



ОСОБЕННОСТИ ФАЗООБРАЗОВАНИЯ ПРИ СВАРКЕ ДАВЛЕНИЕМ РАЗНОРОДНЫХ МЕТАЛЛОВ В УСЛОВИЯХ ВЫСОКОСКОРОСТНОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ

Л. И. МАРКАШОВА, д-р техн. наук, В. В. АРСЕНЮК, канд. техн. наук, чл.-кор. НАН Украины Г. М. ГРИГОРЕНКО, Е. Н. БЕРДНИКОВА, инж. (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Представлены результаты исследований особенностей процессов массопереноса и фазообразования в соединениях разнородных металлов, отличающихся ограниченной взаимной растворимостью (Cu+Al, Ti+нержавеющая сталь, Ст3+Al и др.), которые выполнены сваркой давлением при использовании высокоскоростных способов сварочного деформирования.

Ключевые слова: сварка давлением, сварка взрывом, разнородные соединения, скорость деформирования, дислокации, сегрегации, фазовые образования, стехиометрический состав, структурные параметры, предел текучести, упрочнение, механические свойства

С формированием хрупких фаз, а также легкоплавких эвтектик обычно связывают снижение механических свойств соединений разнородных материалов, выполненных сваркой давлением [1–8], особенно соединений металлов, имеющих ограниченную взаимную растворимость. С учетом достаточного негативного влияния указанных фаз на свойства сварных соединений широко используют различные способы, с помощью которых блокируется образование и рост таких фазовых образований. Одним из наиболее распространенных способов такого блокирования является применение промежуточных прослоек из металлов, образующих неограниченные твердые растворы со свариваемыми металлами. Благодаря этому в значительной степени снижается тенденция образования интерметаллидных слоев в переходной зоне.

Изыскиваются и другие технологические решения для предотвращения образования и роста хрупких фаз. Например, технологические режимы выбираются таким образом, чтобы температура, при которой осуществляется сварка, не превышала $T_{пл}/2$ наиболее легкоплавкого материала, а время сварки — продолжительность инкубационного периода их образования [2, 4]. Авторы приведенных выше работ отмечают, что образование твердых хрупких прослоек может, кроме того, спровоцировать появление легкоплавких фаз. Последнее связано с тем, что при образовании карбидов происходит блокирование гетеродиффузии, что приводит к локальному повышению температуры и появлению жидких фаз [2].

В некоторых случаях отмечается снижение интенсивности образования хрупких фаз при увеличении скоростей сварочного деформирования [8–10]. Это стимулирует изыскание новых технологий

сварки, использующих высокоскоростные способы деформирования.

Сложность и многообразие физико-химических процессов, развивающихся под действием сварочных термомеханических нагрузок, диктуют необходимость получения более полной информации об особенностях формирования структуры переходной зоны разнородных соединений и процессов, связанных с образованием неблагоприятных для качества соединения фаз. Необходимо также более четкое понимание взаимосвязи между характером фазообразования и механическими свойствами соединений. Некоторые из результатов исследований в этом направлении представлены в настоящей работе.

В качестве соединяемых материалов были выбраны титан ВТ1-0, сталь Ст3, коррозионно-стойкая сталь 12Х18Н10Т, алюминиевый сплав АД1, медь М-0 и М-1. Соединение разнородных металлов осуществляли сваркой взрывом и трением. Исследования выполняли с использованием комплекса методов, включающих оптическую, аналитическую растровую и просвечивающую электронную микроскопию на установках СЕМ-515 (фирмы «Филипс», Голландия) и JEM-200 СХ (фирмы «Джеол», Япония). Специально разработанные методы утонения при подготовке тонких фольг из разнородных соединений позволили выполнить также прямые исследования процессов, протекающих непосредственно вдоль зоны взаимодействия свариваемых материалов [11].

Результаты эксперимента. На рис. 1, а, б показаны особенности фазообразования непосредственно в зоне контакта соединения титана со сталью 12Х18Н10Т, выполненного сваркой взрывом. Общий характер распределения титана и железа в переходной зоне, а также локальные изменения их концентраций в области формирования фаз и завихрений волн, которые проявляются при исследовании методом растровой электронной микроскопии в характеристическом излучении, представлены на рис. 1, в. Как видно из рисунка, распределение элементов и структур-

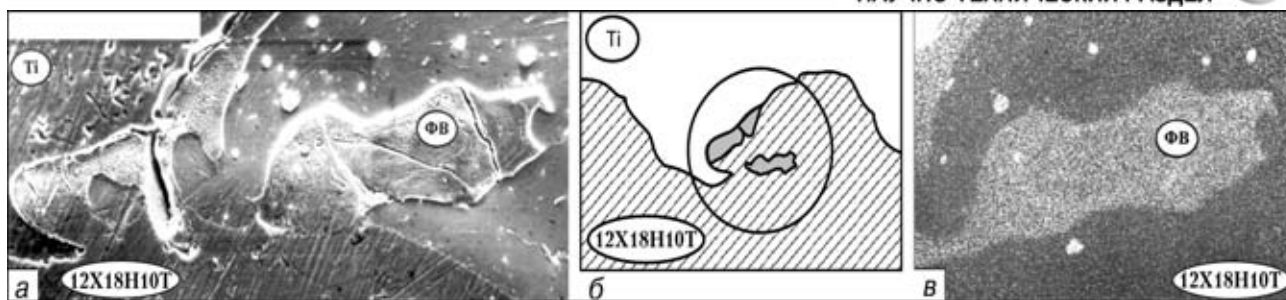


Рис. 1. Структура в зоне соединения сталь 12X18H10T+BT1-0, выполненного сваркой взрывом: *а* — детали структуры, $\times 163$; *б* — схема зоны волнообразования, $\times 655$; *в* — характер распределения титана (характеристическое излучение), $\times 655$; ФВ — фазовые выделения

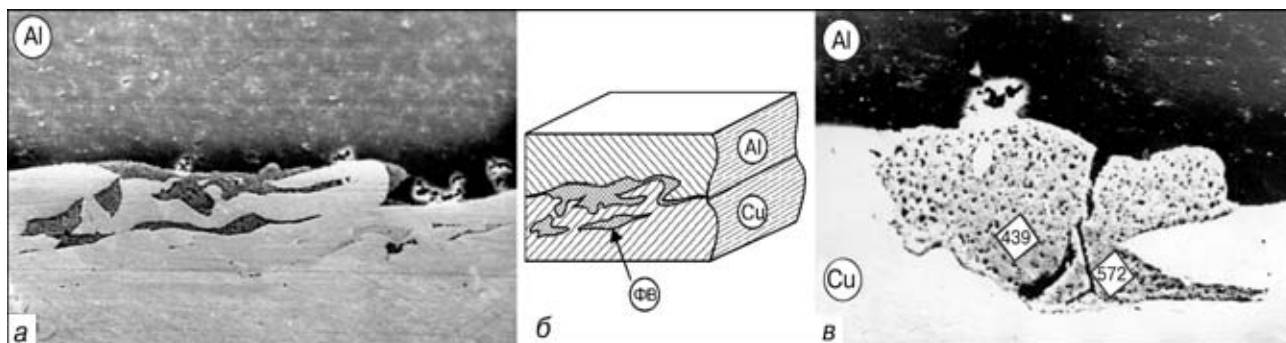


Рис. 2. Зона соединения меди с алюминиевым сплавом, выполненного сваркой взрывом: *а*, *б* — соответственно вид ($\times 356$) и схема зоны контакта; *в* — фрагмент зоны контакта с формирующейся фазой типа $CuAl_2$, $\times 680$

но-фазовое состояние металла в области сварки неоднородно. Так, в некоторых зонах от впадины до гребня волны наблюдается довольно равномерное изменение концентраций химических элементов по мере перехода от титана к стали. Вблизи зоны завихрений проявляется слоистый характер распределения титана и железа (рис. 1, *в*). Это является результатом направленного перемещения в поле действующих напряжений потоков масс одного из соединяемых металлов (титана) во внутренние объемы другого металла (стали 12X18H10T). Количественный анализ распределения химических элементов показал равномерное изменение их концентрации, а также наличие зон с постоянным уровнем содержания этих элементов, что свидетельствует о формировании в этой области фазовых образований определенного стехиометрического состава.

Что касается структур, формирующихся в зонах оплавления, которые локализуются, как правило, в участках завихрений волн, то при оптических исследованиях эти области проявляются как массивы мелкозернистых образований (рис. 1, *а*, *б*). Результаты более детальных исследований на просвет показали, что указанные мелкозернистые структуры представляют собой образования эвтектического типа, которые имеют вид дисперсных зерен γ -Fe глобулярной формы, окаймленных прослойками твердого раствора титана и железа.

Для структуры области эвтектики характерно наличие хаотически разориентированных зерен с признаками протекания рекристаллизационных и полигонизационных процессов, имеющих минимальную плотность дислокаций. По мере перехода к основному металлу (сталь 12X18H10T) в зоне сопряжения со сталью наблюдается формирование сложной напряженно-деформированной структу-

ры. Последняя характеризуется наличием плотных дислокационных скоплений, элементов двойникования, а также микрообъемов стали с явными признаками поворотов и вращений.

Таким образом установлено, что на границах зон сопряжения легкоплавких эвтектик с основным металлом (в данном случае со сталью) реализуется жесткое напряженное состояние металла, проявляющееся в виде локального повышения плотности дислокаций, двойникования и поворотов объемов металла. Как правило, в указанных областях наблюдается формирование трещин, что достаточно ясно показано на рис. 1, *а*.

В соединениях меди с алюминиевым сплавом, выполненных сваркой взрывом, в зоне контактного взаимодействия на расстоянии приблизительно 100...150 мкм от поверхности раздела (рис. 2, *а*, *б*) также, как и в соединении сталь 12X18H10T+титан, обнаруживаются области твердых растворов переменной концентрации (рис. 3, *а*) и формирующиеся фазовые образования различной морфологии и степени дисперсности (рис. 2, *а-в*). Эти фазовые образования существенно отличаются по микротвердости (HV 572 до 205) и стехиометрическому составу (рис. 4). В ФВ с наибольшей твердостью достаточно четко просматриваются трещины (рис. 2, *в*, 3, *б*, 4). Как правило, по мере удаления от поверхности контакта уменьшаются размеры области формирующихся фаз, их микротвердость и склонность к хрупкому разрушению.

Аналогичная картина процессов формирования фаз наблюдается и в соединениях $СтЗ + Al$, выполненных сваркой взрывом. Непосредственно в зоне контакта происходит также образование сложных зон, состоящих из областей переменной концентрации и фазовых образований различного типа.

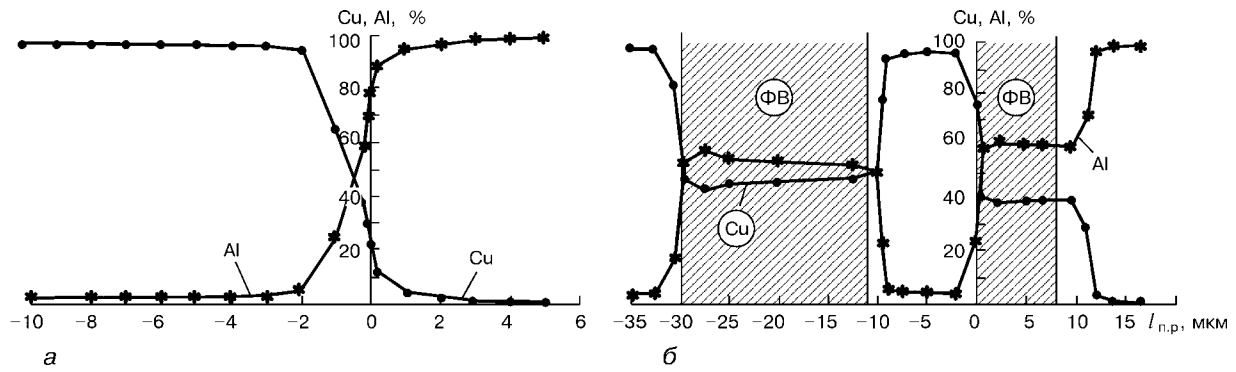


Рис. 3. Изменение содержания основных элементов в зоне соединения меди с алюминием, выполненного сваркой взрывом (а) и в локальных участках формирующихся фаз (б); $l_{п.р}$ — расстояние от поверхности раздела

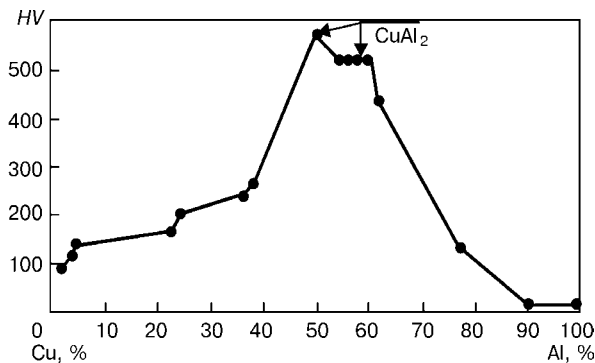


Рис. 4. Зависимость микротвердости HV фазовых образований от содержания в них меди и алюминия

С помощью детальных исследований переходной зоны сварки на просвет выявлены особенности формирования фазовых образований по ее глубине. В некоторых областях во внутренних объемах зерен алюминия обнаруживаются плотно расположенные в пределах отдельных зерен ультрадисперсные фазы размером около 0,03...0,10 мкм, скопления сегрегаций, а также плотные интерметаллидные образования протяженной формы (рис. 5). Причем в

зоне сегрегационных скоплений и ультрадисперсных фаз резких градиентов дислокационной плотности не наблюдается, в то время как формирование достаточно крупных неравноосных фаз протяженной формы сопровождается появлением локальных, достаточно плотных нагромождений дислокаций.

При сварке трением благодаря локальному и кратковременному нагреву и способу внешнего нагружения удается избежать формирования интерметаллидных слоев, ориентированных вдоль плоскости контакта соединяемых поверхностей. Однако при разных режимах сварки (режимы конвенциональной и инерционной сварки) обнаруживаются существенные различия в формировании интерметаллидных фаз в переходной зоне (рис. 6). Следует отметить, что если режимы конвенциональной сварки (судя по резкому уменьшению плотности дислокаций и укрупнению структуры) соответствуют условиям горячей деформации, то режимы инерционной сварки, при которой пиковые температуры в стыке действуют достаточно коротковременно, более соответствуют режимам теплой деформации. Соответственно при горячей деформации непосредственно

в зоне контакта характерным является рекристаллизация структуры. Особенно важно, что при зарождении рост фазовых образований преимущественно проходит по суб- и межзеренным границам. Это приводит к формированию протяженных фаз стержневого типа, их расположение вдоль межзеренных границ имеет иногда сдвоенный характер (рис. 6, а).

При режимах сварки, соответствующих условиям теплой деформации (инерционная сварка), характер структуро- и фазообразования в области контакта существенно изменяется. В структуре явно преобладают процессы полигонизации в объемах деформируемых зерен, что сопро-

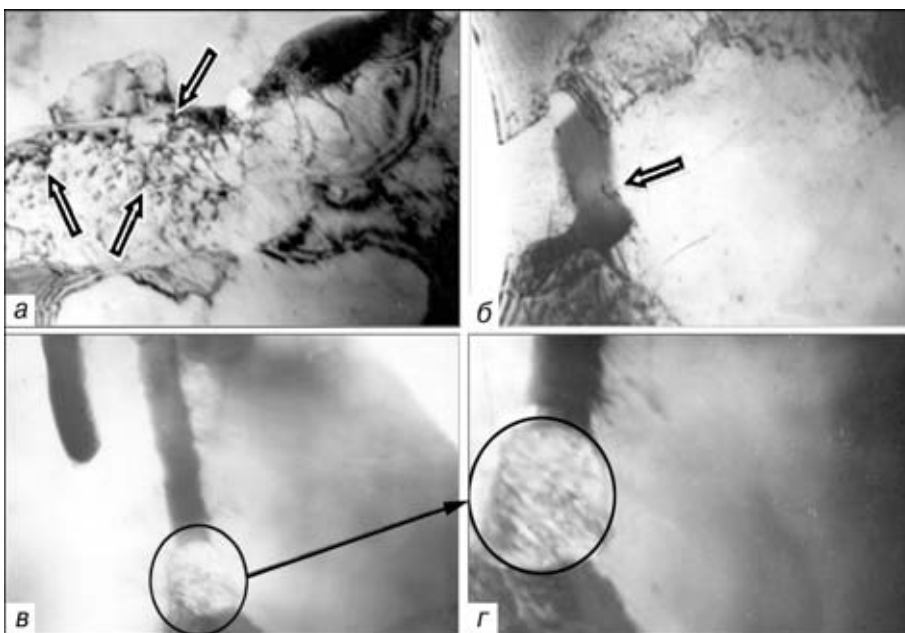


Рис. 5. Формирование сегрегационных скоплений и дисперсных фаз (а, $\times 30000$), а также неравноосных протяженных фазовых образований (б, $\times 37000$; в, $\times 20000$; г, $\times 30000$) в зоне контакта соединения Ст3 + Al, полученного сваркой взрывом

вождается измельчением структурных элементов при сохранении повышенной плотности дислокаций. Однако принципиальной особенностью указанного режима сварки является изменение в характере фазообразования и в распределении растущих новых фаз. В зернах алюминия (более мягком из двух свариваемых металлов) происходит образование ультрадисперсных частиц новых фаз размером $d_4 \approx 0,1$ мкм и меньше при плотном и равномерном их распределении во внутренних объемах зерен (рис. 6, б). Это свидетельствует о том, что алюминий непосредственно в зоне контакта представляет собой практически новую структуру — квазикомпозит. Для данного типа соединений, по-видимому, наличие такой структуры в зоне контакта со стороны более пластичного из соединяемой пары металла должно способствовать нивелированию резкого градиента механических свойств, обычно наблюдаемого вдоль области сварки.

Анализируя выявленные особенности формирования различных структур, которые являются неблагоприятными для качества сварных разнородных соединений, можно подчеркнуть следующее. Образование эвтектик, связанных с формированием зон оплавления в области завихрения волн, проявляется при параметрах волн выше оптимальных значений. В узкой локальной зоне перехода от области оплавления к основному металлу размером приблизительно 10,0... 15,0 мкм наблю-

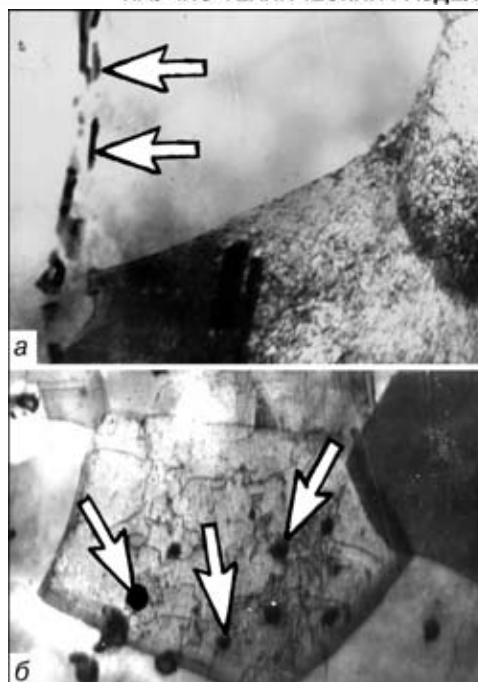


Рис. 6. Изменение характера фазообразования ($\times 20000$) в соединениях Ст3+Al в зависимости от режимов сварки трением: а — зернограничное распределение фаз при условиях горячей деформации в случае конвенциональной сварки; б — внутризерновое распределение фаз при тепловой деформации в случае инерционной сварки (стрелками показаны формирующиеся интерметаллидные фазы)

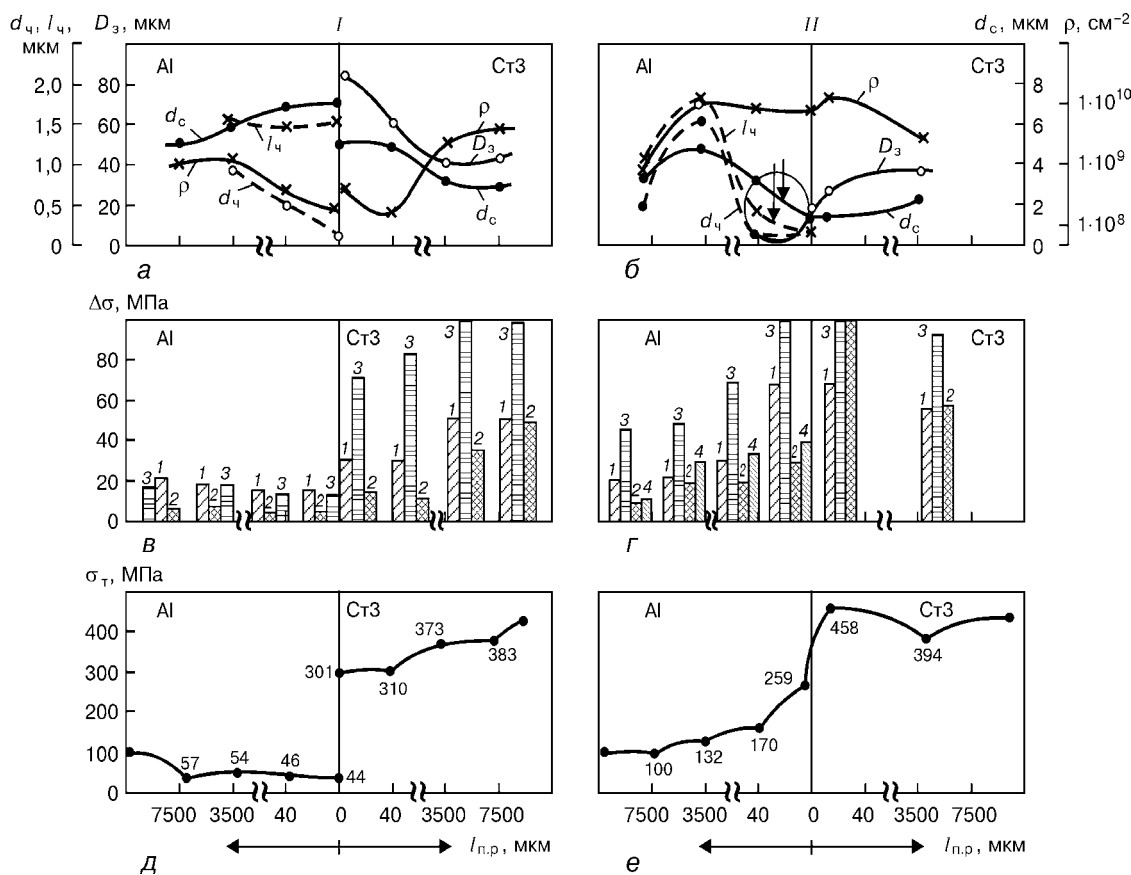


Рис. 7. Структура и свойства соединений Ст3 + Al, выполненных сваркой трением в условиях горячей (I — конвенциональная сварка) и тепловой деформации (II — инерционная сварка): а, б — изменение основных структурных параметров вдоль зоны сварки; в, г — вклад отдельных структурных параметров в упрочнение различных зон соединения; д, е — суммарное упрочнение, обусловленное структурой металла сварного соединения: 1-4 — см. обозначения в тексте



дается смена релаксационных процессов и наличие резких градиентов внутренних напряжений. Поскольку в условиях высоких температур преобладают дислокационные механизмы релаксации, реализуемые путем рекристаллизации, полигонизации, то по мере перехода к основному металлу наблюдаются преимущественно ротационные механизмы релаксации — двойникование (как частный случай ротационного механизма), а также материальные повороты более значительных по размеру микрообъемов основного металла. И наконец, в основном металле, где структурные элементы не столь подвержены влиянию повышенных температур, реализуется наиболее жесткий механизм сброса внутренних напряжений, при котором релаксация внутренних напряжений проходит путем трещинообразования [12].

По-видимому, в целях предотвращения возникновения неблагоприятных, с точки зрения свойств структур, необходим контроль верхнего энергетического уровня внешнего воздействия при выборе режимов сварки, исключающих резкое изменение температур и соответственно механизмов релаксации внутренних напряжений.

Что касается неблагоприятных структур другого типа, к которым относятся хрупкие фазы, то формирование интерметаллидных фаз при высокоскоростных способах сварки происходит не только в области контакта свариваемых поверхностей, но и в достаточно широкой переходной зоне. Ее протяженность составляет около 100...150 мкм. При этом отдельные фазовые образования отличаются стехиометрическим составом, твердостью, размерами, характером их распределения. Как видно, условия высокоскоростных способов сварочного деформирования способствуют дроблению и рассредоточению формирующихся интерметаллидных фаз по достаточно широкой переходной зоне сварки. Причем фазы, расположенные ближе к поверхности раздела, отличаются большей твердостью и хрупкостью.

Определено также, что указанные фазы в зависимости от их распределения и морфологических характеристик могут существенно влиять на свойства металла в зоне сварки.

Конкретные количественные оценки изменения предела текучести в зависимости от всех структурных и фазовых параметров (химического состава, размеров зерна и субзерна, плотности дислокаций, размера, морфологии и распределения фазовых образований, и т. п.) подтверждают это предположение [13–22]. На рис. 7 представлены изменения структуры и свойств в соединениях $СтЗ + Al$, выполненных сваркой трением для условий конвенционной и инерционной сварки.

На рис. 7, а, б показаны изменения структурных параметров — размеров зерна D_z , субзерна d_c , плотности дислокации ρ , размеров частиц d_q и расстояния между ними l_q . Рис. 7, в, г отражает вклад указанных выше структурных и фазовых параметров в упрочнение различных зон соединения непосредственно у поверхности контакта (здесь $\Delta\sigma_c$, $\Delta\sigma_z$, $\Delta\sigma_d$, $\Delta\sigma_q$ — упрочнение соответственно субзеренное, зернограничное, дислока-

ционное, дисперсионное за счет частиц ФВ). Суммарное (интегральное) упрочнение, обусловленное структурой металла сварного соединения, показано на рис. 7, д, е. Более подробные расчеты содержатся в работе [23].

Отметим, что со стороны стали в соединениях, выполненных при условиях теплой деформации (инерционной сварки), снижение прочности не наблюдается. Упрочнение зоны сварки обеспечивается за счет повышения плотности дислокаций $\rho \cong 21\%$, измельчения структуры и субструктуры (их суммарный вклад составляет около 35%) и перлитной составляющей.

При этом со стороны алюминия непосредственно в зоне контакта наблюдается значительное повышение предела текучести σ_t . Основной вклад в упрочнение (относительно уровня прочности основного металла) вносят соответственно измельчение зеренной и субзеренной структур — 105 (95,5%) и 70 МПа (63,6%), формирование дисперсных фаз — 40 МПа (36,4%), а также повышение плотности дислокаций — 30 МПа (27,3%). Суммарное упрочнение в этой, как правило, ослабленной зоне соединения равно $\sigma_t \cong 260$ МПа, что составляет 227...236% прочности алюминия в исходном состоянии.

Таким образом, как видно из сопоставления результатов структурных исследований и количественных оценок при режимах сварки, обеспечивающих формирование дисперсных новых фаз, равномерно распределенных по переходной зоне, наблюдается плавное изменение механических свойств в разнородных соединениях по мере перехода от более прочного к менее прочному металлу, что достигается за счет существенного упрочнения соединения со стороны алюминия. Этот эффект обусловлен тем, что алюминий по мере завершения цикла сварки по структурно-фазовому состоянию представляет собой уже практически новый материал, в значительной степени отличающийся от исходного. Структура этого нового материала (алюминия, насыщенного дисперсными частицами фазовых выделений) аналогична структуре композита, что подтверждается его более высокими прочностными характеристиками.

Выводы

1. Использование высокоскоростных способов сварки давлением разнородных металлов приводит к значительному (приблизительно 100...150 мкм) расширению области фазообразования по переходной зоне сварки. Образующиеся новые фазы интерметаллидного, карбидного типа отличаются степенью дисперсности, стехиометрическим составом и твердостью.

2. Характер фазообразования существенно зависит от температурного поля сварочной деформации. Режимы горячей деформации инициируют преимущественно зернограничный характер фазообразования в области сварки со стороны менее прочного металла и способствуют существенному укрупнению фаз, растущих вдоль суб- и межзеренных границ. В случае теплой деформации фор-



мируются новые хрупкие фазы, более дисперсные по размерам, при сравнительно равномерном их распределении во внутренних объемах зерен. Это способствует образованию у более мягких из свариваемых материалов в зоне соединения структуры типа квазикомпозитов и позволяет нивелировать обычно проявляющийся резкий градиент свойств в зоне сварки разнородных металлов.

1. *Основы теории сварки давлением* / С. Б. Айнбиндер, Р. К. Глуде, А. Я. Логинова и др. // *Автомат. сварка.* — 1964. — № 5. — С. 21–27.
2. *Гельман А. С.* Основы сварки давлением. — М.: Машиностроение, 1970. — 310 с.
3. *Кочергин А. К., Шестаков А. И.* Некоторые особенности образования сварного соединения и расчет параметров при сварке давлением // *Сварка.* — 1968. — Вып. 2. — С. 111–117.
4. *Шрон Р. Э., Зелезин В. Н.* Термическая обработка и свойства сварных соединений. — Л.: Машиностроение, 1978. — 367 с.
5. *Бакуи О. А.* Теория и практика сварочного производства. — Свердловск: Б. и., 1977. — 110 с.
6. *Parameters of explosion welding and strength of joint in cladding stainless steel with different aluminium alloys using an intermediate stainless steel plate* / K. Hokamoto, T. Izuma, T. Andoh, M. Fujita // *J. Jap. Weld. Soc.* — 1993. — **11**, № 1. — P. 16–21.
7. *Characteristics of behaviour of diffusion in the transition zone of a copper-aluminium joint during friction welding* / Y. Itoh, T. Shindoh, M. Saitoh, M. Tezuka // *Trans. Jap. Soc. Mech. Eng. A.* — 1998. — **64**, № 618. — P. 494–499.
8. *Abe A.* Numerical study of the mechanism of wavy interface generation in explosive welding // *JSME Int. J. B.* — 1997. — **40**, № 3. — P. 395–401.
9. *Структура и свойства титаностального композита, полученного при сварке взрывом* / Ю. П. Трыков, В. Н. Арисова, С. А. Волобуев, А. Ф. Трудов // *Свароч. пр-во.* — 1997. — № 8. — С. 8–11.

10. *Структурно-фазовые преобразования в зоне контакта при сварке давлением титана с медью* / Л. И. Маркашова, В. К. Сабокарь, В. Н. Замков и др. // *Автомат. сварка.* — 1995. — № 12. — С. 8–13.
11. *Метод препарирования для электронно-микроскопических исследований* / Ю. Ф. Даровский, Л. И. Маркашова, Н. П. Абрамов, Т. Г. Таранова // *Там же.* — 1985. — № 12. — С. 60.
12. *Пашии В. Е., Лихачев В. А., Гриняев Ю. В.* Структурные уровни деформации твердых тел. — Новосибирск: Наука, 1985. — 229 с.
13. *Сузуки Х.* О пределе текучести поликристаллических металлов и сплавов // *Структура и механические свойства металлов.* — М.: Металлургия, 1967. — С. 255–260.
14. *Эйбл И. Ф.* О напряжениях Орована // *Физика прочности и пластичности.* — М.: Металлургия, 1972. — С. 88–107.
15. *Гольдштейн М. И., Литвинов В. С., Бронфин Б. М.* Металлофизика высокопрочных сплавов. — М.: Металлургия, 1986. — 307 с.
16. *Конрад Г.* Модель деформационного упрочнения для объяснения влияния величины зерна на напряжение течения металлов // *Сверхмелкое зерно в металлах.* — М.: Металлургия, 1973. — С. 206–219.
17. *Армстронг Р. В.* Прочностные свойства металлов со сверхмелким зерном // *Там же.* — М.: Металлургия, 1973. — С. 11–40.
18. *Petch N. J.* The cleavage strength of polycrystalline // *Iron and Steel Inst.* — 1953. — **173**, № 1. — P. 25–28.
19. *Orowan E.* Dislocation in metals. — New York: AIME, 1954. — 103 p.
20. *Ashby M. F.* Mechanisms of deformation and fracture // *Adv. Appl. Mech.* — 1983. — № 23. — P. 118–177.
21. *Келли А., Николсон Р.* Дисперсное твердение. — М.: Металлургия, 1966. — 187 с.
22. *Ebelling R., Ashby M. F.* Yielding and flow of two phase copper alloys // *Phil. Mag.* — 1966. — **13**, № 7. — P. 805–809.
23. *О взаимосвязи структуры и свойств сталеалюминиевых соединений, выполненных сваркой трением* / Л. И. Маркашова, Г. М. Григоренко, В. В. Арсенюк и др. // *Автомат. сварка.* — 1998. — № 8. — С. 7–14.

Given are the results of investigation into peculiarities of the processes of mass transfer and phase formation in joints of dissimilar metals, characterised by a limited mutual solubility (Cu+Al, Ti+stainless steel, St.3+Al, etc.), made by pressure joining under the high rates of process loading (friction, percussion and explosion welding)

Поступила в редакцию 26.10.2001