

## ВЛИЯНИЕ УДАРНОГО НАГРУЖЕНИЯ НА ДИФфуЗИОННУЮ ПОДВИЖНОСТЬ РЕАГЕНТОВ В СПЛАВЕ Cu—Al

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

Нагружение материалов ударными давлениями  $\sim 100$  кбар и выше сопровождается эффективными изменениями в их структуре и механических свойствах, в частности значительным упрочнением при малых степенях деформации. Характерно, что при некоторых условиях ударного нагружения разупрочнение при последующем нагреве наступает при более высоких температурах, чем после статического нагружения [1]. Это, вероятно, указывает на устойчивость структурных изменений, вызванных прохождением ударных волн. Исследование степени стабильности и природы этих изменений представляет интерес с точки зрения возможности управления механическими свойствами материалов при высокотемпературной обработке, следуемой за ударным нагружением. В настоящей работе показано, что обработка взрывом оказывает влияние на характер выделений, глубину проникновения и структуру реакционной зоны при внутреннем окислении сплава, осуществляемом при  $950^\circ\text{C}$ .

Исследование проводилось на сплаве Cu—1,2% Al. Сплав приготовлен вакуумной плавкой ( $\sim 10^{-4}$  мм рт. ст.) из электролитической меди и алюминия марки АВОО. Использовались образцы двух видов: плоские размером  $15 \times 15 \times 1,5$  мм и цилиндрические диаметром 20 мм и высотой 10 мм. Плоские образцы были изготовлены прокаткой из полос толщиной 3 мм, полученных путемковки слитков с промежуточными и окончательным отжигами в вакууме при  $800^\circ\text{C}$ . Структура плоских образцов после прокатки и последующего отжига имела слабо выраженную текстуру, средний размер зерна был  $\sim 100$  мкм. Цилиндрические образцы были получены путем экструзии с коэффициентом вытяжки  $\mu = 9,6$  ( $\mu = S_0/S$ ;  $S_0$ ,  $S$  — площади поперечного сечения цилиндра до и после экструзии). Структура образцов, изготовленных таким способом, представляла резко выраженную текстуру волочения со средним размером зерна в сечении, перпендикулярном текстуре, равным 17 мкм, в параллельном — 750 мкм.

Плоские образцы после прокатки и в отожженном состоянии нагружались косым ударом при давлении 80 кбар. Более высокие давления для этих образцов не применялись, так как они приводили к большим степеням деформации, чем те, которые были определены в работе. Цилиндрические образцы подвергались нагружению плоскими ударными волнами при давлениях 180 и 280 кбар. Нагружение осуществлялось в направлениях, параллельном, перпендикулярном и под углом  $45^\circ$  к направлению текстуры. Степень деформации образцов после взрывного нагружения не превышала 3—5%.

Степень упрочнения образцов после всех видов обработки определялась по значениям микротвердости, измеренным при  $p = 50$  г на микротвердомере ПМТ-3 и приведенным в таблице. После всех видов обработки исследовался характер деформации с помощью оптического и электронного микроскопов методом оттененных угольных реплик.

Образцы с разными исходными состояниями, указанными в таблице, подвергались внутреннему окислению при  $950^\circ\text{C}$  в течение 3 ч. Для осуществления этого процесса образцы упаковывались в герметический контейнер с порошком  $\text{Cu}_2\text{O}$ . При соприкосновении  $\text{Cu}_2\text{O}$  с медными

Параметры	Тип обработки										
	отжиг	прокат	отжиг+взрыв (косая УВ, $p=80$ кбар)	прокатка+ взрыв (косая УВ, $p=80$ кбар)	экструзия	экструзия+взрыв (плоская УВ, $p$ (кбар))					
						вдоль		поперек		<45°	
						180	280	180	280	180	280
$H_0$ , кг/мм <sup>2</sup>	70	96	100	115	100	100	105	110	125	125	150
Ширина зоны, мкм	280	270	250	230	240	160	150	110	90	150	130

образцами в условиях внутреннего окисления происходит диссоциация  $Cu_2O \rightarrow 2Cu + 1/2O_2$ . Освобожденный кислород диффундирует в образцы, и, встречая атомы алюминия, обеспечивает выделение частиц  $Al_2O_3$ . В результате этого процесса структура зоны, где прошла реакция, представляла собой медную матрицу с распределенными в ней частицами окислов. Для определения глубины проникновения зоны реакции образцы разрезали вдоль сечения, параллельного направлению нагружения, и делали шлифы. Шлифы травили в реактиве, выявляющем окисную фазу. Это позволяло определить четкую границу реакционной зоны и измерить ее ширину. Ширина зон внутреннего окисления для образцов, имеющих разную предварительную обработку, приведена в таблице. Для определения размера окисных частиц с полированной на одинаковую глубину поверхности образцов, перпендикулярной направлению нагружения, снимались угольные экстракционные реплики.

Данные по измерению ширины зоны внутреннего окисления и исследованию структуры выделений показали, что способ предварительной обработки образцов имеет существенное значение. Оказалось, что наибольшая ширина зоны у образцов, отожженных перед внутренним окислением, и значительно меньше у образцов, подвергнутых взрывному нагружению, особенно у образцов, ударно-нагруженных после экструзии. Средний размер частиц окислов в сечении, находящемся на расстоянии 20 мкм от поверхности нагружения, для образцов после отжига и прокатки составлял 250 Å, после нагружения взрывом — 340 Å (прокатка+взрывное нагружение) и 400 Å (экструзия+взрывное нагружение).

При равных парциальном давлении кислорода на поверхности, концентрации окислительнообразующего элемента, температуре внутреннего окисления средний размер частиц и ширина зоны реакции в образцах будут определяться диффузионной подвижностью реагирующих элементов. Из кинетики процесса внутреннего окисления следует [2], что на фронте реакции концентрации кислорода ( $C_O$ ) и алюминия ( $C_{Al}$ ) близки к нулю. Продвижение фронта реакции будет определяться соотношением величин  $D_O \frac{dC_O}{dx}$  и  $D_{Al} \frac{dC_{Al}}{dx}$  ( $D_O$ ,  $D_{Al}$  — коэффициенты диффузии кислорода и алюминия). Известно, что  $D_O \approx 10^2 D_{Al}$  [2], однако при взятом соотношении концентраций реагирующих элементов в нашем случае ( $C_O \leq 4 \cdot 10^{-4}$  [3],  $C_{Al} = 2,78 \cdot 10^{-2}$ ) и учете того, что с удалением фронта реакции от поверхности образца диффузионный путь кислорода растет, на продвижение зоны внутреннего окисления основное влияние будет оказывать подвижность атомов алюминия. Действительно, разный размер частиц окислов в равноудаленных сечениях образцов указывает на разную эффективную концентрацию алюминия.

Изменения в ширине зоны реакции и размере частиц окислов не связаны прямой зависимостью со степенью упрочнения (см. таблицу). Дефекты, приводящие к изменению диффузионной подвижности реагирующих элементов, не определяют высокую степень упрочнения. Воз-

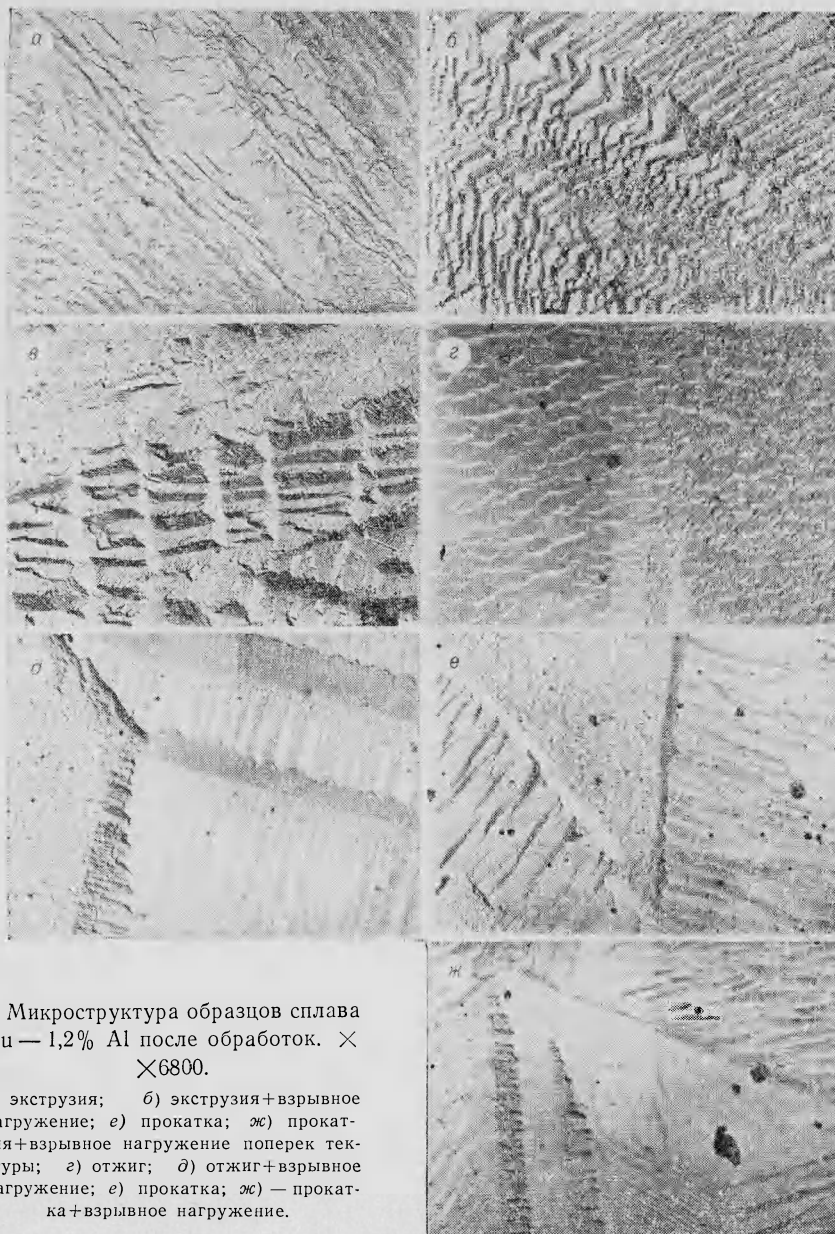
можно этим объясняется их устойчивость до высоких температур. Можно предположить, что устойчивость дефектов не так высока, что реакция внутреннего окисления начинается при температурах много ниже  $950^{\circ}\text{C}$ , т. е. в процессе прогрева образцов, и в этой области температур они оказывают влияние на начальное формирование зоны.

С целью проверки этого предположения было проведено внутреннее окисление образцов после всех видов обработки при  $750$  и  $850^{\circ}\text{C}$  в течение 15 ч. При этом влияние обработки взрывом не было обнаружено после внутреннего окисления при  $750^{\circ}\text{C}$ , но была разница между образцами плоскими и цилиндрическими, определяемая большим влиянием границ зерен на диффузионную подвижность реагентов. Ударное нагружение не вызывало ни в одной из используемых обработок фрагментации зерен или появления двойников, что, вероятно, и исключило влияние взрыва на формирование зоны при  $750^{\circ}\text{C}$ . После внутреннего окисления при  $850^{\circ}\text{C}$  ширина зон у образцов с разной предварительной обработкой коррелирует с данными таблицы, но менее четко выражена, так как абсолютные величины зон меньше. Эти результаты указывают на то, что при ударном нагружении материалов создаются высокостабильные дефекты.

Исследование в электронном микроскопе реплик, снятых с образцов после электрополировки и травления на выявление следов деформации, показало существенную разницу в структуре. Характерной особенностью структуры образцов, нагруженных взрывом, являются дефекты в виде ступенек, представляющих собой, по-видимому, следы поперечного скольжения, (см. рисунок). Особенно четко структура этого типа выявляется после взрывного нагружения экструдированных образцов с сильно развитой текстурой. Наибольшая высота ступенек и распространение их через все тело зерна характерны для образцов, нагруженных плоской ударной волной в направлении, перпендикулярном направлению текстуры (*в*); в образцах, нагруженных вдоль текстуры и под углом  $45^{\circ}$ , характерно наличие коротких ступенек с разным наклоном к направлению оси текстуры (*б*). В образцах, нагруженных взрывом после отжига и прокатки, ступенчатая текстура встречается в основном у границ зерен (*д*, *ж*).

Особенности структуры, сформировавшейся в процессе взрывного нагружения, можно объяснить характером исходной структуры, которая, вероятно, оказывает влияние на механизм деформации при взрыве. Так, после экструзии структура представляет собой текстуру волочения с направлением оси вдоль  $\langle 111 \rangle$ . Наличие нескольких плоскостей скольжения, подготовленных в процессе формирования текстуры, способствует множественному скольжению при ударном нагружении вдоль и под углом  $45^{\circ}$  к направлению текстуры и определяет появление коротких следов деформации с разным направлением к оси. В направлении, перпендикулярном направлению текстуры, имеется разориентировка оси  $\langle 111 \rangle$  разных кристаллов и, следовательно, число благоприятно ориентированных плоскостей скольжения уменьшается, возрастает вероятность более развитого поперечного скольжения, что и определяет характер следов в форме развитых ступенек вдоль всего зерна.

Измерение углов между следами скольжения и направлением вытянутости зерен, совпадающим с направлением  $\langle 111 \rangle$ , позволило определить, что скольжение в основном происходит по плоскостям  $\{111\}$ ,  $\{221\}$  и  $\{311\}$ . Двойники в структуре образцов после ударного нагружения не были обнаружены, хотя величины давлений, используемые в работе, несколько превосходят те, при которых, по литературным данным [4, 5], должен идти процесс двойникования в меди, а следовательно, и в исследуемом сплаве, так как добавка алюминия уменьшает энергию дефектов упаковки, что должно вызвать двойникование при еще меньших напряжениях. Отсутствие двойников в нашем случае



может быть объяснено тем, что малый размер зерен в поперечном сечении и небольшая их разориентировка в случае текстуры определяют равномерное скольжение в них и соответственно недостаточную концентрацию напряжений, необходимую для развития двойникования. Сосредоточение ступенок у границ зерен в крупнозернистых отожженных и прокатанных образцах, вероятно, связано с большой разницей в степени развития скольжения в отдельных зернах, обуславливающей концентрацию напряжений у границ зерен. Однако из-за малых давлений, используемых при нагружении нетекстурированных образцов, концентрации напряжений недостаточны, чтобы вызвать двойникование.

Связь между степенью развития ступенчатой структуры при предварительной обработке образцов и глубиной проникновения зоны внутреннего окисления, а также размером окисных частиц после реакции

(наибольшее изменение в глубине проникновения зоны и размере частиц окислов у текстурированных образцов, нагруженных попеременно текстуры, характеризующихся большей степенью развития ступенчатости) дает основание предполагать, что указанные следы деформации устойчивы до температуры 950°C и оказывают влияние на диффузионную подвижность реагентов. Однако полученные результаты не позволяют судить о времени жизни дефектов, так как ширина реакционной зоны будет определяться не только ускоренным движением атомов алюминия к фронту реакции, но и движением атомов кислорода, на которое существенное влияние будет оказывать структура выделений, сформировавшихся у поверхности. Образование крупных частиц окислов у поверхности образцов, нагруженных взрывом, уменьшает эффективное сечение для диффузии кислорода, а это определяет меньшую скорость продвижения фронта реакции.

Авторы выражают благодарность Т. С. Тесленко за проведение рентгеновских исследований по определению направления текстуры.

*Поступила в редакцию  
13/VIII 1974*

#### ЛИТЕРАТУРА

1. В. Н. Сикоров, С. В. Першин и др. ФММ, 1972, 33, 5.
2. J. G. Meijering, M. J. Druyvesteyn. Philips Res. Rep., 1947, 2, 81.
3. К. Смителлс. Газы и металлы. М., «Металлургиздат», 1940.
4. S. Mahajan. Physica Status Solidi (a), 1970, 2, 2.
5. G. R. Cowan. Trans. Met. Soc. AIME, 1965, 233, 6.

УДК 621.375.826

### ИЗМЕРЕНИЕ ИМПУЛЬСА ОТДАЧИ ПРИ ВЗАИМОДЕЙСТВИИ ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ С ПОГЛОЩАЮЩЕЙ ТВЕРДОЙ ПОВЕРХНОСТЬЮ В ВОЗДУХЕ

*Н. Н. Козлова, А. И. Петрухин, Ю. Е. Плешанов, В. А. Рыбаков,  
В. А. Суляев  
(Москва)*

При взаимодействии достаточно мощных потоков лазерного излучения с поглощающими твердыми поверхностями развиваются сложные газодинамические процессы, в значительной степени похожие на процессы, протекающие при взрывах. Особенно велика аналогия с взрывными процессами в случае, когда поглощающая поверхность окружена газами или парами. Так, например, в работе [1] наблюдались ударные волны, распространяющиеся от облучаемого пятна по предварительно испаренному веществу поглощающей поверхности. Ударные волны, аналогичные ударным волнам от точечного безмассового взрыва, распространялись вдоль поверхности преграды и создавали зону повышенного давления на расстояниях, значительно превышающих размеры облучаемого пятна. В механический импульс отдачи, воспринимаемый преградой, значительный вклад будет давать импульс, набираемый вне пятна облучения.

В работе [2] измерялся механический импульс отдачи, приобретаемый дисками из алюминия, вольфрама и углерода, окруженных воздухом нормальной плотности, при облучении лазерным излучением.