

ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ, ПОЛУЧЕННОГО СВАРКОЙ ВЗРЫВОМ, С УВЕЛИЧЕНИЕМ ЕГО ГАБАРИТОВ И АТМОСФЕРЫ В СВАРОЧНОМ ЗАЗОРЕ НА ПРИМЕРЕ ТИТАНА

А.А.Бердыченко, Л.Б.Первухин

На основании исследования структурных микронеоднородностей сварного соединения титан-титан, полученного сваркой взрывом, выявлено влияние газа, находящегося в сварочном зазоре, на качество сварного соединения. Применение инертных газов позволяет исключить возможность снижения качества при сварке крупногабаритных листов

Увеличение площади свариваемых поверхностей сказывается на качестве сварного соединения [1, 2]. Особо это касается биметалла, одним из слоёв которого является титан, алюминий или их сплавы. Ряд авторов связывает это явление с воздействием на процесс сварки воздушной ударной волны или как её ещё называют сгустка ударно-сжатого газа, движущегося по сварочному зазору впереди точки контакта [1, 2, 3]. Для разработки технологии получения качественного крупногабаритного соединения титана сваркой взрывом необходимо исследовать металлургическое влияние ударно-сжатого газа, движущегося во время сварки по сварочному зазору впереди точки контакта, на процесс образования соединения в зависимости от удаления от начала процесса сварки.

Для решения поставленной задачи на первом этапе [4] была исследована структура сварного соединения титан-титан и её изменения в зависимости от режима сварки на образцах с размером сварного соединения 300×200 мм с тем, чтобы далее на крупногабаритных образцах изучить изменения структуры сварного соединения с удалением от начала процесса сварки. Применение в качестве объекта исследования сварного соединения однородных металлов позволило избавиться от структурных изменений, связанных с взаимодействием различных по химическому составу металлов. Наблюдаемые структурные изменения при сварке однородных металлов связаны с деформационными процессами, температурными воздействиями, возникающими при соударении свариваемых пластин, и взаимодействием металла сварного соединения с газами, находящимися в области образования сварного соединения. Было выявлено, что при сварке взрывом соединения титан-титан в зависимости от режима сварки его вид трансформируется от плоского (режимы близкие к нижней границе сварки) до

волнообразного (режимы, соответствующие середине области сварки) и волнообразного с ярко выраженными вихревыми зонами, имеющими чёткие контрастные границы (повышенные режимы сварки).

Наименьшим количеством неоднородностей обладает плоское соединение (далее соединение типа I), структура которого представляет собой полосу титана с мелкозернистой ячеистой структурой (рисунок 1, а, б). Неотъемлемой частью волнообразного соединения (рисунок 2, а), полученного на режимах середины области сварки, являются вихревые зоны (далее соединение типа II). Они состоят из зерна α' -фазы, вытянутого от периферии вихревой зоны к центру, с пластинчатым характером внутризеренной структуры, свидетельствующей о протекании в этой области $\alpha \leftrightarrow \beta$ -превращения.

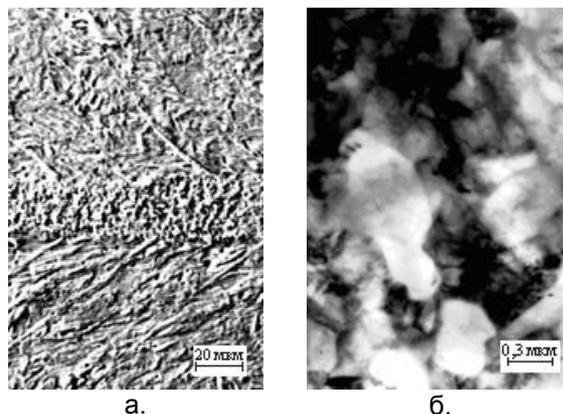


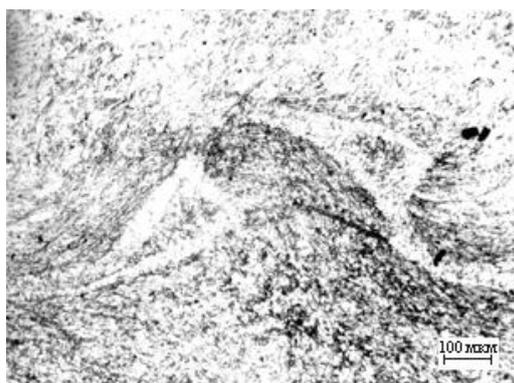
Рис. 1. Характерная структура плоского сварного соединения титан-титан (соединение типа I), где а – общий вид; б – ячеистая структура на границе раздела

Дальнейший рост параметров соударения приводит наряду с ростом размеров волн и вихревых зон к изменению структуры металла вихревых зон и появлению более чёткой границы между вихревой зоной и зоной рекристаллизации (соединение типа III, рисунок 2, в, г.). В отличие от вихревых зон свар-

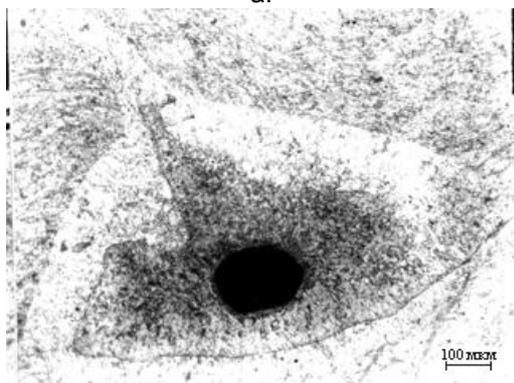
ПОЛЗУНОВСКИЙ ВЕСТНИК № 4 2008

ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ, ПОЛУЧЕННОГО СВАРКОЙ ВЗРЫВОМ, С УВЕЛИЧЕНИЕМ ЕГО ГАБАРИТОВ И ИЗМЕНЕНИЕМ АТМОСФЕРЫ В СВАРОЧНОМ ЗАЗОРЕ НА ПРИМЕРЕ ТИТАНА

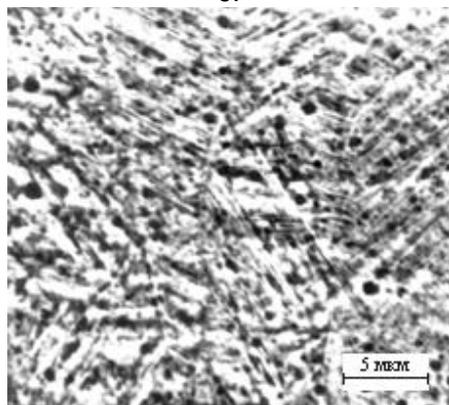
ных соединений, полученных на наиболее низких режимах, такие вихревые зоны имеют большее количество темных округлых и многогранных включений, концентрация и размер которых растут от периферии к центру. Такое изменение структуры металла вихревых зон является результатом его взаимодействия с газами атмосферы, в результате чего образуются твёрдые растворы, мелкодисперсные оксиды и нитриды титана [4].



а.



б.



в.

Рис. 2. Характерная структура волнообразного сварного соединения титан-титан, где а – соединение типа II; б – соединение типа III (вихревая зона с четкой границей); д – структура средней части вихревой зоны соединения III типа

На втором этапе работы были сварены образцы с метаемой и неподвижной пластинами из титана марки ВТ1-0 толщиной 5 мм длиной 1,9 м и шириной 0,2 м. Коробчатое сечение образцов, полученное посредством сварки вакуумно-плотным швом метаемой и неподвижной пластин через проставку, обеспечивающую поддержание сварочного зазора, позволило исключить возможность разгрузки ударной волны, движущейся в газе по сварочному зазору впереди точки контакта, с боковых поверхностей, что создало эффект сварки широких образцов. Сварку проводили при трёх скоростях детонации заряда ВВ 1880, 2690, в 3940 м/с. Высота заряда ВВ (40 мм) и величина сварочного зазора (5 мм) во всех экспериментах были одинаковы. В качестве ВВ использовали смесь аммонита 6ЖВ с аммиачной селитрой в соотношении 1:3 и 1:1 для обеспечения скорости детонации 1880 и 2690 м/с и чистый аммоний 6ЖВ для обеспечения скорости детонации 3940 м/с. Образцы укладывали на стальную подкладку толщиной 18...20 мм. На каждом режиме было сварено по четыре образца. После сварки из центральной части вдоль продольной оси образцов вырезали темплеты, изготавливали из них макро- и микрошлифы соединения, образцы для прочностных испытаний. На микрошлифах исследовали изменения микроструктуры соединения в зависимости от удаления от начала процесса сварки.

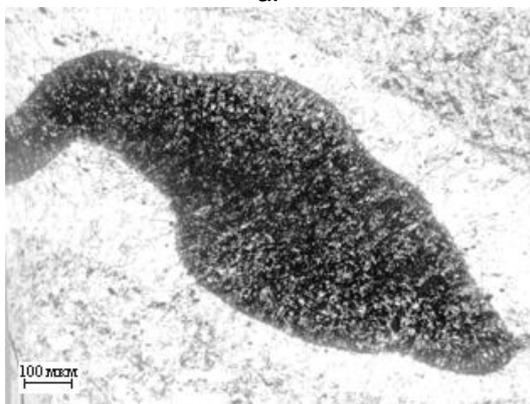
Уже на стадии исследования макрошлифов соединений были отмечены значительные различия их макроструктуры с рассмотренными в [4], которые проявляются всё заметнее с удалением от начала процесса сварки. Получить безволновое соединение на всей длине образца не удалось, хотя режим со скоростью точки контакта 1880 м/с соответствует области образования безволнового соединения. Примерно на расстоянии 400...700 мм от начала сварки безволновое соединение трансформируется в волнообразное типа II, а затем и типа III. Режим сварки при скорости точки контакта 2690 м/с, 3940 м/с, соответствуют области режимов, при которых образуется волнообразное соединение типа II и III, что и наблюдалось в проведённых экспериментах.

Структура волнообразного соединений типа II и III с удалением от точки инициирования также претерпевает изменения по отношению к наблюдаемой на первом этапе исследований (см. рисунки 1 и 2) [4]. Уже на расстоянии 250...400 мм от начала сварки при рассмотрении макрошлифов невооружённым

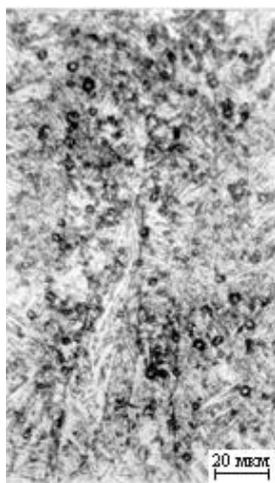
глазом ясно видны вихревые зоны с резким очертанием границ (рисунок 3, а). Материал этих вихревых зон после травления имеет более тёмный, чем окружающий металл, оттенок.



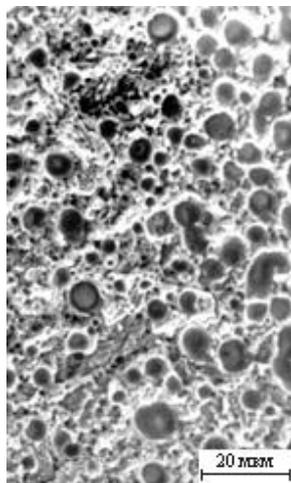
а.



б.



в.



г.

Рис. 3. Структура соединения с тёмнотравящимися вихревыми зонами с чёткими границами (соединение типа IV), где а – момент возникновения; б и в – микроструктура вихревой зоны; г – поверхность разрушения со следами коррозионного растрескивания

Переход к такой структуре от ранее рассмотренной волнообразной структуры соединения типа II и III происходит довольно плавно. Сначала вихревые участки в волнообразной структуре соединения начинают приобретать хорошо видимые при рассмотрении мак-

рошлифов границы, затем на протяжении двух, трёх волн материал вихревых зон приобретает большую травимость, а его границы – резкие контрастные очертания (рисунок 3).

Появление сварного соединения с ярко выраженными тёмными вихревыми зонами (далее соединение типа IV) не говорит о том, что до конца сварки соединению будет свойственен такой вид. Обычно участки соединения с такими зонами чередуются с участками, имеющими структуру типа II и III. На рисунке 4 представлены диаграммы появления соединения со структурой типа IV в зависимости от длины сварки. Появление такой структуры соединения соответствует "1" и отображается на диаграмме чёрным квадратом.

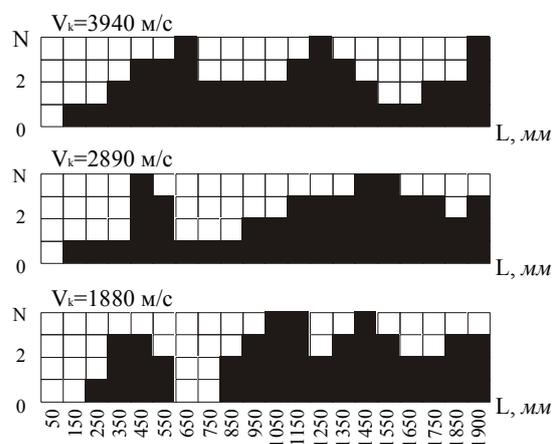


Рис. 4. Диаграмма появления соединения типа IV (N), в зависимости от длины сварки (L), где N=1 – соответствует появлению на каком-либо участке образца сварного соединения типа IV. Каждая диаграмма построена по результатам исследования четырёх образцов, сваренных на одинаковых режимах

Из представленных диаграмм видно, что наиболее вероятно появление структуры типа IV на расстоянии 350...650 мм и далее 950 мм от начала сварки. Рост скорости детонации смещает вероятность появления соединения типа IV ближе к началу процесса сварки. Рост скорости детонации также увеличивает вероятность возникновения тёмнотравящихся вихревых зон на любом удалении от начала процесса сварки.

Ультразвуковой контроль сплошности сварки не регистрирует неприваров даже при наличии в соединении самых больших вихревых зон. Прочность соединения слоёв на отрыв в соединении такого вида непосредственно после сварки колеблется в пределах

ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ, ПОЛУЧЕННОГО СВАРКОЙ ВЗРЫВОМ, С УВЕЛИЧЕНИЕМ ЕГО ГАБАРИТОВ И ИЗМЕНЕНИЕМ АТМОСФЕРЫ В СВАРОЧНОМ ЗАЗОРЕ НА ПРИМЕРЕ ТИТАНА

600...900 МПа. Отжиг соединения при температуре 500 °С в течении 30 минут снижает его прочность до 500...550 МПа, что всё же несколько выше временной прочности на разрыв титана марки ВТ1-0. Однако участки с вихревыми зонами, площадь поперечного сечения которых превышает 0,15...0,17 мм², имеют пониженную прочность (550...600 МПа), а термообработка снижает её до 300...400 МПа, что несколько ниже прочности титана марки ВТ1-0. Такое явление можно объяснить повышением дефектности структуры материала вихревых зон (увеличение размера и количества пор, трещин, несплошностей), которая растёт с увеличением их размера. Излом соединения такого типа (см. рисунок 3, г) носит следы коррозионного растрескивания. Он представляет собой поверхность, покрытую ямками. В некоторых ямках видны застрявшие шарообразные включения, которые по форме можно идентифицировать с оксидами титана.

Микроструктура материала вихревых зон, представленная на рисунке 3 отличается от микроструктуры соединения типа III, характерной для повышенных режимов сварки (см. рисунок 2), лишь более высокой концентрацией округлых включений и увеличением их размеров.

Микротвёрдость металла вихревых зон растёт с удалением от начала сварки и достигает максимального значения 4000...4800 МПа на расстоянии 1,3...1,6 м.

Рентгеноструктурный анализ, проведённый на дифрактометре ДРОН-УМ1, образцов в плоскости соединения, не указал на присутствие в них каких-либо других кроме α -титана фаз. Однако параметр "с" кристаллической решётки α -титана имеет здесь несколько большее относительно стандартного ($c=4,6843 \text{ \AA}$) значение и на удалении 1,3...1,6 м от начала процесса сварки достигает 4,6890 \AA . Такое изменение параметров кристаллической решётки может быть следствием возникновения твёрдого раствора внедрения газа в α -титане. Аналогичные изменения параметра "с" наблюдали авторы работ [5] при исследовании титана, насыщенного азотом и кислородом.

Исследование химического состава металла вихревых зон на лазерном масс-спектрографе ЭМАЛ-2 показало, что в нём наблюдается повышенная концентрация кислорода и азота, которая растёт с удалением от начала процесса сварки и увеличением скорости точки контакта (рисунок 5).

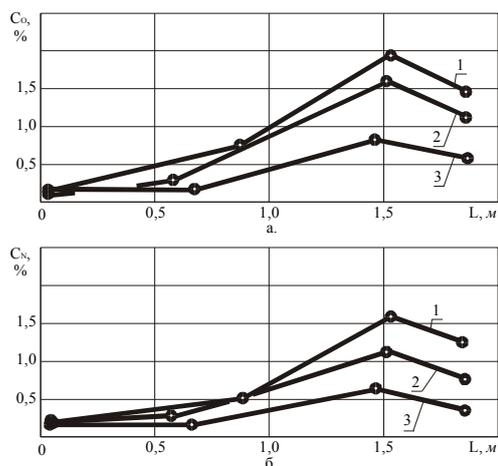


Рис. 5. Изменение концентрации кислорода (а) и азота (б) в металле вихревых зон сварных соединений, полученных в среде воздуха, с удалением от начала процесса сварки (L) и изменением скорости точки контакта (V_k), где 1 – $V_k=3980 \text{ м/с}$; 2 – $V_k=2640 \text{ м/с}$; 3 – $V_k=1880 \text{ м/с}$

При максимально допустимой концентрации кислорода в титане марки ВТ1-0 0,2% его концентрация в вихревых зонах, расположенных в непосредственной близости от начала процесса сварки, незначительно превышает стандартную, а с удалением от начала процесса сварки достигает 1,8...2,0%, причём, максимум концентрации наблюдается на расстоянии 1,4...1,6 м от начала процесса сварки, что совпадает с расположением максимума микротвёрдости металла вихревых зон и параметра "с" кристаллической решётки. Аналогично изменяется концентрация азота в металле вихревых зон. Однако насыщение металла азотом происходит более активно, так как при предельно допустимом его содержании в титане марки ВТ1-0 – 0,04%, уже на незначительном, порядка 50...100 мм, удалении от начала сварки концентрация азота увеличивается в 3...5 раз, а максимальное содержание азота превышает предельно-допустимое в 30...50 раз, в то время как содержание кислорода увеличивается максимум в 10...12 раз. Снижение скорости точки контакта понижает степень насыщения металла вихревых зон кислородом и азотом, но эта мера не позволяет удержать концентрацию газов в допустимых пределах. Так при скорости точки контакта 1880 м/с содержание кислорода в вихревых зонах превышает предельно допустимое в 2...4 раза, а азота – в 5...15 раз.

Концентрация газа в металле рекристаллизованной зоны, окружающей вихревую

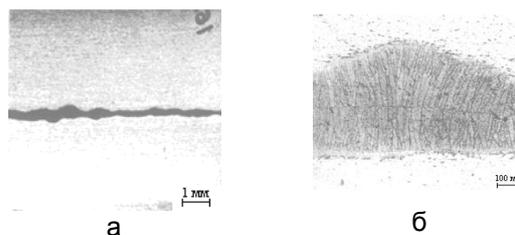
зону, и зоне металла со следами пластической деформации не превышает предельно допустимого значения и равна концентрации этих элементов в исходном металле, а структура этих зон практически не изменяется с удалением от начала процесса сварки.

Изменение структуры окружающего вихревую зону металла при термообработке соединения типа IV в интервале температур 400...800 °С идентичны изменению структуры тех же зон в соединении типа II и III. Здесь также при температуре отжига 550...600 °С в металле со следами пластической деформации и в мелкозернистой структуре гребней волн начинается рекристаллизация.

Ещё большие перемены наступают при перегреве соединения выше температуры полиморфного превращения. При такой термообработке по границам α -зерна в вихревых зонах особенно в их центральных областях, выделяются зерна диаметром 3...5 мкм, приобретающие при травлении более тёмный оттенок. Наружные области вихревых зон имеют меньшую концентрацию таких зёрен, а зёрна α -фазы сохраняют в них вытянутую форму. Микротвёрдость металла вихревых зон несколько возрастает по сравнению с не термообработанным состоянием и термообработанным при температурах ниже 800 °С. В центральных областях она достигает 3500...4500 МПа, а на периферии – 2500...3500 МПа. Структура металла, окружающего вихревые зоны, представлена крупным зерном α -фазы. Микротвёрдость металла в областях, непосредственно приближённых к вихревым участкам, возрастает до 1700...2300 МПа. Столь значительное повышение твёрдости титана нельзя объяснить фазовой перекристаллизацией при $\alpha \leftrightarrow \beta$ -переходе [6]. $\alpha \leftrightarrow \omega$ -переход также не должен приводить к наблюдаемым результатам, так как сохраняющаяся при быстром охлаждении в α -область метастабильная ω -фаза уже при низкотемпературной термообработке (отжиг при 200 °С) переходит в α -фазу титана. Повышение твёрдости титана обычно является последствием насыщения его газами как на уровне образования твёрдых растворов внедрения, так и при образовании новых фаз, являющихся оксидами, нитридами, гидридами и карбидами титана [7]. Следует отметить, что при температуре выше температуры полиморфного превращения резко повышается коэффициент диффузии кислорода в титане. Так в α -титане в интервале температур 700...900 °С по данным [8] он составляет

$5,08 \times 10^{-3} \text{ см}^2/\text{с}$, а в β -титане в интервале температур 920...1200 °С вырастает до $3,14 \times 10^4 \text{ см}^2/\text{с}$. Учитывая изложенное и экспериментальные данные о росте концентрации кислорода и азота в металле вихревых зон с удалением от начала процесса сварки, упрочнение окружающего вихревые зоны металла, зарегистрированное после нагрева соединения до температуры выше 800 °С, связано с диффузией газа из металла вихревых зон.

Размеры вихревых зон растут пропорционально росту параметров волн, наблюдаемому с удалением от начала процесса сварки, однако иногда эта закономерность нарушается, и они вырастают настолько, что сливаются между собой. При этом волнообразное соединение переходит в безволновое с толстой прослойкой между свариваемыми поверхностями (рисунок 5, далее соединение тип V). Толщина прослойки колеблется в пределах 100...500 мкм, а длина редко превышает 80...100 мм. Закономерности в появлении соединения такого вида не замечено, однако вероятность её возникновения повышается с ростом скорости точки контакта и удалением от начала процесса сварки. Ультразвуковой контроль не выявляет неприваров в таком соединении, хотя прочность на отрыв в нём низка и составляет 250...350 МПа. Прослойка состоит из крупных столбчатых кристаллов, длина которых достигает 100...200 мкм при ширине 15...30 мкм (рисунок 5, б). Кристаллы вытянуты перпендикулярно сваренных поверхностей и, сходясь вдоль средней линии прослойки, образуют как бы границу раздела. Иногда прослойку пересекают трещины. Микротвёрдость материала прослойки колеблется в пределах 3000...5000 МПа, причём наиболее удаленным от начала процесса сварки участкам соответствуют большие значения микротвёрдости. В отличие от плоского сварного соединения, полученного на режимах близких нижней границе сварки, металл, окружающий прослойку, не имеет упрочнённой зоны (рисунок 5, б).



ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ, ПОЛУЧЕННОГО СВАРКОЙ ВЗРЫВОМ, С УВЕЛИЧЕНИЕМ ЕГО ГАБАРИТОВ И ИЗМЕНЕНИЕМ АТМОСФЕРЫ В СВАРОЧНОМ ЗАЗОРЕ НА ПРИМЕРЕ ТИТАНА

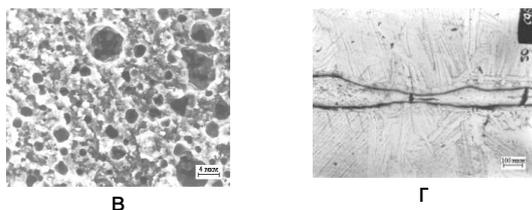


Рис. 5. Структура сварного соединения с толстой прослойкой (тип V), где а – макроструктура соединения; б – структура прослойки; в – структура излома прослойки; г – структура сварного соединения типа V после нагрева до 900...930°С

Поверхность излома такого соединения, как и поверхность излома соединения типа IV носит следы коррозионного растрескивания, но содержит большее количество включений на стадии выделения из твёрдого раствора округлой и многогранной формы (рисунок 5, в). Судя по форме, округлые включения являются оксидами, а многогранные – нитридами титана. Исследование с помощью растрового электронного микроскопа микрошлифов соединения типа V, протравленных длительное время в серной, соляной и смеси азотной и плавиковой кислот, подтверждает этот вывод. Особенно наглядно химическая неоднородность такого соединения проявляется при сравнении структуры металла прослойки и окружающего металла после вытравливания включений в серной, соляной и смеси азотной и плавиковой кислот.

Термическая обработка такого сварного соединения при температурах ниже температуры полиморфного превращения титана (827 °С) не изменяет структуры прослойки. Нагрев соединения с прослойкой до температуры 900...930 °С вызывает изменения её структуры, аналогичные изменениям структуры материала вихревых зон сварного соединения типа IV. Удалённый от прослойки металл, приобретает структуру мартенситного типа, характерную для титана, претерпевшего $\alpha \leftrightarrow \beta$ -превращение, в то время как слой металла 20...40 мкм, обрамляющий прослойку, состоит из зёрен α -фазы, не подвергавшейся фазовой перекристаллизации (рисунок 5, г), что свидетельствует о повышении температуры фазовой перекристаллизации для металла этой зоны. Кроме того, здесь отмечено повышение микротвёрдости до 2500 МПа. Такие изменения структуры и свойств титана можно объяснить диффузией газа из прослойки в окружающий металл, так как насыщение титана кислородом и азотом, являющимися α -стабилизаторами для титана, приводит к образованию твёрдого раствора вне-

дрения и повышению температуры полиморфного превращения [5, 7, 8].

Появление прослойки иногда приводит к значительным разрушениям свариваемых пластин, вид которого представлен на рисунке 6. Возникновение таких разрушений наблюдали на образцах, сваренных при скорости точки контакта 2690 м/с и 3940 м/с, на удалении от начала процесса сварки более 1 м. Из представленной фотографии видно, что возникновению разрушения предшествует накопление на границе раздела тёмноотравляющейся структуры, состоящей, как было показано выше, из продуктов взаимодействия титана с кислородом и азотом (твёрдых растворов, оксидов и нитридов). Причём, перед разрушением одной из пластин наблюдается крупная пора с отходящими от неё двумя зародышами трещин вдоль линий скольжения. Затем следует участок, профиль свариваемых поверхностей в котором имеет волнообразный характер, но сварное соединение отсутствует и между свариваемыми поверхностями наблюдается пустота. Далее между свариваемыми поверхностями видна фаза не связанная, как бы застрявшая между ними, которая проникает в зародыши трещин и трещины, располагающиеся по линиям сдвига. Представленный вид разрушения свидетельствует о том, что насыщенная газом структура если и не является единственной причиной возникновения разрушения, то в любом случае активно участвует в нём.

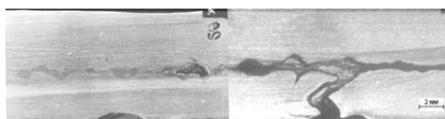


Рис. 6. Характер разрушения свариваемых пластин

Проведённые исследования позволили сделать вывод о том, что причиной нестабильности качества сварного соединения при сварке взрывом титана служит кислород и азот воздуха, находящегося в сварочном зазоре (объёме между свариваемыми поверхностями) в процессе образования сварного соединения. Для проверки этой гипотезы были сварены образцы, в сварочном зазоре которых находился аргон или гелий. Исследование структуры сварного соединения таких образцов показали, что они имеют тёмноотравающихся вихревых зон с чёткими очертаниями. Сварка в среде гелия делает структуру металла вихревых зон ещё более однородной с несколько измельчённым относительно исходного материала размером зерна (рису-

нок 7). Металл вихревых зон не имеет пор, каких-либо включений и усадочных раковин, а его микротвёрдость не отличается от микротвёрдости металла рекристаллизованной зоны. Волнообразный характер соединения не нарушается на всей длине образцов. Волны имеют форму, близкую синусоидальной, размеры их стабильны. Отжиг такого соединения при температуре 550...600 °С делает структуру металла вихревых зон практически неотличимой от структуры окружавшего их металла.

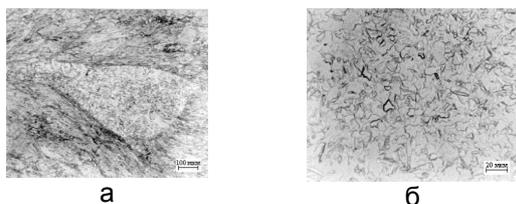


Рис. 8. Микроструктура материала вихревых зон и окружающего их металла сварного соединения титан-титан полученного в атмосфере гелия, где а – участок вихревой зоны и окружающего его металла, б – материал вихревой зоны

Проведённые исследования позволяют сделать следующие выводы.

1. Газ, находящийся в области образования сварного соединения, активно влияет на структуру и процесс образования сварного соединения.

2. Зонами повышенной концентрации газа являются вихревые зоны, содержание кислорода и азота в виде твёрдых растворов, нитридов и оксидов в которых растёт с удалением от начала процесса сварки и увеличивается в несколько десятков раз по сравнению с концентрацией в исходном металле. В то же время в металле сварного соединения, окружающем вихревые зоны, повышение концентрации газа не выявлено.

3. Снижение скорости точки контакта несколько понижают насыщение металла вихревых зон газами, но с удалением от начала процесса сварки рост концентрации газов в них остаётся стабильным и уже на удалении порядка 0,3...0,5 м превышает допустимое значение.

4. Процесс насыщения металла вихревых зон кислородом и азотом приводит к снижению прочности сварного соединения и значительному снижению его пластических свойств.

5. Термическая обработка сварного соединения титан-титан при температурах близких температуре полиморфного превращения приводит к диффузии газа из вихревых зон в окружающий металл.

6. С удалением от начала процесса сварки наблюдается периодический рост размеров вихревых зон и образование соединения со сплошной прослойкой из металла с повышенной концентрацией кислорода и азота. Возникновение такой прослойки иногда приводит к разрушению свариваемых пластин во время сварки.

7. Заполнение сварочного зазора инертными газами аргоном или гелием исключает возникновение химической неоднородности, связанной с насыщением металла вихревых зон кислородом и азотом. Сварное соединение перестаёт зависеть от удаления от начала процесса сварки и имеет стабильные структуру и свойства по всей площади. После отжига такого соединения пропадают структурная и химическая неоднородности, а структура металла вихревых зон становится практически неотличимой от структуры окружавшего их металла.

ЛИТЕРАТУРА

1. Кудинов В.М. Сварка взрывом в металлургии / В.М. Кудинов, А.Я. Коротеев – М.: Металлургия, 1978. – 168 с.
2. Конон Ю.А. Сварка взрывом / Ю. А. Конон, Л.Б. Первухин, А.Д. Чудновский – М.: Машиностроение, 1987. – 216 с.
3. Ишуткин С.Н. Численное исследование воздействия газового потока на поверхность сталкивающихся пластин / С. Н. Ишуткин, В. И. Кирко, Н. И. Пак // Физика горения и взрыва. – 1981. – № 1. – С. 151–153.
4. Бердыченко А.А. Особенности структуры сварного соединения титан+титан, полученного сваркой взрывом в среде воздуха и защитных газов / А.А. Бердыченко // Вестник Томского государственного университета: Общенаучный периодический журнал. Бюллетень оперативной научной информации. Композиционные материалы специального назначения, № 65 март 2006 г. Композиционные материалы специального назначения. – Томск, Томский государственный университет, 2006. – С. 35–42.
5. Цвиккер У. Титан и его сплавы / У. Цвиккер – М.: Металлургия, 1979, – 511 с.
6. Черухин Б.Б. Титановые сплавы в машиностроении / Б.Б. Черухин, С. С. Ушаков, И. Н. Разуваева, В.Н. Гольдфайн. – Ленинград, Машиностроение, 1977. – 248 с.
7. Глазунов С.Г., Конструкционные титановые сплавы / С. Г. Глазунов, В. Н. Моисеев – М.: Металлургия, 1974. – 368 с.
8. Свойства элементов: Справочник: В 2 т. – М.: Металлургия, 1976 – Т. 1. Физические свойства, Т. 2 Химические свойства / Т. В. Андреев и др. – 600 с.