их характеристиках и условиях перехода от одной стадии к другой остается открытым.

В настоящей работе процесс откола разграничивается на докритическую и закритическую стадии и предлагается описание докритической стадии откола в полиметилметакрилате (ПММА), согласующееся с результатами квазистатических исследований прочности этого материала.

Рассмотрим волновые взаимодействия (рис. 1) при плоском соударении пластин — ударника толщиной h_1 с мишенью толщиной h_2 ($h_2 > h_1$) в $h-t$ -координатах (h — лагранжева одномерная координата, t — время). В момент соударения ($t=0$) в обе пластины пойдут ударные

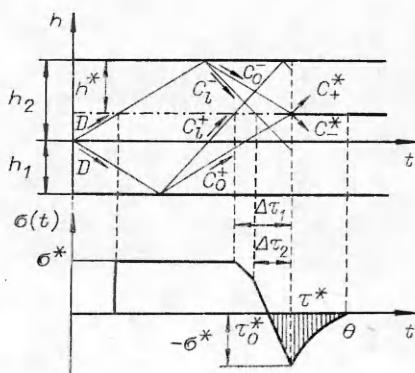


Рис. 1.

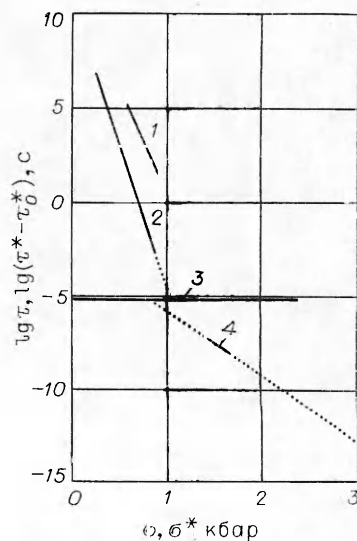


Рис. 2.