

УДК 538.911,621.791.13

СВЕРХВЫСОКИЕ СКОРОСТИ ОХЛАЖДЕНИЯ НА ГРАНИЦЕ СВАРИВАЕМЫХ ВЗРЫВОМ МАТЕРИАЛОВ И ИХ ВЛИЯНИЕ НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ЗОН ПЕРЕМЕШИВАНИЯ

И. А. Батаев, Д. В. Лазуренко, Ю. Н. Малютина, А. А. Никулина,
А. А. Батаев, О. Э. Матц, И. Д. Кучумова

Новосибирский государственный технический университет, 630073 Новосибирск, ivanbataev@ngs.ru

Для свариваемых взрывом металлических пластин характерно формирование на межслойных границах локальных микрообъемов, в пределах которых происходит перемешивание взаимодействующих материалов. Эти микрообъемы могут располагаться дискретно вдоль границ волнообразной формы либо непрерывно в виде тонких прослоек вдоль плоских границ. На основании множества опубликованных работ было показано, что материал в этих зонах оплавляется, а последующее его затвердевание происходит с высокой скоростью, приводящей к формированию метастабильных фаз. В данной работе выполнен анализ формирования метастабильных фаз в соединениях сталь — сталь, Та — сталь, Nb—Al и Zr—Cu. Проведена оценка скоростей охлаждения указанных материалов в зонах перемешивания. Расчетным путем показано, что скорость охлаждения расплавов, возникающих в зонах сварных швов исследуемых композитов, находится в диапазоне $10^3 \div 10^6$ К/с. В результате охлаждения зон перемешивания с такими высокими скоростями в них формируются метастабильные структуры. В отдельных случаях кристаллизация материалов подавляется и в зонах расплава формируются металлические стекла и квазикристаллические фазы.

Ключевые слова: сварка взрывом, высокие скорости охлаждения, метастабильные структуры.

DOI 10.15372/FGV20180213

ВВЕДЕНИЕ

Сварка взрывом относится к широко апробированным технологическим процессам, применяемым при соединении разнородных металлических сплавов. Как правило, данная технология используется для получения биметаллов, в которых относительно тонкий плакирующий слой, обладающий уникальными химическими или механическими свойствами, наносится на заготовку из более экономичного, воспринимающего основную нагрузку материала. Таким образом получают, например, биметаллы типа нержавеющей сталь — углеродистая сталь, титан — углеродистая сталь [1].

Механические свойства и структура композитов, получаемых по технологии сварки взрывом, подробно исследовались с момента

разработки процесса и начала его промышленного использования. Соответствующая библиография представлена в ряде монографий [2–4]. Характерной особенностью свариваемых взрывом композитов, зафиксированной многими исследователями, является волнообразная форма межслойных границ. В то же время следует отметить, что форма границ зависит от режимов сварки. Формирование сварных соединений с плоскими границами раздела также нельзя считать исключительным явлением [2–4].

Сварку взрывом часто относят к методам, не связанным с плавлением [5]. Тем не менее на границах сваренных взрывом материалов обнаруживают зоны, в которых происходит перемешивание соединяемых сплавов. Эти зоны, в связи с турбулентным характером движения материала в процессе образования, часто называют вихревыми. Форма вихрей, возникающих при сварке взрывом, близка к типичным для турбулентного течения жидких сред. Во многих работах показано, что формирование вихревых структур связано с локальным плавлением материала и его последующим высо-

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ по государственному заданию № 11.7662.2017/БЧ.

© Батаев И. А., Лазуренко Д. В., Малютина Ю. Н., Никулина А. А., Батаев А. А., Матц О. Э., Кучумова И. Д., 2018.

коскоростным затвердеванием. Так, например, на изломах сваренных взрывом стальных композитов наблюдали дендритное строение вихревых зон, характерное для материалов, полученных в условиях первичной кристаллизации [6, 7]. Косвенные признаки, свидетельствующие о локальном плавлении материала, отмечались также в работах [8–12].

В последние десятилетия в связи с широким распространением метода просвечивающей электронной микроскопии в литературе появилось большое количество данных о фазовом составе зон перемешивания. Авторы многих исследований отмечали присутствие в вихревых зонах необычных метастабильных фаз. Впервые, вероятно, формирование аморфных и квазикристаллических структур на границах сваренных взрывом пластин было зафиксировано в [13] для никеля и титана и в [14] для стали и титана. Металлические стекла наблюдались также в сваренных взрывом композициях Ti — сталь, Ta — сталь, Zr — сталь [15], Ti—Cu [16]. В работе [17] отмечали образование металлических стекол при сварке взрывом ниобия и нержавеющей стали марки SUS 304, а в работе [18] в сваренных взрывом композициях Ni—Al зафиксированы декагональные квазикристаллы. Металлические стекла, а также большое количество метастабильных кристаллических фаз обнаружены в сваренных взрывом композитах Ti—Al [19].

Причины формирования метастабильных структур в сваренных взрывом материалах в работах [17–19] объяснялись аномально высокими скоростями охлаждения зон перемешивания и особенностями химического состава соединяемых материалов. Анализ приведенных выше исследований позволяет сделать вывод о том, что скорость охлаждения вихревых зон на этапе затвердевания материала представляет собой важнейший фактор, определяющий тип структуры, образующейся в интенсивно деформируемых микрообъемах сварных швов. В зависимости от материала заготовок и скорости охлаждения расплава в вихревых зонах может быть сформирована кристаллическая, квазикристаллическая либо аморфная фазы.

Вероятно, впервые вопрос оценки характера изменения температуры вблизи межслойных границ в процессах сварки материалов взрывом был рассмотрен в работах [20, 21]. Представляя зону расплавленного металла при сварке взрывом в виде непрерывного линей-

ного источника тепла, авторы расчетным путем показали, что в диапазоне температуры $700 \div 350$ °C скорость охлаждения достигает $3.5 \cdot 10^6$ K/c. Используя собственную численную модель, авторы [22] оценили, что скорость охлаждения материала при сварке взрывом достигает 10^7 K/c. В работе [23] приведена характерная скорость охлаждения при сварке взрывом 10^5 K/c, однако метод вычисления не описан. В [3] получены значения скорости охлаждения материала вихревых зон в диапазоне $10^5 \div 10^7$ K/c, что в некоторых случаях может превышать скорость охлаждения при спиннинговании. Однако, как и в предыдущей работе, подробности метода оценки скорости охлаждения не представлены.

В данной работе скорость охлаждения, достигаемую при сварке взрывом, предлагается оценивать на основании металлографического анализа сформированных структур. Используя данные микроскопических исследований в качестве начальных условий при решении уравнения теплопроводности, можно воспроизвести температурно-временные условия затвердевания материала вихревых зон. Результаты расчетов и анализ составов свариваемых материалов позволяют прогнозировать типы формируемых при сварке взрывом структур в еще неисследованных комбинациях материалов.

1. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

В работе исследовались следующие полученные сваркой взрывом соединения материалов: низкоуглеродистая сталь — низкоуглеродистая сталь (0.18 % C), Zr—Cu, Ti—Ni, Ta — хромоникелевая нержавеющая сталь (0.12 % C, 18 % Cr, 10 % Ni, 1 % Ti), Al—Nb.

Для проведения металлографических исследований использовались оптический микроскоп Carl Zeiss Axio Observer Z1m и растровый электронный микроскоп Carl Zeiss EVO 50 XVP. Образцы представляли собой поперечные сечения сварных соединений, вырезанные в направлении вектора скорости точки контакта. Образцы шлифовали с использованием абразивной бумаги и алмазных суспензий, финишную полировку выполняли коллоидным раствором оксида кремния.

Структуру тонких слоев, возникающих на границах соединяемых пластин, исследовали на просвечивающем электронном микроскопе Tecnai G2 20. Образцы (металлические фольги) шлифовали абразивной бумагой до толщи-

ны 100 мкм. На следующем этапе в центральной части образца с помощью микрокристаллических алмазных паст на установке Gatan Dimple Grinder вышлифовывалась лунка. Финальная стадия подготовки осуществлялась на установке ионного утонения Gatan Precision Ion Polishing System.

2. РЕЗУЛЬТАТЫ МИКРОСКОПИЧЕСКИХ ИССЛЕДОВАНИЙ

На рис. 1, *a* отражены результаты исследования структуры сваренных взрывом пластин из низкоуглеродистой стали. Межслойная граница имеет типичную для данного процесса волнообразную форму. На поперечном сечении образца можно выделить несколько характерных зон (1–4). В зависимости от особенностей пластического течения материалов и расстояния от границы соединения заготовок, конкуренция процессов тепловыделения и теплоотвода, сопровождающих сварку взрывом, приводит к различным результатам.

Зона 1 соответствует вихревой области. Материал этой зоны, расположенной в непосредственной близости к границе соединения заготовок, подвергался высокоскоростной деформации с большими степенями. Результаты структурных исследований свидетельствуют о том, что тепла, выделившегося на этапе интенсивной деформации, было достаточно для появления расплава. Материал вихревых зон интенсивно нагревался до температуры плавления, а последующий отвод тепла в окружающие объемы приводил к формированию мартенситной

структуры (рис. 1, *б*).

Соотношение процессов пластической деформации и нагрева стали, развивающихся в зоне 2, сопровождалось фазовой перекристаллизацией и формированием мелкозернистого феррита. Материал зоны 3 в процессе сварки взрывом претерпел значительную деформацию, однако температурно-временные условия, соответствующие этой зоне, к развитию рекристаллизационных процессов не привели. В наименьшей степени признаки пластической деформации проявляются в зоне 4. О развитии пластического течения здесь свидетельствует лишь образование двойников деформационного происхождения.

На практике сварка взрывом пластин из углеродистых сталей применяется относительно редко. В то же время данное соединение представляет собой модельный материал, на примере которого можно проследить процессы пластической деформации и нагрева материала при высокоскоростном соударении пластин. Наиболее существенные преобразования материалов при сварке взрывом локализованы в тонкой зоне (в данном случае около 100 мкм) вблизи межслойных границ. Подробное изучение распределения температуры по сечению сваренных взрывом пластин из углеродистой стали проведено в работе [7] методом металлографического анализа.

С практической точки зрения большой интерес представляет сварка взрывом пластин из разнородных материалов. В вихревых зонах таких соединений часто происходит перемешивание двух сплавов, сочетание которых в равно-

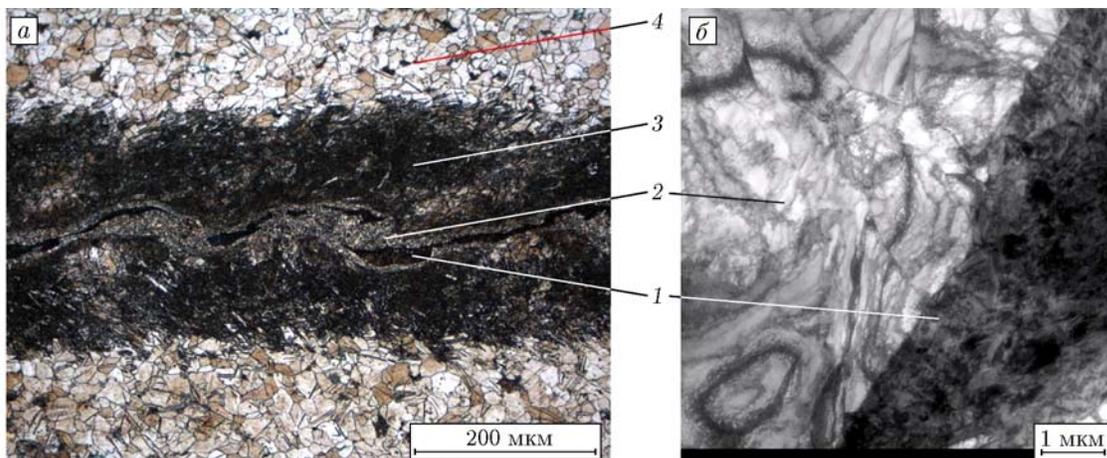


Рис. 1. Сварное соединение двух пластин низкоуглеродистой стали, полученное взрывом: *a* — световая микроскопия, *б* — просвечивающая электронная микроскопия

весных условиях сопровождается формированием интерметаллидов. В большинстве случаев интерметаллидные соединения, обладающие сложной атомной структурой, являются весьма хрупкими материалами. В литературе часто упоминается, что именно хрупкость образующихся интерметаллидов определяет сложность получения сварных соединений из ряда сплавов [2, 3].

На рис. 2 и 3 представлены примеры структур, образующихся в сварных соединениях разнородных металлов, зафиксированные методами растровой и просвечивающей электронной микроскопии. Все сварные соединения, проанализированные в данной работе, содержат метастабильные структуры различного типа. Экспериментально установлено, что вихревые зоны, возникшие в соединениях Zr—Cu (рис. 2, *a*), преимущественно состоят из аморфной фазы (рис. 2, *b*). При этом следует от-

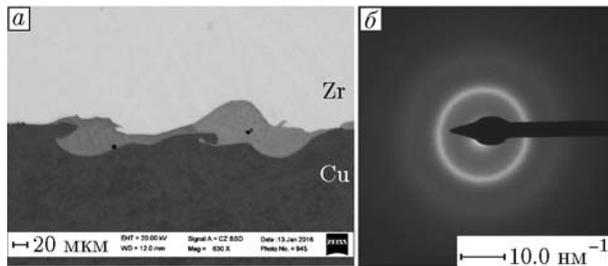


Рис. 2. Сварное соединение Zr—Cu:

a — растровая электронная микроскопия, *b* — картина электронной дифракции материала вихревой зоны

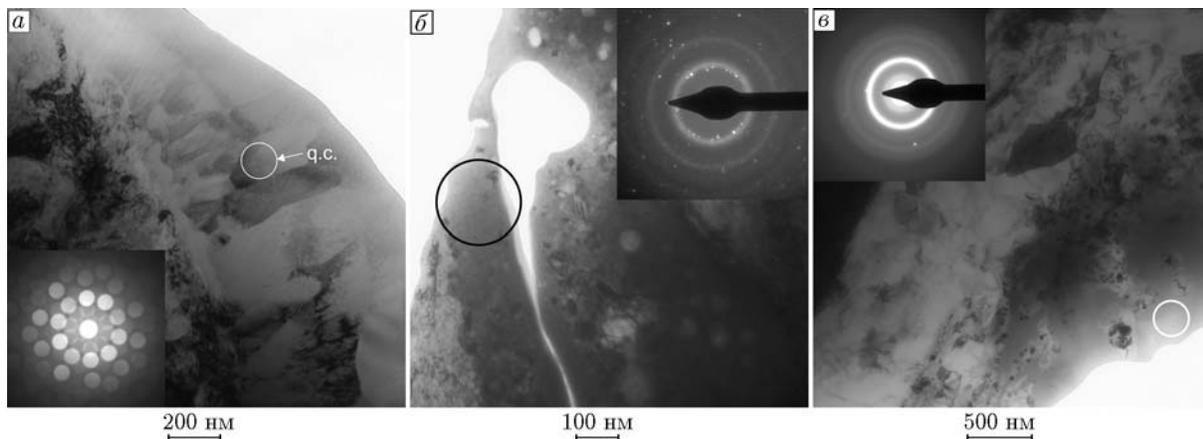


Рис. 3. Изображения и картины электронной дифракции вихревых зон, полученные методом просвечивающей электронной микроскопии при исследовании соединений Ti—Ni (*a*), Ta — нержавеющая сталь (*b*) и Al—Nb (*c*)

метить, что среди двухкомпонентных систем сплавы системы Zr—Cu являются одними из лучших стеклообразователей.

В системе Ni—Ti наряду с кристаллическими фазами в виде соединений NiTi и Ni₃Ti обнаружены выделения квазикристаллической фазы (см. врезку на рис. 3, *a*). Сварка пластин тантала и нержавеющей стали (рис. 3, *b*), а также алюминия и ниобия (рис. 3, *c*) сопровождается формированием микрообъемов, в которых нанокристаллические выделения распределены в аморфной матрице.

Как уже отмечалось ранее, образование метастабильных структур в вихревых зонах сварных соединений можно объяснить высокой скоростью охлаждения при отводе тепла из расплава в окружающие, слабо нагретые слои материала. Следует, тем не менее, подчеркнуть, что в экспериментах по закалке из жидкого состояния металлические стекла и квазикристаллические структуры формируются не во всех сплавах. В результате многочисленных экспериментов, которые активно проводились начиная с 60-х годов прошлого века, был выработан ряд эмпирических правил по выбору составов металлических сплавов, наиболее склонных к стеклообразованию [24]. Так, установлено, что большинство аморфизируемых сплавов имеет составы, близкие к эвтектическим. Энтальпия смешения основных элементов, входящих в эти сплавы, как правило, отрицательна. Стеклообразование характерно для сочетаний элементов, разница в атомных радиусах которых превышает 10 %. Кроме того, было показано,

но, что большинство сплавов, склонных к аморфизации, состоят из нескольких компонентов (часто более четырех). Следует, тем не менее, отметить, что большое количество двухкомпонентных сплавов способны аморфизироваться в процессе ускоренного охлаждения, однако их стеклообразующая способность, как правило, невелика.

Анализ приведенных выше правил позволяет сделать вывод о том, что образование аморфных фаз в вихревых зонах соединений Zr—Cu, Ta — нержавеющая сталь и Al—Nb вполне закономерно. В каждой из систем Zr—Cu, Al—Nb и Ta—Fe—Ni—Cr присутствует одна или несколько эвтектических точек. Атомы циркония и ниобия существенно больше атомов меди и алюминия [25]. Аналогичная ситуация наблюдается и при сравнении атомного радиуса тантала с атомными радиусами железа, никеля и хрома [25]. Анализируя значения энтальпии смешения, представленные в работе [26], можно отметить, что этот критерий также выполняется.

Для предсказания возможности формирования квазикристаллических материалов при закалке сплавов из жидкого состояния также были предложены эмпирические критерии. Однако они различаются в зависимости от основных компонентов, входящих в состав сплава.

Важно подчеркнуть, что главным условием образования аморфных и квазикристаллических структур при закалке из жидкого состояния является достижение некоторой критической скорости охлаждения. Так, например, в пионерской работе [27] отмечалось, что аморфная структура, вероятно, может быть получена

при закалке любого сплава из жидкого состояния, если скорость его охлаждения достаточно высока. По этой причине анализу скорости охлаждения материалов вихревых зон при выполнении данной работы было уделено особое внимание.

3. АНАЛИЗ СКОРОСТЕЙ ОХЛАЖДЕНИЯ

Наиболее простым случаем для анализа скорости охлаждения является формирование соединений с плоской межслойной границей между однородными металлами. При формировании сварных швов плоской формы вдоль них может быть образована непрерывная зона расплавленного металла. Схематически такой случай представлен на рис. 4, *a*. В связи с высокой скоростью движения точки контакта можно ожидать, что расплавленный металл будет иметь вытянутую форму, а последующее его охлаждение будет происходить преимущественно за счет отвода тепла в направлении, перпендикулярном вектору скорости точки контакта (в направлении x в соответствии с обозначениями на рис. 4, *a*). Таким образом, тепловым потоком в направлении, параллельном вектору скорости точки контакта, можно пренебречь. В этом случае зависимость температуры в любой точке пластины от времени можно оценить, решая одномерное уравнение теплопроводности

$$\frac{\partial T}{\partial t} = \alpha \frac{\partial^2 T}{\partial x^2},$$

где T — температура, α — коэффициент тем-

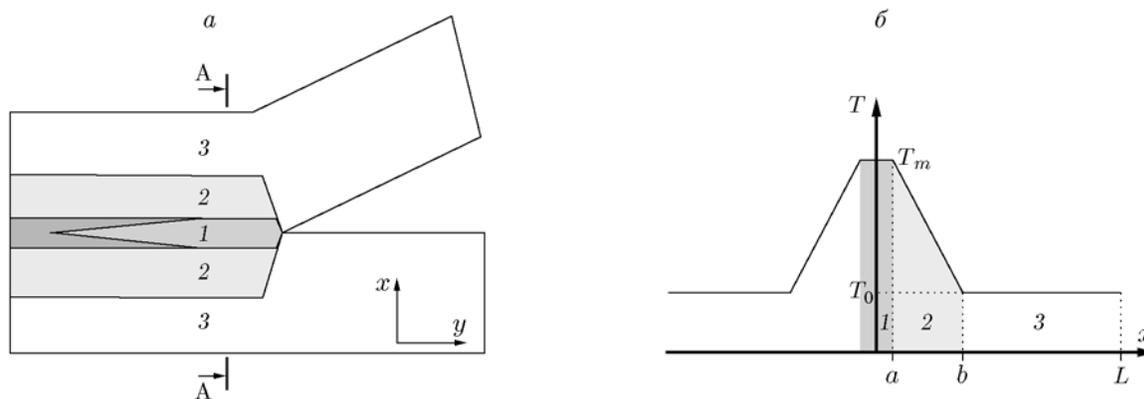


Рис. 4. Схема формирования сварного соединения с плоской межслойной границей (*a*) и схематическое распределение температуры в сечении А—А (*б*)

пературопроводности материала.

Допуская, что распределение температуры при сварке разнородных материалов симметрично относительно межслойной границы (рис. 4, б), а также считая скорость теплообмена с окружающей средой пренебрежимо малой, можно сформулировать следующие граничные условия:

$$\frac{\partial T(0, t)}{\partial x} = \frac{\partial T(L, t)}{\partial x} = 0,$$

где L — толщина пластины. Это уравнение можно решить, используя метод разделения переменных:

$$T(x, t) = \sum_{n=0}^{\infty} A_n \cos\left(\frac{n\pi x}{L}\right) \exp\left[-k\left(\frac{n\pi}{L}\right)^2 t\right],$$

где коэффициент A_n определяется исходя из начальных условий $T(x, 0)$:

$$A_n = \begin{cases} \frac{1}{L} \int_0^L T(x, 0) dx, & n = 0, \\ \frac{2}{L} \int_0^L T(x, 0) \cos \frac{n\pi x}{L} dx, & n \neq 0. \end{cases}$$

Выбор начальных условий является нетривиальной задачей. Их можно получить, например, с помощью дополнительных расчетов, как это было сделано в работе [21]. Другой подход заключается в оценке начального распределения температуры материала на основании металлографических исследований микроструктур, возникающих после сварки взрывом в различных участках сварного соединения.

Последний способ применен в данной работе. Так, например, анализируя результаты металлографических исследований сваренной взрывом низкоуглеродистой стали, можно предположить, что распределение температуры в процессе сварки взрывом имеет вид, представленный на рис. 4, б.

В зависимости от достигаемых температур в поперечном сечении сварного шва условно можно выделить три области (1–3 на рис. 4, б). Область 1 соответствует вихревой зоне, температура в которой с целью упрощения принята равной температуре плавления материала (T_m). В области 2 — зоне сильно деформированного материала — температура постепенно снижается от температуры плавления до температуры T_0 , соответствующей температуре слабо деформированного металла (зона 3). Материал в зоне слабой деформации 3 нагревается лишь за счет прохождения ударных волн. Рост температуры в этой зоне, в соответствии с работой [28], не превышает нескольких сотен градусов.

Таким образом, в упрощенной форме начальные условия, используемые в данной работе, можно сформулировать следующим образом:

$$T(x, 0) = \begin{cases} T_m, & 0 \leq x \leq a, \\ T_m - pa + px, & a < x \leq b, \\ T_0, & b < x \leq L, \end{cases}$$

где $p = (T_m - T_0)/(a - b)$.

В качестве примера на рис. 5 приведены расчетные распределения температур и скорости

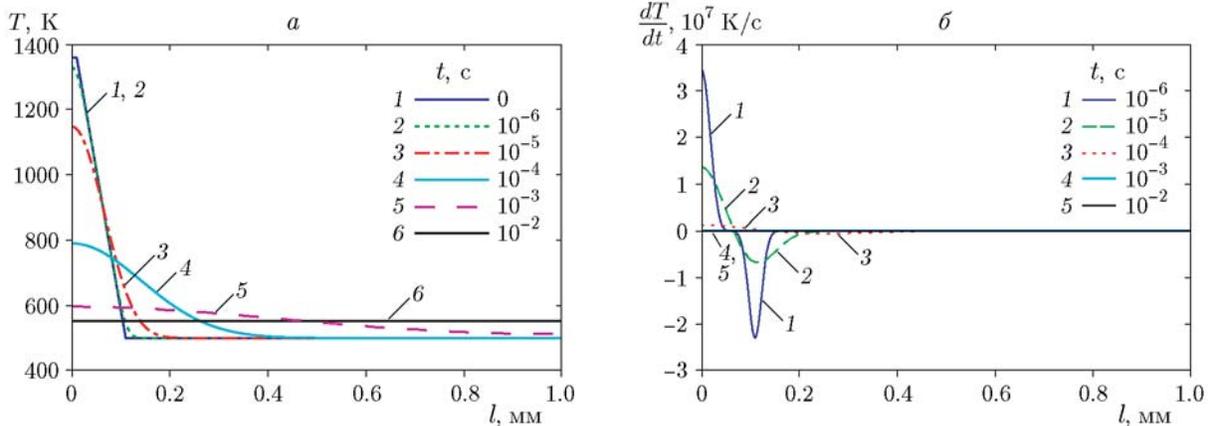


Рис. 5. Распределения температур (а) и скоростей охлаждения (б) по сечению сваренных взрывом медных пластин в различные моменты времени (l — расстояние от границы)

стей охлаждения по сечению сваренных взрывом медных пластин в различные моменты времени. Данные, использованные в расчетах, представлены в таблице. Из рис. 5 следует, что уже в течение 0.01 с происходит полное выравнивание температуры по толщине пластины. Максимальные скорости охлаждения реализуются в начальные моменты времени в вихревых зонах образца, когда градиент температуры достаточно высок. Так, через 1 мкс после начала охлаждения скорость охлаждения в центре вихревой зоны достигает $3.5 \cdot 10^7$ К/с. С течением времени по мере выравнивания температуры по сечению образца снижается и скорость охлаждения.

Для анализа возникающих в материале структур наибольший интерес вызывает зависимость скорости охлаждения от температуры в данной точке образца. Такие кривые для точки, находящейся в центре вихревой зоны, пред-

ставлены на рис. 6. Известно, что в процессе высокоскоростного охлаждения расплава переохлажденная жидкость сохраняется до низких температур, существенно меньших температуры плавления материала. Так, например, в процессе спиннингования металлических стекол системы Zr—Cu переохлажденная жидкость сохраняется до температур $640 \div 840$ К. При этом скорость охлаждения материала в процессе спиннингования в зависимости от режима составляет по разным оценкам от 10^4 до 10^7 К/с. Согласно рис. 6 скорость охлаждения большинства рассмотренных материалов лежит в диапазоне $10^3 \div 10^5$ К/с, а в случае меди — $10^5 \div 10^6$ К/с.

Представленные выше результаты расчетов свидетельствуют о том, что условия охлаждения материала вихревых зон близки к условиям охлаждения, реализуемым в распространенных в промышленности методах получения металлических стекол и других метастабильных материалов. Таким образом, образование аморфных, квазикристаллических и других метастабильных структур на границах свариваемых взрывом материалов можно считать явлением типичным. Наличие или отсутствие этих структур в вихревых зонах определяется в первую очередь химическим составом свариваемых взрывом пластин. Если состав образующихся зон соответствует эмпирическим правилам образования металлических стекол или квазикристаллов, то вероятность их обнаружения в вихревых зонах весьма высока. Следует отметить, что образование в вихревых зонах метастабильных кристаллических фаз (например, мартенситных) также весьма ожидаемо.

Исходные данные, использованные при расчете температуры и скорости охлаждения материалов

Материал	α , мм ² /с	T_m , К	T_0 , К	L , мм	a , мм	b , мм
Cu	89.65	1358	500	1	0.01	0.1
Zr	13.1	2133				
Ti	8.35	1944				
Fe	6.4	1810				
Nb	24	2750				
Ta	22	3295				
Сталь 316	5.65	1703				

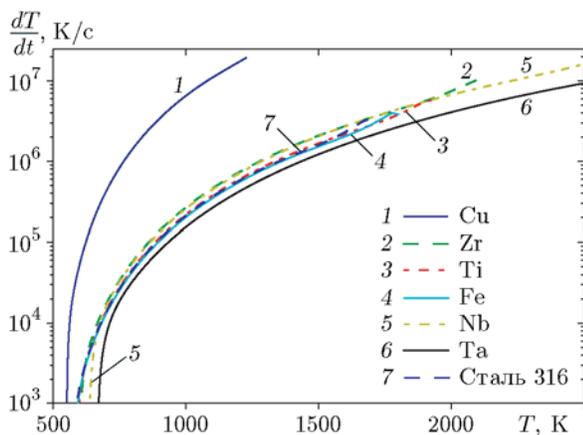


Рис. 6. Зависимость скорости охлаждения материалов от температуры вихревой зоны

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В данной работе сочетание металлографического анализа структуры и аналитического решения уравнения теплопроводности было использовано для обнаружения метастабильных структур в сваренных взрывом металлах и объяснения причин их формирования. Метастабильные структуры образуются на межслойных границах в результате локального плавления свариваемых взрывом металлов, их перемешивания и высокоскоростного охлаждения за счет отвода тепла в слабо нагретые объемы материала. Расчетные скорости охлаждения в диапазоне температуры $640 \div 840$ К составляют $10^3 \div 10^6$ К/с для большинства про-

анализированных в работе материалов. Образование металлических стекол или квазикристаллических фаз в вихревых зонах наблюдается в тех случаях, когда состав материалов удовлетворяет эмпирическим правилам образования соответствующих структур. Показано, что в соединениях Zr—Cu, Ta — нержавеющая сталь и Al—Nb образуются участки аморфного металла, а в соединении Ni—Ti — квазикристаллическая фаза.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Ferjutz K., Davis J. R.** ASM Handbook: V. 6: Welding, Brazing, and Soldering. — Materials Park, OH: ASM Intern., 1993.
2. **Дерибас А. А.** Физика упрочнения и сварки взрывом. — Новосибирск: Наука, 1980.
3. **Crossland V.** Explosive Welding of Metals and Its Application. — Oxford: Clarendon Press, 1982.
4. **Захаренко И. Д.** Сварка металлов взрывом. — Минск: Наука и техника, 1990.
5. **Акса Е., Gürsel A.** Solid state welding and application in aeronautical industry // Periodicals Eng. Natur. Sci. (PEN). — 2016. — V. 4, N 1. — P. 1–8.
6. **Батаев И. А., Батаев А. А., Мали В. И., Батаев В. А., Балаганский И. А.** Структурные изменения поверхностных слоев стальных пластин в процессе сварки взрывом // Металловедение и термическая обработка металлов. — 2013. — Т. 669, № 9. — С. 54–59.
7. **Батаев И. А., Батаев А. А., Мали В. И., Буров В. Г., Приходько Е. А.** Особенности образования и строения вихревых зон, формируемых при сварке взрывом углеродистых сталей // Физика металлов и металловедение. — 2012. — Т. 113, № 3. — P. 247–254.
8. **Гринберг Б. А., Иванов М. А., Рыбин В. В., Елкина О. А., Иноземцев А. В., Волкова А. Ю., Кузьмин С. В., Лысак В. И.** Сварка взрывом: процессы перемешивания металлов, не имеющих взаимной растворимости (железо — серебро) // Физика металлов и металловедение. — 2012. — Т. 113, № 11. — С. 1099–1110.
9. **Гринберг Б., Иванов М., Плотников А.** Поверхность раздела при сварке взрывом: разлет частиц, локальное расплавление, перемешивание // Вестн. Тамбов. ун-та. Сер. Естествен. и техн. науки. — 2013. — Т. 18, № 4. — С. 1837–1839.
10. **Лысак В., Кузьмин С.** Опыт изготовления сваркой взрывом крупногабаритных биметаллических листов с коррозионно-стойким слоем // Изв. ВолгГТУ. — 2014. — Т. 147, № 7. — С. 4–15.
11. **Wang B., Xie F., Luo X., Zhou J.** Experimental and physical model of the melting zone in the interface of the explosive cladding bar // J. Mater. Res. Technol. — 2016. — V. 5, N 4. — P. 333–338.
12. **Akbari Mousavi S. A. A., Farhadi Sarrangi P.** Experimental investigation of explosive welding of cp-titanium/AISI 304 stainless steel // Mater. Des. — 2009. — V. 30, N 3. — P. 459–468.
13. **Nishida M., Chiba A., Morizono Y., Matsumoto M., Murakami T., Inoue A.** Formation of nonequilibrium phases at collision interface in an explosively welded Ti/Ni clad // Mater. Trans., JIM. — 1995. — V. 36, N 11. — P. 1338–1343.
14. **Nishida M., Chiba A., Honda Y., Hirazumi J.-I., Horikiri K.** Electron microscopy studies of bonding interface in explosively welded Ti/steel clads // SIJ Intern. — 1995. — V. 35, N 2. — P. 217–219.
15. **Paul H., Morgiel J., Baudin T., Brisset F., Prazmowski M., Miszczyk M.** Characterization of explosive weld joints by TEM and SEM/EBSD // Arch. Metallurgy and Mater. — 2014. — V. 59, N 3. — P. 1129–1136.
16. **Zu G., Li X., Zhang J., Zhang H.** Interfacial characterization and mechanical property of Ti/Cu clad sheet produced by explosive welding and annealing // J. Wuhan Univ. of Technol., Mater. Sci. Ed. — 2015. — V. 30, N 6. — P. 1198–1203.
17. **Bataev I. A., Hokamoto K., Keno H., Bataev A. A., Balagansky I. A., Vinogradov A. V.** Metallic glass formation at the interface of explosively welded Nb and stainless steel // Metals and Mater. Intern. — 2015. — V. 21, N 4. — P. 713–718.
18. **Bataev I. A., Ogneva T. S., Bataev A. A., Mali V. I., Esikov M. A., Lazurenko D. V., Guo Y., Jorge A. M. J.** Explosively welded multilayer Ni—Al composites // Mater. Des. — 2015. — V. 88. — P. 1082–1087.
19. **Lazurenko D. V., Bataev I. A., Mali V. I., Bataev A. A., Maliutina I. N., Lozhkin V. S., Esikov M. A., Jorge A. M. J.** Explosively welded multilayer Ti—Al composites: Structure and transformation during heat treatment // Mater. Des. — 2016. — V. 102. — P. 122–130.
20. **Захаренко И. Д.** О тепловом режиме зоны сварного шва при сварке взрывом // Физика горения и взрыва. — 1971. — Т. 7, № 2. — С. 269–272.
21. **Захаренко И. Д., Соболенко Т. М.** Тепловые эффекты в зоне соединения при сварке взрывом // Физика горения и взрыва. — 1971. — Т. 7, № 3. — С. 433–436.
22. **Liu W. D., Liu K. X., Chen Q. Y., Wang J. T., Yan H. H., Li X. J.** Metallic glass coating on metals plate by adjusted explosive welding technique // Appl. Surf. Sci. — 2009. — V. 255, N 23. — P. 9343–9347.

23. **Гринберг Б., Иванов М., Рыбин В., Кузьмин С., Лысак В., Елкина О., Пацелов А., Антонова О., Иноземцев А., Волкова А., Плотников А.** Диссипативные структуры при сварке взрывом // Изв. ВолгГТУ. — 2012. — Т. 5, № 14. — С. 27–43.
24. **Inoue A.** Stabilization of metallic supercooled liquid and bulk amorphous alloys // Acta Materialia. — 2000. — V. 48, N 1. — P. 279–306.
25. **Senkov O. N., Miracle D. B.** Effect of the atomic size distribution on glass forming ability of amorphous metallic alloys // Mater. Res. Bull. — 2001. — V. 36, N 12. — P. 2183–2198.
26. **Takeuchi A., Inoue A.** Mixing enthalpy of liquid phase calculated by miedema's scheme and approximated with sub-regular solution model for assessing forming ability of amorphous and glassy alloys // Intermetallics. — 2010. — V. 18, N 9. — P. 1779–1789.
27. **Klement W., Willens R. H., Duwez P.** Non-crystalline structure in solidified gold-silicon alloys // Nature. — 1960. — V. 187, N 4740. — P. 869–870.
28. **Ahrens T. J., Bass J. D., Abelson J. R.** Shock temperatures in metals // Shock Waves in Condensed Matter — 1989. — New York: Elsevier, 1990. — P. 851–857.

Поступила в редакцию 24/IV 2017 г.
