



ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ СОЕДИНЕНИЙ СТАЛИ С АЛЮМИНИЕМ ПРИ КОНТАКТНОЙ СВАРКЕ

Л. И. МАРКАШОВА, д-р техн. наук, П. Н. ЧВЕРТКО, канд. техн. наук, И. П. РЕМЕНЯК, Е. В. ПОЛОВЕЦКИЙ,
Т. А. АЛЕКСЕЕНКО, инженеры (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Рассмотрены закономерности формирования структуры и фазового состава в сталеалюминиевых соединениях, полученных контактной стыковой сваркой оплавлением. Показано влияние фазового состава на эксплуатационные и механические характеристики соединений.

Ключевые слова: контактная стыковая сварка оплавлением, фазообразование, сталеалюминиевое соединение, характер излома, стехиометрический состав, интерметаллидное соединение, электросопротивление, микротвердость

Широкое использование в промышленности соединений разнородных материалов во многом обусловлено уникальными возможностями совмещения в изделиях достоинств каждого из соединяемых материалов. Например, в соединениях алюминия и его сплавов со сталями различного класса сочетаются легкость и коррозионная стойкость алюминия с прочностью стали. Этим объясняется достаточно широкое использование комбинированных сталеалюминиевых конструкций и узлов в авиационной, космической, атомной энергетике, а также автомобильной, судостроительной, химической и других отраслях промышленности.

Однако при получении качественных соединений возникают проблемы, связанные с существенным отличием теплофизических свойств соединяемых материалов (температура плавления, коэффициенты линейного расширения, теплопроводность и теплоемкость), обуславливающих возникновение значительных напряжений в зоне сварки [1, 2].

Еще одной существенной причиной нестабильности механических и эксплуатационных характеристик соединений металлов, отличающихся ограниченной взаимной растворимостью (именно к таким материалам относятся сталь и алюминий), является склонность к образованию в зоне их контактного взаимодействия хрупких интерметаллидных фаз [3, 4].

Для решения комплекса указанных проблем перед технологами и исследователями ставится общая задача — детальное изучение закономерностей структуро- и фазообразования в зоне сварки при различных технологических параметрах с целью определения причин снижения механических характеристик и других свойств сталеалюминиевых соединений. Некоторые из полученных результатов изложены в представленной работе.

В настоящей статье рассматриваются особенности формирования структуры и характера фазообразования в зоне сварки сталеалюминиевых соединений (сталь Ст3+сплав алюминия АК4), полученных на различных режимах контактной стыковой сварки (КСС) непрерывным оплавлением.

Сечение свариваемых заготовок составляло около 110...112 мм².

Эксперименты проводили на лабораторной стыкосварочной машине мощностью 190 кВ·А с усилием осадки до 130 кН, скорость перемещения подвижной колонны — от 0,1 до 32 мм/с, скорость осадки — до 250 мм/с. Сваривали две партии образцов. Время сварки составляло 4 (I режим) и 8 с (II режим).

Исследования проводили с использованием методов оптической и аналитической растровой электронной микроскопии, что позволило получить информацию о влиянии технологических параметров на концентрационные, структурные и фазовые превращения в зоне сварки, а также на характер разрушения полученных соединений и их электротехнические характеристики.

На рис. 1 и 2 представлены общий вид структуры и отдельные фрагменты зоны сварного соединения Ст3+АК4, полученного на I и II режимах, а на рис. 3 и 4 показано изменение содержания химических элементов по мере перехода от одного из свариваемых металлов (сплава алюминия АК4) через границу раздела в различных ее участках, отличающихся структурой и фазовыми выделениями (ФВ), к другому — стали Ст3.

На рис. 5 представлено распределение объемной доли V и размеров ФВ вдоль зоны сварки при использовании различных технологических режимов. Характер разрушения соединений, полученных при исследуемых режимах, показан на рис. 6. На рис. 7 приведены экспериментальные данные, характеризующие зависимость локальных значений электросопротивления R соединений от размеров интерметаллидных фаз, образующихся в зоне сварки.

Исследованиями установлено, что для соединений монолитных образцов стали Ст3 со сплавом алюминия АК4, выполненных на I режиме, характерно следующее. Наиболее резкое изменение содержания железа в сторону алюминия (от 12 до 2 мас. %) наблюдается на глубине $\delta \cong 5$ мкм от поверхности раздела. На глубине $\delta \cong 50...100$ мкм содержание железа уменьшается до 0,3 мас. %. Основные изменения содержания алюминия в сторону железа происходят преимущественно на глубине до 5 мкм (рис. 3, а).

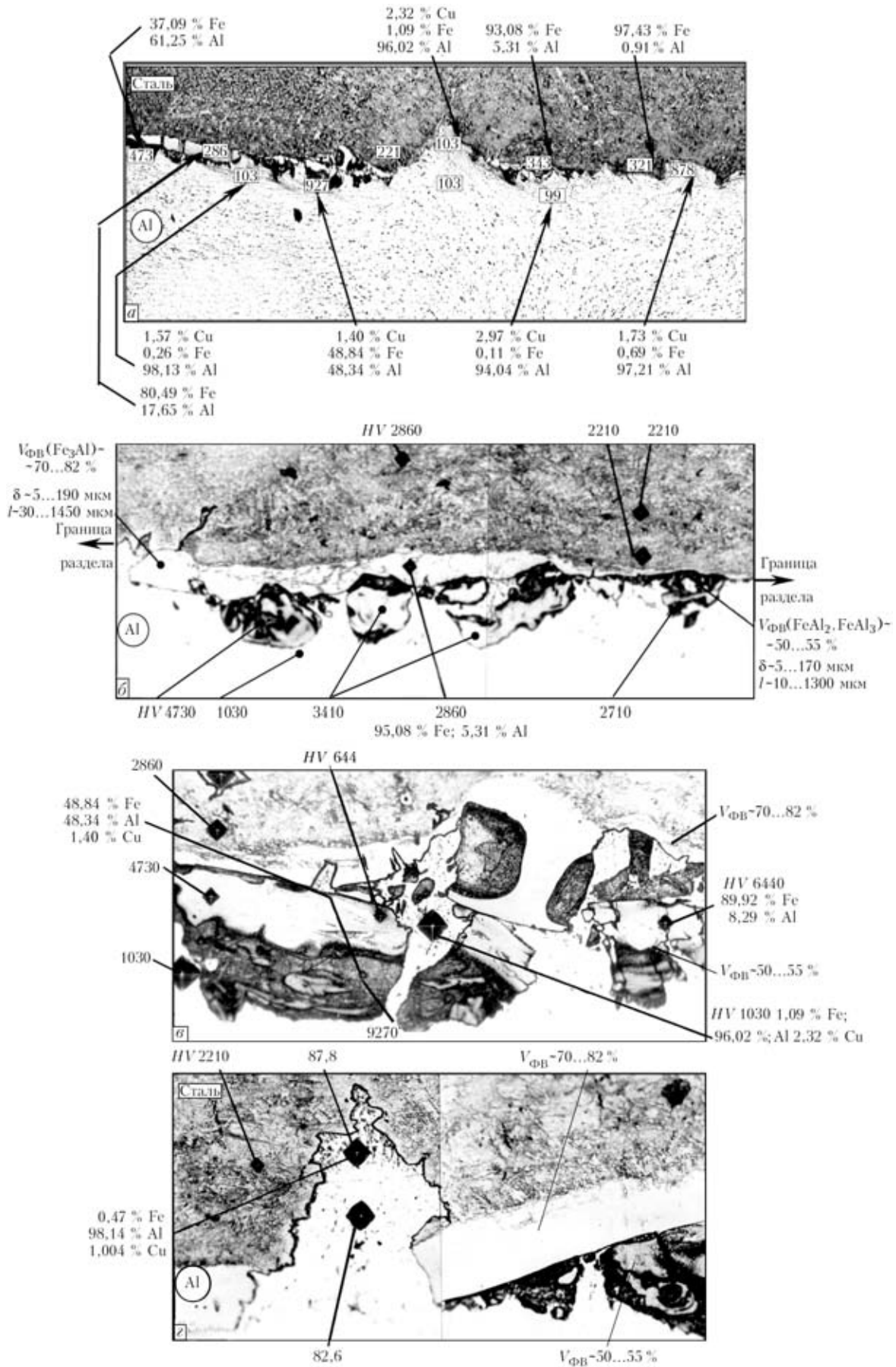


Рис. 1. Микроструктура зоны сварного соединения Ст3+АК4, полученного КСС непрерывным оплавлением на I режиме: а – общий вид (Х50), б-г – отдельные участки с фазовыми выделениями (Х300). Здесь и на рис. 2 элементный состав фаз приведен в массовых процентах, состав ФВ – в объемных процентах и микротвердость (по Бринелю) – в мегапаскалях

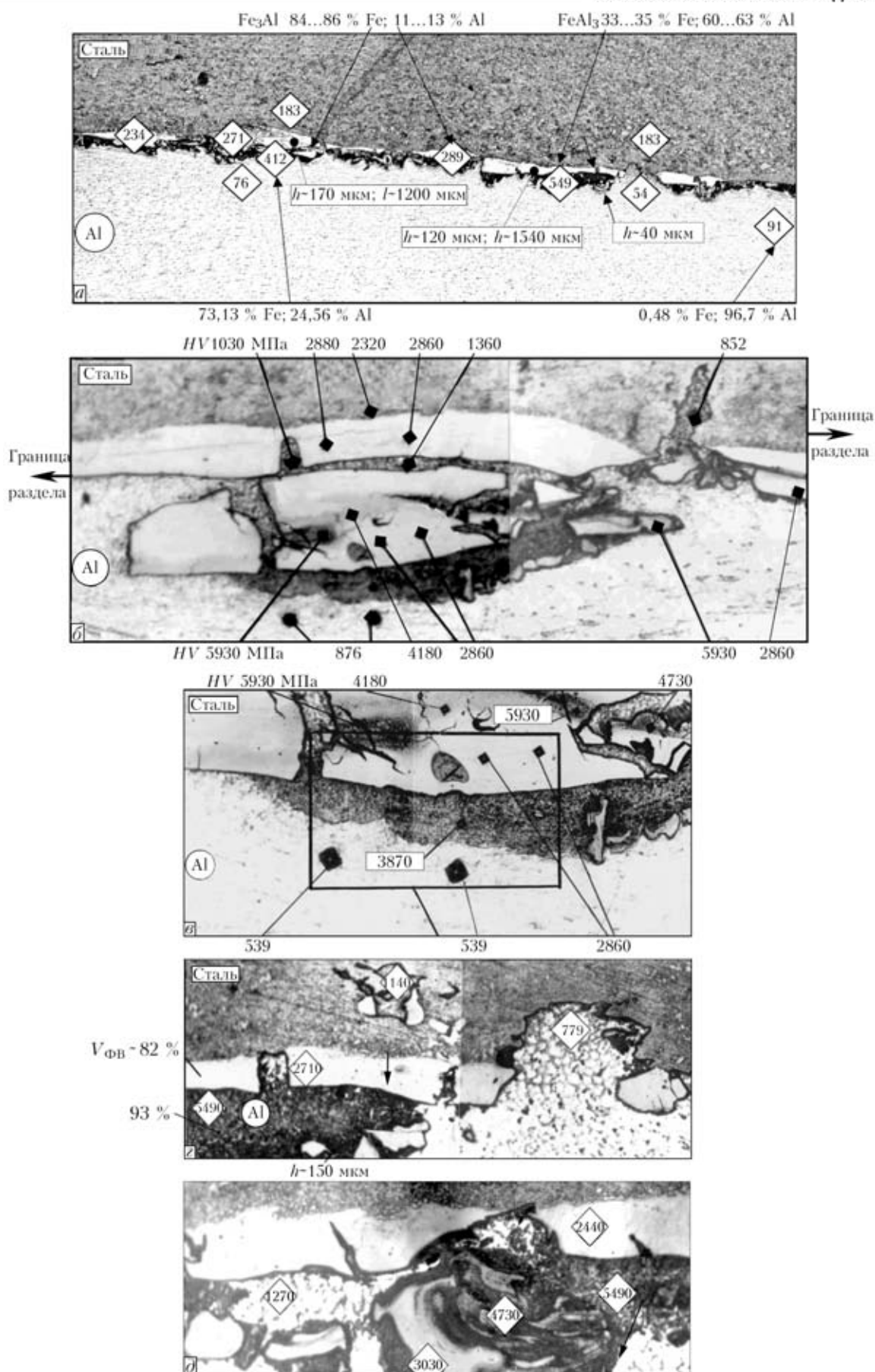


Рис. 2. Микроструктура зоны сварного соединения Ст3+АК4, полученного КСС непрерывным оплавлением на II режиме: а – общий вид (×50); б–д – отдельные участки с фазовыми выделениями (б, ×156, в, ×150 з, д, ×300)

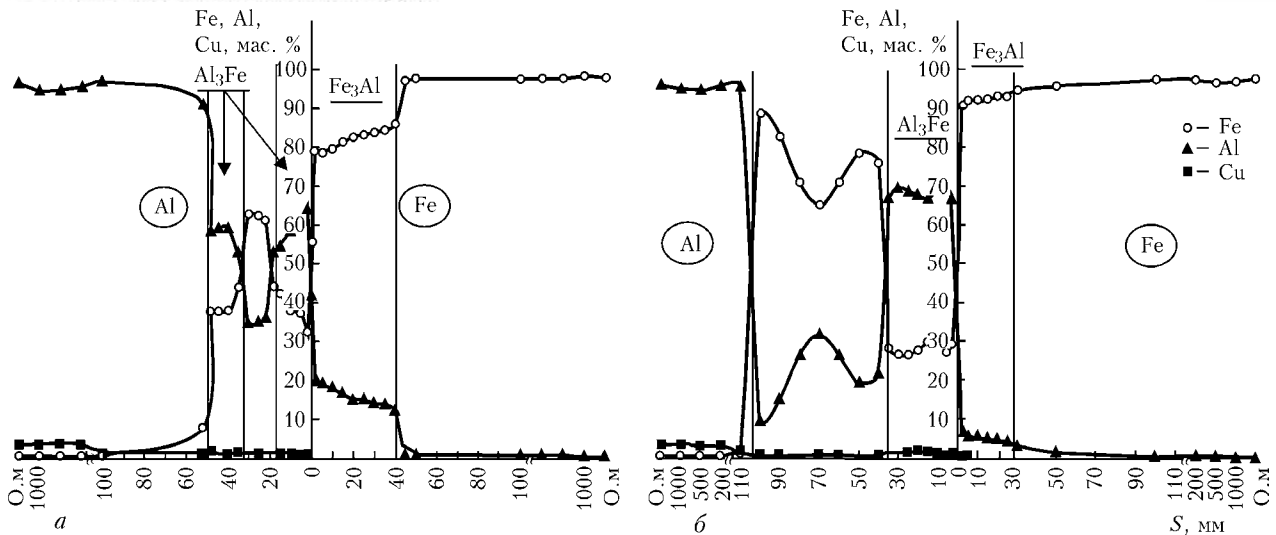


Рис. 3. Изменение содержания основных химических элементов в сварном соединении Ст3+АК4, полученном КСС непрерывным оплавлением на I (а) и II (б) режимах: S — расстояние от поверхности раздела

В случае сварки соединений, выполненных на I режиме, следует отметить, что значительная часть (около 30 %) поверхности контакта практически свободна от ФВ. Металл в этих зонах отличается незначительным изменением содержания химических элементов, т. е. соответствует состоянию твердого раствора, а также несколько повышенной микротвердостью. Так, со стороны сплава алюминия значения микротвердости приблизительно составляют HV 90...100 МПа (при микротвердости основного металла приблизительно HV 760 МПа), а со стороны стали уменьшаются примерно до HV 1150 МПа (микротвердость металла составляет около HV 1680...1700 МПа).

Формирующиеся в зоне сварки ФВ имеют преимущественно удлиненную форму и характерные размеры — толщину h от 5...170 мкм и длину $l = 10...1300$ мкм. Причем при количественной оценке объемного распределения фаз по размерам обнаруживается, что наибольшую объемную долю (около 27 % со стороны сплава алюминия и около до 37 % со стороны стали Ст3) составляют ФВ средней длины ($l \cong 500...900$ мкм), а объемная доля более дисперсных ($l \cong 10...300$ мкм) и наиболее крупных ($l \cong 1000...1300$ мкм) ФВ составляет соответственно 10...15 и 20...32 % общего

количества ФВ. При этом общая объемная доля ФВ равна со стороны сплава алюминия приблизительно 50...55 %, а со стороны стали Ст3 — приблизительно 70...82 %.

Характерно, что образующиеся фазы имеют сложную «композитную» структуру. Это хорошо просматривается на отдельных укрупненных структурных изображениях и фрагментах некоторых фаз (см. рис. 1, в, г). Соответственно микротвердость фазовых образований и составляющих растущих фаз

Изменение содержания химических элементов (мас. %) в сварном соединении Ст3+АК4

L, мкм	Al	Fe	Si	Mg
0	97,7	0	1,6	0,7
50	98,0	0	1,4	0,6
100	98,3	0	1,0	0,6
120	98,1	0	1,3	0,6
140	98,1	0	1,3	0,6
160	98,4	0	1,2	0,3
180	92,8	6,1	0,9	0,2
200	77,1	22,7	0,2	0
220	67,2	32,7	0,1	0
250	70,5	29,4	0,1	0
280	61,8	38,2	0	0
300	50,5	48,6	0	0,9
330	38,6	61,4	0	0
350	51,5	48,5	0	0
380	63,5	36,5	0	0
400	29,4	70,6	0	0
430	39,3	60,7	0	0
450	58,9	41,1	0	0
470	8,1	91,9	0	0
500	0	100,0	0	0
530	0	100,0	0	0
560	0	100,0	0	0
600	0	100,0	0	0

Примечание. Углерод и кислород отсутствуют.

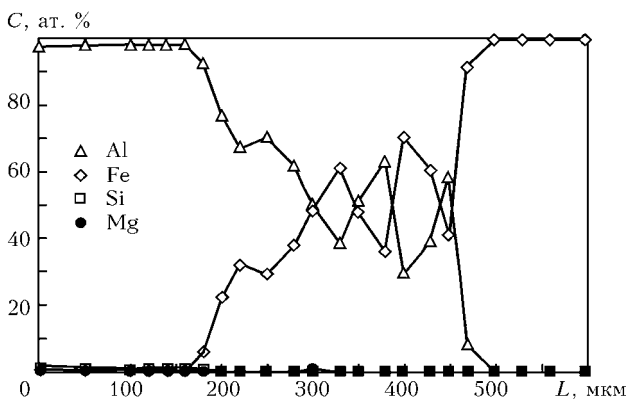


Рис. 4. Изменение содержания C химических элементов в сварном соединении Ст3+АК4, полученном КСС оплавлением на I режиме: L — длина исследуемого участка



отличается весьма значительно. Так, в локальных участках «композитных» фаз и отдельных фазах она изменяется от $HV\ 2400...2800$ до $HV\ 6400...9300$ МПа. На основании данных ряда локальных измерений содержания химических элементов в каждой из наблюдаемых фаз и различных ее фрагментах по всей зоне сварки на разных расстояниях от поверхности контакта свариваемых металлов был определен конкретный состав формирующихся фаз.

Из рис. 3, а видно, что стехиометрический состав фаз, формирующихся в определенном участке зоны сварки, преимущественно соответствует фазам типа Al_3Fe и Fe_3Al , в других участках сварного соединения обнаружены фазы типа $FeAl_2$.

Проведены также исследования на предмет наличия оксидных пленок в участках скопления ФВ (см. рис. 4). Подробный анализ содержания химических элементов, включая кислород (таблица), показал отсутствие оксидов в исследуемых областях с интерметаллидными фазами.

Для соединений, выполненных на более длительных режимах КСС (II режим), наиболее резкое из-

менение содержание железа в сторону алюминия от 20 (у границы) до 7 мас. % наблюдается на расстоянии приблизительно до 5 мкм от поверхности раздела, оно плавно снижается до 0,37 мас. % (на расстоянии до 100 мкм). Основные изменения содержания алюминия (более резко от 2,0 до 0,8 мас. %, затем с затуханием до 0,4 мас. %) происходят на глубине соответственно $\delta \approx 5, 20$ и 100 мкм от поверхности раздела (см.рис. 3, б). Увеличение продолжительности сварки по сравнению с I режимом способствует также значительному увеличению объемной доли и размеров ФВ в зоне сварки (см. рис. 5). Объемная доля ФВ составляет приблизительно 93...94 % со стороны сплава алюминия и 80...82 % со стороны стали Ст3.

В этом случае толщина ФВ достигает около 10...200 мкм при их длине 20...2500 мкм, а микротвердость ФВ составляет $HV\ 2900, 4700, 5900$ МПа. Однако со стороны стали Ст3 ФВ имеют более дисперсный характер ($h \approx 5...220$ мкм; $l \approx 90...1340$ мкм), их микротвердость ниже — при-

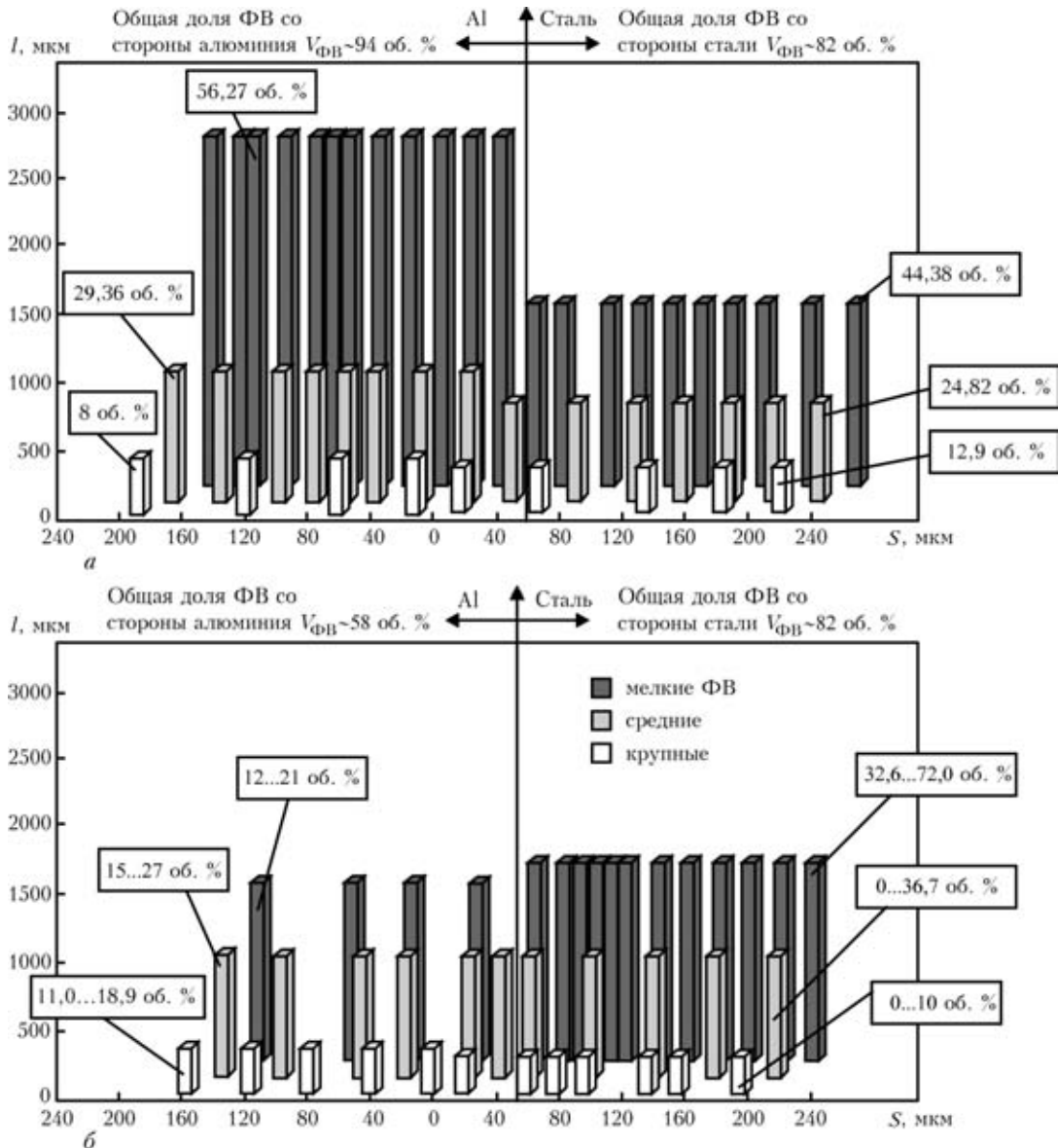


Рис. 5. Объемная доля ФВ в сварном соединении АК4+Ст3, полученном КСС непрерывным оплавлением на I (а) и II (б) режимах

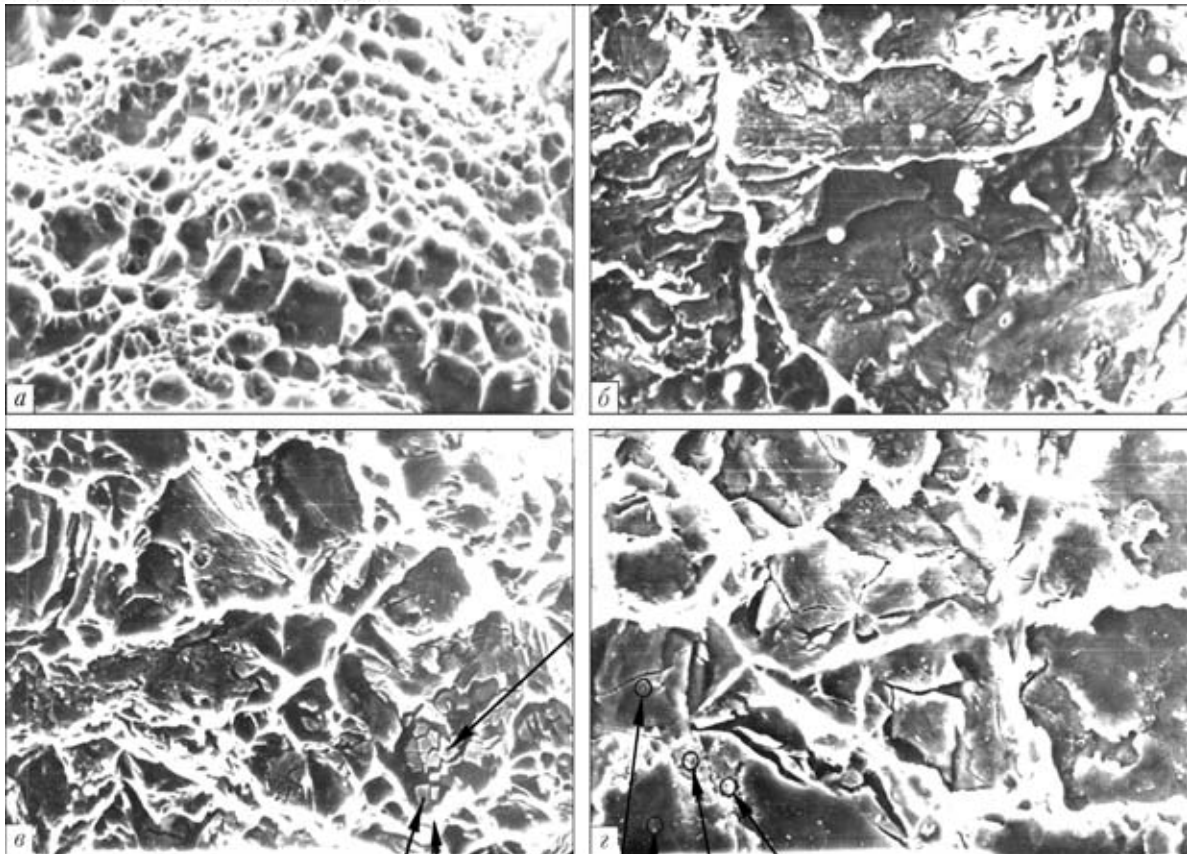


Рис. 6. Микроструктура излома сварного соединения Ст3+АК4 со стороны алюминия, полученного КСС непрерывным оплавлением на I (а, в, X680) и II режимах (б, X300; г, X680)

лизительно $HV\ 2400...2860$ МПа. Стехиометрический состав ФВ — преимущественно Fe_3Al (со стороны стали) и типа $Al_3Fe, FeAl$ (со стороны алюминиевого сплава). Следует подчеркнуть, что

состав интерметаллидных образований при этом сохраняется практически аналогичным составу фаз, формирующихся при I режиме. Однако, кроме наблюдаемого при более кратковременном режиме

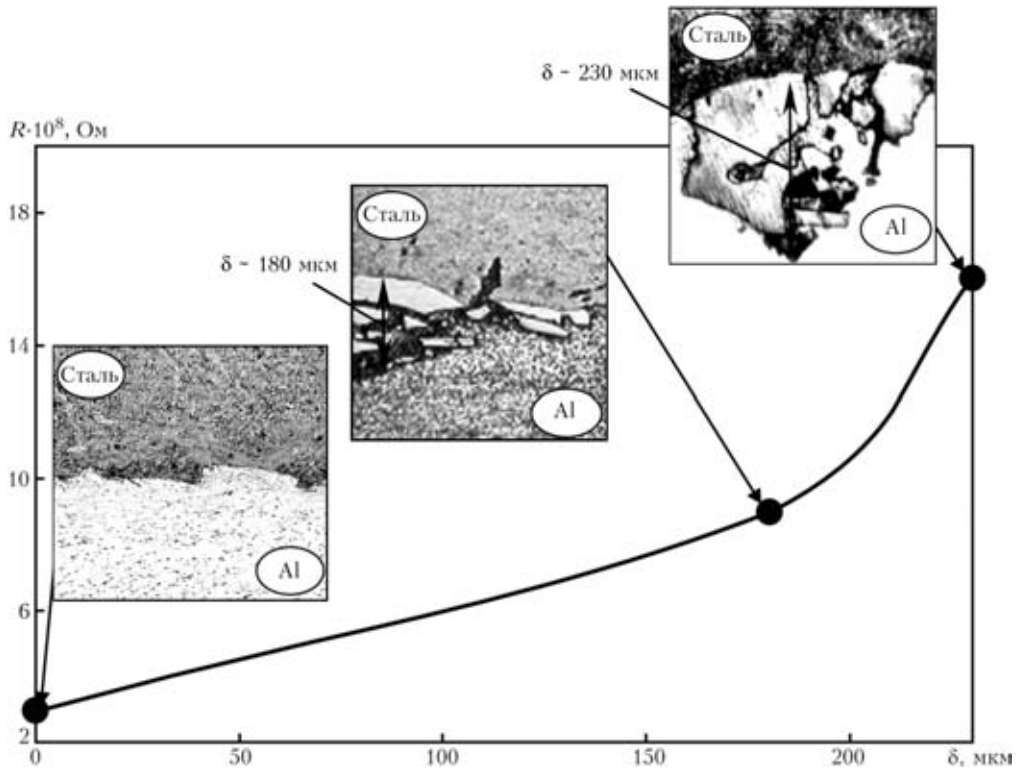


Рис. 7. Зависимость локального сопротивления переходной зоны сварного соединения Ст3+АК4, полученного КСС непрерывным оплавлением от размера D и объемной доли ФВ

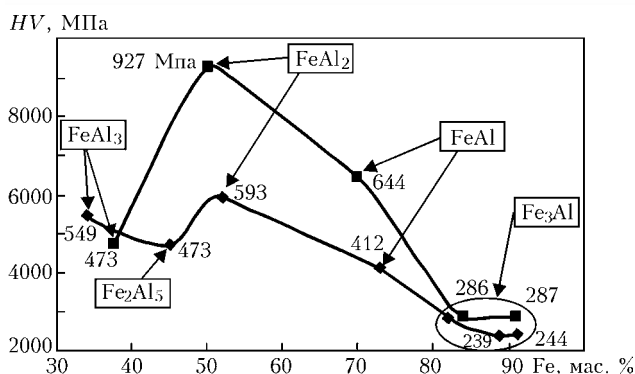


Рис. 8. Зависимость микротвердости интерметаллидов от их стехиометрического состава: ■, ◆ — соответственно I и II режимы

формирования интерметаллидных фаз типа Al_3Fe , Fe_3Al и $FeAl_2$, установлено наличие фаз более разнообразных составов, включая такие, как $FeAl$, Fe_2Al_5 , и превалирование фаз с более сложным морфологическим (композитным) строением, что явно просматривается на укрупненных изображениях таких фаз (см. рис. 2, б-г). Наблюдается также увеличение объемной доли интерметаллидов, отличающихся более высокими значениями твердости (HRC 400, 500, 600), что обнаруживается, как правило, со стороны сплава алюминия.

В структурах фазовых образований такого типа (интерметаллиды типа $FeAl_3$) с микротвердостью приблизительно HV 600 МПа (см. рис. 2, в) хорошо различимы сетки внутренних микротрещин. Заметны также изменения структуры и микротвердости свариваемых материалов в приконтактной зоне (см. рис. 2, в, з), обусловленные формированием слоев микронеоднородностей: сегрегационных скоплений, фрагментации структуры и высоких градиентов микротвердости, которая скачкообразно изменяется от HV 800 до 4000...6000 МПа.

Как видно из приведенных результатов, при более продолжительном режиме (II) КСС сплошных заготовок сталелюминиевых соединений вдоль линии сплавления примерно вдвое увеличивается количество фазовых образований по сравнению с таковыми в случае более кратковременного I режима. Причем превалируют интерметаллидные фазы более крупных размеров (см. рис. 5), что обусловлено увеличением длительности процесса сварки, способствующего более активному зарождению и росту интерметаллидных фаз. Следует отметить, что формирующиеся при этом фазы имеют более равновесный (устойчивый) стехиометрический состав и значительно более высокую твердость и хрупкость.

Фрактографические исследования характера разрушения сварных соединений (см. рис. 6) показали, что при использовании I режима поверхность разрушения отличается более вязким рельефом (см. рис. 6, а): формируются типичные ячейки, высота стенок которых свидетельствует о значительном течении металла перед разрушением. Вязкий характер разрушения, как правило, обнаруживается в зонах сварки, где металл находится в виде твердого раствора при отсутствии фазовых образований, либо в том случае, когда в твердом растворе,

например алюминия с железом, фиксируется существенное уменьшение содержания железа (приблизительно до 0,5...5,0 мас. %). Квазихрупкий характер разрушения в основном связан с формированием мелкодисперсных интерметаллидных фаз, либо фаз типа Fe_3Al , имеющих минимальную микротвердость (приблизительно HV 2400...2700 МПа). Образование участков хрупкого скола в основном провоцируется наличием в зоне сварки хрупких, имеющих высокую твердость интерметаллидов типа $FeAl_3$, $FeAl_2$, $FeAl$ (приблизительно HV 4000...6000 и более 9000 МПа), что подтверждено микрорентгеноспектральным анализом составляющих излома. На рис. 8 представлена взаимосвязь влияния состава интерметаллидных фаз с их микротвердостью. Разброс значений микротвердости фаз, например HV 9270 и 5930 МПа (для $FeAl_2$) и HV 5490 и 4730 МПа (для $FeAl_3$), как правило, связан с формированием композитного состава интерметаллидных образований, компоненты которых могут изменять микротвердость более чистых по составу фаз.

Для I режима КСС непрерывным оплавлением характерно преимущественно вязкое разрушение причем с вырывом металла по алюминию, что подтверждает концентрационный состав металла в зоне ячеистой структуры излома.

Сравнительный анализ вида изломов соединений алюминия со сталью, полученных КСС непрерывным оплавлением при использовании I и II режимов, показал, что в последнем случае механические свойства соединений ниже. В поверхностных разрушениях превалируют элементы хрупкого скола, речного узора, указывающего направление образования и распространения трещин. Анализ химического состава отдельных фрагментов картины разрушения свидетельствует о том, что фасетки скола, как правило, связаны с наличием в этой области интерметаллидных фаз $Fe+Al$: $FeAl$, $FeAl_3$, Fe_3Al , $FeAl_2$, Fe_2Al_5 . Компоненты вязкого разрушения соответствуют зонам с явным преобладанием алюминия либо алюминия с существенно уменьшенным содержанием железа (0,5...5,0 мас. %).

Испытания на растяжение показали, что прочность сварных соединений при использовании II режима находится на уровне 280...300 МПа, а полученных при использовании I режима — 300...322 МПа.

Измерения электросопротивления R на локальных участках, проведенные вдоль зоны сварки сталелюминиевых соединений, выполненных на различных режимах КСС, показали следующее. Изменение значений электросопротивления непосредственно в зоне контакта имеет четкую взаимосвязь с наличием в этой зоне фазовых образований и их размерностью. Так, вдоль линии сплавления, свободной от фазовых образований, электросопротивление составляет $R \cong 3 \cdot 10^{-8}$ Ом, а при наличии фазовых образований его значения увеличиваются приблизительно в 3...5 раз ($R \cong 9...16 \cdot 10^{-8}$ Ом). Причем, если при размерах (толщине) фаз около 180 мкм $R \cong 9 \cdot 10^{-8}$ Ом, то с увеличением их размеров фаз оно возрастает до $16 \cdot 10^{-8}$ Ом (см. рис. 7).



Как видно из приведенных результатов исследований, количество и размеры интерметаллидных фаз, формирующихся в зоне сварки сталей-алюминиевых соединений, возрастают при КСС по мере увеличения продолжительности сварки. Фазовые образования имеют сложное неоднородное по составу строение и в некоторых случаях представляют собой образования композитного типа, состоящие из слоев различного стехиометрического состава. При этом для фаз определенного состава характерны различные (иногда существенно отличающиеся) значения микротвердости. Так, наибольшую твердость имеют фазы типа $FeAl_2$ (до HV 9000 МПа), $FeAl_3$ (до HV 5500 МПа), а наименьшую — Fe_3Al (до HV 2800 МПа) и Fe_2Al_5 (до HV 4800 МПа), температуры образования которых составляют соответственно 1140, 655, 555, 1153 °C [5–9].

Учитывая, что наиболее охрупчивающее влияние на характер разрушения могут оказывать интерметаллидные фазы, имеющие более высокую микротвердость, по-видимому, при выборе температурно-временных параметров сварки целесообразно избегать использования сварочных температур, близких температурам зарождения наиболее хрупких и твердых фаз, либо применять высокие скорости нагрева и охлаждения, при которых рост таких фаз будет ограничен.

Выводы

1. Использование кратковременных (время сварки 4 с) режимов КСС непрерывным оплавлением сплошных заготовок способствует формированию вдоль зоны сварки фазовых образований типа $FeAl$, Fe_3Al и $FeAl_2$, объемная доля которых составляет около 50 % (со стороны сплава алюминия) и около 70 % (со стороны стали Ст3), и области твердого раствора, объемная доля которого равна приблизительно 30...40 %. Разрушение сварного соединения имеет преимущественно квазихрупкий и вязкий характер, прочность соответствует 300...322 МПа.
2. При длительном режиме сварки (время сварки 8 с) вдоль линии сплавления примерно

вдвое возрастает количество фазовых образований, преобладают интерметаллидные фазы более крупных размеров с более равновесным стехиометрическим составом (преимущественно Al_3Fe) и значительно более высокой микротвердостью (до HV 4000...6000 МПа), а соответственно и хрупкостью. Механические свойства соединений снижаются, их прочность составляет 280...300 МПа.

3. При выборе температурно-временных параметров сварки необходимо избегать использования сварочных температур, близких температурам зарождения наиболее хрупких и твердых фаз, либо использовать высокие скорости нагрева и охлаждения, при которых рост таких фаз будет ограничиваться.

4. Увеличение объемной доли, плотности и глубины зоны фазообразования в зоне сварки сталей-алюминиевых соединений способствует возрастанию локальных значений электросопротивления: в зоне более крупных по размеру фаз и их скоплений и в области образования мелкодисперсных фаз и твердого раствора значения электросопротивления изменяются соответственно от $16 \cdot 10^{-8}$ до $9 \cdot 10^{-8}$ и $3 \cdot 10^{-8}$ Ом.

5. Показано, что при исследуемых режимах КСС оплавлением полностью исключить образование интерметаллидных фаз в зоне сварки не удастся.

1. Кучук-Яценко С. И. Контактная стыковая сварка оплавлением. — Киев: Наук. думка, 1992. — 236 с.
2. Гельман А. С. Основы сварки давлением. — М.: Машиностроение, 1970. — 312 с.
3. Механические свойства металлов и сплавов: Справочник / Л. В. Тихонов, В. А. Кононенко. — Киев: Наук. думка, 1985. — 569 с.
4. Рябов В. Р. Сварка алюминия и его сплавов с другими металлами. — Киев: Наук. думка, 1983. — 264 с.
5. Вол А. Е. Строение и свойства двойных металлических систем: В 4 т. — М.: Физматгиз, 1962. — Т. 2. — 983 с.
6. Качанов Н. Н., Миркин Л. И. Рентгеноструктурный анализ. — М.: Машиностроение, 1960. — 216 с.
7. Хансен М. Структуры бинарных сплавов. — М.: Машгиз, 1941. — Т. 1–2. — 1050 с.
8. Вол А. Е. Строение и свойства двойных металлических систем. — М.: Физматгиз, 1958. — Т. 1. — 556 с.
9. Шанк Ф. А. Структуры двойных сплавов. — М.: Металлургия, 1973. — 760 с.

Considered are the regularities of the processes of phase formation in steel-aluminium joints, produced by resistance flash-butt welding, and their influence on service and mechanical characteristics of joints.

Поступила в редакцию 05.02.2004