

отношении длины трубопровода к преддетонационному расстоянию в пределах 0,5—0,2;
детонационный режим распространения пламени.

*Рубежанский филиал Ворошиловградского
машиностроительного института*

*Поступила в редакцию
17/III 1975*

ЛИТЕРАТУРА

1. С. А. Миллер. Ацетилен, его свойства, получение и применение. Т. 1. Л., «Химия», 1969.
2. Б. А. Иванов. Физика взрыва ацетилена. М., «Химия», 1969.
3. С. М. Когарко, А. А. Бородулин и др. Хим. пром., 1962, 7.
4. С. М. Когарко. ЖТФ, 1958, 28, 2041.
5. Н. В. Sargent. Chem. Eng. 1957, 64, 2.
6. А. Г. Лямин. Канд. дис. ИХФ АН СССР, 1968.
7. Б. А. Иванов, С. М. Когарко. ПМТФ, 1963, 3, 59.
8. К. И. Щелкин, Я. К. Трошин. Газодинамика горения. М., Изд-во АН СССР, 1963.
9. А. А. Борисов, Б. Е. Гельфанд. ФГВ, 1970, 6, 2.
10. S. M. Miller. Intern. Chem. Eng. Proc. Ind., 1951, 32, 476.

УДК 659.3'24'6.018.295+662.215.25

ОСОБЕННОСТИ СВАРКИ ВЗРЫВОМ ВНУТРЕННЕОКИСЛЕННЫХ МЕДНЫХ СПЛАВОВ

М. П. Бондарь, А. А. Дерibas, В. А. Симонов

Метод внутреннего окисления позволяет получить структуры, обеспечивающие высокие жаропрочные свойства материалов, в тонких фольгах или порошках. Как правило, массивные образцы получают различными методами прессования и последующего спекания, в частности методом горячей экструзии [1,2]. Указанные способы требуют получения порошка или стружки из сплавов с сильным окислительнообразующим элементом, их внутреннего окисления и последующих процессов прессования и спекания при высокой температуре. В настоящей работе рассматривается получение массивных образцов из медных сплавов способом сварки взрывом, не требующим измельчения сплавов и многократных прессований и спеканий для обеспечения теоретической плотности материала.

В качестве исходных материалов в работе использовались сплавы $\text{Cu} - 0,2\% \text{Be}$ и $\text{Cu} - 0,4\% \text{Al} - 0,05\% \text{Ti}$, выплавленные в вакууме ($\sim 10^{-4}$ мм рт. ст.). Слитки сплавов проковывались до толщины 3 мм, а затем прокатывались до 1 и 0,5 мм с промежуточными отжигами в вакууме при 800°C . Из пластин вырезались образцы площадью 120×40 мм². Для получения разного размера зерен образцы отжигались при 1000 и при 300°C . Заметная разница в размере зерен после внутреннего окисления сохранялась только в сплавах с Be. Образцы этого сплава после отжига при 1000°C имели зерна размером 500—1000 мк, их в дальнейшем называем крупнозернистыми, после отжига при 300°C размер зерен у поверхности пластин был 50—100 мк (мелкозернистые). Внутреннее окисление образцов проводилось в закрытом контейнере в смеси порошков Cu_2O и Al_2O_3 при 950°C в течение 8 и 3 ч в соответствии с толщиной окисляемых пластин. Образцы, после внут-

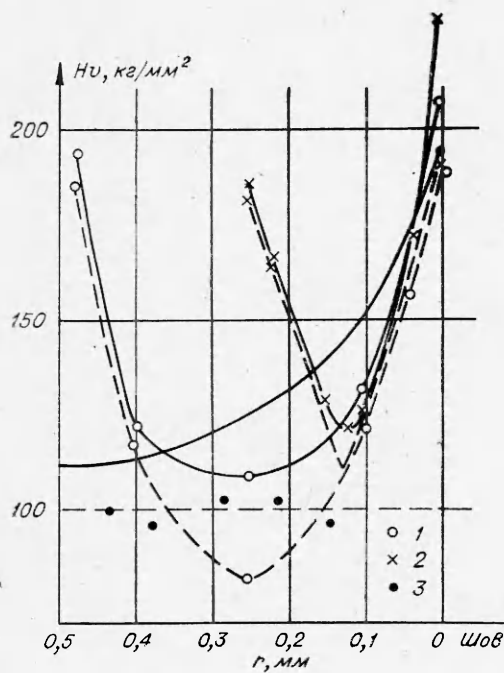


Рис. 1.

ренного окисления, представляют собой медную матрицу с распределенными в ней частицами окислов. Частицы окислов в сплаве Ве имеют форму дисков, в сплавах с Al и Ti форма частиц смешанная — одни близки по форме к сферической, другие имеют плоскую гранку. Размер частиц от поверхности к сердцевине пластин растет, и увеличивается расстояние между ними. Это определяет характер изменения микротвердости в исходных образцах сплава Cu—0,2% Ве, приведенный на рис. 1, 1, 2 ($1-h=1$ мм, $2-h=0,5$ мм, 3 — медь, сплошные кривые — сваренные образцы, штриховые — исходные, r — расстояние от края пластины и от шва). Внутренне-окисленные пластины толщиной 1 и 0,5 мм сваривались взрывом попарно и пакетами 6 пластин толщиной 1 мм. Для сравнения свойств попарно были сварены пластины чистой меди.

Выбор условий сварки определялся расчетом режима, при котором в процессе соударения было бы минимальное количество расплавов. Сварка производится в параллельной схеме. Использовались заряды аммонита с селитрой толщиной 15 мм, скорость детонации 2300 м/с. Поскольку толщина свариваемых пластин мала, то для уменьшения скорости метания между зарядом и метаемой пластиной помещалась буферная стальная пластинка толщиной 1,5 мм. Скорость полета метаемой пластины при этом составляла 540 м/с и угол соударения — 13° . Параллельно проводились эксперименты при тех же параметрах соударения с использованием ВВ, имеющего скорость детонации 2300 м/с при высоте заряда 8 мм без буферной пластинки.

Из сваренных взрывом пластин делались образцы двух видов для механических испытаний. Из пакетов готовились образцы по типу, описанному в [3], которые позволили определить прочность сваренного материала на отрыв в направлении, перпендикулярном плоскости сварки. Плоские стандартные образцы для испытаний на растяжение делались из исходных и сваренных попарно образцов. В них плоскость соединения была параллельна плоскости образца. Для каждого вида испытаний делалось не менее шести образцов из каждого сплава. Из всех видов сваренных образцов вырезались шлифы для исследования структуры и для измерения микротвердости. Исследование структуры проводилось в оптическом и электронном микроскопах с использованием метода экстракционных угольных реплик.

Результаты механических испытаний показали, что прочность на отрыв для мелкозернистых образцов сплава с Ве имела значения от 28,5 до 32,3 кг/мм², для сплава с Al и Ti — от 29 до 31,2 кг/мм². Процент упрочнения, вычисленный по этим данным, относительно прочности исходных образцов, приведенных в таблице, изменялся от 12 до 25 для сплава с Ве и от 16 до 24 для сплава с Al и Ti. Данные испытаний попарно сваренных образцов представлены в таблице. Обнаружена существенная разница в прочности попарно сваренных образцов

сплава с Ве, имеющих разный размер зерен. Мелкозернистые образцы имеют наибольший процент упрочнения; кроме этого, большее упрочнение не зависимо от размера зерна имеют образцы, сваренные из пластин толщиной 1 мм, по сравнению с образцами из пластин толщиной 0,5 мм. Характер упрочнения полученного материала определялся также по изменению микротвердости по сечению сваренных взрывом образцов. Микротвердость измерялась на ПМТ-3 при нагрузке 50 г. Средние значения по образцам и процент увеличения микротвердости приведены в таблице, из которой видно, что для сваренных внутреннеокисленных сплавов повышение средней микротвердости не превосходит 21%, в то время как для чистой меди при тех же условиях соударения оно достигает 40%. Однако сравнение средних значений микротвердости не достаточно показательны для обнаружения особенностей сварки взрывом внутреннеокисленных сплавов. Наиболее ярко это проявляется при сравнении графиков изменения микротвердости от зоны сварки к краю образцов (см. рис. 1). В зоне соединения образцов, сваренных из чистой меди, микротвердость возросла по сравнению с исходной на 95%, для образцов из внутреннеокисленной меди — 8—20%, причем наибольший прирост в шве наблюдается для сваренных тонких пластин (227 кг/мм² — максимальная твердость у пластин сплава с Ве толщиной 0,5 мм и 205 кг/мм² у пластин толщиной 1 мм). Характерно, что для сваренных медных пластин заметное упрочнение наблюдается по всей ширине, для внутреннеокисленных — только у границ сварки и в мягкой средней зоне, где упрочнение максимально и достигает 35%.

По структуре пакет из внутреннеокисленных пластин, сваренных взрывом, представляет собой композит с переменной по сечению твердостью, которая в

Сплав	Исходные образцы						Сваренные взрывом					
	h=1 мм		h=0,05 мм		h=1 мм			h=0,5 мм				
	σ_{b_0}	Hv_0	σ_{b_0}	Hv_0	σ_b	$\frac{\sigma_b - \sigma_{b_0}}{\sigma_{b_0}} \cdot 100\%$	Hv	$\frac{Hv - Hv_0}{Hv_0} \cdot 100\%$	σ_b	$\frac{\sigma_b - \sigma_{b_0}}{\sigma_{b_0}} \cdot 100\%$	Hv	$\frac{Hv - Hv_0}{Hv_0} \cdot 100\%$
Cu — 0,2% Ве Крупнозернистый Мелкозернистый	25,7	124	42,8	141	31	20	145	17	50,4	18	170	21
	22,2	119	30,8	148	36,6	65	134	13	40,7	32	173	17
Cu — 0,4% Al — 0,05% Ti Крупнозернистые	25,2	116	30,5	116	32,3	28	140	21	34,4	14	140	21
	—	100	—	100	—	—	140	40	—	—	138	38
Мелкозернистый	—	100	—	100	—	—	140	40	—	—	138	38

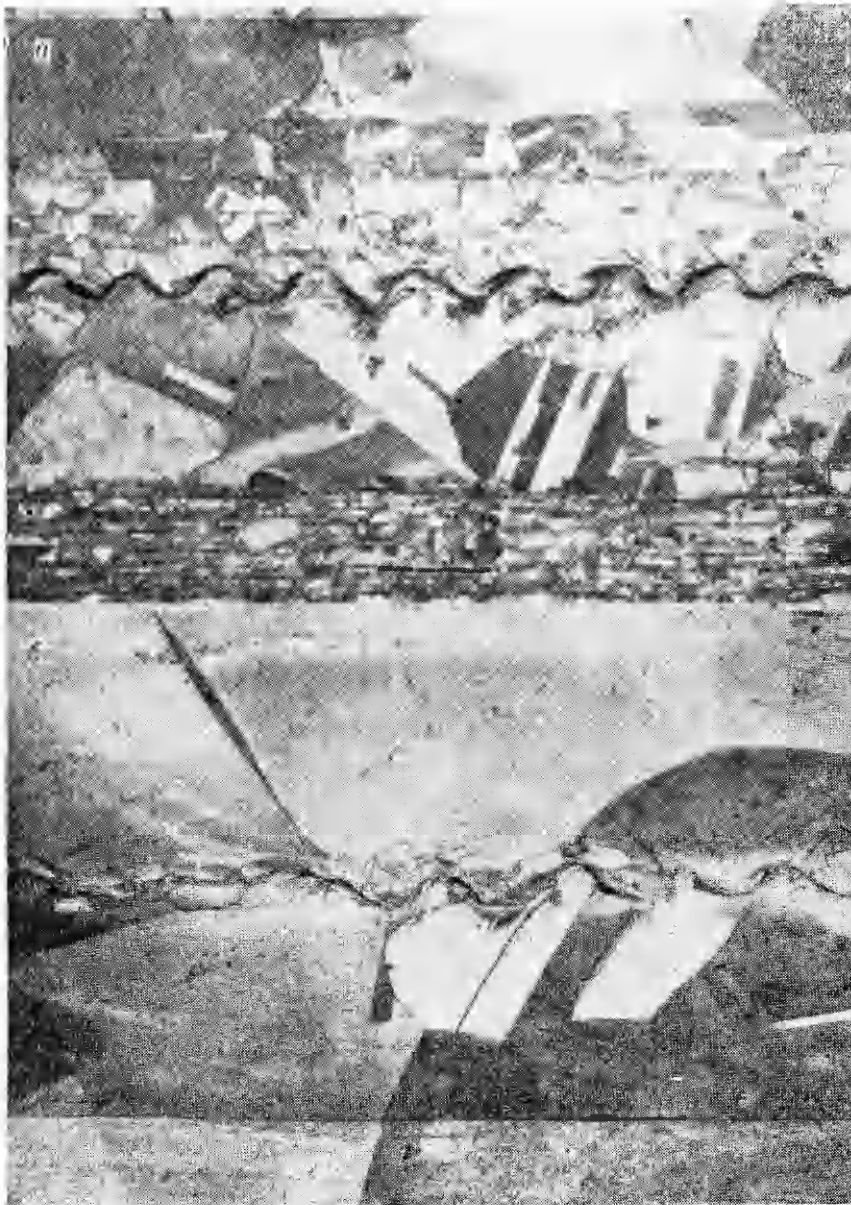


Рис. 2.

зависимости от состава сплава может изменяться от 100 кг/мм^2 в середине пластин до $210\text{--}250 \text{ кг/мм}^2$ в зоне сварки. Отжиг сваренных пакетов при 950°C в течение 10 ч не изменил максимального значения твердости в зоне шва и лишь на 10 кг/мм^2 понизил ее в середине пластин.

Сравнение структуры сваренных образцов из внутреннеокисленной и чистой меди показало, что характер течения в зоне соединения разный. В образцах из чистой меди, у которой размер зерна равен $10\text{--}30\mu$, и в образцах мелкозернистого сплава с Be зона соединения состоит из регулярных волн примерно одинакового размера (рис. 2, а). В образцах внутреннеокисленных сплавов, где размер зерен соизмерим с толщиной пластин, волны в зоне соединения не имеют указанной выше регулярности, длина волн возрастает в среднем в два раза, амплитуда волн

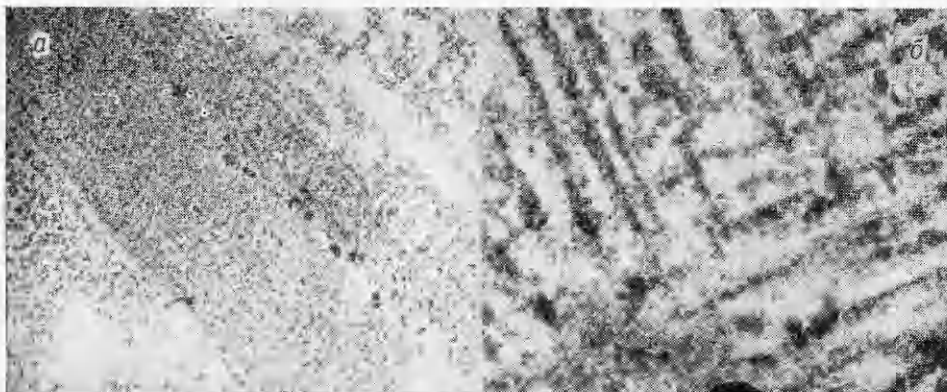


Рис. 3.

уменьшается (рис. 2, б). Интенсивность течения, наблюдаемая в оптическом микроскопе (рис. 2) по появлению полос в околошовной зоне, в крупнозернистых образцах меньше, чем в мелкозернистых. Исследование структуры в электронном микроскопе дало возможность судить о механизме деформации не только по линиям деформации, но и по расположению частиц в зоне шва и вблизи нее. Расположение частиц в зоне соединения четко разделяет ее на две части: около линии соединения пластин наблюдается высокая плотность частиц, и в их распределении едва заметна параллельность шву; по шву в некоторых местах обнаружено слияние частиц (рис. 3, а); на расстоянии 6—15 м от шва наблюдаются полосы уплотнения частиц, образующие четкую геометрическую картину (рис. 3, б).

Такой характер в расположении частиц, вероятно, возможен при наличии двух видов течения в шве и в околошовной зоне. Вероятно, это можно понять, если вернуться к исходной структуре. В процессе внутреннего окисления в медной матрице выделяются частицы окислов, причем их размер от поверхности пластин к середине растет, составляя 200—250 Å на расстоянии 0,15 мм и 400—500 Å на расстоянии 0,3 мм от поверхности для используемых в работе сплавов. Это изменение в размере частиц определяет изменение микротвердости от 210—230 до 130—140 кг/мм². Высокая исходная твердость у поверхности пластин определяет сдвиговой характер деформации. Вдоль линии соединения пластин за счет больших касательных напряжений течение материала происходит путем сдвигов параллельных линий шва, причем каждый из сдвигов охватывает, видимо, небольшой объем, сравнимый с размером окисных частиц. Такой характер течения в двухфазном материале, вероятно, сопровождается большим выделением тепла, что приводит к укрупнению частиц по зоне соединения.

При удалении от шва на 10—15 м линии уплотнения частиц расположены под углами друг к другу, равными 90°. Если учесть, что углы такой величины образуют направления $\langle 110 \rangle - \langle 110 \rangle$ и $\langle 100 \rangle - \langle 100 \rangle$ в кубической решетке, то можно предполагать, что наблюдаемые линии уплотнения частиц образовались в результате сдвигов по плоскостям (111) или (100). Исходя из предложенного механизма течения, можно объяснить полученный в работе характер изменения механических свойств. Заметное повышение микротвердости в очень узкой пришовной зоне, вероятно, связано с тонкими сдвиговыми деформациями, раздвигаемыми в этой зоне. Сдвиги, охватывающие большие объемы и происходящие вдоль определенных кристаллографических направлений, не создают большого упрочнения, как это наблюдается на расстоянии ~ 20 м

от шва. В сердцевине сваренных пластин, где частицы окислов очень крупные или совсем отсутствуют, механизм деформации, вероятно, такой же, как и у однофазных материалов, и степень упрочнения одинакова со степенью упрочнения чистой меди на таком же расстоянии от шва.

Максимальный прирост микротвердости в зоне шва для сваренных тонких пластин можно объяснить тем, что величина зоны высокого давления зависит от толщины пластин [3], и она тем меньше, чем тоньше метаемая пластина. Поскольку параметры соударения одинаковы для всех пластин, становится очевидным, что большая энергия, сосредоточенная в меньшей области, должна определять более интенсивное течение, а следовательно, и большую степень увеличения твердости в зоне соединения тонких пластин по сравнению с толстыми. Увеличением зоны высокого давления для пластин толщиной 1 мм можно объяснить больший процент упрочнения, полученный при испытании их на разрыв.

Наибольшее упрочнение, полученное при испытании на разрыв для сваренных мелкозернистых образцов, вероятно, обусловлено разным характером торможения сдвигов в мелкозернистых и крупнозернистых образцах.

Разная форма окисных частиц у сплавов с Ве и сплавов с Al и Ti не оказала заметного влияния на средние значения величин упрочнения при используемых параметрах соударения.

Таким образом, образцы, сваренные из пластин внутреннеокисленной меди, имеют прочность на 15—65% больше, чем исходные. Процент упрочнения зависит от толщины свариваемых пластин и от размера зерен в исходных пластинах. Эти образцы отличаются более резким изменением микротвердости при переходе от зоны соединения к сердцевине пластины по сравнению с образцами, сваренными из чистой меди. При сварке взрывом пластин из внутреннеокисленной меди деформация в околошовной зоне и в шве имеет сдвиговый характер.

*Институт гидродинамики
СО АН СССР, Новосибирск*

*Поступила в редакцию
15/V 1975*

ЛИТЕРАТУРА

1. O. Preston, N. Y. Grant. *Translations of the Metallurgical Society*, 1961, 221, 164.
2. М. П. Бондарь, Б. В. Войцеховский и др. В сб.: *Динамика сплошной среды*. Вып. 10, ИГ СО АН СССР, 1972, с. 196.
3. А. А. Дерибас. *Физика упрочнения и сварки взрывом*. Новосибирск, «Наука», 1972, с. 150.