



## ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ ТИТАНОСТАЛЬНЫХ СОЕДИНЕНИЙ В УСЛОВИЯХ СВАРКИ ВЗРЫВОМ

**В. В. АРСЕНЮК**, канд. техн. наук, **Л. И. МАРКАШОВА**, д-р техн. наук, чл.-кор. НАН Украины **Г. М. ГРИГОРЕНКО**,  
**Е. В. ПОЛОВЕЦКИЙ**, **В. П. БУГАЕЦ**, инженеры (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Рассмотрены закономерности процессов формирования структуры и характера ее изменения в титаностальных соединениях, полученных сваркой взрывом, а также факторы, провоцирующие ухудшение свойств соединений.

*Ключевые слова:* сварка взрывом, дисперсные образования, поток титана, поток стали, зона завихрения, эвтектические образования, межзеренные прослойки, напряженное состояние, скольжение, двойникование, повороты микроробъемов

Для изготовления конструкций и узлов, работающих в сложных эксплуатационных условиях, требуется создание новых разнородных многослойных материалов, особое место среди которых занимают композиции с титаном. Об этом свидетельствует анализ более 250 работ, опубликованных за последнее десятилетие.

Что касается способов изготовления указанных материалов, то наряду с традиционными (прокатка, пайка) наибольшее предпочтение отдают различным способам сварки давлением (диффузионная сварка в вакууме, совмещенный процесс диффузионной сварки со сверхпластической формовкой [1, 2] и др.). Однако в последнее время все больше используют высокоскоростные способы сварочного деформирования, в частности, ударную сварку в вакууме и сварку взрывом [3–10], которые, к сожалению, не исключают все трудности получения качественных соединений разнородных материалов, особенно связанных с образованием легкоплавких эвтектик, интерметаллидных фаз [4], непрочных остаточных напряжений [5, 7], расслоений [10], микротрещин в слоях адиабатического сдвига [9].

Понятно, что традиционными методами исследования не представляется возможным установить причины ухудшения свойств соединений из-за недостатка данных о ключевых процессах, протекающих в зоне сварки (процессах структуро- и фазообразования, характере пластической деформации, распределении внутренних напряжений и условиях трещинообразования в различных областях сварного соединения), сведения о которых могут быть получены при использовании прямых методов исследования, включая и исследование тонкой структуры на просвет.

Некоторые результаты исследований в этом направлении применительно к соединению нержавеющей стали с титаном, выполненному сваркой взрывом, изложены в настоящей работе.

Зону сварки соединений титана ВТ1-0 с нержавеющей сталью 12Х18Н9Т, полученных сваркой взрывом, исследовали с помощью комплексных методов, включающих оптическую микроскопию, аналитическую растровую электронную микроскопию (СЕМ-515, «Филипс», Голландия) и просвечивающую микрофракционную электронную микроскопию (JEM-200СХ, JEOL, Япония) с ускоряющим напряжением 200 кВ. Для детальных исследований тонкой структуры зоны соединения разнородных металлов на просвет и особенностей фазообразования использовали специально разработанные методики ионного утонения объектов ионизированными потоками аргона [11].

**Таблица 1. Изменения элементного состава (мас. %) металла в зоне соединения ВТ1-0+12Х18Н9Т на различном расстоянии от поверхности контакта на участках без фазовых выделений (I, II области)**

Химический элемент	Титан ВТ1-0					12Х18Н9Т					
	при расстоянии от поверхности контакта, мкм										
	15	10	7	5	2	на границе контакта	2	5	7	10	
Ti	97,3	98,0	97,04	93,5	66,0	59,3	18,80	15,34	4,30	1,72	1,61
Fe	1,60	1,20	1,97	4,60	22,3	27,2	55,70	57,26	67,08	67,70	66,90
Cr	0,50	0,40	0,48	1,22	7,60	8,62	11,16	11,40	15,12	18,40	19,05
Ni	0,10	0,18	0,25	0,26	2,80	3,80	12,00	13,52	11,20	10,02	10,18
Si	0,35	0,05	0,04	0,14	0,70	0,43	0,10	0,30	0,24	0,85	0,82
Mn	0,070	—	0,06	0,23	0,40	0,34	1,00	1,02	1,59	1,18	1,25
V	—	0,20	0,15	—	0,20	0,30	1,20	0,12	0,38	0,12	0,14

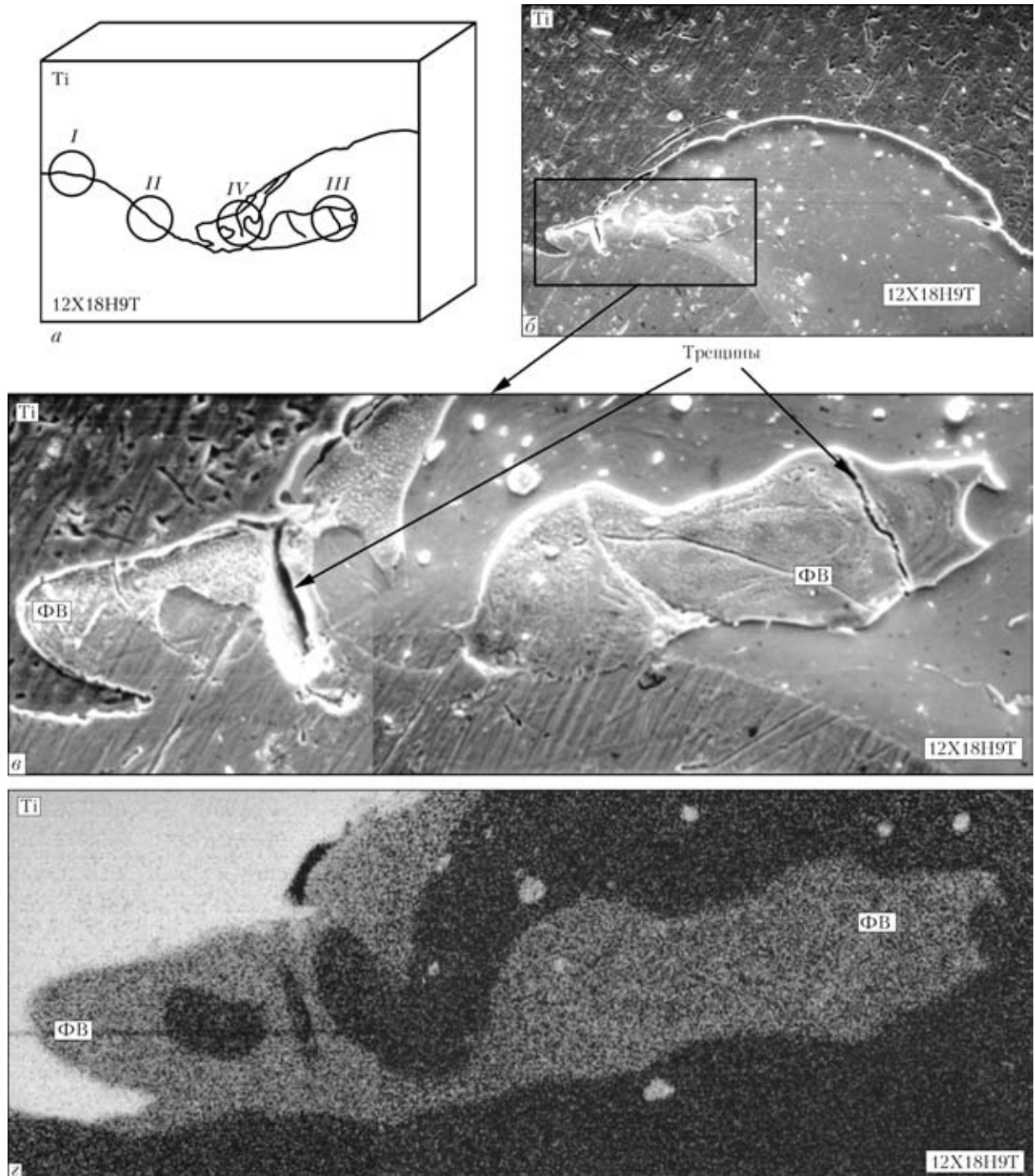


Рис. 1. Микроструктура металла в зоне соединения титана ВТ1-0 с нержавеющей сталью 12Х18Н9Т: а — схема; б — общий вид; в — переходная зона между титаном и сталью (X163); г — распределение титана при съемке в характеристическом излучении (X655); ФВ — фазовые выделения

Общий вид зоны соединения и отдельные фрагменты структуры свариваемых металлов представлены на рис. 1.

Анализ структуры (рис. 1, б-г) и химического состава (рис. 2, табл. 1, 2) металла зоны волнообразования, полученных при исследовании на растровом электронном микроскопе в отраженных электронах и в характеристическом излучении, показал, что структура зоны волнообразования отличается особой сложностью. Одной из ее характерных особенностей является формирование потоков титана и стали (рис. 1, в, г) шириной 10...50 мкм, которые отличаются химическим сос-

тавом, что достаточно четко просматривается при съемках в характеристическом излучении, где распределение титана представлено светлыми участками на фоне темных зон, соответствующих распределению стали (рис. 1, г). Причем составы потоков стали и титана отличаются от состава свариваемых металлов — стали 12Х18Н9Т и титана ВТ1-0. Так, в потоке титана содержание последнего составляет 16...18 и 56...57 % Fe. Более конкретные данные об изменении концентраций в потоках представлены в табл. 1, 2.

Судя по одинаковой интенсивности отражений (рис. 1, г), а также результатам анализа хими-

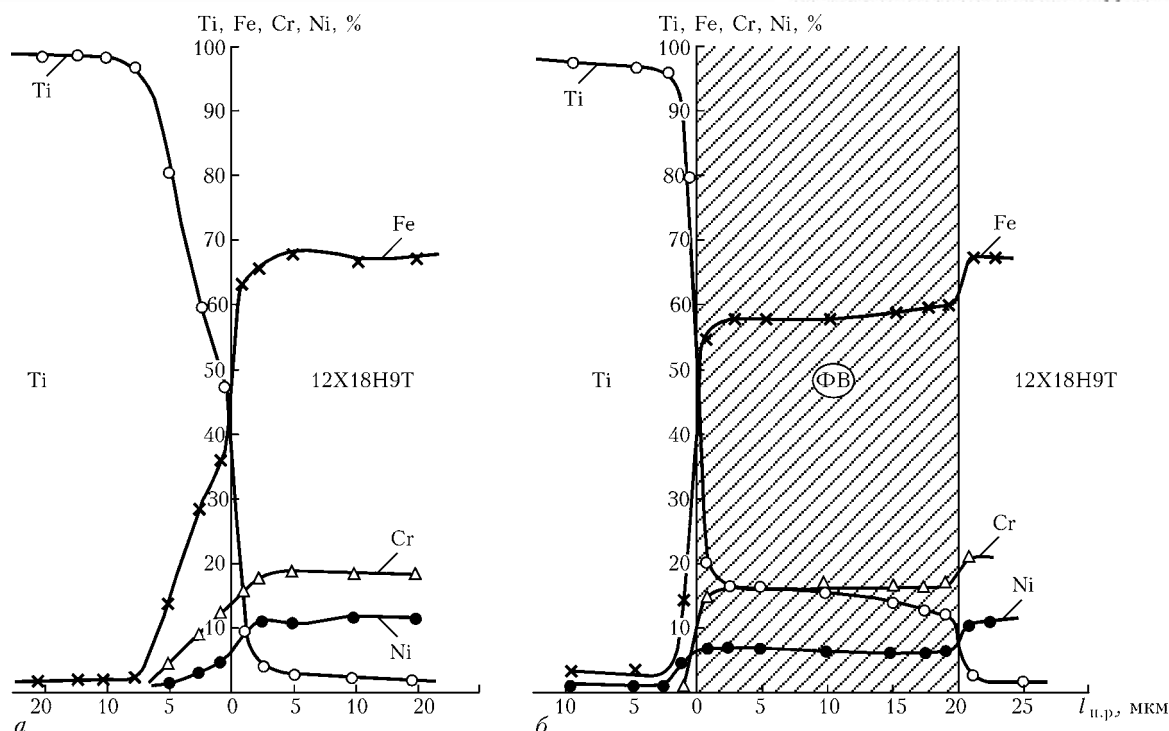


Рис. 2. Характер изменения химического состава металла на участках без (а) и с фазовыми выделениями (б);  $l_{п.р.}$  — расстояние от поверхности соединения

ческого состава, потоки титана и стали имеют практически неизменную концентрацию на всем пути их перемещения в области сварки. Следует отметить, что во внутренних объемах потоков стали обнаруживаются частицы титана глобулярной формы размером примерно 2,5...9,5 мкм, которые проявляются в виде белых пятен на темном фоне отражений стали (рис. 1, з). Содержание титана в составе указанных частиц подобного типа соответствует его количеству в основном металле — 95...97 %.

По-видимому, формирование потоков связано с направлением кумулятивных потоков, а глобулярные частицы во внутренних объемах стали представляют собой фрагменты отрыва титана от этого потока. При этом проявляется специфическая «спиралевидная» форма потоков как титана, так и стали (рис. 1, в, з), свидетельствующая о том, что сдвиговое встречное перемещение потоков свариваемых металлов сопровождается их поворотами и вращениями.

Другой структурной особенностью зоны сварки является наличие областей с особыми эвтектическими дисперсными образованиями (0,6...0,3 мкм), достаточно четко просматриваемыми при исследовании на растровом электронном микроскопе со сравнительно небольшими увеличениями (рис. 1, в). Причем формирование подобного типа образований локализовано в определенных местах сварки: зоне соударения (IV область) и зоне завихрения волн (III область). В других областях волнообразования (рис. 1, а, I, II области) структуры подобного типа не зафиксированы.

На рис. 2 и в табл. 1 показано, что распределение химических элементов в зоне соединения неравномерно. Так, в зонах, где отсутствуют дисперсные фазовые образования (I, II области), за-

фиксировано весьма равномерное изменение концентраций химических элементов по мере перехода от титана к стали (рис. 2, а, табл. 1). Причем область наиболее активных изменений концентраций сосредоточена примерно на глубине 5...7 мкм от поверхности раздела (в сторону титана и стали).

При наличии в зоне сварки формирующихся дисперсных фазовых образований, эвтектик (III, IV области) глубина изменения концентрации увеличивается примерно до 20...25 мкм, а химический состав металла в этой зоне отличается постоянным содержанием химических элементов, что подтверждается наличием «полочек» на кривых концентраций (рис. 2, б) и свидетельствует о формировании сравнительно однородных по составу фазовых образований.

Фазовые выделения в IV области расположены непосредственно вдоль поверхности раздела, а фазовые выделения в III области — на расстоянии примерно до 150...250 мкм. В формирующихся структурных образованиях указанного типа содержится около 56...57 % Fe, 15...16 % Ti и Cr, а также примерно 8...9 % Ni. Кремния и марганца содержится приблизительно по 1 % (табл. 2). Несмотря на различную удаленность от поверхности контакта их концентрации в указанных фазовых образованиях сварного соединения оказываются подобными.

Представлялось целесообразным провести более детальные исследования структур, проявляющихся по зоне сварки, поскольку именно здесь обнаруживаются образование и распространение трещин (рис. 1, б, в; рис. 3, а, б). Тщательные исследования методами просвечивающей электронной микроскопии показали, что структура металла в области соударения контактирующих поверхностей

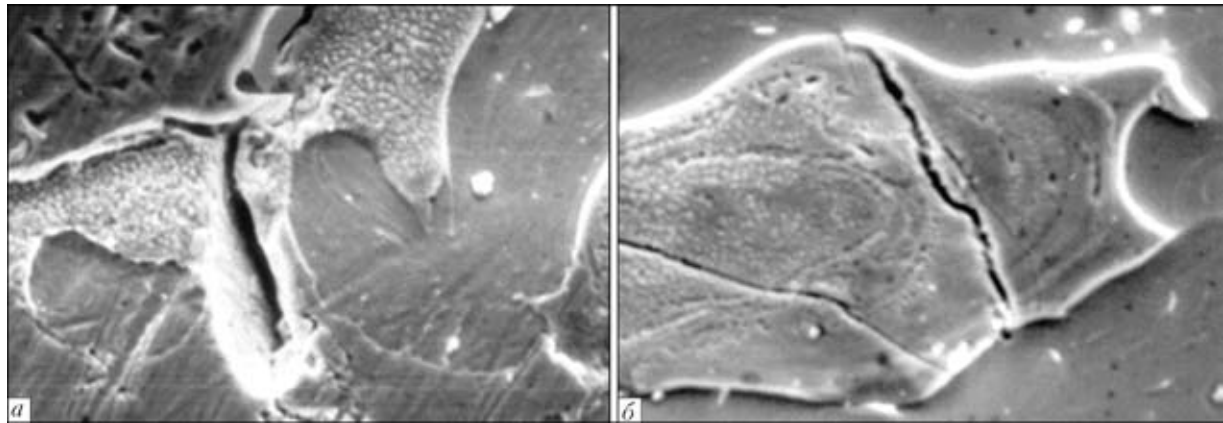


Рис. 3. Микроструктура (X800) металла характерных участков (а, б) со стороны стали, связанных с образованием трещин

и завихрений волн неоднородна. Область соударения представляет собой узкую зону размером от 10 до 30 мкм, состоящую преимущественно из эвтектических образований глобулярной формы. Зона завихрения (отмечена на рис. 1, а как область III), более широкая (примерно 40... 50 мкм) и сложная по строению, располагается в потоке титана. На общей картине, снятой при различных увеличениях с зон соударения и завихрения (рис. 1, в, г и рис. 3), видно, что структурная неоднородность этих зон представляет собой последовательный переход от оплавленных структур и структур типа эвтектик до структур с характерными признаками воздействия высоких и более низких температур. Детально указанные переходные структуры представлены на укрупненных изображениях, полученных при исследовании тонких фольг на просвет (рис. 4, 5).

Так, оплавленные структуры (рис. 4, а, б) представляют собой крупные зерна без четких границ, для внутренних объемов которых характерна низкая плотность дислокаций ( $1 \cdot 10^8 \dots 2 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$ ).

Непосредственно за областью оплавления следует область эвтектических образований, изображения которых получены при различных режимах съемки в просвечивающем электронном микроскопе: светло- и темнопольные (рис. 4, в, г).

На первом можно довольно детально рассмотреть структуру и отдельные дисперсные фазы во внутренних объемах зерен эвтектик. Видно, что зерна эвтектики имеют преимущественно глобулярную форму, их размеры составляют

0,75... 0,25 мкм. Темнопольное изображение тех же участков эвтектики с более контрастным изображением особенностей строения межзеренных прослоек, формирующихся вокруг зерен эвтектик, позволяет проанализировать детали строения указанных прослоек толщиной 0,07... 0,17 мкм.

Анализ структурных изображений в сочетании с отражениями микродифракционных рефлексов показал, что дисперсные зерна эвтектики глобулярной формы состоят из  $\gamma$ -Fe, а окаймляющие их прослойки представляют собой твердый раствор титана и железа. Кроме того, и межзеренные прослойки, и зерна  $\gamma$ -Fe насыщены мелкодисперсными фазовыми выделениями размерами около 0,02... 0,003 мкм, состоящими преимущественно из карбидов титана и хрома (рис. 4, в, г).

За эвтектическими образованиями следует область неравновесных структур, представляющих собой структуру смешанного типа: с участками зародышей рекристаллизации (рис. 4, д), субзернами, блоками, фрагментами (на рис. 4, е отмечены стрелками), в которых реализовались процессы перераспределения дислокаций и полигонизации. Плотность дислокаций в результате упорядочения во внутренних объемах структур подобного типа минимальна —  $1 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$ .

Заметим, что указанные изменения структуры характерны для зон сварки IV и III (соударения и завихрения), последняя располагается в стали в пределах потока титана.

По мере перехода непосредственно из потока титана в область нержавеющей стали в структуре

Таблица 2. Изменение элементного состава (мас. %) металла в зоне соединения ВТ1-0+12Х18Н9Т на различном расстоянии от поверхности контакта на участке с фазовыми выделениями (III, IV области)

Химический элемент	Титан ВТ1-0				Фазовые выделения						12Х18Н9Т		
	при расстоянии от поверхности контакта, мкм												
	10	5	2	на границе		2	5	10	5	2	на границе		
Ti	96,5	96,3	96,2	79,3	20,0	16,6	16,5	15,4	13,8	13,4	12,6	2,05	1,59
Fe	2,53	2,67	2,50	13,8	53,8	56,6	56,6	57,0	58,5	58,6	58,6	66,5	65,9
Cr	0,40	0,50	0,70	4,60	15,5	16,2	16,2	16,4	16,5	16,4	17,1	19,0	18,6
Ni	0,20	0,14	0,18	1,44	8,80	8,59	8,70	8,81	8,78	9,50	9,37	10,4	11,5
Si	0,20	0,30	0,22	0,53	0,70	0,40	0,86	1,15	1,00	0,60	1,30	0,80	0,83
Mn	0,07	0,08	—	0,31	1,10	1,29	1,03	1,04	1,20	1,35	0,90	1,06	1,36
V	—	0,10	0,10	—	—	0,20	—	0,06	0,17	0,13	—	0,07	0,03

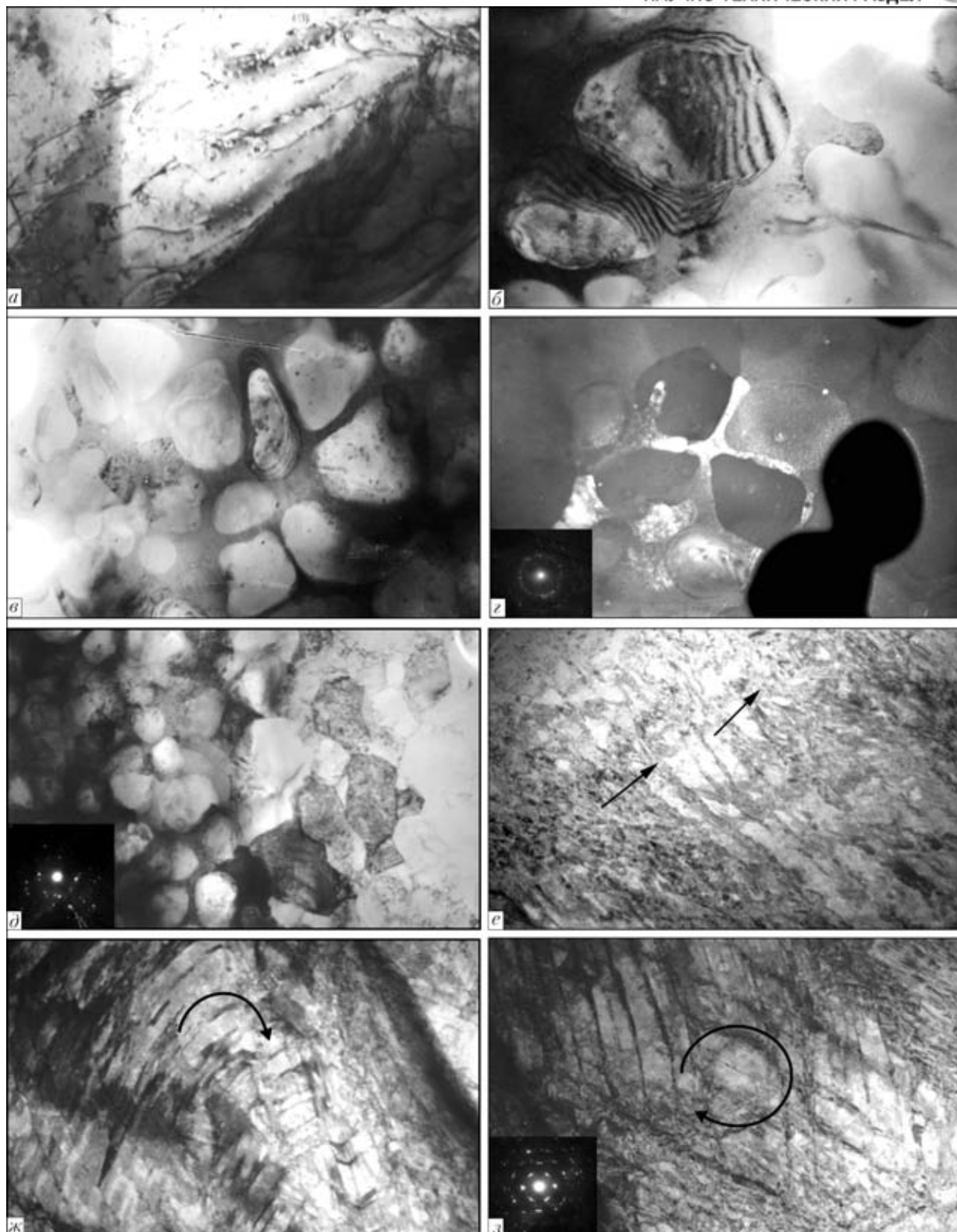


Рис. 4. Тонкая структура мегалла зоны соединения титана ВТ1-0 с нержавеющей сталью 12Х18Н9Т со стороны стали: *a* — зона оплавления (×20000); *б* — структура в участке перехода к эвтектике (×59000); *в* — структура эвтектик в светло- (×30000) и темнопольном (×50000) изображении; *д* — структура в участке рекристаллизации (×20000); *е* — область полигонизации в переходной зоне (×15000); *ж, з* — повороты микрообъемов стали отмечены стрелками (соответственно ×15000, ×10000)

обнаружены довольно существенные и резкие изменения. Так, область частично релаксированных структур сменяется структурами, в которых фиксируется множественное скольжение, интенсивное двойникование (рис. 4, *ж*), сопровождаемое значительным общим повышением плотности дисло-

каций и формированием локальных дислокационных скоплений с плотностью  $1 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$  и более, которые являются концентраторами внутренних напряжений [12].

Кроме того, в указанных зонах, соответствующих областям сопряжения потока титана со

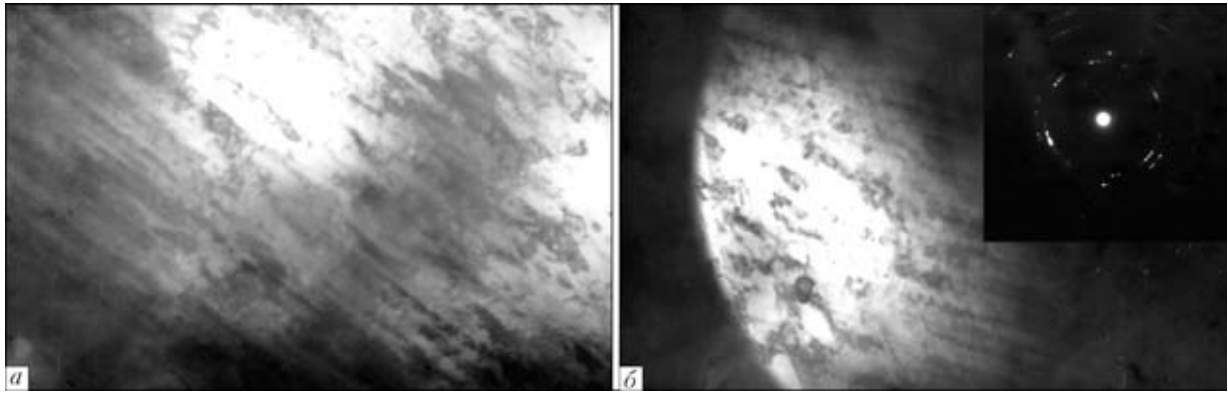


Рис. 5. Тонкая структура титана в соединении титан+нержавеющая сталь на расстоянии 0...10 мкм от границы раздела: *a* —  $\times 50000$ ; *b* —  $\times 39000$

сталью, зафиксированы специфические структуры (на рис. 4, *ж*, *з* отмечены стрелками), имеющие явные признаки поворотов и вращений структурных элементов в стали. Последнее подтверждается характером микродифракционных картин, имеющих четко выраженную систему отражений с разбиением рефлексов в радиальных направлениях (рис. 4, *з*).

Таким образом, на границах сопряжения потока титана с нержавеющей сталью (эта область локализуется в весьма узкой зоне — несколько микрометров) происходит резкий переход структур от мягких релаксированных, разупрочненных со стороны потока титана, до значительно упрочненных со стороны нержавеющей стали, где зафиксировано жесткое напряженное состояние металла. Подобное различие в структурах потоков титана и нержавеющей стали связано с их различной релаксационной способностью при деформировании, которая, не исключая влияния температуры определенных физических процессов (плавления, рекристаллизации, полигонизации), во многом определяется величиной энергии дефектов упаковки (ЭДУ) [13]. И если для  $\alpha$ -титана ЭДУ весьма значительна (примерно  $0,2 \text{ Дж/м}^2$  [14, 15]), что объясняет весьма активное протекание процессов структурной релаксации и пластического сброса возникающих внутренних напряжений, то для нержавеющей стали, у которой значение ЭДУ более чем на порядок ниже (примерно  $0,013 \text{ Дж/м}^2$  [12]), превалирующими будут процессы упрочнения.

Как уже показано, область разупрочнения (со стороны титана) резко сменяется областью значительного упрочнения (со стороны нержавеющей стали). Последняя характеризуется наличием локальных концентраторов внутренних напряжений, «сброс» которых происходит за счет множественного скольжения, двойникования и поворотов (вращения) микрообъемов металла. Причем зафиксировано также формирование трещин, однако трещинообразование проявляется, как правило, в определенных зонах — местах поворотов потоков (на рис. 1, *в* отмечено стрелками, рис. 3). Наличие трещин свидетельствует о том, что реализуемые процессы пластического сброса внутренних локальных напряжений, какими являются дислокацион-

ное скольжение, двойникование и материальные повороты объемов металла, явно недостаточны для нейтрализации мощных концентраторов напряжений, возникающих со стороны стали именно в участках завихрений. Окончательный сброс напряжений в них происходит уже путем трещинообразования.

Аналитическая оценка внутренних напряжений в областях металла, отличающихся уровнем дислокационной плотности, выполненная согласно зависимости  $\tau_{\text{вн}} = Gb\rho/\pi(1-\nu)$  [13], где  $G$  — модуль сдвига;  $b$  — вектор Бюргера, равный  $2,5 \cdot 10^{-8} \text{ см}$ ;  $h$  — толщина фольги  $2 \cdot 10^{-5} \text{ см}$ ;  $\rho$  — плотность дислокаций;  $\nu$  — коэффициент Пуассона (0,28), показала следующее.

При плотности дислокаций  $(1...2) \cdot 10^8 \text{ см}^{-2}$ , характерной для зоны сварки, где структуры релаксированы, создаваемое поле напряжений дает  $\tau_{\text{вн}} = G/5 \cdot 10^4... G/2,5 \cdot 10^4$ , что не превышает значения теоретической прочности  $G/10$  [16, 17]. Опасность возникновения трещин в данном случае отсутствует. При плотности дислокаций  $(5...6) \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$ , характерной для напряженных участков в нержавеющей стали, создаваемое поле напряжений дает  $\tau_{\text{вн}} = G/9... G/10$ , что превышает значения теоретической прочности  $G/10$  и приводит к разрушению.

Что касается эвтектических и интерметаллидных фаз, то они имеют дисперсные размеры, распределяются сравнительно равномерно в зонах соударения и завихрения волн, изменений в характере распределения дислокаций не вызывают. Четко выраженной привязки трещин к местам локализации эвтектических образований не обнаружено.

Структура зоны соединения со стороны титана сравнительно равномерная и мелкодисперсная (рис. 5). Обнаружено формирование фазовых выделений ультрадисперсных размеров. Несмотря на то, что и непосредственно в зоне контакта, и при удалении от нее титан испытывает значительную деформацию, о чем свидетельствует кольцевой характер микродифракционных отражений, концентраторов напряжений и формирования трещин со стороны титана не зафиксировано.



## Выводы

1. Показано, что изменение концентраций химических элементов происходит вдоль поверхности соударения (до 5...7 мкм) и по глубине зоны сварки примерно до 150...200 мкм, что обусловлено перемещением потоков титана и стали во внутренние объемы свариваемых металлов под действием внешнего сварочного напряжения.

2. Установлено, что формирование интерметаллидных, карбидных фаз и эвтектик, представляющих собой дисперсные зерна, окаймленные зернограничными прослойками, происходит преимущественно в зоне соударения и во внутреннем объеме перемещающихся потоков свариваемых металлов. Интерметаллидные, карбидные фазы ультрадисперсных размеров распределяются внутри зерен эвтектик и прослоек.

3. Установлено, что наиболее градиентные структуры, а также значительные концентраторы внутренних напряжений, превышающие теоретическую прочность, образуются в определенных зонах на границе потоков титана со сталью, что обусловлено резким нарастанием плотности дислокаций, множественным скольжением, двойникованием и ротацией структурных микрообъемов нержавеющей стали, отличающейся низкой энергией дефектов упаковки.

1. Гельман А. А., Зенин В. А. Современные технологические процессы диффузионной сварки. Опыт ВИЛСа в получении изделий из разнородных сплавов // Технол. легк. сплавов. — 1998. — № 2. — С. 25–32.
2. Образование охрупченных слоев на титане при его взаимодействии со стальной технологической оснасткой в условиях диффузионной сварки / В. В. Шурупов, В. В. Пешков, М. Н. Шушпанов, Л. С. Кирсев // Автомат. сварка. — 2001. — № 2. — С. 17–20.
3. Исследование тонкой структуры ОШЗ титаностальных соединений, полученных сваркой взрывом / Ю. П. Трыков, В. Н. Арисова, С. А. Волобуев и др. // Свароч. пр-во. — 2000. — № 7. — С. 9–11.

4. Влияние конструктивно-технологических факторов на кинетику диффузионных процессов в титаностальных композициях / Ю. П. Трыков, В. Н. Арисова, С. А. Волобуев, А. Ф. Трудов // Тр. междунар. конф. «Слоистые композиционные материалы-98», Волгоград, сент. 1998 г. — Волгоград, 1998. — С. 179–180.
5. Ma Dongkong, Zhou Jinko. Способность к деформированию промежуточной зоны соединений пластин из стали Ст3 и титана при сварке взрывом // Rare Metal Mater. and Eng. — 1999. — 28, № 1. — P. 26–29.
6. Сидоров И. И., Тышарев А. М., Кирилин Э. Ф. Биметалл титан-сталь, полученный сваркой взрывом, и его применение // Вопр. материаловед. — 1999. — № 3. — С. 276–292, 494.
7. Yuanmou Z., Rongguang H., Shihong C. Особый вид деформации в металле соединения при сварке взрывом // Chin. J. Nonferrous Metals. — 1998. — № 8. — P. 239–243.
8. Von Groschopp J., Heune V., Hofmann B. Explosivplattierten Verbundwerkstoff Titan-Stahl // Schweisstechnik aktuell und progressiv forschung und praxis. — 1987. — № 2. — S. 125–134.
9. Oberg A., Martensson N., Schweitz J. A. Fundamental aspects of formation and stability of explosive welds // Metallurgical Transactions. — 1985. — № 1–6. — P. 841–852.
10. Влияние энергетических условий сварки взрывом на формирование тонкой структуры титаностальных композитов / Ю. П. Трыков, В. Н. Арисова, С. А. Волобуев, А. Ф. Трудов // Тр. междунар. конф. «Слоистые композиционные материалы-98», Сент. 1998 г., Волгоград. — Волгоград, 1998. — С. 214–215.
11. Метод препарирования для электронно-микроскопических исследований / Ю. Ф. Даровский, Л. И. Маркашова, Н. П. Абрамов Н. П. и др. // Автомат. сварка. — 1985. — № 12. — С. 60.
12. Хирт Дж., Лотте И. Теория дислокаций / Под ред. Э. М. Надгорного и Ю. А. Осипьяна. — М.: Атомиздат, 1972. — 600 с.
13. Теоретическое и экспериментальное исследование дислокаций / Н. А. Конева, Д. В. Лычагин, Л. А. Теплякова, Э. В. Козлов. — Л.: Изд-во ЛФТИ, 1986. — С. 116.
14. Механические свойства редких металлов / Л. Д. Соколов, В. А. Скуднов, В. А. Соленов и др. — М.: Металлургия, 1972. — 288 с.
15. Колачев Б. А. Физическое металловедение титана. — М.: Металлургия, 1976. — 184 с.
16. Композиционные материалы. Т.5. Разрушение и усталость / Под ред. Л. Браутмана. — М.: Мир, 1978. — 484 с.
17. Паши В. Е., Лихачев В. А., Гришяев Ю. В. Структурные уровни деформации твердых тел. — Новосибирск: Наука, 1985. — 230 с.

Considered are principles of the processes of formation of structure and character of its variations in titanium-steel joints produced by explosion welding, as well as factors provoking deterioration of properties of the joints.

Поступила в редакцию 21.05.2004,  
в окончательном варианте 30.09.2004



## Межрегиональный семинар «СОВРЕМЕННОЕ ОБОРУДОВАНИЕ, ТЕХНОЛОГИИ И МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ СВАРОЧНОГО ПРОИЗВОДСТВА»

в рамках специализированных выставок  
«Металлы Сибири. Литье. Металлообработка. Сварка»

29–31 марта 2005 г.

г. Томск

На семинаре будут обсуждаться актуальные проблемы создания, производства и внедрения современных сварочных источников питания, технологий, материалов для строительства и ремонта высокоответственных сварных конструкций, в том числе и северного исполнения, а также проведена презентация современных технологий и оборудования для сварки, резки, наплавки.

Все справки по тел./ факс: (3822) 492-942

E-mail: kirilova@ispms.tsc.ru