

УДК 621.791.76:621.7.044.2

В. И. Лысак, С. В. Кузьмин

МИКРОНЕОДНОРОДНОСТЬ СВАРЕННЫХ ВЗРЫВОМ СОЕДИНЕНИЙ

Волгоградский государственный технический университет

Классификация основных видов микронаеоднородности.

Характерной чертой любых сварных соединений является микронаеоднородность, определяемая спецификой сварочного процесса и определяющая служебные свойства получаемых соединений. В общем случае микронаеоднородность делят на два типа [1, 2]:

1) микроскопическую физическую неоднородность, вызываемую, локальными скоплениями несовершенств кристаллической решетки, микротрецинами, порами и т. п.;

2) микроскопическую химическую неоднородность, вызываемую неравномерным распределением элементов соединяемых металлов по объему сварного соединения.

Оба типа микронаеоднородности тесно связаны между собой и часто один обуславливает появление другого.

Если при сварке плавлением виды микронаеоднородности определяются условиями первичной кристаллизации и охлаждения шва с учетом влияния типа основного металла, то

при сварке в твердой фазе – условиями нагрева, степенью и интенсивностью пластической деформации. Сварка взрывом характеризуется следующими основными особенностями формирования соединений:

а) граница контакта обычно формируется за счет неравномерной периодической (в виде волнового профиля) деформации, протекающей в узкой ОШЗ, что обуславливает локализованное здесь выделение тепловой энергии. В литературе [3] эту зону часто называют зоной термомеханического влияния (ЗТМВ);

б) на границе раздела разнородных металлов, полученной при оптимальных режимах соударения, диффузионных процессов в обычном понимании не происходит, т. к. последние вследствие чрезвычайно высоких скоростей процесса сварки взрывом подавляются, не успев развиваться.

Вместе с тем, при определенных условиях высокоскоростного соударения тел массоперенос в ОШЗ, как будет показано ниже, возможен.

Наиболее характерные виды микронеоднородности свариваемых взрывом соединений классифицируют по следующим типам [4, 5]. К физической микронеоднородности относят:

а) непровары на микроскопических участках границы раздела;



Рис. 1. Непровары на границе соединения стали 08Х18Н10Т. $\times 100$

- б) микропустоты, неметаллические включения и усадочные раковины;
- в) мартенситную структуру на границе раздела сталей;
- г) участки упрочненного деформацией металла в зоне термического влияния;
- д) полосы скольжения и трещины типа «елочки» в ОШЗ соединений;
- е) участки сварных соединений с рекристаллизованной структурой;
- ж) локальные участки оплавленного металла в соединении между однородными металлами;
- з) микроскопическую газовую неоднородность металла в ОШЗ;
- и) геометрическую неоднородность волн-

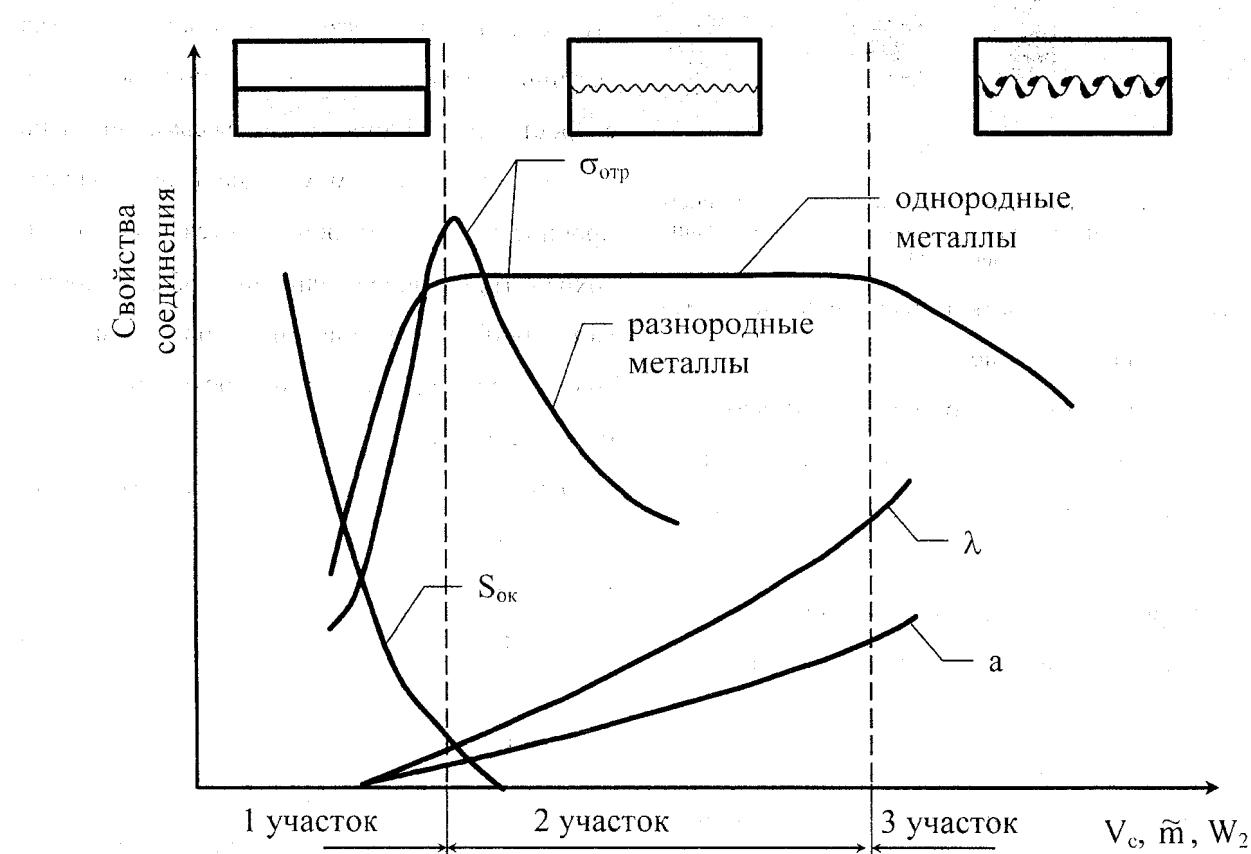


Рис. 2. Типичные зависимости прочности $\sigma_{\text{отр}}$ соединения одно- и разнородных металлов, амплитуды a , длины λ волны и количества окисных включений $S_{\text{ок}}$ на границе раздела от основных параметров сварки взрывом (V_c – скорость соударения, $\tilde{m} = \frac{m_1 \cdot m_2}{m_1 + m_2}$ – усредненная масса свариваемых пластин, W_2 – энергия, затрачиваемая на пластическую деформацию металла в процессе сварки взрывом)

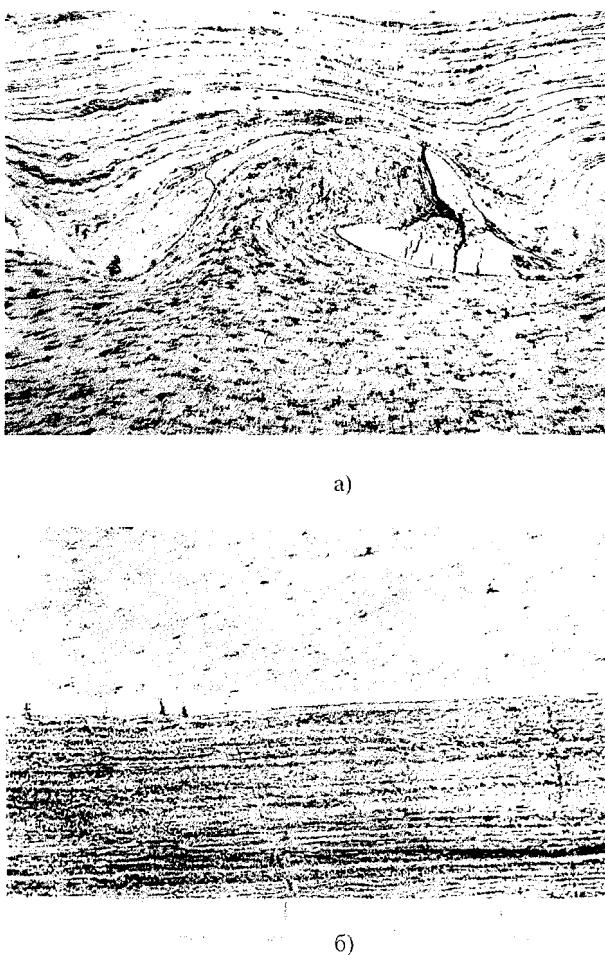


Рис. 3. Микротрешины в расплавленном металле сварного соединения АМгб с волновой (а) и безволновой (б) границей. $\times 100$

вого профиля, участков расплавленного металла на границе раздела.

К химической неоднородности относят:

- а) локальные участки оплавленного металла в сварном соединении между разнородными металлами;
- б) прослойки с однофазной структурой между сваренными взрывом двухфазными сплавами;
- в) диффузионные зоны у границы раздела металлов, образующиеся в результате проникновения атомов элементов через зону соединения в процессе сварки;
- г) диффузионные зоны у границы раздела металлов, образующиеся при нагревах биме-

талла.

Физическая неоднородность.

Непровары на микроскопических участках границы раздела металлов встречаются в сварных соединениях практически любых металлов и к микронеоднородности могут быть отнесены только условно, т.к. при низко интенсивных режимах сварки образуются сплошные непровары (рис. 1), вызывающие разрушение сварного соединения либо уже при сварке, либо при их механической обработке.

Интенсификация режимов сварки приводит к развитию на линии контакта режима волнообразования, очистке соединяемых поверхностей обратным массовым потоком и, как следствие, росту прочности (рис. 2). Обычно рост прочности, связанный с развитием процессов схватывания (область 1), например, при увеличении скорости соударения, носит весьма интенсивный характер, причем минимальная начальная прочность, при которой удается получить (и сохранить) сварное соединение, обычно составляет 40-60% от прочности основного металла. Количество непроваров и их протяженность при этом уменьшаются.

Микропустоты, неметаллические включения и усадочные раковины. Зависимость прочности свариваемого взрывом соединения от величины энергии, затрачиваемой на пластическую деформацию $\sigma_{\text{опр}}=f(W_2)$, может быть условно разделена на три участка (рис. 2). Протяженность 2-ого участка, характеризующегося равнопрочными соединениями для разных сочетаний металлов, различна: однородные металлы обычно имеют более протяженный

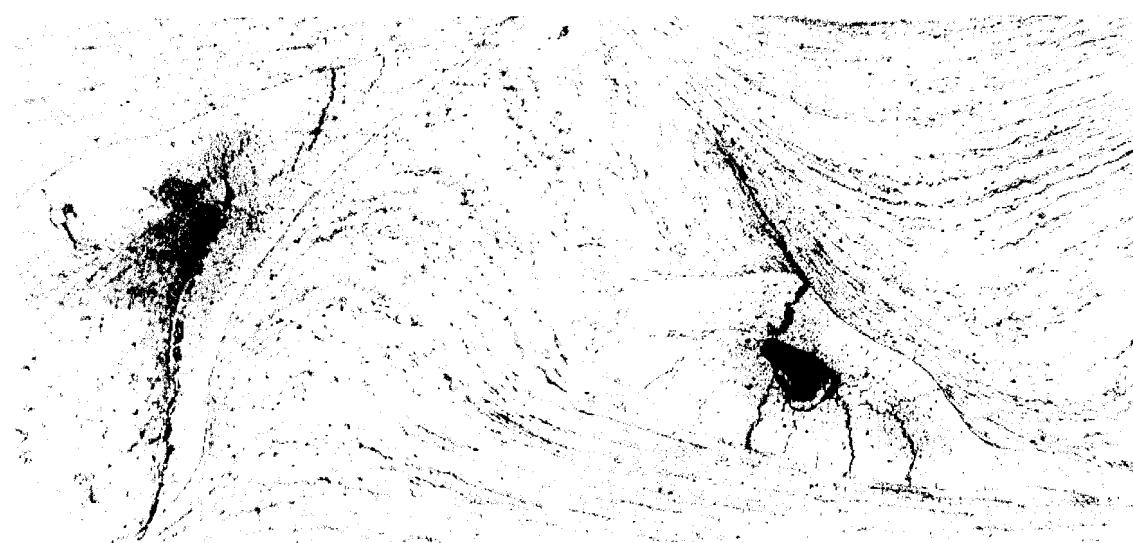


Рис. 4. Усадочные раковины и трещины в расплаве сварного соединения АМг6. x200

интервал оптимальных параметров сварки по сравнению с разнородными. Граница раздела сварных соединений, полученных в пределах 2-ой области, имеет форму волнового профиля, близкого к синусоидальному, без каких-либо дефектов.

В третьей области наблюдается падение прочности (вплоть до разрушения соединения уже при сварке), причиной которого являются чрезмерные пластические деформации в зоне термомеханического влияния, искажающие профиль волн на границе раздела и приводящие к образованию локальных участков оплавленного металла, часто имеющих дефекты кристаллизационного характера типа микротрещин (рис. 3), усадочных раковин (рис. 4) и т.п., снижающих прочность $\sigma_{\text{отр}}$ сварного соединения. В таких расплавах иногда могут встречаться и неметаллические включения (рис.5) различного происхождения (не вынесенные окисные пленки, загрязнения и т.п.)[5].

Дефекты рассмотренных выше 2-х видов



Рис. 5. Неметаллические включения в расплаве на границе сварного соединения стали 12Х18Н10Т, полученного в сверхзвуковом режиме. x1000

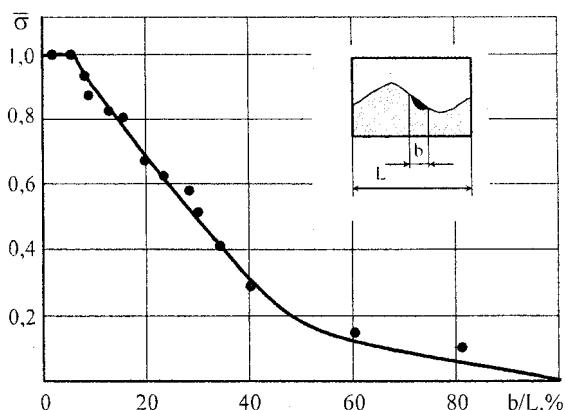


Рис. 6. Влияние относительной суммарной протяженности дефектов в сварных соединениях на относительную прочность последних

микронеоднородности являются недопустимыми. Они практически не устраняются каким-либо методом последующей обработки, поэтому для получения равнопрочных сварных соединений требуется строгое дозирование энерговыделения в зоне термомеханического влияния. Прочность сварных соединений с дефектами подобного типа резко падает с увеличением их относительной протяженности b/L (рис. 6). Считается [5,6], что при $b/L = 3 - 6\%$ дефекты не оказывают

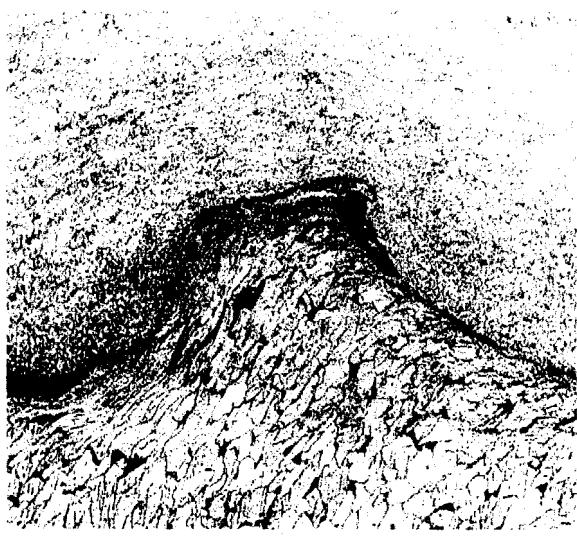


Рис. 7. Искаженная деформацией структура металла в ОШЗ соединения Ст.10+Ag. $\times 100$

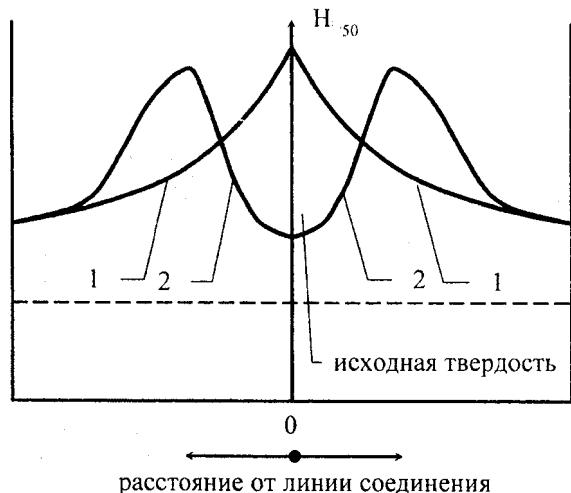


Рис. 8. Типичные зависимости изменения твердости в ОШЗ сварных соединений, полученных на оптимальных (1) и завышенных (2) режимах соударения.

заметного влияния на прочность сварного соединения.

Участки металла, упрочненного деформацией, являются наиболее характерным и распространенным видом микронеоднородности свариваемых взрывом соединений [7, 8]. Прилегающие к контактирующим поверхностям слои металлов подвергаются интенсивной и высокоскоростной пластической деформации (рис. 7), вызывающей образование в металле дефектов кристаллической структуры, что обуславливает его значительное упрочнение. Степень упрочнения металла зависит от режима сварки, склонности металла к упрочнению и др. причин (рис. 8).

Интенсификация режимов сварки при определенных условиях может привести к появлению «провала» твердости металла в непосредственной близости от линии соединения (рис. 8). Резкое понижение твердости металла в этой зоне связано с чрезмерным энерговыделением при сварке и, как следствие, с термообрабатывющим действием выделившегося тепла, которое и разупрочняет металл. В общем случае упрочнение металла в зоне термомеханического влияния при сварке взрывом несколько снижает



Рис. 9. Трещины типа «елочки» в соединении разноименных сталей. $\times 100$

пластичность и повышает прочность сварного соединения.

В некоторых случаях подобное упрочнение локального характера может отражаться на

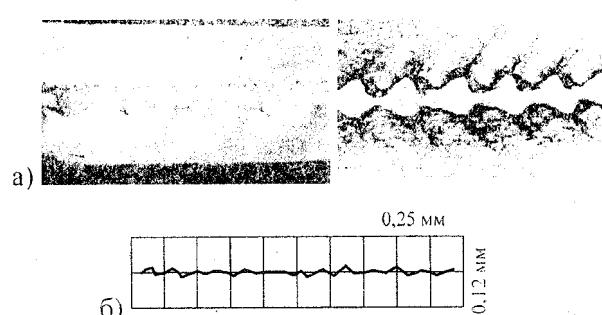


Рис. 10. Чередующиеся «светлые» и «темные» полосы в соединении алюминия с алюминиевым сплавом (а) [11] и профилограмма полированной поверхности микрошлифа (б). $\times 2,5$

работоспособности сварного соединения, однако по степени опасности оно несравнимо с 1-м и 2-м видами микронеоднородности. Обычно такое упрочнение металла довольно успешно снимается термической обработкой биметалла.

Полосы скольжения и трещины типа «елочка» в ОШЗ сварных соединений наблюдаются особенно часто при сварке металлов с пониженными пластическими свойствами на жестких режимах соударения [9, 10]. Имея одинаковую природу, полосы и трещины (рис. 9) всегда направлены от линии соединения под углом примерно 60° в сторону, противоположенную вектору скорости точки контакта V_k . Такое их расположение соответствует характеру распределения максимальных сдвиговых деформаций в ОШЗ и с учетом высоких скоростей процесса приводит при превышении некоторых критических значений параметров первоначально к развитию полос скольжения - структурных дефектов, практически не влияю-

ющих на прочностные свойства сварных соединений. Дальнейшая же интенсификация параметров соударения неизбежно обуславливает появление семейства трещин, обычно берущих свое начало из вершины волн и способных проникать в основной металл на всю его толщину, что существенно понижает работоспособность соединения.

Следует также отметить, что значительная неоднородность поля деформаций в пределах одного периода волны под ее вершиной и впадиной [11, 12] обуславливает существование характерных, чередующихся «светлых» и «темных» зон (рис. 10 б), ориентированных под углом 60° к условной линии сварного соединения практически любых металлов с волнообразным характером границы раздела. Природа этого явления в настоящее время не изучена. По мнению авторов [11], чередующиеся полосы являются следствием того, что поверхность шлифов получается не вполне плоской после обработки из-за локальных различий в твердости металла, что, однако не подтверждается в действительности (рис. 10 б).



Рис. 11. Участки с рекристаллизованной структурой вокруг оплавленного металла в соединении титана со сталью МК-40. $\times 200$

Участки с рекристаллизованной структурой наблюдаются в сварном соединении вблизи наиболее продеформированных слоев металла и связаны в основном с термообрабатывающим действием тепла от пластической деформации металла в ОШЗ [4]. Рекристаллизованные структуры фиксируются либо в локализованных расплавах, либо в металле ОШЗ (рис. 11).

При сварке взрывом интенсивная деформация металла в зоне термомеханического влияния приводит систему в неравновесное состояние с образованием и развитием структурных несовершенств (двойников, дислокации и т.п.). Поэтому процесс рекристаллизации металла сварного соединения может протекать под тепловым воздействием весьма интенсивно. Рекристаллизованная структура обычно представляет собой мелкие разноосные зерна, образовавшиеся при первичной кристаллизации. Поэтому рекристаллизованная структура несколько повышает пластичность металла и снижает прочность по сравнению со свойствами металла в упрочненных зонах.

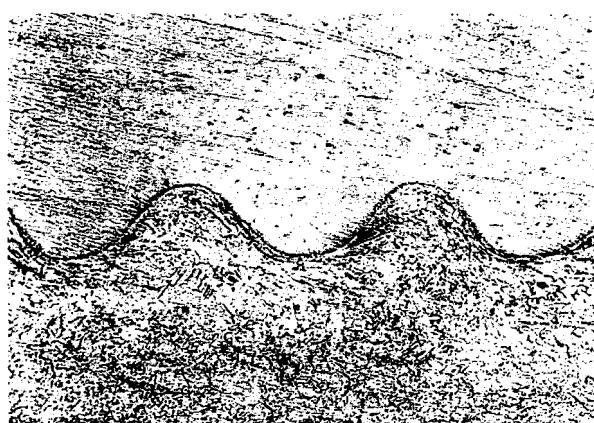


Рис. 12. Строение зоны соединения Nb+Cu. x100

Локальные участки расплава в соединениях между однородными металлами, как показывают многочисленные экспериментальные данные, практически всегда присутствуют при сварке взрывом. Можно даже утверждать, что соединения без локальных оплавлений скорее исключение, чем правило, однако обычно расплавы при оптимальных режимах сварки не превышают 5-10% от общей протяженности линии соединения. Оплавление металла при сварке взрывом происходит в результате неравномерной пластической деформации, превышающей некоторую характерную величину. При волнообразной конфигурации линии соединения наблюдается строгая периодичность залегания расплава на профиле волны (рис. 12).

Количество расплавов увеличивается [7] с интенсификацией режимов сварки (рис. 13), что при определенных условиях приводит к получению сплошной прослойки оплавленного металла [4] на линии контакта (рис. 14).

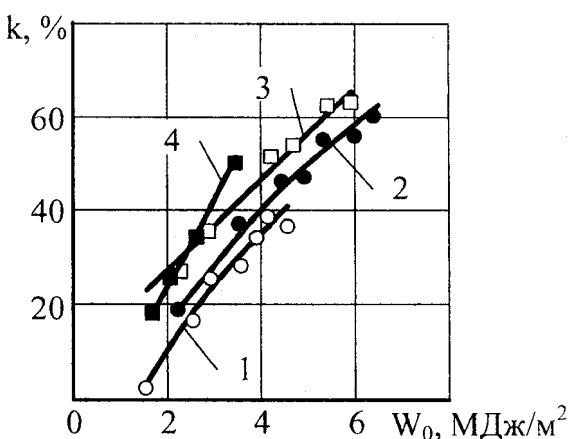


Рис. 13. Зависимость относительной суммарной протяженности расплавленных участков k в сварных соединениях титана BT1-1 со сталью Ст.3 (кривые 1-3) и циркония со сталью X18H10T (кривая 4) от удельной кинетической энергии соударения W_0 .

1, 4 – $V_k=2000 \text{ м/с}$; 2 – $V_k=2500 \text{ м/с}$;
3 – $V_k=3500 \text{ м/с}$.

Прочность сварного соединения зависит от суммарной протяженности расплавленных участков, наличия в них микродефектов кристаллизационного характера, а также от их формы, химического состава и механических



Рис. 14. Сплошная прослойка расплавленного металла в зоне соединения ВТ1-0+Ст.3. $\times 100$

свойств. Если участки расплавленного металла имеют небольшие относительные размеры и расположены в виде отдельных включений окружной формы ($k=5-10\%$), то прочность сварного соединения в большинстве случаев (даже между разнородными металлами), остается на уровне свойств менее прочного металла композиции. При $k>10\%$ в расплавах обычно развиваются дефекты кристаллизационного характера и прочность сварного соединения снижается. В сварном соединении между однородными металлами расплавленные участки имеют литую структуру с характерным столбчатым строением, ориентированным в направлении отвода тепла (рис. 15).

Мартенситная структура (рис. 16) образуется за счет резкого адиабатического охлаждения зоны термомеханического влияния прилегающими к ней холодными слоями металла [5, 9]. Так в сварном соединении высокоуглеродистых сталей на границе раздела

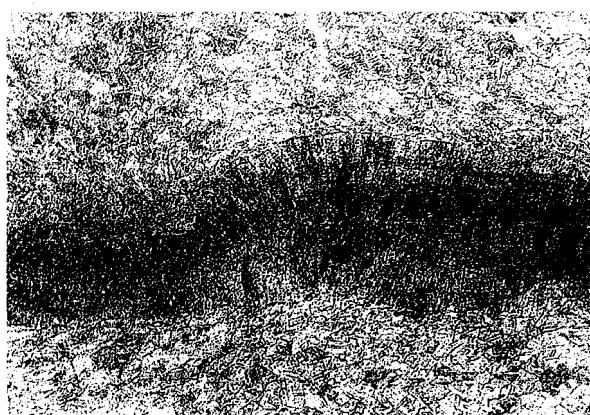


Рис. 15. Строение зоны соединения меди с закристаллизованным расплавом металла. $\times 120$

металла могут образовываться сплошные мартенситные прослойки с твердостью $H_{50}=6500-10000$ МПа, резко охрупчивающие соединение. При этом в процессе сварки взрывом возможны два случая мартенситного превращения [4]:

- в результате $\gamma-\alpha$ перехода при охлаждении;
- из аустенита, образующегося при кристаллизации участков расплавленного металла.

Микроскопическая газовая неоднородность металла в ОШЗ свариваемых взрывом соединений формируется за счет сорбции газов и газообразующих примесей углерода свариваемыми поверхностями [13, 14].

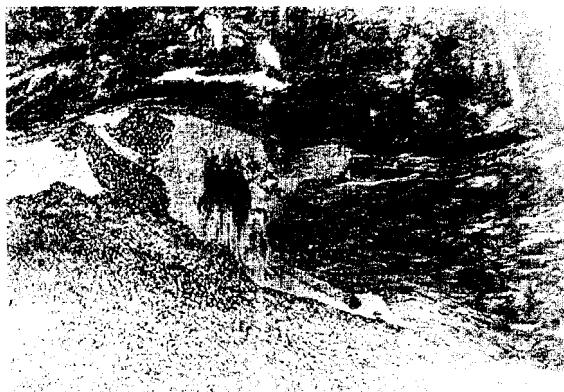


Рис. 16. Участки с мартенситной структурой в зоне соединения сталей. $\times 100$

Сорбированные газы захлопываются при соударении пластин и увлекаются дислокациями вглубь металла. Поэтому на границе раздела обычно фиксируется максимальное содержание газов и газообразующих примесей (рис.17).

Концентрация газов неоднородна и по площади заготовки: у линии соединения в начальной части сварных заготовок она имеет более вы-

сокие значения, причём по мере продвижения вдоль заготовки распределение газов по сечению шва выравнивается вследствие развития обратного массового потока из области точки контакта и десорбции поверхностных примесей со свариваемой поверхности за счет высокотемпературной воздушной ударной волны (рис.18). Влияние газовой неоднородности на служебные свойства сварного соединения пока не установлено.

Геометрическая неоднородность волнового профиля, участков расплавленного металла на границе раздела является следствием нестабильности деформационных процессов в направлении, перпендикулярном вектору скорости сварки. Геометрическая неоднородность приводит к тому, что в отдельных случаях количество расплавленного металла в соединении может меняться на 50-60% на расстоянии всего 0,01 мм от ис-

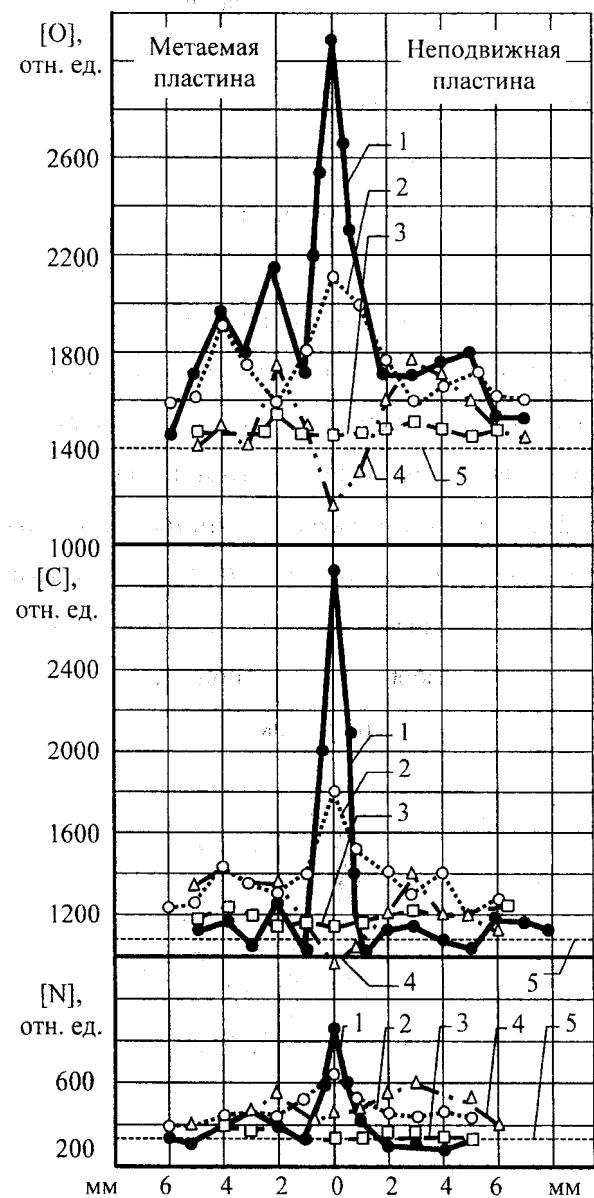


Рис. 17. Топограммы распределения газообразующих примесей внедрения по толщине сварной заготовки в начале (1), в середине (2) и в конце заготовки (3,4); 5 – исходные концентрации примесей

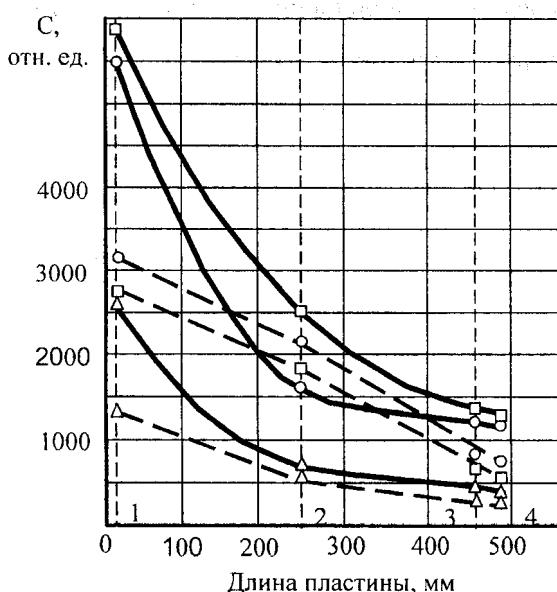


Рис. 18. Изменение концентрации газообразующих примесей (\textcircled{O} – кислород, \square – углерод, Δ – азот) по линии соединения вдоль сварной заготовки.
— средние значения концентрации по ширине
 $[1/3 \cdot (C_A + C_B + C_V)]$;
--- значения в средней части сварной заготовки

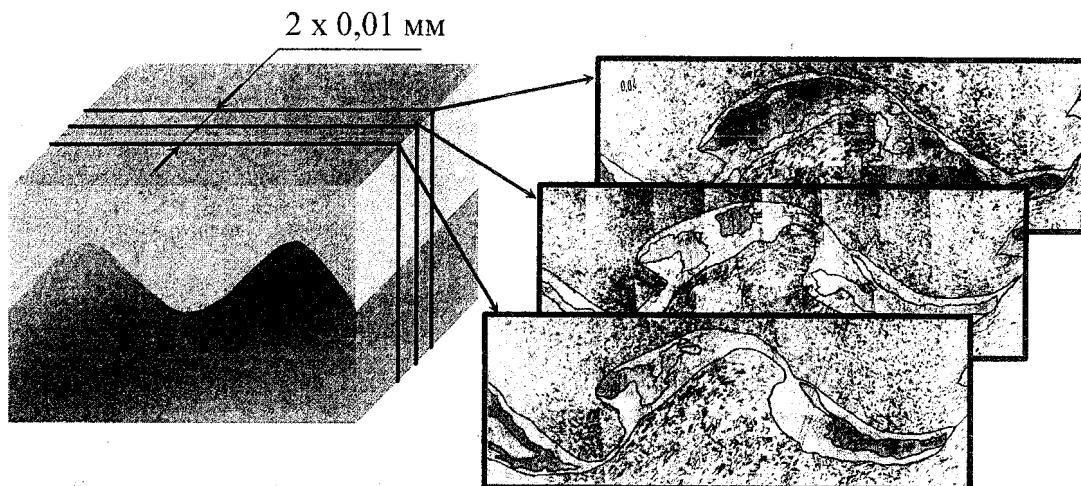


Рис. 19. Геометрическая неоднородность в сварном соединении.

следуемой плоскости шлифа (рис. 19). Геометрическая неоднородность обусловлена нестабильностью режима волнообразования и недостаточной чистотой подготовки свариваемых поверхностей.

Химическая микронеоднородность.

Локальные участки расплавленного металла в сварном соединении между разнородными металлами в результате взаимодействия составляющих их компонентов могут образовать 4 основных типа нового вещества сложного состава [15]:

- металлические твердые растворы с различными соотношением компонентов;
- химические соединения (интерметаллиды);
- эвтектические сплавы;
- механические смеси.

Расплавы на границе раздела металлов, обладающих непрерывной растворимостью, представляют собой твердые растворы, которые в зависимости от химсостава расплава свариваемых металлов имеют различную твердость, обычно превышающую твердость последних в исходном состоянии. Наличие таких участков без микродефектов кристаллизационного характера несколько повышает

прочность сварного соединения без заметного падения его пластичности.

Металлы с ограниченной растворимостью после достижения определенных концентраций растворяемого элемента в растворе (т.е. образования твердого раствора) образуют эвтектики и интерметаллические соединения. В связи с этим расплавленные участки по границе раздела таких металлов могут значительно влиять на прочность и работоспособность сварного соединения в целом.

Металлы, обладающие ограниченной взаимной растворимостью и резко отличающиеся по физико-химическим свойствам, при взаимодействии могут образовывать ограниченные твердые растворы и эвтектики. Расплавы таких металлов обладают высокой прочностью и пластичностью при невысокой твердости, а сварное соединение—достаточно высокой работоспособностью.

Разнородные металлы с ограниченной растворимостью и небольшим различием физико-химических свойств образуют твердые растворы с интерметаллическими соединениями относительно небольшой твердости ($TiAg$, Ti_3Ag , $TiAl$,

$TiAl_3$ имеют твердость $H_{V50} = 1300-1700$ МПа). Поэтому образующиеся при сварке взрывом этих металлов расплавы обычно не снижают существенно прочность сварных соединений. Разнородные металлы с ограниченной растворимостью и резким различием физико-химических свойств могут также образовывать твердые растворы и интерметаллические соединения высокой твердости (например, $Al+Fe, Ti+Fe$).

Так в сварном соединении титана и железа расплавы состоят из твердых растворов и эвтектических сплавов, содержащих $TiFe$ и $TiFe_2$. Расплавы обладают твердостью около $H_{V50} \approx 9000$ МПа и высокой хрупкостью (при вдавливании индикатора в материале образуется трещины). Расплавы округлого профиля снижают прочность таких сварных соединений даже в тех случаях, когда в них отсутствуют дефекты кристаллизационного характера, аналогично влиянию физической неоднородности 2-го вида (рис. 6). Видимо из-за высокой хрупкости они не участвуют в работе сварного соединения и просто уменьшают фактическую площадь последних [5]. Интенсификация режимов сварки приводит к уменьшению проч-

ности вследствие увеличения параметра b/L . Однако серьезность проблемы, как уже отмечалось, заключается в том, что получить сварное соединение без расплавов практически не удается. Так в сварном соединении $Al+сталь$ расплавы с низкой твердостью появляются (в небольших количествах) прежде, чем в соединении реализуется равнопрочность (рис. 20). Это свидетельствует о том, что при низкоинтенсивных режимах соударения расплавы формируются в основном за счет более легкоплавкого Al . Форсирование режимов сварки приводит к увеличению количества и твердости расплава за счет подплавления стальной поверхности, что при определенных условиях вызывает уменьшение прочности сварного соединения. Считается [5], что при $k < 15\%$ прочность сварного соединения не снижается из-за компенсации ее фактического

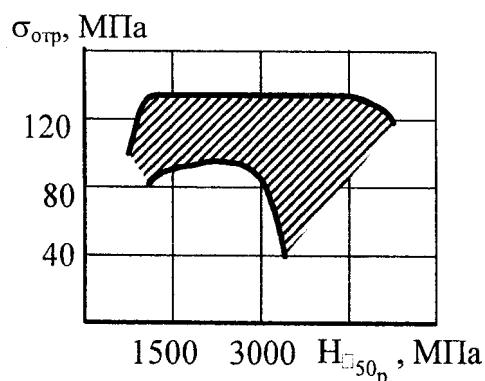


Рис. 20. Зависимость прочности соединения стали 12Х18Н10Т с алюминием АД1 от твердости H_{V50} расплава на границе раздела

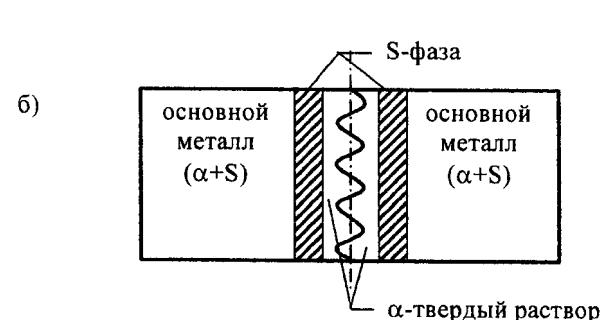


Рис. 21. Распределение твердости по поперечному сечению сварного соединения сплав Д1АМ + сплав Д1АМ (а) и расположение диффузионных зон в биметалле (б) 1 – после сварки взрывом; 2 – после 30-часового отжига

уменьшения упрочнением металла вблизи границы раздела.

Сварные соединения между металлами, не взаимодействующими между собой ($Pb+Fe$, $Ag+Fe$ и др.), вне зависимости от наличия в зоне соединений расплавов имеют высокую прочность и характеризуются наличием металлической связи. Расплавы состоят из механической смеси отдельных частиц и фрагментов свариваемых металлов (рис. 7) без каких-либо промежуточных фаз.

Прослойки с однофазной структурой между сваренными взрывом двухфазными сплавами наблюдаются в центральной части зоны термомеханического влияния и имеют значительно пониженную твердость. Так, сварные соединения алюминиевого сплава Д1АМ не удается получить равнопрочными, – они разрушаются по границе раздела [16]. Отжиг не устраняет участки ОШЗ с пониженной твердостью (рис. 21) и не повышает прочность сварного соединения.

Причиной подобного эффекта является пережог металла в ОШЗ. Сплав Д1АМ представляет собой α -твердый раствор Cu и Mg в алюминии, по границам зерен которого распределены кристаллы интерметаллидной S-фазы (Al_2CuMg), упрочняющей сплав. S-фаза плавится при $T=500^{\circ}C$. Нагрев сплава до температур выше $500^{\circ}C$ вызывает резкий его пережог, проявляющийся в выделении по границам α -твердого раствора мелкодисперсных частиц, которые обуславливают интеркристаллическую коррозию [17]. Нагрев металла в ОШЗ при сварке взрывом приводит к фазовой сепарации в ней (рис. 21), причем область пони-

женной твердости состоит из зерен α -раствора с тонкими границами без S-фазы, а S-фаза скапливается в виде сплошного барьера по обе стороны от этой области (рис. 22). Понижение прочности сварного соединения с однофазной прослойкой можно считать относительно неопасным.

Диффузионные зоны у границы раздела металлов, образующиеся в результате проникновения атомов элементов через зону соединения в процессе сварки на завышенных режимах, являются результатом массопереноса в ударной волне [18]. В общем случае массоперенос возможен за счет градиентов концентрации, температур, напряжений, электрического поля и т.п. согласно уравнению Фика:

$$\frac{\partial M}{\partial t} = -D_c \frac{\partial C}{\partial x} \pm D_T \frac{\partial T}{\partial x} + D_\sigma \frac{\partial \sigma}{\partial x} \pm D_E \frac{\partial E}{\partial x} \pm \dots, \quad (1)$$

где D_c , D_T , D_σ , D_E – коэффициенты диффузии, обусловленные, соответственно, градиентом концентрации, температуры, напряжения, электрического поля.

Тонкими исследованиями установлено [18], что, начиная с некоторых режимов соударения пластин, имеет место взаимное проникновение атомов металла одной пластины в металл другой. При давлении удара $P=20$ ГПа глубина проникновения железа в медь составляет до 7 мкм



Рис. 22. Однофазная прослойка металла в соединении алюминиевого сплава Д1АМ. x250

(рис. 23). Механизм такого массопереноса пока не изучен. Влияние условий сварки взрывом

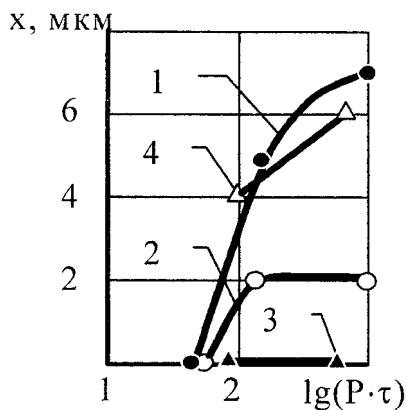


Рис. 23. Влияние давления P и времени действия импульса τ на глубину проникновения железа в медь (1,3) и меди в железе (2,4) при плакировании взрывом медью железа (1,2) и железом меди (3,4).

вом оказывается и на взаимной диффузии элементов при последующей термической обработке соединения.

Ширина диффузионной зоны (рис. 23) и концентрация диффундирующего элемента тем больше, чем больше давление соударения и температура последующей обработки [18].

Диффузионные зоны у границы раздела металлов, образующиеся при последующих нагревах биметалла существенно изменяют исходную структуру околошовной зоны, а в ряде случаев и служебные свойства сварного соединения. Свойства диффузионных прослоек определяются степенью различия физико-химических свойств основных металлов, а их размеры – температурно-временными условиями обработки.

Сварные соединения разнородных сталей при их термической обработке отличаются высокой подвижностью, в первую оче-

редь, атомов углерода, вследствие малости их размеров, а также на два порядка большей растворимостью углерода в γ -Fe, чем в α -Fe. При этом его подвижность в α -Fe значительно выше [15]. Поэтому в сварных соединениях сталей с различным содержанием углерода и карбидообразующих элементов при термической обработке происходят диффузионные процессы, связанные с перераспределением углерода.

В сварных соединениях перлитных сталей при нагревах выше $T > 600^{\circ}\text{C}$ происходит насыщение углеродом феррита низкоуглеродистой стали, что приводит к увеличению твердости в ее околошовной зоне и образованию цементита на деформированных участках феррита (рис. 24). При близком содержании углерода в сталях видимого его перераспределения при термической обработке в сварном соединении не происходит.

В сварном соединении углеродистых сталей с сталью ферритного класса первые обезуглероживаются вблизи границы раздела, приобретая ферритную структуру, а в ферритных – образуется слой карбидов типа $(\text{CrFe})_{23}\text{C}_6$. Наиболее интенсивно этот процесс протекает вблизи точки перлитного превращения. При нагреве свар-

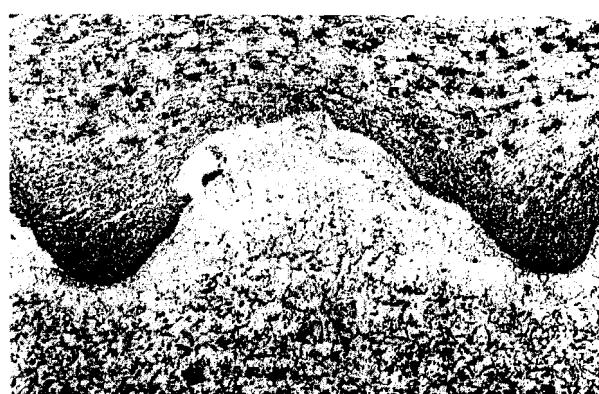


Рис. 24. Обезуглероженный слой в стали МК-40 в соединении со сталью 0Х17Т после нагревов. $\times 100$

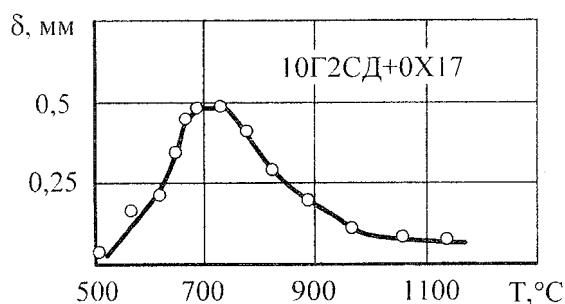


Рис. 25. Изменение толщины обезуглероженного слоя в ОШЗ сварного соединения углеродистой стали 10Г2СД с ферритной сталью 0Х17 в зависимости от температуры нагрева

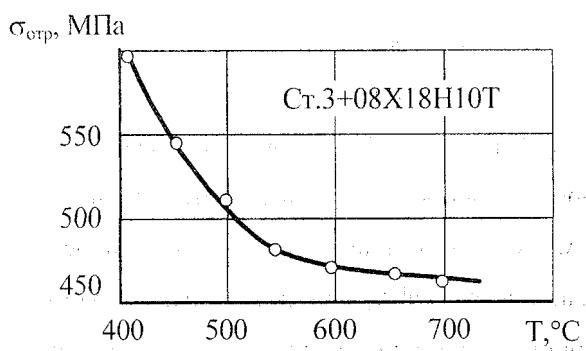


Рис. 26. Снижение прочности сварного соединения углеродистой стали Ст.3 с аустенитной сталью 08X18H10T в зависимости от температуры термообработки

Во время нагрева выше A_{c3} происходит диффузия углерода из аустенитной зоны в перлитную, что приводит к снижению прочности сварного соединения выше A_{c3} . Диффузия углерода уменьшается, т.к. стали приобретают аустенитную структуру, которая ограничивает подвижность углерода [5, 19]. Прочность сварного соединения в околосшовной зоне уменьшается на 10-15%, а образцы разрушаются по обезуглероженному слою (рис. 25).

В сварных соединениях углеродистых сталей с аустенитными протекают аналогичные процессы. Нагрев выше 600°C приводит к уменьшению прочности соединения до уровня прочности низкоуглеродистой стали в исходном состоянии за счет разупрочнения металла в зоне термического влияния и интенсивного обезуглероживания (рис. 26). Увеличение температуры обработки вызывает диффузию, в частности, Cr и Ni для аустенитных хромони-

келевых сталей (рис. 27). В случае нормализации биметалла между резко выраженной науглероженной зоной аустенита и ферритом, образовавшимся в результате обезуглероживания перлитной стали, обнаруживается промежуточный слой аустенита, обедненного карбидами. Этот слой образуется в результате диффузии Cr и Ni в перлитную сталь из аустенитной, сопровождаемой некоторой обратной диффузией углерода, т.к. при температуре нормализации обе стали имеют аустенитную структуру.

Ситуация резко изменяется при аустенизации. Интенсивная диффузия Cr, Ni и C из аустенитной стали приводит к значительному обеднению аустенита легирующими элементами: он становится магнитным [9, 20]. Аустенитная структура превращается в аустенитно-марктенитную, которая после отпуска становится аустенитно-ферритной. Эти же процессы приводят к образованию карбидной прослойки теперь уже в перлитной стали вследствие местного обогащения феррита хромом и никелем (рис. 27, 28).

Отсюда видно, что высокотемпературные обработки не сказываются отрицательно на рабо-

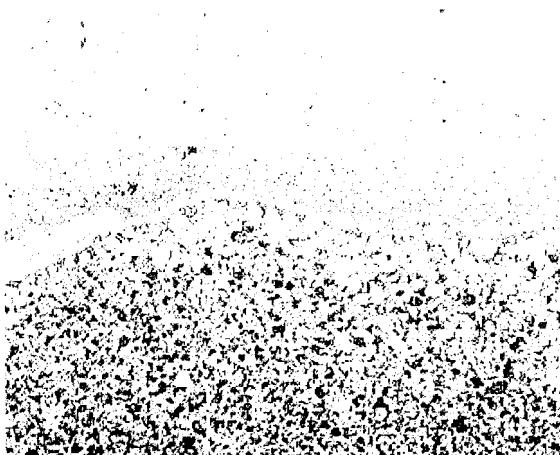


Рис. 27. Карбидная прослойка в стали X18H10T в соединении со сталью Ст.3 после нагревов до 700°C. x100

тоспособности таких сварных соединений. Оптимальными же режимами термической обработки сварных соединений разнородных сталей следует считать:

- низкотемпературный нагрев (для снятия остаточных напряжений и частичного разупрочнения);
- высокотемпературный нагрев (сводящий к минимуму диффузию углерода).

Диапазон температур 700-800°C является нежелательным для их термообработки.

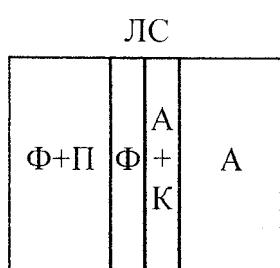
Сварные соединения разнородных металлов характеризуется повышенной чувствительностью к диффузионным процессам при их термической обработке.

В сварном соединении металлов, обладающих непрерывной растворимостью элементов друг в друге ($Ti+Nb$, $V+Ta$, $V+Nb$ и др.), нагревы, как правило, не влияют или слабо влияют на прочность биметалла. Вначале идет процесс разупрочнения металла, а затем на границе раздела развивается химическая неоднородность в виде слоев твердых растворов переменного состава, которые обладают высокой

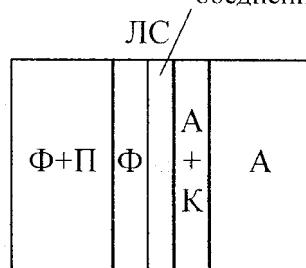
прочностью и пластичностью. Исключением в этой группе сочетаний металлов являются соединения между ванадием и сталью, вследствие высокой склонности ванадия к карбиообразованию. Это приводит к возникновению на границе раздела карбидов ванадия и обезуглероживанию стали [19]. Образовавшаяся неоднородность заметно уменьшает прочность соединений.

В сварных соединениях металлов с ограниченной взаиморастворимостью, но не образующих интерметаллических фаз ($Nb+Cu$, $Fe+Cu$, $Cu+V$, $Ag+Cu$), нагревы не представляют особой опасности. В зоне контакта металла формируются тонкие, практически не просматривающиеся диффузионные зоны. Прочность сварного соединения несколько уменьшается за счет разупрочнения металлов. В сварных соединениях металлов, обладающих ограниченной взаимной растворимостью и образующих интерметаллиды ($Ti+Fe$, $Ti+Cu$, $Nb+Fe$, $Zr+Fe$, $Al+Fe$ и т.п.), нагревы резко изменяют свойства соединения. При температурах интенсивной подвижности атомов в результате взаимной

Отпуск



Нормализация



Аустенитизация

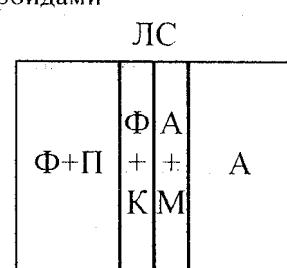


Рис. 28. Схематизация формирования структуры в ОШЗ соединения разнородных сталей при их термообработке (обозначения: Ф – феррит; П – перлит; А – аустенит; К – карбиды; М – мартенсит; ЛС – линия соединения)

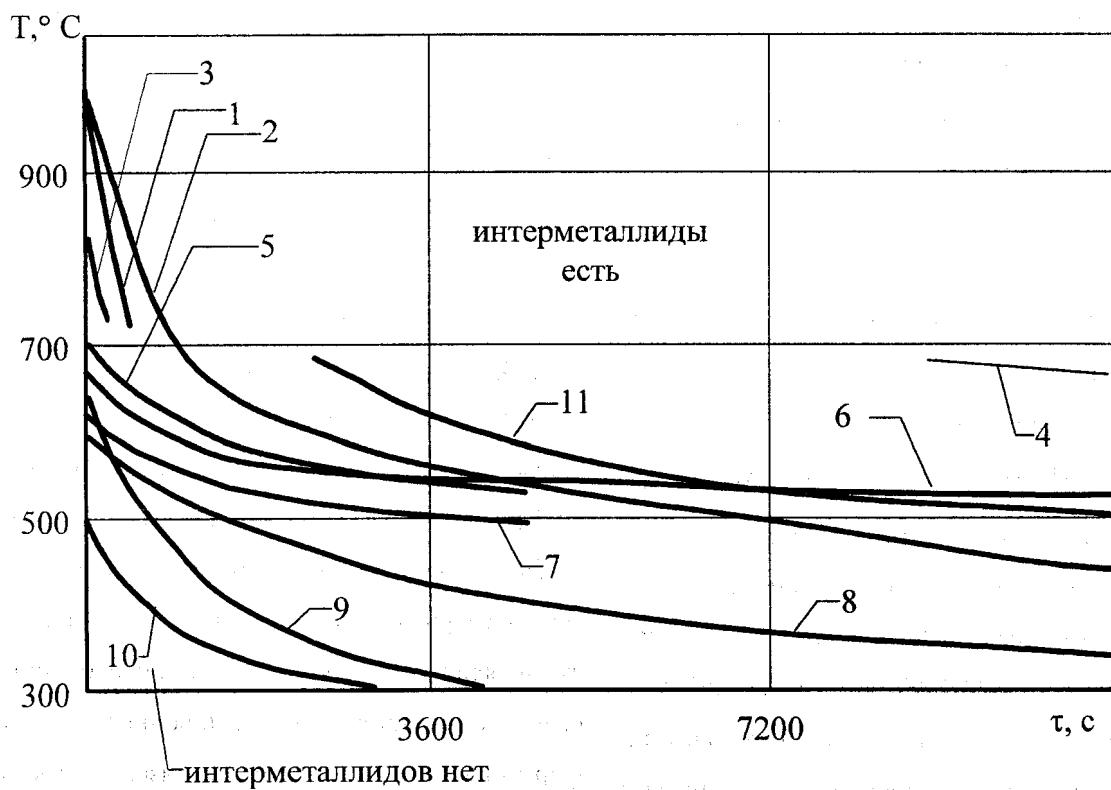


Рис. 29. Температурно-временные условия образования интерметаллической прослойки в сварных соединениях различных металлов:

1 - BT6C+Ст.3 [3]; 2 - BT1-0+08X18H10T [21]; 3 - Ti+Al [22]; 4 - BT6+Al [22]; 5 - Fe+Al [23]; 6 - X18H10T+Al [22]; 7 - 12X18H10T+Al [22]; 8 - Al+Ni [22]; 9 - BT1-0+Cu [19]; 10 - Cu+Al [23]; 11 - АД1+BT1-0 [24]

диффузии и при достижении концентраций, превышающих соответствующий предел растворимости, на границе раздела металлов образуется слой интерметаллидов, в большинстве случаев представляющих собой хрупкие и очень твердые соединения.

Их образование в виде сплошных прослоек резко уменьшает прочность биметалла, делая последние полностью неработоспособными. Начало зарождения интерметаллической фазы определяется температурно-временными условиями обработки биметалла. Безопасные нагревы таких сварных соединений лежат ниже кривых температурно-временных зависимостей образования интерметаллидов (рис. 29). С увеличением, как температуры нагрева, так и его длительности растет толщина прослойки

интерметаллидов. Ситуация дополнительно усложняется при переходе от чистых металлов к сплавам. Так при термообработке сварного соединения титана со сталью на диффузионные процессы дополнительно влияет химический состав сталей. При $T \geq 600\text{ }{}^{\circ}\text{C}$ в титан из стали начинает мигрировать углерод, диффузионная подвижность которого в $10^4\text{-}10^6$ раз выше, чем у других элементов. Этот процесс несколько уменьшает прочность сварного соединения, интенсивность падения которой увеличивается с ростом содержания углерода в стали (рис. 30). При $T \geq 700\text{ }{}^{\circ}\text{C}$ в биметаллах развивается взаимная диффузия других элементов. При этом Cr заметно уменьшает скорость диффузии железа в титан, а титан и никель, содержащиеся в стали, способствуют ее возрастанию [25, 26]. В окколо-

шовной зоне сварного соединения титана со сталью образуются несколько диффузионных зон (прослоек) различной толщины, обладающих отличными от основных металлов свойствами.

Со стороны титана прослойки представляют собой β -твёрдый раствор титана различной легированности, который после нагрева до 1000°C в течение одного часа имеет микротвёрдость $H_{50}=5000-6000$ МПа. Между β -твёрдым раствором титана и сталью располагается сплошная интерметаллическая прослойка, состоящая из TiFe и TiFe_2 и имеющая твердость $9500-12000$ МПа [4, 5, 25, 26]. Разрушение сварных соединений происходит по интерметаллической прослойке с низкой прочностью. По этой причине термическая обработка таких сварных соединений требует крайне осторожного подхода. После нее на границе раздела биметалла не должны образовываться хрупкие составляющие.

Радикальным приемом, устраняющим потерю прочности при нагреве сварных соединений, является разделение основных метал-

лов промежуточными слоями (диффузионными барьерами), препятствующими образованию интерметаллидов [3, 4]. Металл промежуточного слоя выбирают таким образом, чтобы он не образовывал хрупкие соединения с каждым из основных слоев биметалла.

В сварных соединениях металлов, не взаимодействующих друг с другом ($\text{Fe}+\text{Ag}$, $\text{Fe}+\text{Pb}$), нагревы понижаются прочность соединений только за счет снятия взрывного упрочнения. Диффузионных зон в ОШЗ не образуется [27].

Пограничным видом микронеоднородности между ее физической и химической разновидностями являются зоны пониженной прочности в сварных соединениях разнородных сплавов, формирующихся за счет реализации эффекта Френкеля [28]. Так, термическое воздействие на трехслойный композит BT1-0+AD1+AMg6 приводит к появлению двух минимумов прочности, обусловленных разными причинами (рис. 31).

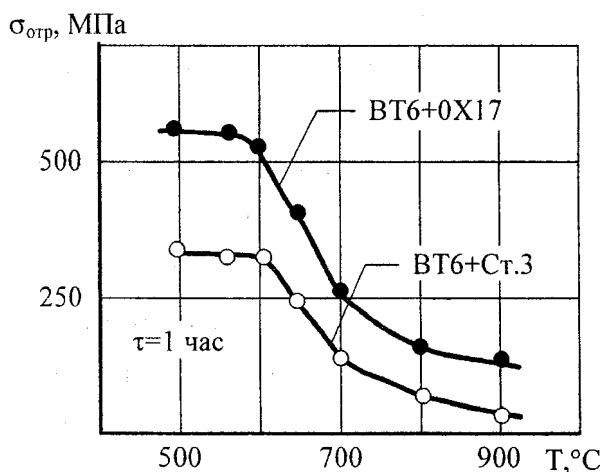


Рис. 30. Разупрочнение титано-стальных сварных соединений при нагревах.

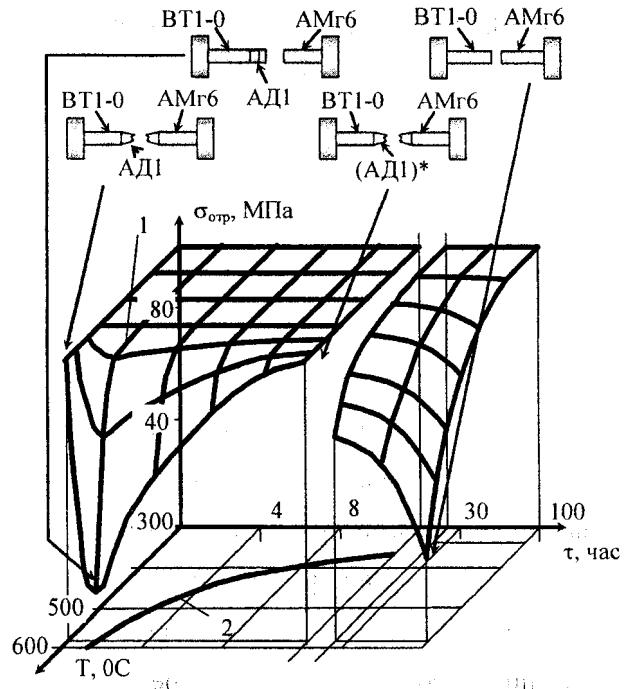


Рис. 31. Влияние нагревов на прочность $\sigma_{\text{опр}}$ СКМ BT1-0+AD1+AMg6 (1) и условия образования интерметаллидов на границе BT1-0+AD1 (2).

Нагревы такого композита до температур, превышающих гомогенизационные, приводят к резкому падению прочности в области малых времен выдержки с разрушением по ОШЗ в АМг6, связанному с реализацией эффекта Френкеля, согласно которому вследствие активизации миграции Mg в АД1 из АМг6 (рис. 32) в ОШЗ последнего образуются диффузионные вакансии, имеющие в соответствии с правилом Кюри-Вулфа неправильную форму.

В области средних времен за счет достижения относительного концентрационного равновесия между элементами и вакансиями в соединении АД1+АМг6 прочность СКМ выравнивается и вновь достигает уровня свойств алюминия с разрушением по зоне, в которой

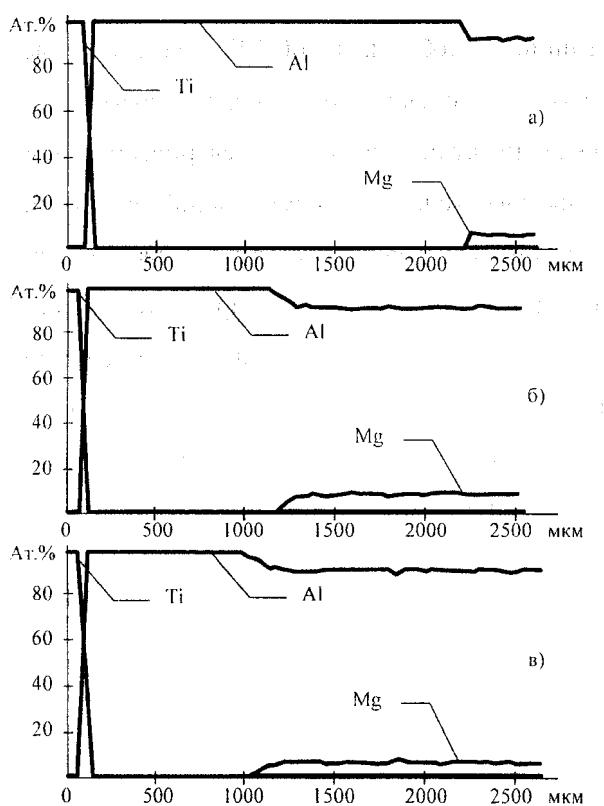


Рис. 32. Распределение титана, алюминия и магния в СКМ BT1-0+АД1+АМг6 после сварки взрывом (а), нагрева при температуре 580°С в течение 0,5 часа (б) и 1 часа (в) при исходной толщине алюминиевой прослойки 2 мм.

до нагрева был АД1. При этом разупрочняющее влияние интерметаллидной прослойки на границе BT1-0+АД1 не обнаружено. Это влияние проявляется при дальнейшем увеличении длительности нагревов (рис. 31, 32).

Библиографический список

1. Мовчан Б.А. Микроскопическая неоднородность в литых сплавах. – М.: Госиздат технич. литературы, 1962.
2. Петров Г.Л. Неоднородность металла сварных соединений. – М.: Судпромгиз, 1963.
3. Трыков Ю.П., Шморгун В.Г. Свойства и работоспособность слоистых композитов. – Волгоград: Изд-во ВолгГТУ, – 1999. – 190 с.
4. Седых В.С., Казак Н.Н. Сварка взрывом и свойства сварных соединений. – М.: Машиностроение, 1971. – 70 с.
5. Седых В.С. Особенности микронеоднородности сваренных взрывом соединений // Сварка взрывом и свойства сварных соединений / Труды ин-та / Волгогр. политехн. ин-т. – 1975. – С. 3-39.
6. Атрощенко Э.С. О некоторых особенностях упрочнения армко-железа при взрывном нагружении // Материалы научной конференции, т. 1. – Волгоград: Изд. Волгогр. политехн. ин-та. – 1965.
7. Седых В.С. Сварка взрывом как разновидность процесса соединения металлов в твердой фазе // Сварка взрывом и свойства сварных соединений: научн. труды Волгоград. политех. ин-та. Вып. 1. – Волгоград: изд. ВПИ. – 1974. – С. 3-24.
8. Parker E.R., Smit E.A. Trans. AYME, 1944. – 156 р.
9. Гельман А.С., Чудновский А.Д., Цемахович Б.Д., Харина И.Л. Плакирование стали взрывом. – М.: Машиностроение, 1978. – 191 с.
10. Цемахович Б.Д., Первухин Л.Б., Апаликов Ю.И., Гельман А.С. Условия и причины возникновения в соединении трещин типа «елочка» // Труды АНИТИМ «Сварка взрывом». – Барнаул: изд. Алт. НИИ технологии машиностроения – 1972. – С. 21–30.
11. Ударные волны и явления высокоскоростной деформации металлов / Под ред. Мейерса М.А., Мурра Л.Е.: Пер. С англ. – М.: Металлургия, 1984. – 512 с.
12. Новая методика исследования пластической деформации металла в околосшовной зоне свариваемых взрывом соединений / Кузьмин С.В., Лысак В.И., Чугунов Е.А., Певев А.П. // Физика и химия обработки материалов. – 2000. – №2. – С. 54–60.
13. Лысак В.И., Смиян О.Д., Женни-Майская Л.О., Седых В.С. и др. // Автоматическая сварка – 1985. – №2. – С. 29–33.
14. Лысак В.И., Цуменко В.В., Женни-Майская Л.О., Смиян О.Д. Закономерности распределения газообразующих примесей в зоне соединения металлов при сварке взрывом // Сварка взрывом и свойства сварных соединений. – Волгоград: изд. ВолгПИ, 1985. – С. 65–74.
15. Гуляев А.П. Металловедение. – М.: Металлургия, 1977 – 647 с.
16. Седых В.С., Бондарь М.П. О динамике сварки взрывом // Совещание по теории и практике холодной и ультразвуковой сварки. – Рига. – 1962.
17. Петров Д.А. Вопросы теории сплавов алюминия. – М.: Металлургия, 1951.
18. Эпштейн Г.Н. Строение металлов, деформированных взрывом. – М.: Металлургия, 1980. – 225 с.
19. Казак Н.Н. Свойства и области применения сварных

- соединений, полученных сваркой взрывом. Учеб. пособ. – Волгоград: Изд. Волгоградского политех. ин-та, 1984. – 77 с.
20. Конон Ю.А., Первухин Л.Б., Чудновский А.Д. Сварка взрывом. – М: Машиностроение, 1987. – 216 с.
 21. Лысак В.И. и др. Основные закономерности температурно-временных условий обработки сваренных взрывом титано-стальных биметаллов // Применение энергии взрыва в сварочной технике. – Киев: ИЭС им. Е.О.Патона. – 1985. – С. 129–133.
 22. Рабкин Д.М., Рябов В.Р., Гуревич С.М. Сварка разнородных металлов – Киев: Техника, 1975. – 208 с.
 23. Лариков Л.Н., Рябов В.Р., Фальченко В.М. Диффузионные процессы в твердой фазе при сварке. – М.: Машиностроение, 1975. – 192 с.
 24. Технологические особенности изготовления алюминиево-магниевых трубчатых переходников / Лысак В.И., Пронин В.А., Ерохин А.В. и др. // Сварка взрывом и свойства сварных соединений. Сб. научн. трудов. – Волгоград: изд. ВолгПИ. – 1991. – С. 22–29.
 25. Чарухина К.Е., Голованенко С.А., Мастеров В.А., Казаков Н.Ф. Биметаллические соединения – М.: Металлургия, 1970. – 280 с.
 26. Король В.К., Гильденгорн М.С. Основы технологии производства многослойных металлов. – М.: Металлургия, 1970. – 236 с.
 27. Кофман А.П., Куприна В.В. и др. Исследование зоны соединения сталь-серебро // Металловедение и прочность материалов / Сб. научн. трудов. – Волгоград: Изд. Волгогр. политехн. ин-та. – 1968.
 28. Прочность свариваемых взрывом титан-алюминиевых композиционных материалов / Лысак В.И., Кузьмин С.В., Седых В.С. и др. // Физика и химия обработки материалов – 1997. – № 1. – С. 76–79.

УДК 621.791.76:621.7.044.2

Л.Д. Добрушин

СОВРЕМЕННОЕ СОСТОЯНИЕ И ПЕРСПЕКТИВЫ РАЗВИТИЯ СВАРКИ ВЫСОКОСКОРОСТНЫМ УДАРОМ

Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины

Уже в течение фактически 40 лет сварка взрывом (СВ) успешно применяется в различных областях промышленного производства. В специальной литературе неоднократно публиковались материалы обзорного характера, освещающие области и накопленный опыт применения СВ. В качестве примера можно привести материалы таких работ как [1-4 и др.]. Эти работы дают общее представление о современном уровне развития технологий СВ и их основных областях применения как в Украине, так и странах СНГ и за рубежом.

При плакировании листов больших размеров, когда соединение металлов по всей поверхности не является необходимым, используют локальную СВ – точечную или линейную. Применение этих способов резко сокращает расход взрывчатого вещества (ВВ) и снижает стоимость продукции. Самый про-

стойший способ локальной СВ предусматривает расположение заряда ВВ в виде полосы на мetailмой пластине, после чего свариваемые пластины погружаются в сосуд с водой на глубину 5...50 см. Вода, находящаяся над зарядом, ограничивает свободный разлет продуктов детонации и увеличивает зону направленного действия взрыва, благодаря распространению ударной волны в воде для образования сварного соединения. Однако эффективность этого способа не столь значительна и он нетехнологичен.

В ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины разработан более эффективный и технологичный способ локальной СВ. Сущность способа заключается в том, что цилиндрический заряд ВВ со скоростью детонации 6000...8000 м/с и плотностью 1,6...1,65 г/см³ помещается в оболочку из инертного материала (резины или пластилина). Заряд располагается на поверхности привари-