



СВЯЗЬ СТРУКТУРЫ И ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ СТАЛЕАЛЮМИНИЕВЫХ СОЕДИНЕНИЙ, ВЫПОЛНЕННЫХ СВАРКОЙ ТРЕНИЕМ И ВЗРЫВОМ

Л. И. МАРКАШОВА, д-р техн. наук, Е. Н. БЕРДНИКОВА, И. И. ХОМУТСКАЯ, инженеры
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Представлены результаты исследований особенностей процессов структуро- и фазообразования в соединениях разнородных металлов с ограниченной взаимной растворимостью (Ст3 + алюминий), выполненных сваркой давлением при использовании различных температурных режимов сварочной деформации (конвенционная и инерционная сварка трением, сварка взрывом).

Ключевые слова: сварка трением, сварка взрывом, сталеалюминиевые соединения, структурные параметры, упрочнение, механические свойства, фазовые выделения, дислокации

Важное место среди новых конструкционных материалов с особыми физико-химическими и служебными характеристиками занимают соединения трудносвариваемых разнородных материалов, отличающихся ограниченной взаимной растворимостью, значительная часть которых выполняется различными способами сварки давлением. Однако для соединений подобного типа характерна нестабильность механических свойств. Для выяснения причин этого требуется проведение более углубленных исследований зависимости динамики структурно-фазового состояния металла в зоне сварки от технологических параметров, а также более детальный анализ взаимосвязи структурного состояния соединений и изменений их механических характеристик.

Использование комплексной методики исследований, включающей количественную оптическую металлографию, аналитическую растровую и просвечивающую электронную микроскопию, позволило получить полное представление о структуре и фазовом составе свариваемых металлов во всех зонах соединения, включая поверхность раздела. На основании этого разработан методический подход к количественной оценке влияния конкретных структурных параметров свариваемых металлов (химического состава, размера зерна и субзерна, плотности дислокаций, размера, морфологии и характера распределения фазовых образований и т. п.) на изменение механических характеристик разнородных сварных соединений в области, расположенной вдоль локальной зоны контакта.

Такая оценка на примере изменения предела текучести $\Delta\sigma_T$ была ранее приведена в работе [1] для соединений стали Ст3 + алюминий, выполненных конвенционной и инерционной сваркой

трением, характеризующихся различной температурой сварочной деформации.

В настоящей работе остановимся более детально на причинах изменения прочностных свойств, а также рассмотрим принцип аналитической оценки изменений предела текучести в зависимости от структурных параметров переходной зоны разнородных соединений, выполненных сваркой трением (инерционной и конвенционной) и сваркой взрывом (СВз). На рис. 1–3 показаны изменения структур в зоне контакта соединений Ст3 + алюминий, выполненных конвенционной и инерционной сваркой трением, а также их вклад в упрочнение σ_T . Так, в соединениях, полученных инерционной сваркой трением со стороны стали, упрочнение зоны сварки обеспечивается преимущественно за счет повышения общей плотности дислокаций (вклад составляет приблизительно 22 %), а также измельчения зеренной структуры и субструктуры (суммарный вклад — около 35 %). При этом в алюминии (более мягком металле по сравнению со сталью) непосредственно в зоне контакта наблюдается существенное увеличение значения предела текучести вследствие формирования новых дисперсных интерметаллидных фаз (около 15 %), а также повышения плотности дислокаций (около 12 %).

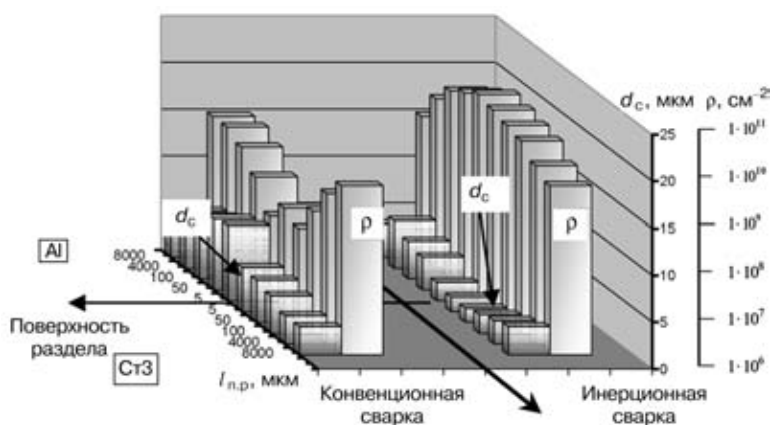


Рис. 1. Изменение размеров субзерна d_c и плотности дислокаций ρ в зоне контакта соединений Ст3 + алюминий, выполненных сваркой трением: $l_{n.p.}$ — расстояние от поверхности раздела

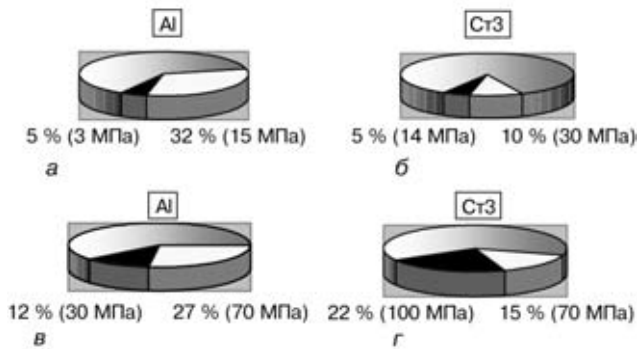


Рис. 2. Вклад структурных параметров d_c (□) и ρ (■) в упрочнение в зоне контакта соединений Ст3 + алюминий, выполненных сваркой трением: а, б — конвенционная; в, г — инерционная

Количественная оценка упрочнения (приращение предела текучести), обусловленного вкладом каждого из структурных параметров, выполнялась следующим образом. Предел текучести свариваемых материалов рассматривали как сумму следующих компонентов [2]:

сопротивления трения решетки σ_0 ($\sigma_0 = 2 \cdot 10^{-4}G$, МПа, где G — модуль сдвига, составляющий для алюминия 27300 МПа, для стали — 84000 МПа [3]);

упрочнения твердого раствора легирующими элементами $\Delta\sigma_{\text{тв.р}}$ ($\Delta\sigma_{\text{тв.р}} = \sum k_i C_i$, МПа, где k_i — коэффициент упрочнения [4], C_i — концентрация легирующего элемента в твердом растворе);

упрочнения за счет перлитной составляющей $\Delta\sigma_{\text{п}}$ ($\Delta\sigma_{\text{п}} = 2,4\Pi$, МПа, где Π — содержание перлитной составляющей, об. %);

упрочнения за счет изменения размеров зерна $\Delta\sigma_z$ и субзерна $\Delta\sigma_c$, оцениваемого по известной

зависимости Холла-Петча ($\Delta\sigma_z = k_y D_z^{-1/2}$; $\Delta\sigma_c = k_c d_c^{-1}$, МПа, где k_c и k_y — коэффициенты, учитывающие барьерный эффект соответственно субгранц и гранц [2, 5–7]; D_z , d_c — размеры соответственно зерна и субзерна);

дислокационного упрочнения $\Delta\sigma_d$ ($\Delta\sigma_d = \alpha G b \rho^{1/2}$, МПа, где α — коэффициент, составляющий для алюминия 0,3, для стали — 0,5 [8–10]; b — вектор Бюргерса, составляющий для алюминия $2,2 \cdot 10^{-7}$ мм, для стали — $2,5 \cdot 10^{-7}$ мм [9, 10]);

дисперсионного упрочнения частицами образующихся фазовых выделений, рассчитанного по зависимости Орована $\Delta\sigma_q$ ($\Delta\sigma_q = 0,81 \frac{Gb}{4\pi} \phi \ln \frac{2r}{2b} \frac{2}{l-2r}$, МПа, где ϕ — коэффициент, характеризующий тип дислокаций, взаимодействующих с частицами [11, 12]; r — радиус частиц; l — расстояние между частицами). В результате

$$\sigma_T = \sigma_0 + \Delta\sigma_{\text{тв.р}} + \Delta\sigma_z + \Delta\sigma_{\text{п}} + \Delta\sigma_c + \Delta\sigma_d + \Delta\sigma_q.$$

Исследования структуры в зоне сварки и оценка изменения свойств были выполнены также на соединениях аналогичной пары металлов (алюминия со сталью), полученных СВз.

Изменения структурных параметров, в том числе интерметаллидных фаз (их размеров, плотности распределения), для указанного вида соединения показаны на рис. 4, а. Результаты расчетов вклада каждого из структурных параметров в изменение прочностных характеристик в различных зонах сварки представлены на рис. 4, б, а суммарное упрочнение, обусловленное всеми структурными параметрами, отражает векторная диаграмма (рис. 4, в). В таблице представлены результаты расчетов вклада каждого из структурных параметров в упрочнение металла различных зон сварного соединения Ст3 + алюминий при СВз.

Анализ экспериментальных и расчетных данных показал, что при СВз непосредственно вдоль границы раздела соединения отсутствует обычно наблюдаемый при сварке разнородных металлов градиент механических свойств. При этом происходит общее повышение прочностных свойств как со стороны стали, так и со стороны алюминия, у которого это проявляется особенно заметно.

Отметим, что увеличение прочности сварного соединения со стороны стали обеспечивается преимущественно за счет повышения общей плотности дислокаций и измельчения зеренной структуры и субструктуры (рис. 5, а, в). Со стороны алюминия значительное увеличение

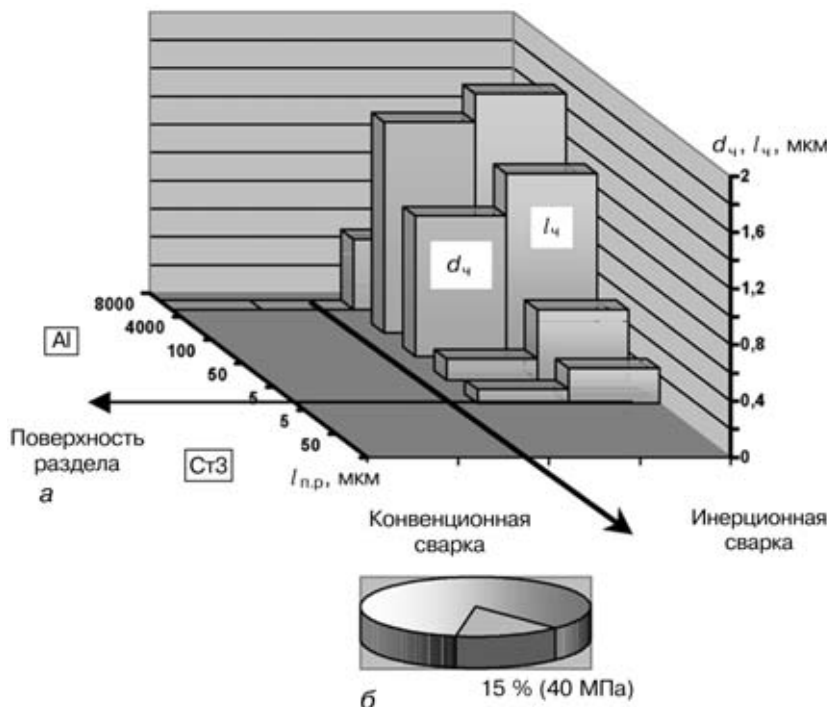


Рис. 3. Изменение размеров внутриобъемных дисперсных частиц фазовых выделений в алюминии d_q и расстояния между ними l_q в зоне контакта соединений Ст3 + алюминий, выполненных конвенционной сваркой (а), а также вклад этих параметров в общее упрочнение при инерционной сварке (б)

предела текучести в зоне контакта в основном происходит благодаря формированию дисперсных новых



фаз, распределенных в объемах зерен (рис. 5, *д*), а также измельчению субструктуры (рис. 5, *б, з*). Таким образом, проанализировав динамику изменения свойств каждого из свариваемых материалов в зоне сварки, можно сделать вывод о том, что основной вклад в упрочнение сварного соединения со стороны алюминия (относительно уровня прочности основного металла) вносят измельчение зеренной и субзеренной структур — соответственно 58 (52,7 %) и 151 МПа (137,3 %), формирование новых дисперсных интерметаллидных фаз — 332 МПа (301,8 %), а также повышение плотности дислокаций — 20 МПа (18,2 %). Суммарное упрочнение в этой, как правило, ослабленной зоне сварного соединения составляет 577 МПа, что примерно в 5 раз превышает прочность алюминия в исходном состоянии.

Представляется важным еще раз подчеркнуть роль новых фазовых образований в изменении свойств непосредственно в зоне взаимодействия со стороны наименее прочного металла (в данном случае алюминия). Как было показано выше, дисперсные и равномерно распределенные по внутренним объемам зерен алюминия частицы фазовых выделений (рис. 5, *д*) оказывают тройное воздействие на характер упрочнения. Во-первых, частицы способствуют формированию мелкозернистой структуры, и влияние фазовых выделений на приращение предела текучести в этом случае реализуется по известному механизму Холла–Петча [6, 7]; во-вторых, именно за счет барьерного влияния формирующихся частиц в зоне сварки сохраняется высокий уровень плотности дислокаций, что находит свое отражение в увеличении компоненты дислокационного упрочнения [8, 10]; в-третьих, упрочнение обеспечивается и самими частицами, влияние которых обычно определяется по известной зависимости Орована [11, 12].

Таким образом, при определенных режимах сварки, соответствующих температурным интервалам полигонизации (это наблюдается как в условиях инерционной сварки трением, так и СВз), формирование равномерно распределенных по внутренним объемам зерен дисперсных новых фаз в переходной зоне менее прочного металла (алюминия) из свариваемой пары приводит к более плавному изменению механических свойств в зоне контакта разнородных металлов (от более прочного

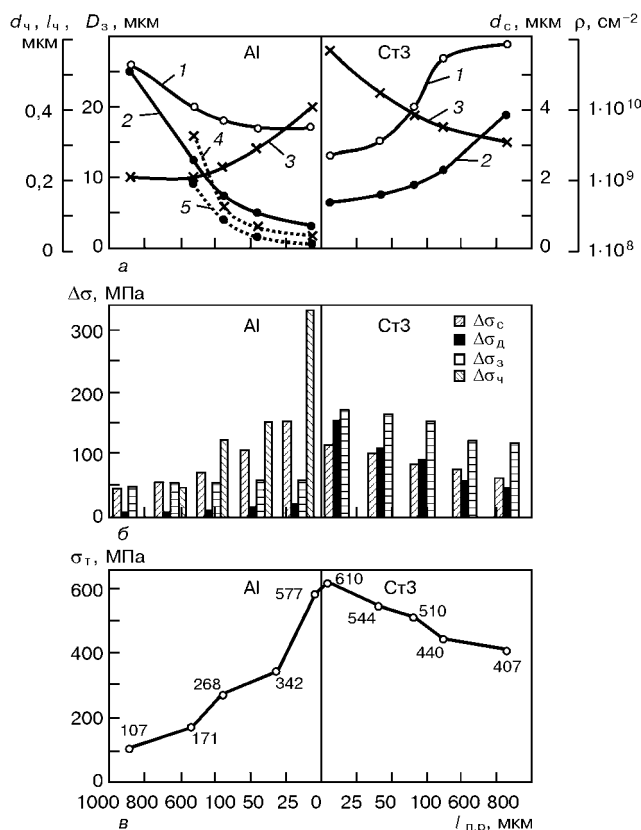


Рис. 4. Изменения структуры и прочностных свойств в соединениях Ст3 + алюминий, выполненных СВз на различном расстоянии от поверхности раздела $l_{п.р.}$: а — распределение основных структурных параметров зоны сварки (1 — D_z ; 2 — d_c ; 3 — ρ ; 4 — $l_{ч}$; 5 — $d_{ч}$); б — вклад отдельных структурных параметров в упрочнение различных зон соединения; в — суммарное упрочнение, обусловленное структурой металла сварного соединения

— к менее прочному). Это обеспечивается существенным упрочнением сварного соединения со стороны алюминия (рис. 4, *в*), поскольку алюминий по мере завершения цикла сварки по структурно-фазовому состоянию представляет собой уже практически новый материал, в значительной степени отличающийся от исходного. Структура этого по сути нового материала — алюминия, насыщенного дисперсными частицами фазовых выделений, — аналогична структуре композита.

Расчетная оценка предела текучести (МПа) металла участков сварных соединений на различном расстоянии от поверхности раздела

Механизм упрочнения	Расстояние от поверхности раздела, мкм									
	Алюминий ←					→ Сталь Ст3				
	1000	500	100	50	5	5	50	100	500	1000
Напряжение трения решетки	6	6	6	6	6	30	30	30	30	30
Твердорастворный	8	8	8	8	10	70	70	70	70	70
Субзеренный	42	54	70	106	151	115	100	83	75	60
Зернограничный	45	52	54	57	58	169	163	150	121	115
Дислокационный	6	6	9	14	20	154	109	89	56	44
Дисперсионный	—	45	121	151	332	—	—	—	—	—
Структурный (образование перлита)	—	—	—	—	—	72	72	88	88	88
Суммарное (расчетное) упрочнение, МПа	107	171	268	342	577	610	544	510	440	407

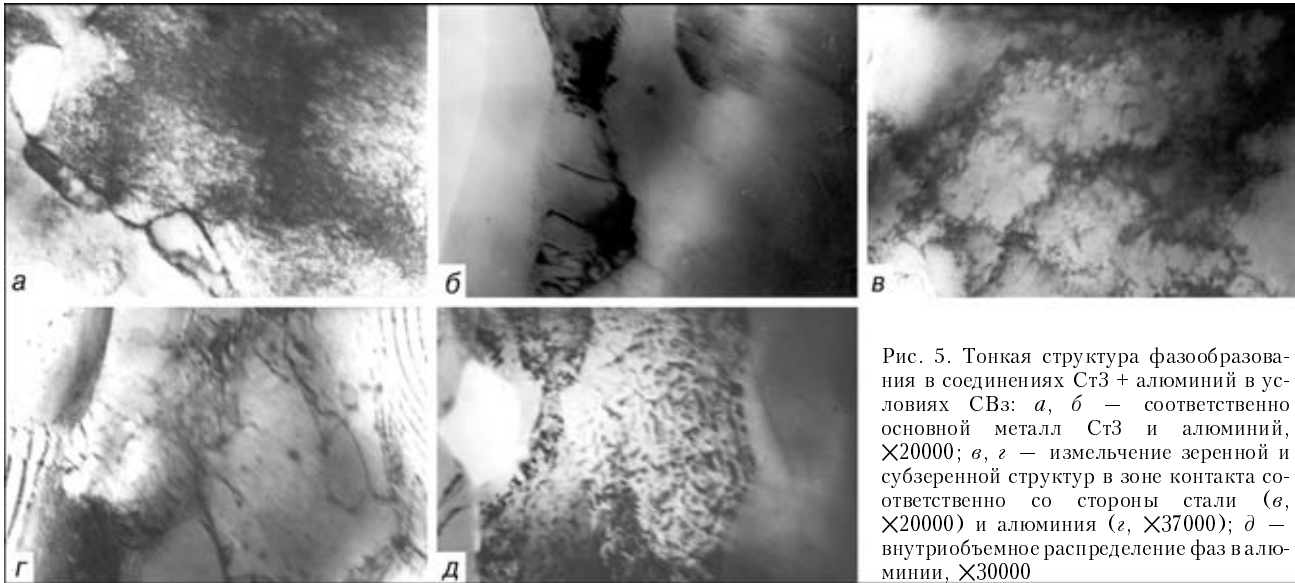


Рис. 5. Тонкая структура фазообразования в соединениях Ст3 + алюминий в условиях СВз: а, б — соответственно основной металл Ст3 и алюминий, $\times 20000$; в, г — измельчение зеренной и субзеренной структур в зоне контакта соответственно со стороны стали (в, $\times 20000$) и алюминия (г, $\times 37000$); д — внутриобъемное распределение фаз в алюминии, $\times 30000$

Выводы

1. Для условий сварки разнородных металлов, отличающихся ограниченной взаимной растворимостью, наиболее оптимальное структурно-фазовое состояние металла зоны контакта формируется при определенных (ограниченных) температурных режимах сварки. Этот диапазон температур соответствует температурным интервалам полигонизации и обеспечивается условиями инерционной сварки трением.

2. Для оптимальной структуры наиболее мягкого из свариваемых материалов (алюминия) при температуре сварки, соответствующей интервалу полигонизации, характерно формирование особого структурного состояния типа квазикомпозита, для которого типично образование равномерно распределенных по внутренним объемам зерен алюминия дисперсных интерметаллидных фаз, что способствует измельчению структуры и повышению общей плотности дислокаций.

3. Формирующаяся структура квазикомпозита в итоге приводит к существенному (до 260... 577 МПа) упрочнению алюминия в зоне контакта за счет дисперсионного упрочнения частицами образующихся фазовых выделений, а также дислокационного, зернограничного и субзеренного. Это позволяет нивелировать резкий градиент свойств (более чем 250 МПа), наблюдаемый непосредственно в зоне контакта сварных соединений Ст3 + алюминий.

Given are the results of studies of peculiarities of the structure and phase formation processes occurring in joints between dissimilar metals with a limited mutual solubility (St. 3 + Al), made by the pressure joining method using different temperature and deformation conditions (conventional and inertia friction welding, explosion welding).

Поступила в редакцию 05.08.2002

1. О взаимосвязи структуры и свойств сталеалюминиевых соединений, выполненных сваркой трением // Л. И. Маркашова, Г. М. Григоренко, В. В. Арсенюк, Е. Н. Бердникова и др. // Автомат. сварка. — 1998. — № 8. — С. 7–14.
2. Сузуки Х. О пределе текучести поликристаллических металлов и сплавов // Структура и механические свойства металлов. — М.: Металлургия, 1967. — С. 255–260.
3. Эйби И. Ф. О напряжении Орована // Физика прочности и пластичности. — М.: Металлургия, 1972. — С. 88–107.
4. Гольдштейн М. И., Литвинов В. С., Броуфин Б. М. Металлофизика высокопрочных сплавов. — М.: Металлургия, 1986. — 307 с.
5. Конрад Г. Модель деформационного упрочнения для объяснения влияния величины зерна на напряжение течения металлов // Сверхмелкое зерно в металлах. — М.: Металлургия, 1973. — С. 206–219.
6. Армстронг Р. В. Прочностные свойства металлов со сверхмелким зерном // Там же. — С. 11–40.
7. Petch N. J. The cleavage strength of polycrystalline // J. Iron and Steel Inst. — 1953. — **173**, № 1. — P. 25–28.
8. Characteristics of behaviour of diffusion in the transition zone of a copper aluminium joint during friction welding // Y. Iton, T. Shindoh, M. Saitoh, M. Tezuka // Trans. Jap. Soc. Mech. Eng. A. — 1998. — **64**, № 618. — P. 494–499.
9. Orowan E. Dislocation in metals. — New York: AIME, 1954. — 103 p.
10. Ashby M. F. Mechanisms of deformation and fracture // Adv. Appl. Mech. — 1983. — № 23. — P. 118–177.
11. Келли А., Николсон Р. Дисперсионное твердение. — М.: Металлургия, 1966. — 187 с.
12. Ebelling R., Ashby M. F. Yielding and flow of two phase copper alloys // Phil. Mag. — 1966. — **13**, № 7. — P. 805–809.