

ПРОЦЕССЫ, ПРОИСХОДЯЩИЕ ВО ВРЕМЯ ОБРАЗОВАНИЯ СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ ПРИ СВАРКЕ ВЗРЫВОМ

А. А. Бердыченко

На примере рассмотрения структурных неоднородностей сварного соединения «титан+титан», полученного сваркой взрывом, рассмотрены процессы, происходящие при его образовании. Выявлено, что для образования качественного соединения необходимо создать в точке контакта условия, при которых возможно протекание процесса динамической рекристаллизации. Сварка на повышенных режимах приводит к возникновению в сварном соединении химической неоднородности, которая снижает пластические свойства сварного соединения. Причиной возникновения которой является насыщение металла вихревых зон кислородом и азотом воздуха.

Ключевые слова: сварка, металл.

Производство слоистых металлических композиционных материалов высокого качества биметаллов связано со значительными трудностями их изготовления. Наиболее перспективной технологией, позволяющей сварить любые пары металлов на больших поверхностях с высокой производительностью и качеством, является сварка взрывом. В настоящее время с помощью этой технологии производят всё большее количество биметалла, однако в теории сварки взрывом до сих пор нет однозначного мнения о природе образования сварного соединения этим способом.

Задачей проведённых исследований было выявление природы образования сварного соединения при сварке взрывом. В качестве модельного материала был выбран титан марки ВТ1-0, так как в современное машиностроение биметаллы с плакирующим слоем из титана пользуются большим спросом, а при его сварке на больших площадях наблюдаются значительные трудности [1, 2].

Исследования показали, что применение различных режимов сварки даёт возможность изменять вид сварного соединения от плоского, имеющего плоскую границу раздела свариваемых поверхностей, до волнообразного (рисунок 1). Сварное соединение с плоской границей раздела характерно для режимов сварки, близких к нижней границе области сварки. С ростом параметров сварки соединение приобретает волнообразный характер. Дальнейший рост параметров приводит к увеличению размеров волн и вихревых зон.

Детальное рассмотрение структуры плоского соединения показало, что в зависимости от режима сварки изменяется структура границы раздела. Характерной особенно-

стью такого соединения, представленного на рисунке 2, является отсутствие резкой границы раздела между свариваемыми поверхностями. Зона соединения представляет собой полосу металла шириной 0,010...0,025 мм, которая состоит из мелкого зерна диаметром до 2...3 мкм. Внутри зёрен наблюдается плотное сплетение дислокаций (рисунок 2, в). Часть зёрен имеет ячеистую структуру. На стыках зёрен наблюдаются зародыши новых зёрен (рисунок 2, г). Микротвёрдость материала в этой зоне составляет 1800...2200 МПа. Рентгеноструктурный анализ материала полосы, проведённый на дифрактометре ДРОН-УМ1, показал, что она состоит из α -титана. Толщина полосы мелкозернистой структуры растёт с ростом энергии пластической деформации. Прочность сварного соединения такого типа на отрыв несколько выше прочности основного металла. Поверхность разрушения представляет собой вязкий излом, состоящий из ямок и гребней отрыва.

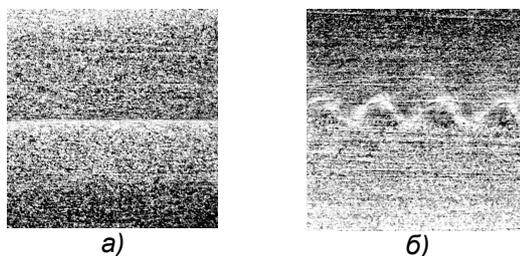


Рисунок 1- Макроструктура плоского (а) и волнообразного (б) соединения титан+титан, $\times 5$, $\times 0,5$

Аналогичную структуру металла в зоне, непосредственно приближённой к соединяемым поверхностям, но несколько меньшей толщины, наблюдали М. Хаммершмидт и

Г. Крейг [3] при сварке однородных пластин из сплава алюминия с тремя процентами меди и вольфрама и И. Дор-Рам, Б. Вейс и И. Комем [4] при сварке пластин из меди. На основании исследования на просвет фольг, отобранных из этой зоны, ими сделан вывод о том, что наблюдаемая зона состоит из равного, мелкого, рекристаллизованного зерна, а процесс рекристаллизации в этой зоне ответственен за образование металлической связи между свариваемыми металлическими поверхностями. Авторы работы [3] доказывают, что получение такой структуры за столь короткий промежуток времени возможно только вследствие расплавления металла в зоне соударения, в то время как авторы работы [4] считают, что хотя температура в точке соударения приближается к точке плавления, но высокая скорость рекристаллизации определяется не только высокой температурой, но и повышением коэффициента диффузии за счёт значительного нарастания концентрации вакансий, обусловленного процессом деформации при соударении.

Оценка термического цикла при сварке на режимах, позволяющих получить плоское соединение, говорит о том, что во время соударения температура в поверхностных слоях соединяемых титановых пластин достигает 1050...1150°C. Максимальное давление в точке соударения можно оценить из закона Бернулли как $P = \rho V^2 / 2$. В диапазоне скоростей точки контакта, обеспечивающих получение безволнового соединения, оно равно 7...10 ГПа. Титан в таких условиях должен претерпеть $\alpha \rightarrow \beta$ -превращение и находиться в β -фазе. Известно, что время существования высоких давлений при соударении пластин оценивается как $\tau = 2S/c$, где S и c – соответственно толщина метаемой пластины и скорость звука в металле. В условиях рассматриваемого нами эксперимента это время порядка 1,6 мкс. В течение того же времени действует и источник тепла, разогревший металл в области точки соударения. Спад давления происходит со значительно большей скоростью, чем спад температуры. Поэтому $\beta \rightarrow \alpha$ -переход происходит при сравнительно небольших давлениях. Однако, при всесторонней деформации в β -области и высокоскоростном охлаждении с любой скоростью в α -область в титане образуется мелкопластинчатая структура [5], что не наблюдается в рассматриваемом соединении (рисунок 2). Поэтому титан не претерпевает $\alpha \leftrightarrow \beta$ -перехода в процессе образования соединения. Причиной тому служит, по-видимому, высокая теплота $\alpha \rightarrow \beta$ -превращения, которая у титана составляет 4,2 КДж/моль, что более чем в четыре раза превосходит теплоту превращения $\alpha \leftrightarrow \gamma$ у железа [5, 6], и малое время пребывания его при температурах β -области.

Таким образом оценка фазового состояния титана вблизи границы раздела в плоском соединении по результатам рентгеноструктурных исследований и диаграмме фазового состояния в P, T -координатах не даёт оснований говорить о расплавлении титана в области образования сварного соединения и подтверждает вывод о том, что соединение образуется в α -области при прохождении процесса динамической рекристаллизации.

Протеканием процесса динамической рекристаллизации в зоне образования соединения легко объяснить большую, по сравнению с отмеченной в работах [3, 4], ширину зоны металла, подвергнутого рекристаллизации, наблюдаемую в проведённых экспериментах. Как известно, процесс динамической рекристаллизации проходит легче и быстрее в металлах, обладающих низкой энергией

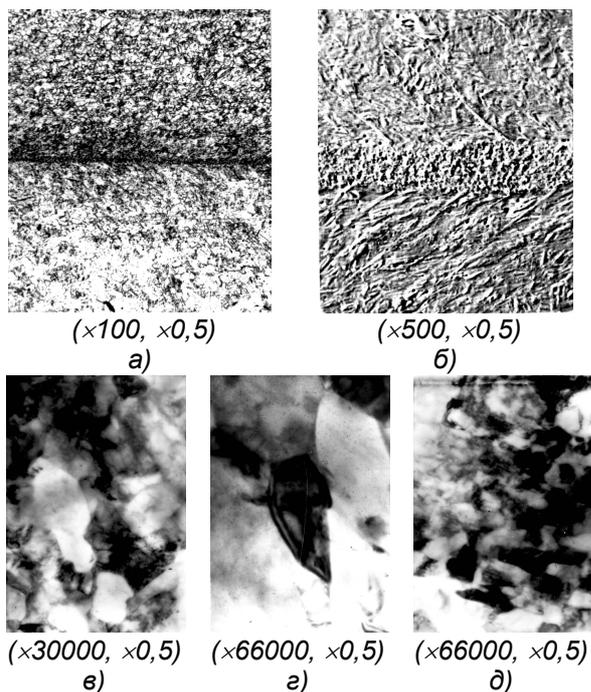


Рисунок 2 - Микроструктура сварного соединения титан+титан, полученного сваркой взрывом, с плоской границей раздела, где а, б – граница раздела; в – мелкозернистая структура границы раздела; г – зародыши рекристаллизации в зоне мелкозернистой структуры; д – структура полосы адиабатического сдвига; (а – оптический, б – растровый, в, г, д – просвечивающий микроскопы)

ПРОЦЕССЫ, ПРОИСХОДЯЩИЕ ВО ВРЕМЯ ОБРАЗОВАНИЯ СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ ПРИ СВАРКЕ ВЗРЫВОМ

дефекта упаковки [7]. Используемые авторами исследований [3, 4] материалы, имеют несравненно большую энергию дефекта упаковки, чем титан. Так для алюминия эта величина составляет $0,20...0,28 \text{ Дж/м}^2$, для молибдена – $0,30...0,43 \text{ Дж/м}^2$, для меди – $0,04...0,08 \text{ Дж/м}^2$, для титана – $0,01 \text{ Дж/м}^2$ [8].

На основании сходства структур пограничных слоёв металла, наблюдаемых авторами работ [3, 4] при волнообразном соединении, и при плоском соединении, наблюдаемых в проведённых в настоящей работе экспериментах, можно сделать вывод о том, что волнообразование при сварке взрывом не является фактором, обеспечивающим образование сварного соединения, а есть сопутствующее явление, вызываемое деформированием макрообъёмов поверхностных слоёв свариваемых металлов.

Для волнообразного соединения (рисунок 3) характерно образование вихревых зон, которые состоят из зерна, вытянутого от периферии вихревой зоны к центру, с пластинчатым характером внутризеренной структуры. Ориентация зерна указывает, по-видимому, на направление теплоотвода в сторону более холодных слоёв металла. Микротвёрдость металла в этих участках составляет $2000...2500 \text{ МПа}$, и редко достигает 2800 МПа . Рентгеноструктурный анализ не зарегистрировал присутствия в нём каких-либо фаз кроме α -фазы титана.

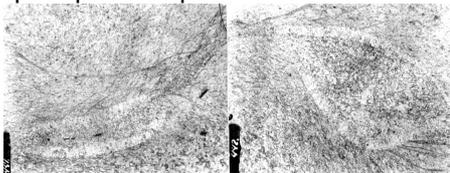


Рисунок 3 - Структура волнообразного сварного соединения титан+титан, ($\times 100, \times 0,25$)

Такой характер структуры говорит о том, что она оформилась в результате $\beta \rightarrow \alpha$ -превращения. Малый размер зерна и пластин в титане, прошедшем $\beta \rightarrow \alpha$ -превращение, обычно связывают с высокими скоростями охлаждения и степенью деформации в β -области. Следовательно металл внутренней области вихревого участка был нагрет до температуры выше температуры полиморфного превращения и находился в этих условиях в течение времени, которого оказалось достаточно для протекания в нём $\alpha \rightarrow \beta$ -превращения. Максимальную температуру, до которой прогревается металл ядра вихре-

вой зоны, не удаётся оценить из структурных изменений. Однако возникновение встречающихся в вихревых зонах пор округлой формы трудно объяснить, исключив возможность расплавления металла.

Вихревую зону обрамляет металл, который всегда выглядит более светлым по сравнению с окружающей его структурой. Эта зона состоит из относительно крупного, вытянутого от вихревой зоны в направлении окружающего металла зерна α -фазы титана. Отсутствие следов пластического течения металла, его низкая микротвёрдость ($1400...1600 \text{ МПа}$) и форма зерна α -фазы в этой зоне, свидетельствуют о прошедшем в ней процессе рекристаллизации, а малый, относительно основного металла, размер зерна – о предшествующей рекристаллизации пластической деформации металла в α -области [5, 9]. По-видимому, в момент образования соединения свариваемые поверхности подвергались деформации в α -области, а затем источник локально выделившегося в области вихревой зоны тепла, остывая, привёл к рекристаллизации окружающий её деформированный металл. Отсутствие столь ярко выраженного эффекта при сварке других пар металлов связано, видимо, с тем, что титан, обладая малой энергией дефекта упаковки, в большей мере склонен к протеканию процесса рекристаллизации [7, 9]. Низкая теплопроводность титана так же способствует этому, так как высокая температура в локально нагретых областях вихревых зон сохраняется дольше, а пограничные с ними слои металла нагреваются до более высоких температур.

Граница между вихревой зоной и зоной рекристаллизованного зерна, по-видимому, является границей фазовой переориентации, температура которой для титана составляет 882°C .

Зона рекристаллизованного металла окружена зоной металла со следами пластической деформации, микротвёрдость которого $1800...2200 \text{ МПа}$. Границу между зоной металла со следами пластического течения и зоной рекристаллизованного зерна можно считать изотермой температуры рекристаллизации, которая для титана с деформацией порядка 90 % составляет $480...500^\circ\text{C}$.

Характерной для волнообразного соединения является полоса структуры шириной $0,02...0,08 \text{ мм}$ (в зависимости от режима сварки), которая расположена на гребнях волн и соединяет рекристаллизованные зоны, окружающие вихревые зоны, и сами вих-

ревые зоны (рисунок 3). Структура этой полосы схожа с мелкозернистой структурой, наблюдаемой в плоском соединении (рисунок 1). Вдоль поверхности соединения она плавно переходит в зону рекристаллизации, а в перпендикулярном направлении соприкасается с зоной пластической деформации.

Факт образования одинаковой структуры в зоне сварного соединения при плоском соединении и на гребнях волн волнообразного соединения свидетельствует об одинаковом механизме образования соединения в этих местах в результате динамической рекристаллизации.

Дальнейший рост параметров режима сварки приводит наряду с ростом размеров волн, вихревых зон и пор округлой формы, к изменению структуры металла вихревых зон и появлению более чёткой границы между вихревой зоной и зоной рекристаллизации (рисунок 4).

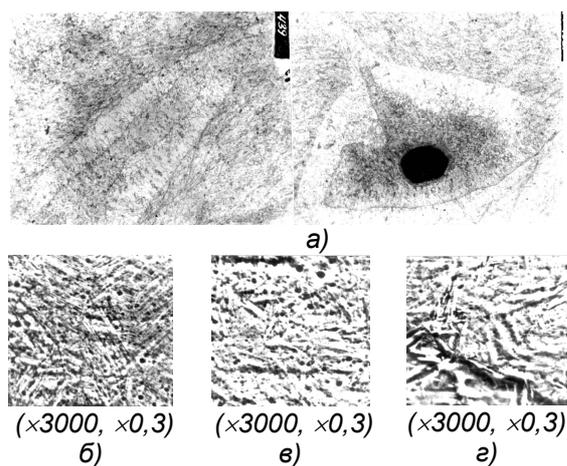


Рисунок 4 - Микроструктура волнообразного сварного соединения, характерного для повышенных режимов сварки, где а – общий вид, б – средняя часть вихревой зоны, приближённая к поре; в – участок вихревой зоны, находящийся между порой и границей с рекристаллизованным металлом; г – граница раздела металла вихревой зоны и окружающим её рекристаллизованным металлом

Структура металла вихревой зоны плавно изменяется от периферии к центру. Пограничная с рекристаллизованной зоной область металла вихревой зоны имеет чёткую границу раздела (рисунок 4, а, г). Отличие состоит лишь в том, что материал вихревых зон сварного соединения, полученного при повышенных режимах сварки, содержит большое количество тёмных округлых включений диа-

метром 0,3...0,7 мкм. Эти включения декорируют границы зёрен и беспорядочно располагаются по объёму всего зерна. По мере продвижения к центру вихревой зоны пропадает ориентация расположения кристаллов от периферии к центру, а границы их становятся трудно различимыми из-за округлых включений, концентрация и размеры которых заметно растут (рисунок 4, в). Диаметр включений в этой зоне достигает 1,5 мкм. При этом микротвёрдость материала вихревых зон возрастает до 2200...3500 МПа, причём наибольшую микротвёрдость имеют их центральные участки.

Столь значительное повышение твёрдости металла вихревых зон нельзя объяснить фазовой перекристаллизацией при $\alpha \leftrightarrow \beta$ и $\alpha \leftrightarrow \omega$ -переходах. Повышение твёрдости титана обычно является следствием насыщения его газами как на уровне образования твёрдых растворов внедрения, так и при образовании новых фаз, являющихся окислами, нитридами, гидридами и карбидами титана. Зарегистрированное увеличение параметров "с" кристаллической решётки в этих участках свидетельствует о наличии твёрдого раствора внедрения. Исследование тонких фольг, изготовленных из участков вихревых зон, и экстрагированных в угольных репликах, снятых с этих зон, частиц на просвечивающем электронном микроскопе BS-300 методом микродифракции электронов позволило выявить присутствие в вихревых зонах окислов и нитридов титана.

Увеличение параметров соударения приводит к изменению структуры соединения в области гребня волн (рисунок 4, а). Здесь отмечается рост зерна до диаметра порядка 10 мкм, снижение плотности дислокаций и образование субзёрен, что свидетельствует о существовании в этой зоне более длительного промежутка времени для прохождения процесса рекристаллизации. Кроме того, в этой области появляются участки металла с ярко выраженной границей, вытянутые вдоль профиля гребня волны и как бы соединяющие между собой вихревые зоны. Структура этих участков сходна со структурой наружных участков вихревых зон (рисунок 4, г).

Структура рекристаллизованной зоны и зоны металла со следами пластической деформации практически не меняется. Отметим здесь можно лишь то, что с ростом параметров соударения первая растёт за счёт второй и за счёт зоны на гребнях волн, где ранее наблюдалась мелкозернистая структура.

ПРОЦЕССЫ, ПРОИСХОДЯЩИЕ ВО ВРЕМЯ ОБРАЗОВАНИЯ СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ ПРИ СВАРКЕ ВЗРЫВОМ

Проведенные исследования позволяют говорить о том, что для образования соединения при сварке взрывом необходимо создать в точке контакта условия, при которых возможно протекание процесса динамической рекристаллизации. Сварка на режимах близких нижней границе области сварки соединения титан-титан даёт возможность получить соединение с минимальной степенью структурной неоднородности, следы которой исчезают при термообработке. Повышение параметров режима сварки до области образования волнообразного соединения приводит к возникновению в области вихревых зон участков металла, подвергавшихся в процессе образования соединения фазовой перекристаллизации, обладающих характерной для титана мелкопластинчатой внутризёрненной структурой с повышенной микротвердостью. Дальнейшее повышение режимов сварки приводит к возникновению в области вихревых зон наряду со структурной микронеоднородностью химической микронеоднородности, связанной с насыщением металла вихревых зон газами атмосферы сварки, резко снижающей пластические свойства соединения.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Кудинов В. М., Коротеев А. Я. Сварка взрывом в металлургии. – М.: Машиностроение, 1978. – 168 с.
2. Бердыченко А. А., Хохлов В. Н., Эпштейн Г. Н. Особенности структуры соединения

титан+титан, полученного сваркой взрывом // Использование энергии взрыва для получения металлических материалов с новыми свойствами / VI Международный симпозиум, Готвальдов, 22–24 окт. 1985 г. – Готвальдов, 1985. – С. 352–329.

3. Хаммершмидт М., Крейе Х. Микроструктура и механизм образования соединения при сварке взрывом // Ударные волны и явления высокоскоростной деформации металлов / Под ред. М. А. Мейерса, Л. Е. Мурра: Пер. с англ. под ред. Г. Н. Эпштейна. – М.: Металлургия. – 1974. – С. 447–456.

4. Dor-Ram Y., Weiss B., Kommem Y. Explosive cladding of Cu/Cu an Electron microscopy Study and a Thermomechanical Model // Acta Metallurgical. – 1979. – vol. 27. – s. 1417–1429.

5. Титановые сплавы в машиностроении / Б. Б. Чечулин, С. С. Ушаков, И. Н. Разуваева, В. Н. Гольдфайн. – Ленинград, Машиностроение, 1977. – 248 с.

6. Тонков, Ю. П. Фазовые диаграммы элементов при высоком давлении. – М.: Наука, 1979. – 192 с.

7. Горелик С. С. Рекристаллизация металлов и сплавов. – М.: Металлургия, 1978. – 568 с.

8. Свойства элементов: Справочник в 2 т. – М.: Металлургия, 1976. – Т. 1. Физические свойства / Т. В. Андреева и др. – 600 с.

9. Цвиккер У. Титан и его сплавы. – М.: Металлургия, 1979. – 511 с.

Бердыченко А.А., к.т.н., доц., АлтГТУ им. И.И. Ползунова, E-mail: berd50@mail.ru