

ПРОЦЕССЫ МАССОПЕРЕНОСА В УСЛОВИЯХ СВАРКИ ДАВЛЕНИЕМ РАЗНОРОДНЫХ МЕТАЛЛОВ

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)

Рассмотрены закономерности основных физико-химических процессов (пластической деформации, массопереноса, фазообразования), сопутствующих формированию соединений разнородных материалов (меди, титана, алюминия и их сплавов, а также сталей различного класса), отличающихся ограниченной взаимной растворимостью в условиях сварки давлением для широкого ($1 \cdot 10^{-4}$... $1 \cdot 10^2$) с^{-1} диапазона скоростей внешнего нагружения.

Ключевые слова: скорость деформации, пластическая деформация, напряжения, сегрегации, диффузия, дислокации, механизмы массопереноса, потоки масс, фазообразование

Область применения сварных соединений разнородных металлических материалов, значительная часть которых выполняется различными способами сварки давлением, весьма ограничена из-за снижения их механических и ряда других служебных характеристик. Последнее обычно связывают со склонностью такого типа соединений к образованию в процессе сварки хрупких фаз, формирующихся вдоль поверхности контакта [1, 2]. При этом к хрупким фазам, как правило, относят целый ряд образований — эвтектоидные, эвтектические смеси, метастабильные твердые растворы, интерметаллиды различной степени дисперсности и пр. [3]. Формирование фаз такого типа объясняется влиянием определенных термомеханических условий сварки, а кинетика и механизм этого процесса оцениваются как результат массопереноса, обусловленного непосредственно температурным воздействием [4, 5]. Однако в последнее время эффекты массопереноса в значительной степени связывают и с воздействием сварочной деформации, градиентами полей напряжений, возникающих по фронту действующих внешних сварочных напряжений [6]. К сожалению, сведения о взаимосвязи процессов фазообразования и массопереноса в условиях сварки давлением и особенно о влиянии характера пластической деформации как основного технологического параметра сварки на закономерности массопереноса в зоне сварки практически отсутствуют.

Исходя из этого для решения прикладных задач по получению высококачественных соединений представляется актуальной постановка более детальных экспериментальных исследований и осуществление анализа взаимосвязи факторов, укладывающихся в причинно-следственную цепочку: пластическая деформация—массоперенос—фазообразование—служебные характеристики соединений.

Некоторые из полученных результатов исследования по указанным выше направлениям представлены в настоящей работе.

Методика эксперимента и материалы исследования. Работа выполнена на соединениях раз-

нородных металлов и их сплавов, отличающихся ограниченной взаимной растворимостью, таких, как титан ВТ1-0, медь М-0, М-1, технически чистый алюминий АД-1 и упрочненный алюминиевый сплав 1201, а также железо и стали различного класса.

Для исследований особенностей массопереноса и фазообразования в зоне контакта соединения разнородных металлов использованы комплекс взаимно дополняющих методов: оптической микроскопии, дающий общее представление о структуре; радиоактивных индикаторов, включающий послойное радиоавтографирование и измерение интегральной активности; аналитической растровой электронной микроскопии, позволяющий исследовать общий характер распределения конкретных химических элементов (при съемках в характеристическом излучении), а также элементный анализ в локальных участках зоны контакта (микроскоп СЭМ-515 фирмы «Филипс», Голландия). Кроме того, использованы методики прямого исследования тонкой структуры в сочетании с микродифракционным анализом состава фазовых образований при электронно-микроскопических исследованиях на просвет (электронный микроскоп JEM-200СХ фирмы «Джеол», Япония) при ускоряющем напряжении 200 кВ. При этом разработанный метод специального ионного утонения позволил подготовить достаточно обширные поля для исследований непосредственно в зоне контакта разнородных металлов.

Были также изучены особенности массопереноса и фазообразования при получении разнородных соединений в термомеханических условиях, аналогичных тем, которые использовали для выявления закономерностей пластической деформации.

Результаты исследований. Результаты исследований, полученные методами радиоактивных индикаторов в сочетании с методами аналитической растровой и микродифракционной электронной микроскопии показали следующее. В условиях низких скоростей сварочной деформации, характерных для режимов диффузионной сварки (ДСВ), по данным радиоактивных индикаторов, в зоне контакта наблюдалось значительное повышение скорости массопереноса, что подтверждалось изменением коэффициента диффузии атомов метал-

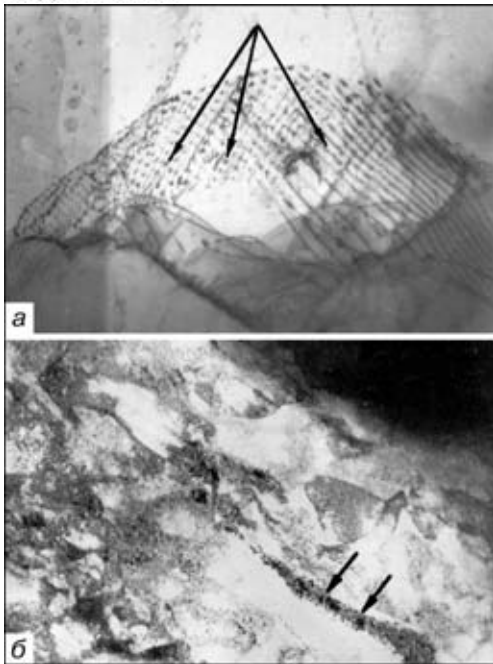


Рис. 1. Массоперенос и фазообразование при низкоскоростных способах деформации в условиях ДСВ: *a* — соединение титана с медью с дислокационным массопереносом в меди, $\times 30000$; *b* — то же в титане, $\times 20000$ (стрелками показаны сегрегационные и ультрадисперсные фазы в дислокационных системах скольжения меди вдоль суб- и межзеренных границ в титане)

ла. Эффективный коэффициент диффузии в этой зоне соизмерим с коэффициентами зернограницной и поверхностной диффузии. Однако по глубине δ зоны деформированного металла диффузионная подвижность резко снижалась и на расстоянии приблизительно 7...10 мкм от поверхности контакта свариваемых материалов уменьшалась в 150...200 раз, что достаточно подробно изложено в работе [7]. В ней доказано, что предварительные механические обработки контактирующих поверхностей перед сваркой способствуют увеличению интенсивности, а также расширению по глубине области активного массопереноса, что изначально обусловлено повышенной плотностью дефектов кристаллической решетки в механически шлифованных поверхностях и последующим активным перераспределением этих дефектов в термодиффузионных условиях сварки.

Более детальные параллельные исследования тонкой структуры зоны контакта позволили прояснить взаимосвязь процессов массопереноса и подвижности дефектов кристаллической решетки, что имеет место в структурах соединений меди с ти-

таном при ДСВ, а также стали Ст3 со сталью 12Х18Н10Т, выполненных сваркой прокаткой через прослойку никеля (рис. 1 и 2). На рис. 1 представлен процесс формирования сегрегаций и мелкодисперсных интерметаллидных фаз на отдельных дислокациях в системах скольжения в меди, а также суб- и межзеренных границ в титане в соединениях меди с титаном. Аналогично выглядит картина процесса фазообразования соединений сталей Ст3 + 12Х18Н10Т (рис. 2). Приведенная структура поперечных сечений зоны контакта свариваемых металлов иллюстрирует последовательность этапов формирования протяженных интерметаллидных фаз. Эти этапы включают образование сегрегационных скоплений различной плотности на отдельных дислокациях, появление дискретных островков формирующихся новых фаз и, наконец, последующее слияние островков фаз, сопровождающееся ростом протяженных интерметаллидов, направленных, как правило, вдоль суб- и межзеренных границ.

Выявлены также некоторые особенности массопереноса, характерные для высокоскоростных способов деформации в условиях ударной сварки в вакууме (УСВ), магнитно-импульсной сварки (МИС) и сварки взрывом (СВз).

Так, установлено, что с переходом к высокоскоростным способам деформации, исходя из структурных, концентрационных и фазовых изменений, кроме явного проявления роли дислокаций, в качестве основного канала массопереноса наблюдается и несколько иной характер этого процесса. Например, в соединении меди с алюминием в случае МИС при электронно-микроскопических исследованиях шлифов в различных режимах (во вторичных электронах, характеристическом излучении) непосредственно у поверхности сопряжения свариваемых металлов просматривается перемещение слоев металла в направлении действия внешних сварочных напряжений (рис. 3, *a*). Эти слои имеют вид обособленных, четко разграниченных микрообъемов. Некоторые из них по интенсивности отражения адекватны основному металлу, другие проявляются как области переходного контраста, что обусловлено изменением концентрационных соотношений элементов в перемещающихся слоях (рис. 4).

Кроме того, в зоне сварки при исследовании на просвет наблюдается перенос на значительное расстояние от поверхности раздела (на глубину до 200 мкм и более) отдельных частиц свариваемых

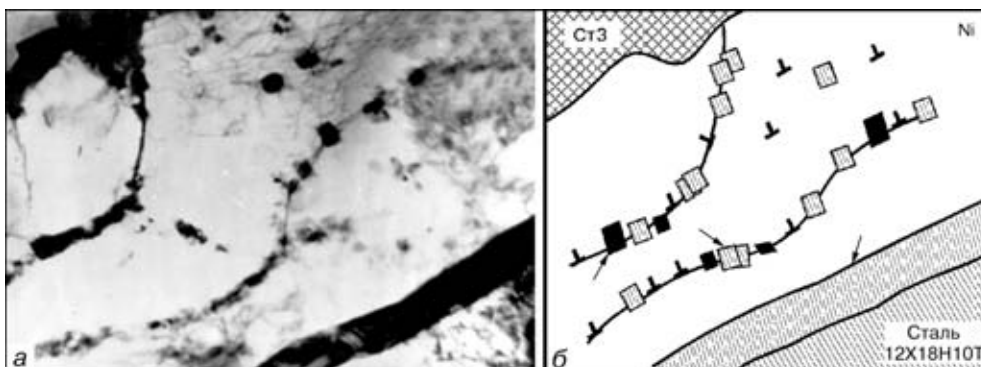


Рис. 2. Структура металла (*a*, $\times 37000$) и схема (*b*) соединения сталей Ст3 + 12Х18Н10Т через прослойку никеля, выполненного сваркой прокаткой (СПр) (стрелками показаны формирующиеся интерметаллидные дискретные фазы и прослойки)

металлов ультрадисперсных размеров (порядка нескольких десятков нанометров), а также образований кластерного типа. Причем обнаруживаются такие дисперсные частицы при особых режимах электронно-микроскопических исследований — в режиме темного поля и при достаточно больших (около $\times 200000$) увеличениях (рис. 3, б).

Более ярко выраженные процессы перемещения потоков масс свариваемых материалов наблюдаются при СВз, например, в соединениях титана с нержавеющей сталью (рис. 5).

Следующей отличительной особенностью массопереноса при высокоскоростных способах деформации (УСВ, СВз) является проявление эффекта отрыва от поверхности раздела и последующего направленного перемещения частиц более твердого (метаемого) металла сквозь массив смежного материала. Например, перемещение циркония в медь при УСВ (рис. 6) и железа в алюминий при СВз (рис. 7, а, б) достаточно часто наблюдалось при исследовании методами растровой электронной микроскопии. При этом движущиеся частицы имеют различный размер (до нескольких микрометров) и перемещаются на разное расстояние от поверхности раздела. Направление их движения не имеет кристаллографической привязки, что характерно для ДСВ, а совпадает с направлением внешних действующих напряжений. Более детально показано движение таких частиц вдоль треков-каналов на рис. 7, а, б. Глубина «дрейфа» оторвавшихся частиц, в частности циркония в меди при УСВ (рис. 6), составляет приблизительно 0,5 мкм. В условиях СВз, как это наблюдалось в многослойных соединениях железо+алюминий+медь [8, 9] это расстояние достигает приблизительно нескольких микрометров (рис. 7, а,

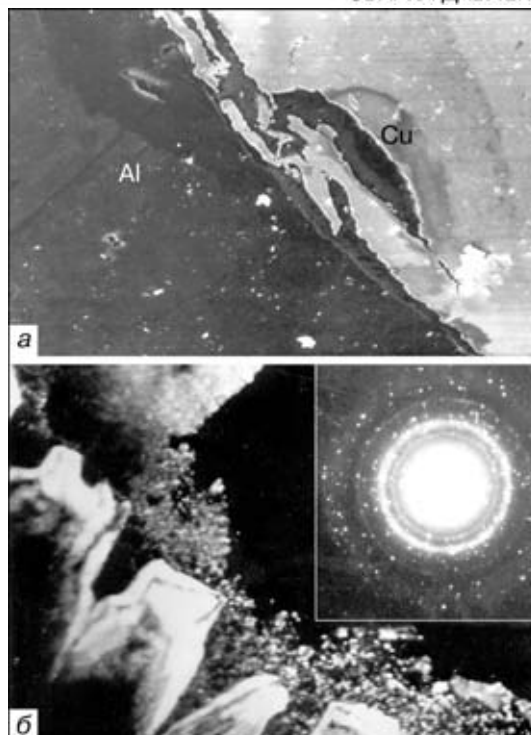


Рис. 3. Массоперенос разнородных соединений меди с алюминием в зоне контакта при МИС: а — механический перенос слоев вдоль поверхности раздела, $\times 450$; б — перенос дисперсных частиц меди в алюминий на расстоянии около 400 мкм от поверхности раздела, $\times 200000$

б). Причем каналы, вдоль которых проходит движение частиц, представляют собой либо захлопнутые полости, либо полости, частично заполненные движущимся потоком различных по размеру частиц. Во всех случаях металл в области каналов испытывает значительные упругопластические деформации, о чем свидетельствуют следы дефор-

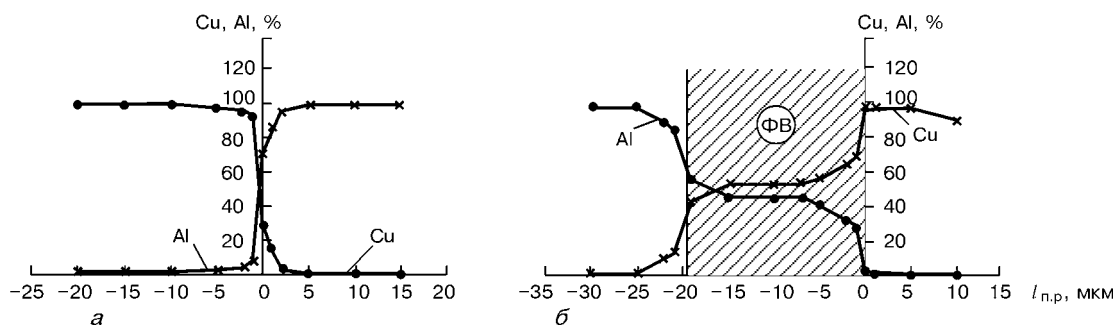


Рис. 4. Концентрационные изменения в зоне сварки в областях переменного контраста (а) и в участках фазовых выделений (ФВ) (б): $l_{н.р}$ — расстояние от поверхности раздела

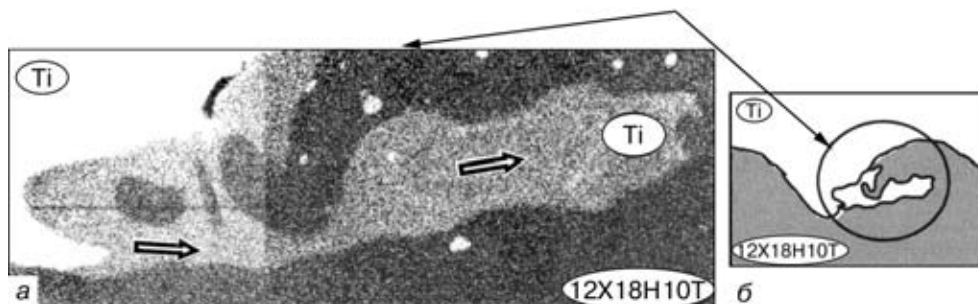


Рис. 5. Пример перемещения потоков масс при СВз: а — электронно-микроскопическое изображение ($\times 650$) потока титана в характеристическом излучении (серый цвет) во внутренние объемы нержавеющей стали (темный фон); б — схема процесса

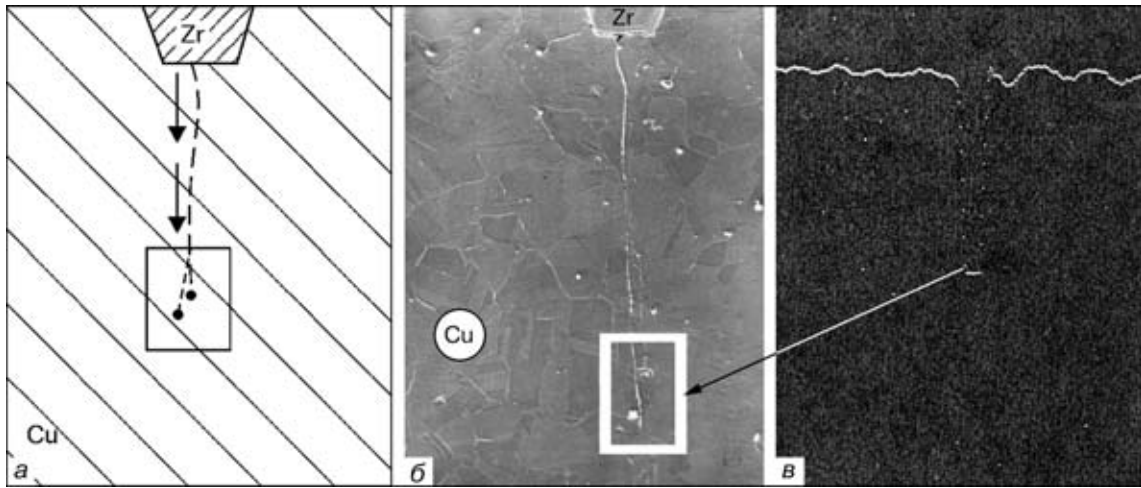


Рис. 6. Особенности массопереноса в условиях высокоскоростного способа деформации при УСВ в соединении медь+цирконий: *a*, *б* — соответственно схема и структурное изображение перемещения частиц циркония в медь; *в* — распределение циркония вдоль траектории движения частиц, $\times 200$

мации, фрагментации и релаксации. Так, характерный диффузный след обнаруживается в канале, вдоль которого происходит движение частиц химических элементов, т. е. стенки канала как бы «легируются» элементами движущейся частицы. Следует заметить, что отмеченные явления наблюдались при исследовании шлифов методами растровой электронной микроскопии.

При прямых исследованиях на просвет тонких фольг соединений, полученных СВз, перенос час-

тиц просматривается также достаточно ясно. Однако методика прямого наблюдения тонкой структуры позволила выявить, что перемещение частиц при высокоскоростных способах сварки связано с коллективными формами движения дефектов кристаллической решетки — полосами сдвига (рис. 7, *в*). Например, в соединении стали с алюминием наблюдали перемещение частиц железа размером приблизительно до 1 мкм на глубину около 100... 120 мкм от поверхности раздела, причем полосы сдвига (как и наблюдаемые в аналогичных условиях траектории движения частиц) не имели кристаллографической направленности [10–12].

Как видно из результатов экспериментов, в термомодеформационных условиях сварки давлением в зоне контакта свариваемых разнородных металлов наблюдаются разнообразные процессы массопереноса, протекающие по различным механизмам. Причем спектр этих механизмов существенно расширяется по мере увеличения скорости внешнего нагружения.

Приведем имеющиеся к настоящему времени литературные данные о закономерностях указанных процессов, выявленных в металлах при различных термомодеформационных условиях их обработки.

Так, основываясь на сравнении энергии образования и активации движения точечных дефектов, в работе [13] показано, что в металлах с ОЦК- и ГЦК-решетками в недеформированном либо слабдеформированном состоянии под действием высоких температур диффузия должна проходить преимущественно с участием точечных дефектов по вакантным узлам. При этом варьирование температуры, как отмечают также Меснер, Рейнольдс, Авербах и др., вызывает сравнительно большое изменение коэффициента диффузии [14, 15]. Экспериментально обнаружена зависимость коэффициента диффузии от линейных и двухмерных дефектов (дислокаций и границ зерен соответственно) [16–18]. При этом подчеркивается, что появление дефектов такого типа создает особо благоприятные условия для диффузии. Однако отмечается [19], что ускорение диффузии по гра-

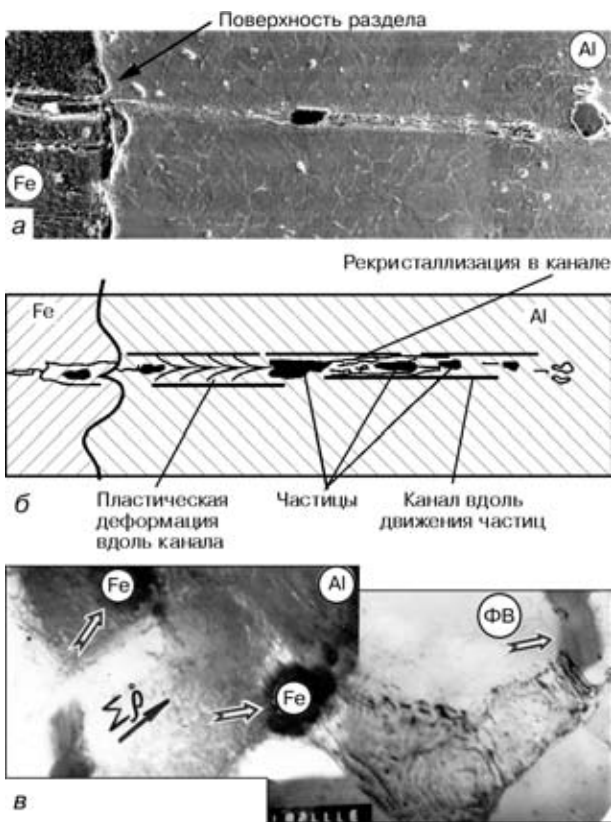


Рис. 7. Особенности массопереноса в условиях высокоскоростного способа деформации при СВз в соединении железо+алюминий: *a*, *б* — соответственно структурное изображение и схема перемещения частицы железа вдоль треков-каналов в массиве алюминия, $\times 200$; *в* — перенос частиц железа в алюминий (растровая электронная микроскопия), $\times 30000$

ницам зерен имеет место, когда отношение коэффициента диффузии по границам и в объеме зерна составляет $D_{гр}/D_{об} \geq 1 \cdot 10^5$, а также размеры зерен относительно невелики ($R \leq 1 \cdot 10^{-3}$ см). Кроме того, Ваззан и Дорн [20], а также Меснер, Рейнольдс, Авербах и Коен, Гофман, Тернбал [14, 15, 21, 22] обращали внимание на существенное (почти в 30 раз) различие в значениях коэффициентов диффузии вдоль статических и движущихся границ зерен. Заметим, однако, что отмеченные закономерности диффузии в основном относятся к термодинамически равновесному состоянию металла. При используемых на практике способах обработки материалов напряжения, возникающие при упругих и пластических деформациях (при фазовых превращениях, холодной и высокотемпературной деформациях и т. п.), приводят к образованию весьма значительной избыточной (неравновесной) концентрации дефектов, что должно способствовать более существенному повышению диффузионной активности атомов в кристаллах [23, 24]. Именно вопрос о влиянии неравновесных искажений в кристаллических решетках деформируемых материалов в последнее время привлекает внимание довольно значительный круг исследователей. Однако результаты исследований в этом направлении оказались весьма неоднозначны [24–33]. Так, расчеты, которые провели Руфф, Баллуфи [25–27], Ваззан и Дорн [20], Кимура и Маддин [28], показали, что эффект ускорения диффузии в условиях высокотемпературной деформации неодинаков и происходит за счет дислокаций, причем движущихся. К тому же, Кимура, Маддин после проведения полного анализа обнаружили увеличение скорости диффузии не менее чем в 100 раз (эффект ускорения диффузии был пропорционален скорости деформации, т. е. мгновенной концентрации дефектов). Наличие еще более существенного (более чем в 1000 раз) возрастания эффекта диффузии при деформировании никеля и меди описано в работах К. А. Осипова [24] и С. Т. Конобиевского. Они исследовали роль неравновесных искажений и чувствительности диффузии к напряжениям, обусловленным предварительными деформациями. Аналогичные явления отмечают С. З. Бокштейн [19], Рэй, Эшби [30], И. Я. Дехтяр и В. С. Михаленков [31]. Анализ роли высокотемпературной деформации в изменении коэффициента самодиффузии никеля [20, 23, 26] показал, что диффузия возрастает с увеличением степени деформации, но быстро асимптотически приближается к значению насыщения. Руфф и Баллуфи [25, 26] сделали заключение, что изменения диффузии можно грубо считать пропорциональными увеличению деформации — с возрастанием скорости деформации диффузия усиливается. Причем этот эффект наблюдается при более низкой температуре испытания. Однако, согласно данным Дэрби [29], в случае деформации серебра при 800 °С столь значительного ускорения диффузии не наблюдалось.

Уменьшение коэффициента диффузии имеет место, например, в условиях высокого давления [33]. К тому же показано, что различные металлы по-разному проявляют склонность к изменению

коэффициента диффузии под давлением в зависимости от коэффициента сжимаемости материалов.

Таким образом, из изложенного выше следует, что закономерности изменения коэффициента диффузии при различных способах деформации не всегда совпадают (эффект обнаруживается или не проявляется при общем уровне деформации приблизительно до 30 %). При этом в условиях высокотемпературной деформации не всегда имеет место эффект ускорения диффузии. Но большинство исследователей отмечают значительное ускорение процессов при больших скоростях $\dot{\epsilon}$ и низких температурах деформации. Было определено, что при малых скоростях деформации скорость диффузии изменяется пропорционально деформации ϵ (при постоянной температуре испытаний), а при увеличении значений ϵ — скорость деформирования возрастает быстрее, чем по линейному закону.

Исходя из факта резкого изменения массопереноса при различных условиях деформации металлов, рассматриваются и механизмы этого процесса. Так, анализируя закономерности исследуемых процессов, высказываются мнения, что диффузионная подвижность атомов металлов в зависимости от конкретных условий может проходить по различным механизмам. Кроме уже упомянутых механизмов диффузионных процессов, реализуемых за счет точечных и линейных дефектов кристаллической решетки, имеет место экспериментально установленный эффект значительного ускорения массопереноса, который в основном проявляется в условиях высоких скоростей нагружения, в том числе и при УСВ [34–37]. Относительно причин его возникновения существуют различные мнения.

Так, В. И. Владимиров и др. [34] связывают эти процессы с перемещением комплекса вакансий, Л. Н. Лариков, В. М. Фальченко, В. Ф. Мазанко и др. [35–37] — с действием межзудельного механизма, последователи школы академика М. А. Лаврентьева [38] — со спецификой гидродинамического течения. Согласно же представлениям, развиваемым В. Е. Паниным и его школой, проявления высокой скорости массопереноса могут быть обусловлены особыми атом-вакансионными состояниями, формирующимися в деформируемом материале в мощном поле высоких внешних воздействий [39].

Возвращаясь к представленным в данной работе результатам экспериментальных исследований взаимосвязи процессов пластической деформации и массопереноса в соединениях разнородных металлов, отметим, что при минимальных скоростях деформации ($\dot{\epsilon} \cong 1 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$) в случае ДСВ, судя по характеру формирующихся структур, в зоне контакта преимущественно реализуются дислокационные механизмы пластической деформации, связанные с перемещением индивидуальных дислокаций по определенным кристаллографическим системам скольжения. Соответственно и процессы массопереноса (о чем свидетельствует сопоставление характера формирующихся фаз и особенностей тонкой структуры) проходят, как правило, с учас-

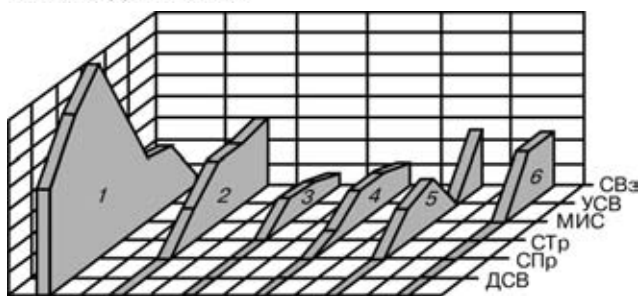


Рис. 8. Диаграмма изменения механизмов (дислокационного и механического) массопереноса и их объемной доли в этом процессе, а также форм реализации механического переноса масс в зоне контакта разнородных металлов по мере увеличения скорости деформации: 1 — дислокационный механизм массопереноса; 2 — коллективная форма движения дефектов кристаллической решетки; 3 — повороты объемов; 4 — ультрадисперсный массоперенос; 5 — перемещение масс; 6 — крупные частицы; СТр — сварка трением

тием точечных, линейных дефектов кристаллической решетки, а также вдоль суб- и межзеренных границ.

С увеличением скорости деформации (при МИС, УСВ, СВз) пластическая деформация, локализованная в зоне контакта, реализуется в значительной степени за счет коллективных перемещений дефектов решетки — мощных полос сдвига, которые уже не связаны с кристаллографическими системами, а происходят в направлении действующих (внешних) сварочных напряжений. При этом подключаются ротационные (поворотные) механизмы пластической деформации (материальные повороты различных по размерам микрообластей). Процессы массопереноса в подобных условиях высокоэнергетического внешнего воздействия также осуществляются с участием различных механизмов — перемещения потоков масс одного металла в другой (что происходит преимущественно вблизи зоны контакта), перемещения скоплений сегрегаций, отдельных частиц различной размерности, а также их комплексов. Причем реализации различных форм ускоренного массопереноса, по-видимому, способствуют особые структурные (аморфно-кристаллические) состояния, формирующиеся в зоне локализации деформации при высокоскоростных способах внешнего нагружения [40, 41]. Следует отметить, что перемещение материальных микрообъемов одного металла в другой (потоков масс, частиц) является процессом механического переноса масс, т. е. процесс проходит под действием и в направлении внешних напряжений. Это подтверждается также сравнительно прямолинейными траекториями указанных перемещений, которые проходят сквозь массивы (до нескольких десятков) зерен независимо от кристаллографической ориентировки последних.

На рис. 8 показано изменение механизмов массопереноса от дислокационного до механического, включающего перенос масс за счет поворотных, сдвиговых механизмов пластической деформации, механическое перемещение частиц различных размеров и их комплексов, а также потоков масс одного металла в другой в направлении внешних напряжений при увеличении скорости деформации.

Что касается процессов фазообразования, то следует отметить следующее. Если при низкоскоростных способах деформации в соединениях разнородных металлов, отличающихся ограниченной взаимной растворимостью, формирование и рост плотных сплошных интерметаллидных фаз происходит направленно и компактно вдоль плоскости контакта свариваемых металлов, где в основном локализованы процессы пластической деформации и соответственно массопереноса, то условия высокоскоростных способов внешнего нагружения способствуют предотвращению образования направленных сплошных хрупких прослоек. Последнее связано с диспергированием и рассредоточением образующихся интерметаллидных фаз по достаточно широкой зоне сварки. Поэтому способ ДСВ с использованием высокоскоростных режимов деформации представляется более предпочтительным с точки зрения обеспечения качества соединений разнородных металлов, особенно тех пар металлов, которые отличаются ограниченной взаимной растворимостью.

Выводы

1. Массоперенос осуществляется по различным механизмам в зависимости от скорости сварочного нагружения.
2. При минимальных скоростях деформации перемещение масс реализуется преимущественно за счет дислокационных каналов массопереноса.
3. С увеличением скорости деформации расширяется многообразие механизмов массопереноса за счет подключения других их форм, связанных с механическим перемещением масс в направлении действующих внешних напряжений, включающих перемещение масс одного металла в другой, отрыв от поверхности раздела и движение различных по размеру частиц и их комплексов, а также ротационные механизмы массопереноса.

1. Казаков Н. Ф. Диффузионная сварка материалов. — М.: Машиностроение, 1976. — 312 с.
2. Гельман А. С. Основы сварки давлением. — М.: Машиностроение, 1970. — 310 с.
3. Шрон Р. З., Зелезин В. Н. Термическая обработка и свойства сварных соединений. — Л.: Машиностроение, 1978. — 367 с.
4. Бакин О. А. Теория и практика сварочного производства. — Свердловск: УПИ, 1977. — 110 с.
5. *Characteristics of behaviour of diffusion in the transition zone of a copper — aluminium joint during friction welding* / I. Yoshiyasu, S. Takahiko, S. Masahiro, T. Masaru // *Trans. Jap. Soc. Mech. Eng. A.* — 1998. — **64**, № 618. — P. 494–499.
6. *Parameters of explosion welding and strength of joint in cladding stainless steel with different aluminium alloys using an intermediate stainless steel plate* / H. Kazuyuki, I. Takeshi, A. Takenobu et al. // *J. Jap. Weld. Soc.* — 1993. — **11**, № 1. — P. 16–21.
7. Маркашова Л. И., Малевский Ю. Б. Особенности диффузии при сварке без расплавления // *Автомат. сварка.* — 1975. — № 10. — С. 9–11, 23.
8. *Peculiarities of formation of an interfacial zone in pressure welding of dissimilar metals* / L. I. Markashova, L. S. Kireev, V. N. Zamkov, V. K. Sabokar // *Welded structures.* — London: Harwood acad. publ., 1997. — Vol. 8; Pt 1. — P. 137–147.
9. Особенности массопереноса в различных условиях сварки давлением / Л. И. Маркашова, В. В. Стаценко, А. И. Игнатенко, В. В. Арсенюк // *Материалы конф. «Высо-*

- кие технологии в машино- и приборостроении» (Саратов, май 1993 г.). — Саратов: СПУ, 1993. — С. 141–143.
10. *Исследование* микромеханизма структурообразования в условиях магнитноимпульсной сварки / Л. И. Маркашова, Ю. А. Сергеева, В. В. Стаценко, В. А. Чудаков // Сварка разнородных, композиционных и многослойных материалов. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 1990. — С. 29–35.
 11. *Микромеханизмы* и условия локализации деформации при высокоэнергетическом нагружении / В. Г. Петушков, Л. И. Маркашова, М. И. Зотов и др. // Материалы X междунар. конф. «Высокоэнергетическое воздействие на металлы» (Любляна, СФРЮ, 18–22 сент. 1989 г.). — Люблена: Б.и., 1989. — С. 325–332.
 12. *Особенности* пластической деформации алюминия при сварке взрывом / В. Г. Петушков, Л. И. Маркашова, М. И. Зотов, Л. Д. Добрушин // Сб. докл. по спецметодам сварки (Загреб, СФРЮ, 30 марта 1989 г.). — Загреб: Б.и., 1989. — С. 61–67.
 13. *Шьюмон П.* Диффузия в твердых телах. — М.: Металлургия, 1966. — 236 с.
 14. *Messner A., Benson R., Dorn I.* Self-diffusion in nickel single crystals // Trans. of the ASM. — 1961. — № 53. — P. 227–232.
 15. *Reynolds I. E., Averbach B. L., Cohen M. L.* Self-diffusion and inter-diffusion in gold-nickel alloys // Acta Met. — 1957. — № 5. — P. 29.
 16. *Frank F. C., Turnbull D.* Self-diffusion along edge dislocations in nickel // Phys. Rev. — 1966. — **147**, № 2. — P. 495–504.
 17. *Процессы* взаимной диффузии в сплавах / Под ред. К. П. Гурова. — М.: Наука, 1973. — 359 с.
 18. *Шияев А. Я.* Диффузионные процессы в металлах. — М.: Наука, 1975. — 226 с.
 19. *Диффузия* по границам зерен / С. З. Бокштейн, С. С. Гинзбург, С. Т. Кишкин, М. М. Разумовский // Поверхность. — 1984. — № 2. — С. 231–234.
 20. *Wassan A. R., Dorn I. E.* Analysis of enhanced diffusivity in nickel // J. of Appl. Phys. — 1965. — **36**, № 1. — P. 222–228.
 21. *Hoffman R. E., Turnbull D. I.* The effect of relative crystal and boundary orientations on grain boundary diffusion rates // Acta Met. — 1954. — № 2. — P. 419–426.
 22. *Hoffman R. E., Pikus F. W., Ward R. A.* Self-diffusion in solid nickel // Trans. AIME. — 1956. — № 206. — P. 483–485.
 23. *Ромашкин Ю. П.* Исследование диффузии в металлах при пластической деформации: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. — М., 1968. — 19 с.
 24. *Осинов К. А.* Вопросы теории жаропрочности металлов и сплавов. — М.: Изд-во АН СССР, 1960. — 285 с.
 25. *Ruoff A. L., Balluffi R. W.* On strain-enhanced diffusion in metals I point defect // J. of Appl. Phys. — 1963. — № 34. — P. 1634–1647.
 26. *Balluffi R. W.* Grain boundary diffusion mechanism in metals // Metallurg. Trans. — 1982. — **13**, № 12. — P. 2069–2096.
 27. *Balluffi R. W., Cahn J. W.* Mechanism for diffusion induced grain boundary migration // Acta Met. — 1981. — **29**, № 13. — P. 493–500.
 28. *Kimura H., Maddin R.* Golden single crystal vacancies concentrations, deformed at high temperatures // Ibid. — 1954. — **12**, № 9. — P. 1065–1069.
 29. *Coodhew P. J., Darby T. P., Balluffi R. W.* On the dislocation structure // Scripta Met. — 1976. — **10**, № 5. — P. 495–499.
 30. *Rai R., Ashby M. F.* On grain boundary sliding and diffusion at creep // Met. Trans. — 1971. — **2**, № 4. — P. 1113–1127.
 31. *Дехтяр И. Я., Михалеников В. С.* Влияние дефектов кристаллического строения на параметры диффузии в никелевых сплавах // Исследования по жаропрочным сплавам. — М.: Изд. АН СССР, 1959. — Т. 3. — С. 77–80.
 32. *Гегузин Я. Е.* Физика спекания. — М.: Наука, 1984. — 312 с.
 33. *Goldstein I. J., Hanneman R. E., Ogilvie R. E.* Diffusion in the Fe–Ni system at 1 and 4 kbar pressure // Trans. Met. Soc. AIME. — 1965. — № 4. — P. 812–820.
 34. *Владимиров В. И., Кусов А. А.* Взаимодействие подвижных лавин дислокаций с ансамблем диполей // Физика металлов и металловедение. — 1982. — Вып. 2. — С. 367–371.
 35. *Особенности* массопереноса при сварке железа-армко в твердом состоянии / Л. Н. Лариков, В. М. Фальченко, В. Ф. Мазанко и др. // Автомат. сварка. — 1974. — № 5. — С. 19–21.
 36. *Міграція* атомів у метастабільному твердому розчині залізо-аргон / В. В. Арсенюк, Д. С. Герцирикен, В. В. Мазанко, В. М. Фальченко // Доп. НАНУ. — 1997. — № 8. — С. 108–112.
 37. *Массоперенос* в металлах при низких температурах в условиях внешних воздействий / Д. С. Герцирикен, В. В. Мазанко, В. М. Тышкевич, В. М. Фальченко. — Киев: Ин-т металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАН Украины, 1999. — 436 с.
 38. *Сильновозбужденные* состояния в кристаллах / В. Е. Егорушин, В. Е. Панин, Е. В. Савушкин и др. // Изв. вузов. Физика. — 1987. — № 1. — С. 9–33.
 39. *Олемской А. И., Панин В. Е., Петрушин В. А.* О коллективной моде сильно возбужденного состояния твердого тела // Там же. — 1988. — № 12. — С. 14–18.
 40. *Zasimchuk E. E., Markashova L. I.* Microbands in rolling-deformed nickel single crystals // Mat. Sci. and Eng. A. — 1990. — № 127. — P. 33–39.
 41. *Особенности* структурообразования и механизмов пластической деформации в условиях магнитно-импульсной сварки / Л. И. Маркашова, Ю. А. Сергеева, В. А. Чудаков, В. В. Стаценко // Автомат. сварка. — 1991. — № 3. — С. 21–26.

Considered are the principles of basic physical-chemical processes (plastic deformation, mass transfer, phase formation) which accompany formation of joints in dissimilar materials (copper, titanium, aluminium and their alloys, as well as different grades of steels), characterised by a different mutual solubility under pressure welding conditions for a wide range of the external loading rates ($1 \cdot 10^{-4} \dots 1 \cdot 10^5$) s^{-1} .

Поступила в редакцию 24.09.2001