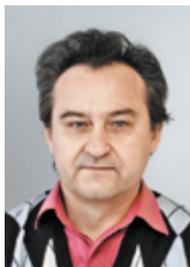


М.А. Иванов



А.М. Пацелов



Б.А. Гринберг

УДК 669–419.4:621.791.13

**Б.А. Гринберг, д-р физ.-мат. наук,**  
**О.А. Елкина, нс,**  
**А.М. Пацелов, канд. физ.-мат. наук,**  
**А.В. Плотников, канд. физ.-мат. наук**  
 Ин-т физики металлов УрО РАН

**М.А. Иванов, д-р физ.-мат. наук**  
 Ин-т металлофизики им. Г.В. Курдюмова НАН Украины

**Ю.П. Бешапошников, канд. техн. наук**  
 ОАО «Уралхиммаш»

bella@imp.uran.ru

## ВЫЯВЛЕНИЕ ЗОН РИСКА ДЛЯ ОБОЛОЧКИ НЕФТЕХИМИЧЕСКОГО РЕАКТОРА (КОКСОВОЙ КАМЕРЫ), ПОЛУЧЕННОЙ СВАРКОЙ ВЗРЫВОМ<sup>1</sup>

*Полученный сваркой взрывом композит сталь 12ХМ–сталь 08Х13 был использован при изготовлении оболочки коксовой камеры. Показано, что переходная зона состоит из нескольких слоев: рекристаллизованных областей, зон локального расплавления, зон, содержащих карбиды различных типов. Обнаружена контактирующая с зоной локального расплавления зона сегрегации. В этой зоне происходит эвтектоидный распад, который приводит к образованию колоний стержневидных карбидов. Две зоны — расплава и сегрегации — представляют собой возможные зоны риска для оболочки коксовой камеры. Предлагаются рекомендации, позволяющие избежать таких рисков.*

**Ключевые слова:** сварка взрывом, коксовая камера, переходная зона, фрагментация, локальное расплавление, сегрегация, карбиды.

*The resulting explosion welding two-ply steel 12ХМ–08Х13 type composite was used in the manufacture of coke chamber shell. It has been demonstrated that the transition zone consists of several layers: recrystallization zones, zones of local melting and also zones containing different types of carbides. A segregation zone has been found near the zone of local melting. In segregation zone, eutectoid decomposition occurs, which results in formation of colonies of rod carbides. Both melting and segregation zones are possible risk zones for coke chamber shell. Recommendations have been proposed to avoid such risks.*

**Keywords:** explosion welding, coke chamber, transition zone, fragmentation, local melting, segregation, carbides.

**Введение.** Сварка взрывом, будучи высокоинтенсивным воздействием, является эффективной при создании работающих в экстремальных условиях оболочек, таких как оболочки реакторов: химических и нефтехимических. Убедительным примером того, насколько успешным может быть использование сварки взрывом, является конструирование корпуса химического реактора из композита тантал–медь–сталь [1]. Была получена массивная конструкция длиной 12 м, плакированная изнутри танталом толщиной 1 мм. Работы выполнены компанией Dynamic Materials Corporation (США). Причины стабильности полученного композита при эксплуатации химического реактора в течение длительного времени в условиях

агрессивных сред были выявлены нами в [2–5]. Настоящая статья является продолжением работы [5].

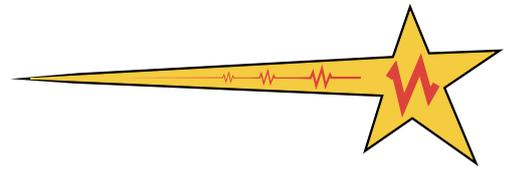
Разработанный при исследовании химического реактора подход дает возможность выявить опасные зоны для оболочки нефтехимического реактора (рис. 1), полученной из стали двух сортов, что является предметом настоящей работы. Коксовые камеры предназначены для выработки нефтяного кокса из тяжелых нефтяных остатков как первичной, так и вторичной переработки в составе установок замедленного коксования. Они представляют собой полые вертикальные цилиндрические аппараты диаметром 3–8 м и высотой 22–40 м с режимом работы в условиях действия достаточно активных сред. Процесс кок-



**Рис. 1. Нефтехимический реактор (коксовая камера)**

<sup>1</sup> Работа выполнена при финансовой поддержке проектов УрО РАН № 12-У-2–1011, 12–2–2–007, 13–2–014-УТ и Государственной целевой научно-технической программы Украины «Нанотехнологии и наноматериалы» № 1.1.1.3–4/13-Д.

Электронно-микроскопические исследования выполнены в Центре коллективного пользования электронной микроскопии УрО РАН.



сования происходит в режиме: рабочее давление не более 0,26 МПа, рабочая температура среды более 460 °С в верхней части и не более 495 °С в нижней части.

Исследуемые в настоящей работе стенки камеры были изготовлены из двухслойного композита. Для внутренней оболочки камеры использовалась хромистая сталь 08Х13, которая является коррозионностойкой и жаропрочной (вплоть до 750–800 °С), а для наружной оболочки — низколегированная малоуглеродистая сталь 12ХМ. Композит получен сваркой взрывом на Уральском заводе химического машиностроения, стыковка листов проводилась посредством электросварки на предприятии ЗАО ПО «Уралэнергомонтаж» (Екатеринбург). Камера установлена на Ачинском нефтеперерабатывающем заводе в Красноярском крае. На рис. 1 приведена фотография такой же коксовой камеры, которая предназначена для установки в Башкирии.

**Материал и методика исследования.** Листы, полученные сваркой взрывом, имеют длину 4–5 м и ширину до 2,4 м. Толщина пластины из стали 08Х13 составляла 6 мм, толщина пластины из стали 12ХМ — 24 мм. Основные параметры сварки взрывом: зазор между пластинами — 5 мм, скорость точки контакта составляла 2400–2700 м/с. Соударение пластин произошло под углом 9–11°. После сварки проводили отпуск для снятия остаточных напряжений при 680–700 °С в течение примерно 2 часов.

Экспериментальные исследования микроструктуры проводились с помощью следующих методов: рентгеновской дифрактометрии (ДРОН 3), сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии (электронные микроскопы JEM200СХ и СМ-30 Super Twin, сканирующий электронный микроскоп QUANTA 200 FEI Company). Металлографический анализ осуществляли на вычислительном комплексе SIAMS на основе оптического микроскопа Epiquant. Микротвердость измеряли посредством микротвердомера ПМТ-3.

**Результаты и обсуждение.** На рис. 2 приведено поперечное сечение сварного соединения вблизи стыковки двухслойных листов. Видна волнообразная поверхность раздела по разные стороны стыковки. На рис. 3 приведены продольные сечения волнообразной поверхности раздела, которые представляют

собой чередующиеся полосы обеих сталей. На рис. 3 а, б при разном увеличении видны изолированные расплавленные области, так называемые зоны локального расплавления (указаны стрелкой). Как видно на рис. 3, зоны расплавления не наблюдаются внутри полос, а только вблизи их границ, причем зоны прижаты к границе со стороны стали 12ХМ.

В результате СЭМ анализа показано, что структура данного сварного соединения состоит из слоев, переходы между которыми исследуются далее, начиная от стали 12ХМ, затем через границу раздела переход к стали 08Х13. Для удобства слои пронумерованы.

На рис. 4 приведено СЭМ изображение рекристаллизованной области стали 12ХМ (область 1). По границам зерен видны редкие включения цементита. К области 1, как видно на рис. 5, а примыкает область 2 локального расплавления, изображения которой при меньшем увеличении приведены ранее на рис. 3. Как показывает проведенный посредством СЭМ химический анализ, расплав представляет собой обогащенную хромом и обедненную углеродом сталь 12ХМ. В табл. 1 приведены значения концентрации хрома в различных участках замеров. Для сравнения приведены значения концентрации хрома в участке (а), который находится в области 1. Значения концентрации хрома в участках (б–г) расплава превышают в несколько раз значения концентрации хрома в участке (а). Как показали многочисленные замеры (некоторые значения приведены в табл. 1), расплав характеризуется случайным распределением концентрационных неоднородностей. Соответственно наблюдаются карбиды различных типов, свойственные сталям как с низким, так и с высоким содержанием хрома.

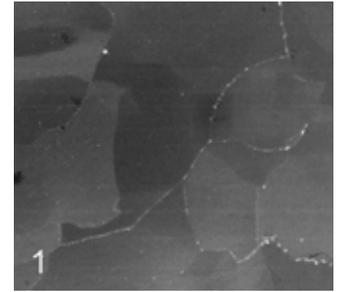


Рис. 4. Зона 1 — рекристаллизованная сталь 12ХМ



Рис. 2. Поперечное сечение сварного соединения сталь 08Х13–сталь 12ХМ вблизи стыковки

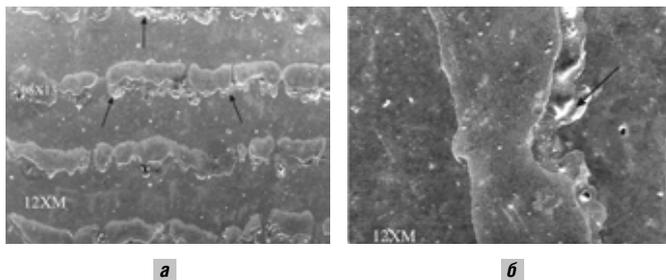


Рис. 3. Волнообразная поверхность раздела, продольное сечение; зоны локального расплавления (указаны стрелкой) при разном увеличении

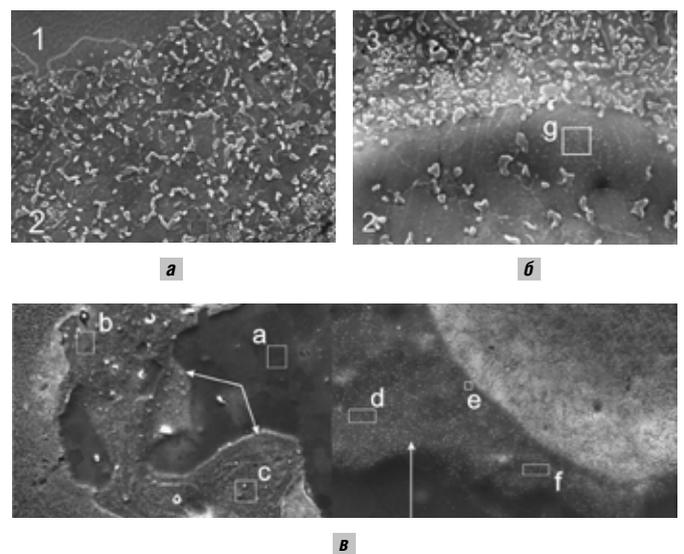
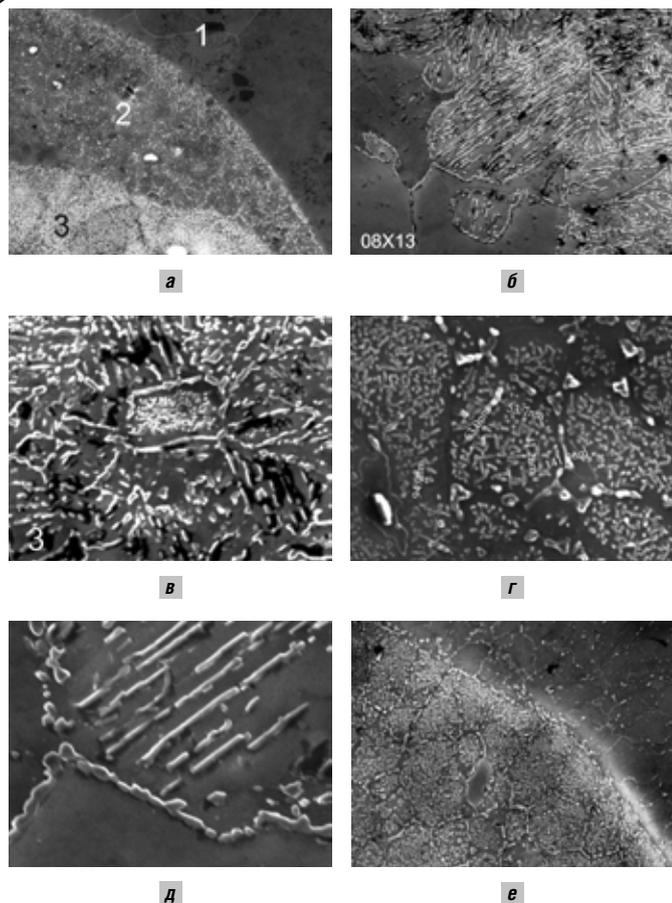
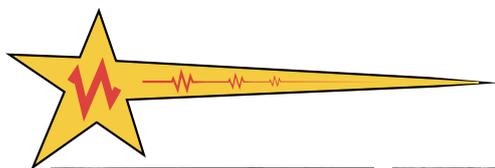


Рис. 5. Переходы между зонами: а — зоны 1, 2 (зона 2 расплава); б — зоны 2, 3; в — участки замеров в зоне расплава (указаны стрелкой)



**Рис. 6. Зона 3 — колонии стержневидных карбидов: а — зоны 1, 2, 3; б-е — зона 3 при разном увеличении**

Как видно на рис. 5, б область 2 контактирует с областью 3, в которой плотность карбидов несравнимо выше. Видна резкая граница между этими областями: широкой областью 2 и узкой областью 3. Область 3 расположена вдоль кромки стали 08X13. Как видно на рис. 6, а карбидов так много, что зона 3 кажется белой. На рис. 6, б видна колония, состоящая из тонких стержней различной длины, лежащих в плоскости сечения. Некоторые из них расположены настолько близко, что почти сливаются, другие — на значительно больших расстояниях. Здесь же и на рис. 6, в видны колонии другой ориентации. Сечения стержней представляют собой неправильные многоугольники, свидетельствующие об ограничении стержней. Колонии имеют различную плотность карбидов: высокая плотность для центральной колонии на рис. 6, в, значительно меньшая для соседних колоний. Как показано на рис. 6, г, толщина стержней составляет примерно 40–60 нм. На границах зерен видны крупные карбиды другого типа, толщиной 100–150 нм. На рис. 6д приведено изображение продольного сечения колонии, подобное тому, что и на рис. 6, б, но при большем увеличении. На рис. 6, е отчетливо видно, насколько резко обрывается расплав зоны 2 при переходе к твердой фазе области 3. В свою очередь, к области 3 примыкает область 4 стали 08X13, содержащая карбиды произвольной формы и без огранки (рис. 7).

На рис. 8 показана последовательность четырех слоев: 1 — рекристаллизованная область стали 12ХМ; 2 — зона локального расплавления стали 12ХМ; 3 — зона стержневидных карбидов в стали 08X13; 4 — зона хаотически распределенных (и возможно другой структуры) карбидов в стали 08X13. Вновь

обращает на себя внимание резкая граница между областями 3 и 2, которая контрастирует с размазанной границей между областями 3 и 4. Последовательность слоев завершает слой 5 рекристаллизованной стали 08X13 (рис. 9, а). Изображение этого слоя при большем увеличении приведено на рис. 9, б. Видны многочисленные карбиды как по границам, так и внутри зерен. Как видно из сравнения рис. 4 и 9, в рекристаллизованной стали 08X13 плотность карбидов выше, а размеры зерен меньше, чем в рекристаллизованной стали 12ХМ.

Далее полученные экспериментальные результаты будут обсуждаться с помощью развитых ранее представлений о структуре переходной зоны сварного соединения.

**Различные типы фрагментации.** В отличие от химического реактора, при конструировании которого используется сварка металлов медь–тантал, не имеющих взаимной растворимости, для оболочки коксовой камеры используются стали, имеющие взаимную растворимость. В этом отношении можно говорить о сходстве между таким соединением сталей и соединением металлов алюминий–тантал, также имеющих взаимную растворимость [6]. Независимо от того, имеют ли исходные металлы взаимную растворимость или не имеют, а также от того, какой является граница раздела (плоской или волнообразной) наблюдается фрагментация двух типов. Мы полагаем, что при сварке наиболее быстротечным процессом, который происходит еще во время взрыва, является фрагментация типа дробления (ФТД), которая включает в себя образование частиц, их разлет и частичную консолидацию [7, 8]. Образование частиц подобно образованию осколков при взрыве [9], хотя, очевидно, что эти явления имеют разные масштабы.

Наблюдаемая при сварке взрывом фрагментация другого типа, которая включает в себя накачку дислокаций, формирование различного рода структур, рекристаллизацию и является традиционной, требует диффузии и соответственно большего времени протекания. Как видно на рис. 4 и 9, зоны 1 и 5 являются рекристаллизованными. Кроме того, как видно на рис. 8, рекристаллизованной является зона 3, где в каждом зерне содержится одна колония стержневидных карбидов. Наблюдения рекристаллизации подтверждают наличие традиционной фрагментации.

Оба типа фрагментации при сварке взрывом легко различимы: при традиционной фрагментации нет разлета частиц. Многочисленные наблюдения разлета частиц, определяющие ФТД, были получены для соединений медь–тантал и алюминий–тантал. В обоих случаях это частицы тантала, обладающего более высокой температурой плавления и большей твердостью. Для исследуемого здесь соединения сталь–сталь СЭМ изображения не дают возможности отличить частицы разных сталей друг от друга, поскольку их температуры плавления и твердость близки. Свидетелем разлета частиц являются концентрационные неоднородности, случайным образом распределенные по области 2 (табл. 1). Такая картина не может быть получена диффузионным путем. Дерibas в своей монографии также указывает на возможность отрыва и перемешивания частиц в самых разнообразных весовых соотношениях (см., например, [10], стр. 155).

**Таблица 1**

УЧАСТОК	а	б	с	д	е	ф	г
Cr, вес. %	1,28	4,81	4,59	4,12	9,35	4,40	7,80

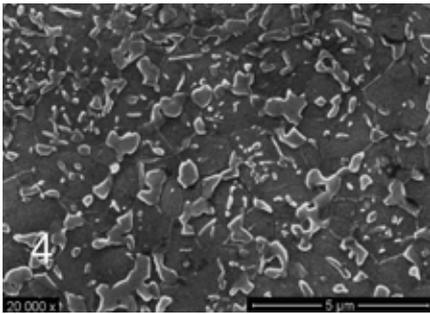
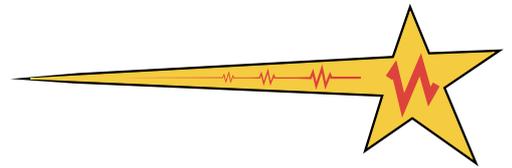


Рис. 7. Зона 4 — сталь 08X13, карбиды произвольной формы, без огранки

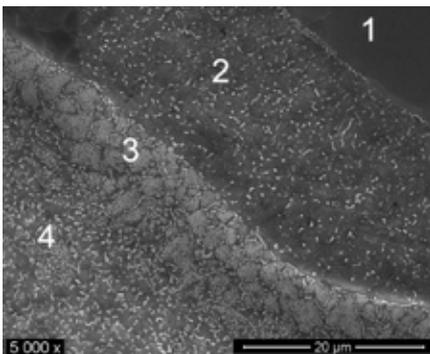
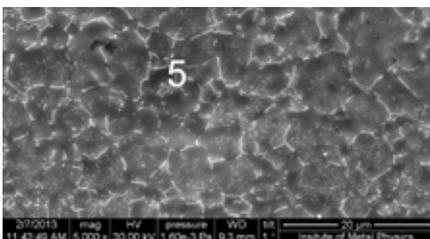
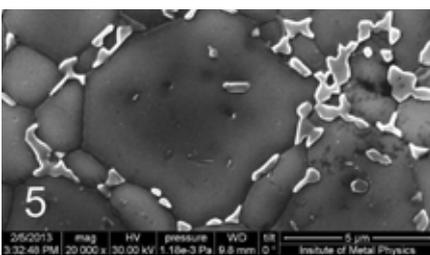


Рис. 8. Переходы между зонами 1, 2, 3, 4



а



б

Рис. 9. Зона 5 — рекристаллизованная сталь 08X13 при разном увеличении

**Разлет частиц и локальное расплавление.** Мы полагаем, что именно образование и разлет частиц в первую очередь провоцируют расплавление. Трение между частицами резко усиливается за счет того, что они имеют гораздо большую поверхность по сравнению с поверхностью контактирующих пластин и разлетаются не в свободном, а в

замкнутом пространстве. В результате могут возникнуть локальные участки, разогретые до температуры, достаточной для расплавления. Но тогда из-за высокой диффузионной подвижности углерода в жидкости возникает поток атомов углерода, направленный из расплава в твердую фазу. В данном случае это поток из области 2 стали 12ХМ в область 3 стали 08Х13. На первый взгляд можно было ожидать, что концентрация углерода в области 3 будет здесь приближаться к средней концентрации в стали 12ХМ. Но ситуация оказалась гораздо более сложной.

**Сегрегация углерода на границе расплава и твердой фазы.** Считается установленным, что типичные значения коэффициента диффузии  $D$  при достаточно высокой температуре составляют примерно  $10^{-10}$  см<sup>2</sup>/с для твердой фазы и  $10^{-5}$ – $10^{-4}$  см<sup>2</sup>/с для жидкой. Для углерода соответствующие коэффициенты диффузии в стали по различным литературным данным составляют примерно от  $9,5 \cdot 10^{-10}$  см<sup>2</sup>/с до  $(0,6-4) \cdot 10^{-7}$  см<sup>2</sup>/с для твердой фазы при повышенных и высоких температурах [11] и  $(3,7-7,9) \cdot 10^{-5}$  см<sup>2</sup>/с для расплава [12]. Но тогда на границе расплава и хромистой стали будет возникать сегрегация углерода, т.е. область с повышенной по сравнению с обеими сталями концентрацией углерода.

Явление сегрегации известно давно. Существуют многочисленные наблюдения сегрегации в самых различных объектах: границах зерен, доменов, межфазных границах. Но сегрегация при сварке взрывом на границах расплава и твердой фазы наблюдается впервые. Вследствие того, что состав зоны сегрегации отличается от состава обоих материалов, иными будут и фазовые превращения в этой зоне.

Движущей силой для сегрегации является понижение энергии углерода в указанной зоне, но не за счет большой концентрации хаотически распределенного третьего элемента, как это часто имеет место в процессах сегрегации, а за счет превращений, которые этот элемент вызывает [13]. Для исследуемого здесь соединения речь идет о связывании больших концентраций хрома и углерода в карбиды, имеющих форму пластин или стержней и организованных в колонии. Таким образом, продвижение поверхности раздела сопровождается эвтектидным распадом с образованием колоний карбидов

и обедненной зоны. Зона сегрегации либо образуется сразу, а потом происходит эвтектидный распад, либо продвижение границы зоны происходит постепенно при постоянной накачке углерода из области расплава.

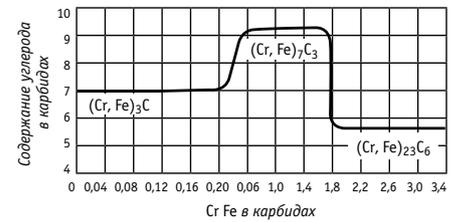
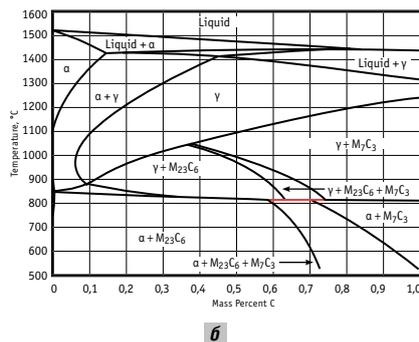
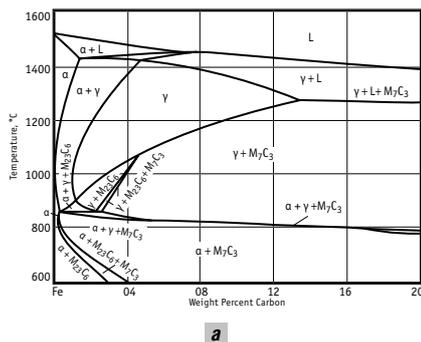
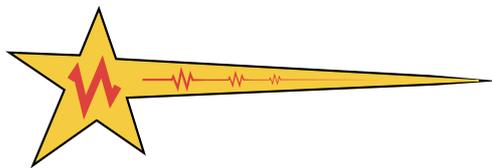


Рис. 10. Содержание углерода в карбидах в зависимости от концентрации (Fe-Cr)

На рис. 10 приведена концентрация углерода в зависимости от состава для различных карбидов [14]. Как видно на рис. 10, концентрация углерода  $c_{car}$  в карбидах  $(Fe, Cr)_{23}C_6$  составляет примерно 5,7 вес. %. С помощью микрофотографий, приведенных на рис. 6, можно оценить, хотя и достаточно грубо, среднюю концентрацию углерода  $c_{segr}$  в колонии. Используем для оценок поперечные сечения колоний и определим среднее расстояние между стержнями по числу их выходов на плоскость сечения. Таким способом, по числу выходов дислокаций на плоскость, перпендикулярную их оси, обычно оценивают плотность дислокаций и расстояние между ними. Введем обозначения  $d$  для толщины стержня и  $D$  — для расстояния между ними. Среднее значение отношения  $d/D \sim 1/3$ . Поскольку  $c_{segr} \sim c_{car} d^2/D^2$ , то  $c_{segr} \sim 0,6$  %. Это верхняя граница концентрации углерода  $c_{segr}$  в колонии. Поскольку стержни не эквидистантны, а колонии окружены ОЦК фазой, обедненной углеродом, то можно предположить, что средняя концентрация углерода в зоне 3 ниже приведенной оценки, но в любом случае выше, чем в исходной хромистой стали. Это в некоторой степени подтверждается наблюдаемым на рис. 8 отношением ширины зоны 3 и зоны 2. Именно за счет выкачивания углерода из зоны 2, где концентрация углерода 0,10–0,12 %, формируется зона сегрегации, содержащая колонии стержневидных карбидов. Ширина зоны 3 примерно в три раза меньше ширины зоны 2. Аналогичным образом для карбида  $(Fe, Cr)_7C_3$ , для которого, согласно рис. 10, концентрация  $c_{car}$  составляет примерно 9,2 %, величина  $c_{segr} \sim 1$  % (все величины концентраций здесь в вес. %).



**Рис. 11. Фазовая диаграмма для стали (C–Cr–Fe) при 13 % хрома (а), для нержавеющей стали (Cr 12,8 %, Mn 0,65 %, Si 0,4 %) (б)**

**Эвтектидный распад.** На рис. 11, а приведена фазовая диаграмма [15] для C–Cr–Fe при 13 % хрома. На рис. 11, б приведена фазовая диаграмма [16] для нержавеющей стали (Cr 12,8 %, Mn 0,65 %, Si 0,4 %), состав которой близок к составу используемой в настоящей работе хромистой стали (Cr 13 %, Mn 0,8 %, Si 0,4 %). Обе диаграммы получены в результате компьютерных расчетов. Из рис. 11, а видно, что для первого сплава в равновесных состояниях при температурах ниже 800 °C при концентрациях углерода 0,3–0,4 % наблюдаются карбиды  $(Fe, Cr)_{23}C_6$  и  $(Fe, Cr)_7C_3$ , а при 0,4–0,6 % — только  $(Fe, Cr)_7C_3$ . Для нержавеющей же стали, как видно из рис. 11, б, при тех же температурах и концентрациях углерода наблюдаются только карбиды  $(Fe, Cr)_{23}C_6$ . Заметим, что в обоих случаях отсутствует карбид  $(Fe, Cr)_3C$ .

При помощи СЭМ был проведен EBSD анализ структуры зоны 3, показанной на рис. 5, 6, 8. Наблюдались карбиды трех типов. По границам зерен наблюдается цементит  $(Fe, Cr)_3C$ , обогащенный хромом. Зерна образованы ферритом ( $\alpha$ -Fe), содержащим специальные карбиды  $(Fe, Cr)_{23}C_6$  и  $(Fe, Cr)_7C_3$ . Если сравнивать содержание специальных карбидов, то наибольшая доля приходится на карбид  $(Fe, Cr)_{23}C_6$ . Обратим также внимание на то, что для хромистых белых чугунов наблюдается, кроме цементита  $(Fe, Cr)_3C$ , эвтектический карбид  $(Fe, Cr)_7C_3$ , имеющий карандашную форму [17].

Возможная причина расхождения с приведенными на рис. 11 (а, б) диаграммами состоит в том, что фазовые диаграммы дают равновесные фазы, а в исследуемом здесь случае фазы неравновесные. У наблюдаемых эвтектидных карбидов сложная предистория; при взрыве — сверхбыстрый нагрев стали, затем закалка, затем медленное охлаждение при остаточных температурах, затем нагрев до 700 °C и отпуск при этой температуре в течение двух часов, затем медленное охлаждение. Возникающая в результате структура может сильно отличаться от равновесной и определяться кинетикой фазовых превращений, а именно тем, какая из возможных, в том числе метастабильных, фаз растет быстрее.

Измерения микротвердости в различных полосах переходной зоны показали, что микротвердость зоны стержневидных карбидов (зона 3) достигает значения 3600 МПа, что примерно на 2000 МПа превышает микротвердость рекристаллизованных сталей (область 1, 5). Такое высокое значение обусловлено не только микротвердостью карбидов, но и тем, что они объединены в колонии. В результате возникновения таких областей-колоний деформационное поведение материала, обусловленное действием значитель-

ных и долговременных нагрузок, может значительно измениться, в том числе, возможно, в сторону уменьшения долговременной прочности. Действительно, стенки камеры реактора в процессе эксплуатации подвергаются давлению из-за перемешивания тяжелых фракций нефти. При этом колонии стержневидных карбидов действуют как барьеры, тормозящие скольжение дислокаций в плоскости, пересекающей колонию. Вследствие того, что включения имеют форму стержней, такой механизм преодоления дислокациями препятствий, как их огибание, практически исключен. Механизм перерезания дислокациями включений был бы возможен для отдельных включений. Однако, этот механизм чрезвычайно затруднен в случае колонии. Дислокация как бы попадает в «лабиринт», из которого не может выбраться. В результате возникают концентраторы напряжений, инициирующие развитие трещин.

**Зоны риска.** Из-за разности коэффициента диффузии углерода в жидкой и твердой фазах возникает его сегрегация на границе фаз. Наблюдаемая впервые в настоящей работе сегрегация при сварке взрывом для соединения сталь–сталь может быть существенной и для других соединений, приводя к ухудшению свариваемости сплавов.

Для исследуемого соединения сталь–сталь зона сегрегации содержит стержневидные карбиды и представляет собой зону риска для оболочки нефтехимического реактора. Но на самом деле здесь две зоны риска. Зона локального расплавления провоцирует образование зоны сегрегации, обогащенной углеродом. Это могло быть не опасным для сварного соединения, если бы зона сегрегации, например, представляла собой твердый раствор. Но из-за «плохой» структуры зоны сегрегации, содержащей колонии стержневидных карбидов, обе зоны (как расплавления, так и сегрегации) оказались зонами риска.

Подобные зоны риска не существуют для химического реактора на основе композита тантал–медь–сталь [1]. Во-первых, как уже упоминалось выше, для соединения медь–тантал на границах расплава с твердой фазой не возникает сегрегации. Во-вторых, отсутствие взаимной растворимости меди и тантала делает невозможным интерметаллические реакции.

Для нефтехимического реактора две зоны — расплава и сегрегации — являются предполагаемыми зонами риска. На основании проведенного в настоящей работе исследования мы полагаем, что выбор режима термообработки был неудачным. Его параметры (температура, длительность) оказались именно такими, которые могут обеспечить эвтектидный распад. Для того, чтобы убедиться в этом, нам были необходимы образцы сварного соединения без термообработки. Сравнение структуры этих образцов с их структурой после термообработки, однозначно показало, что стержневидные карбиды возникли именно во время термообработки. На рис. 12 показана полоса, соседняя с зоной расплава, до и после термообработки. Мы полагаем, что наличие указанных зон риска снижает сопротивление композитов, из которых сделаны стенки камеры, значительным и долговременным нагрузкам. Для того, чтобы увеличить длительность эксплуатации камеры, мы рекомендуем изменить режим

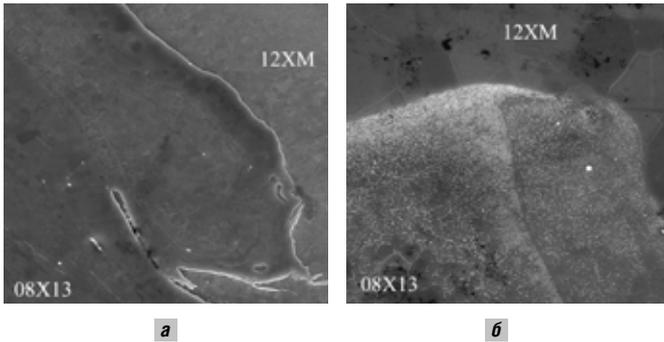
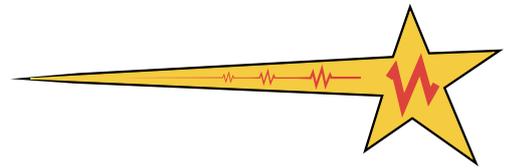


Рис. 12. Полоса, соседняя с зоной расплава после сварки взрывом: а — до термообработки; б — после термообработки

термообработки следующим образом: понизить температуру и увеличить длительность. Новые параметры должны быть достаточными, чтобы обеспечить снятие остаточных напряжений, но избежать эвтектоидного распада.

### Выводы

1. Обнаружено, что переходная зона сварного соединения сталь 08X13 — сталь 12XM, используемого при изготовлении оболочки нефтехимического реактора (коксовой камеры), состоит из слоев, отличающихся по химическому и фазовому составу. Последовательность слоев: 1 — рекристаллизованная область стали 12XM; 2 — зона локального расплавления стали 12XM; 3 — зона стержневидных карбидов стали 08X13; 4 — зона хаотически распределенных карбидов стали 08X13; 5 — рекристаллизованная область стали 08X13.

2. Показано, что из-за разности коэффициента диффузии углерода в жидкой и твердой фазах возникает его сегрегация на границе этих фаз. В зоне сегрегации концентрация углерода в несколько раз превышает концентрацию углерода в исходной хромистой стали. При этом особенности кинетики фазовых превращений могут приводить к тому, что возникают структуры, отличные от наблюдаемых в исходных равновесных сплавах. Для исследуемого соединения сталь-сталь в зоне сегрегации происходит эвтектоидный распад.

3. Явление сегрегации известно давно. Существуют многочисленные наблюдения сегрегации в самых различных объектах: границах зерен, доменов, межфазных границах. Но сегрегация при сварке взрывом на границах расплава и твердой фазы здесь наблюдалась впервые. Зона сегрегации содержит стержневидные карбиды и представляет собой зону риска для оболочки нефтехимического реактора. Зона локального расплавления провоцирует образование зоны сегрегации, обогащенной углеродом. Из-за «плохой» структуры зоны сегрегации обе зоны — расплава и сегрегации — являются предполагаемыми зонами риска.

4. На основании проведенного в настоящей работе исследования мы полагаем, что выбор режима термообработки был неудачным. Его параметры (температура, длительность) оказались именно такими, которые могут обеспечить эвтектоидный распад. Для того, чтобы увеличить длительность эксплуатации камеры, мы рекомендуем изменить режим термообработки следующим образом: понизить температуру и увеличить его длительность. Новые параметры должны быть достаточными, чтобы обеспечить снятие остаточных напряжений, но избежать эвтектоидного распада.

### Список литературы

1. Frey D., Banker J. Recent Successes in Tantalum Clad Pressure Vessel Manufacture: A New Generation of Tantalum Clad Vessels // Proceedings of Corrosion Solutions Conference 2003. USA: Wah Chang. 2003. P. 163–169
2. Гринберг Б.А., Елкина О.А., Антонова О.В., Иноземцев А.В., Иванов М.А., Рыбин В.В., Кожевников В.Е. Особенности формирования структуры переходной зоны соединения Cu-Ta, полученного сваркой взрывом // Автоматическая сварка. 2011. №7. С. 24–31.
3. Гринберг Б.А., Иванов М.А., Рыбин В.В., Елкина О.А., Пацелов А.М., Антонова О.В., Иноземцев А.В., Салищев Г.А. Структура переходной зоны при сварке взрывом (медь–тантал) // Деформация и разрушение материалов. 2011. №9. С. 34–40.
4. Greenberg B.A., Ivanov M.A., Rybin V.V., Elkina O.A., Antonova O.V., Patselov A.M., Inozemtsev A.V., Plotnikov A.V., Volkova A.Yu., Besshaposhnikov Yu.P. The problem of intermixing of metals possessing no mutual solubility upon explosion welding (Cu-Ta, Fe-Ag, Al-Ta) // Materials characterization. 2013. № 75. P. 51–62.
5. Гринберг Б. А., Елкина О. А., Пацелов А. М., Плотников А. В., Смородинский Я. Г., Иванов М. А., Бессапошников Ю. П. Процессы и структуры при сварке взрывом // Сварка и Диагностика. 2013. №2. С. 35–40.
6. Гринберг Б.А., Елкина О.А., Пацелов А.М., Иноземцев А.В., Плотников А.В., Волкова А.Ю., Иванов М.А., Рыбин В.В., Бессапошников Ю.П. Проблемы перемешивания и расплавления при сварке взрывом (алюминий–тантал) // Автоматическая сварка. 2012. №9. С. 15–22.
7. Гринберг Б.А., Иванов М.А., Рыбин В.В., Елкина О.А., Пацелов А.М., Антонова О.В., Иноземцев А.В., Толмачев Т.П. Процессы фрагментации при сварке взрывом // Деформация и разрушение материалов. 2012. № 8. С. 2–13.
8. Гринберг Б.А., Иванов М.А., Рыбин В.В., Кузьмин С.В., Лысак В.И., Елкина О.А., Пацелов А.М., Антонова О.В., Иноземцев А.В., Волкова А.Ю., Плотников А.В. Диссипативные структуры при сварке взрывом // Известия волгоградского государственного технического университета. 2012. №14. С. 27–43.
9. Физика взрыва. Т. 2. Под редакцией Орленко Л.П. М.: ФИЗМАТЛИТ, 2002. 832 с.
10. Дерibas А.А. Физика упрочнения и сварки взрывом. Новосибирск: Наука, 1980. 220 с.
11. Грузин П.Л., Костоногов В.Г., Платонов П.А. О применении искусственно-радиоактивного изотопа С14 для изучения диффузии углерода в стали. В кн. Проблемы металловедения и физики металлов. М.: Металлургиздат, 1955. С. 517–523.
12. Мороз В.Ф., Приходько Э.В. К диффузии элементов в расплавах и сплавах. В сб. научных трудов: Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии, Днепропетровск: ИЧМ НАН Украины, Вып. 9, 2004. С. 161–169.
13. Эллиот Р. Управление эвтектическим затвердеванием. М.: Металлургия, 1987. 352 с.
14. Гудремон Э.А. Специальные стали. Издание 2-е. Москва. Металлургия, 1966. 734 с.
15. Andersson J.O. A Thermodynamic Evaluation of the Fe–Cr–C System // Metall. Trans. A. 1988. No 19(3), P. 627–636.
16. Computational Thermodynamics, Calculation of Phase Diagrams using the CALPHAD Method // Uddeholm AEB-L Stainless Steel, <http://www.calphad.com/AEB-L.html>
17. Бунин К.П., Малиночка Я.Н., Таран Ю.Н. Основы металлографии чугуна. М.: Металлургия, 1969. 415 с.