

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки
Институт физики металлов имени М.Н. Михеева
Уральского отделения Российской академии наук

На правах рукописи

ПУШКИН Марк Сергеевич

ПРОЦЕССЫ САМООРГАНИЗАЦИИ И ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ ПРИ
ПОЛУЧЕНИИ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ МЕДИ
МЕТОДОМ ВЗРЫВНОГО НАГРУЖЕНИЯ

Специальность 01.04.07 – Физика конденсированного состояния

ДИССЕРТАЦИЯ

на соискание учёной степени кандидата

физико-математических наук

Научный руководитель:
доктор физ.-мат. наук, профессор
Гринберг Бэлла Александровна

Екатеринбург - 2018

Оглавление

Введение	4
1 Процессы образования структуры в твёрдом теле при сильном внешнем воздействии.	12
1.1 Сварка взрывом: процессы и структуры	14
1.2 Гипотезы свариваемости металлов при взрыве	21
1.3 Зоны локального расплавления	22
1.4 Теория фракталов и её применение в материаловедении	24
1.5 Постановка задачи исследования	29
2 Материалы и методики исследований	31
3 Эволюция микроструктуры сварного соединения Cu-Ta	36
3.1 Параметры сварки	37
3.2 Рельеф плоской поверхности	38
3.3 Переход от всплесков к волнам; волнообразная граница	43
3.4 Зоны расплава	48
3.5 Фрактальное описание поверхности раздела	52
3.6 Зоны риска для сварного соединения Cu-Ta	66
Выводы к главе 3	69
4 Образование интерметаллидов в зонах расплава при сварке взрывом (Cu-Ti)	70
4.1 Параметры сварки	71
4.2 Экспериментальные результаты для сварного соединения Cu-Ti	73
4.3 Зоны расплава; образование интерметаллидов	81
4.4 Фрактальное описание поверхности раздела для соединения Cu-Ti	87
4.5 Процессы самоорганизации сварного соединения	91
Выводы к главе 4	95
5 Сварка однородных материалов	97
5.1 Параметры сварки	98
5.2 Экспериментальные результаты для сварного соединения медь-мельхиор	100
5.3 Фрактальное описание поверхности раздела для соединения медь-мельхиор	105
Выводы к главе 5	108
Заключение	110
Список литературы	112

Введение

Актуальность работы

Создание новых материалов, способных функционировать в различных экстремальных условиях, требует опережающего исследования физических процессов, происходящих в твёрдых телах. Для получения новых свойств композиционных материалов, отличных от свойств составляющих их компонентов, существенную роль играет понимание физической природы процессов, протекающих при формировании данных композитов. Значительный интерес представляет также класс открытых систем, подверженных сильному внешнему воздействию и находящихся достаточно далеко от равновесия. При этом за счёт подводимой высокой энергии рассматриваемая система становится специфически внутренне структурированной, а её свойства и поведение можно качественно, а в некоторых случаях и количественно, объяснить с помощью теории самоорганизации.

Эффективным способом соединения материалов и создания на этой основе высокопрочных биметаллических и многослойных композитов является сварка взрывом, которая в некоторых случаях обеспечивает сцепление материалов, невозможное другим способом. С помощью данной технологии можно реализовывать соединения как разнородных, так и однородных металлов, получать высококачественные биметаллические и многослойные композиты, обладающие высокой прочностью, жаростойкостью, коррозионной устойчивостью и многими другими весьма важными для практических применений свойствами. Сварка взрывом в настоящее время уже достаточно широко используется в различных отраслях техники (авиационной, атомной, судостроительной, химической и т.д.) и в то же время обладает значительным потенциалом для своего дальнейшего развития и усовершенствования. Наиболее отличительной особенностью сварки взрывом как метода соединения различных материалов является то, что она представляет собой высокоинтенсивное быстротечное воздействие со следующими характерными временами: длительность взрыва примерно 10^{-6} с, скорость деформации 10^4 - 10^7 с⁻¹, скорость охлаждения 10^5 К/с. Именно с этим и связана необычная микроструктура соединений, возникающая при таком сильном внешнем воздействии.

К настоящему времени имеется большое количество теоретических и экспериментальных исследований, посвящённых анализу процессов, происходящих при сварке взрывом и выяснению механизмов, контролирующих свариваемость материалов между собой. При этом большинство подходов обычно используют гидродинамические модели и представления о необходимости идеально гладких и чистых контактирующих поверхностей для обеспечения их надёжного сцепления. Однако, проведённый в ряде предшествующих работ анализ показывает, что такие представления не позволяют описать имеющуюся совокупность

экспериментальных данных для широкого класса материалов. При этом большинство методов анализа, описываемых в литературе, базируется на оптической микроскопии поперечных сечений поверхности раздела, что может быть недостаточно для выявления на этой основе закономерностей формирования получаемых соединений и оптимизации их параметров. Таким образом, можно сказать, что как для сварки взрывом, так и для других методов сильного внешнего воздействия на материалы отсутствуют модели, которые позволяли бы достаточно последовательно и в соответствии с широким кругом данных описать явления, протекающие при таких воздействиях и эволюцию структуры материалов в контактной области. В частности, для сварки взрывом остаются в значительной мере нерешёнными такие вопросы как механизмы свариваемости материалов, причины возникновения и особенности поведения рельефа поверхности, особенности зон расплава и др. Для описания происходящих при этом процессов требуется проведение широкого и детального комплекса структурных исследований.

В настоящей работе для создания подобного подхода подробно исследованы полученные сваркой взрывом соединения следующих пар металлов: медь-тантал, медь-титан и медь-медь. Предлагаются и исследуются несколько механизмов, реализующихся при сварке взрывом. Во-первых – фрагментация типа дробления, проявляющаяся в виде образования и разлёта частиц, которые вызывают локальный разогрев, что делает расплавление на поверхности раздела практически неизбежным. Во-вторых – это сами зоны локального расплавления, которые могут обеспечивать сцепление материалов, однако также могут являться зонами риска. В-третьих – формирование выступов на поверхности раздела, а также выступов на выступах, что в значительной степени способствует результирующему сцеплению материалов при сварке взрывом.

Поскольку процессы, происходящие при сварке взрывом, в определённой мере можно рассматривать как класс открытых систем с большой подводимой энергией, находящихся далеко от равновесия, представляет интерес объяснить многие особенности возникающей при этом внутренней структуры с помощью теории самоорганизации, используя фрактальный анализ. На этой основе в работе предлагается новый подход, объясняющий эволюцию структуры контактной поверхности металлов при интенсификации режима сварки.

Цель работы

Получение и анализ фундаментальных закономерностей, определяющих поведение металлических систем и их структуру при сильном внешнем воздействии на примере сварки взрывом, включая выявление основных механизмов, контролирующих сцепление материалов.

Для достижения указанной цели были поставлены следующие задачи:

1. Выявить закономерности эволюции поверхности раздела при интенсификации режима сварки для соединений медь-тантал, медь-титан, медь-медь.

2. Выяснить причины возникновения и способы формирования зон локального расплавления, а также их влияние на свойства свариваемого образца в целом.
3. Установить закономерности формирования определённых границ раздела. Выявить механизмы сцепления материалов при сварке взрывом.
4. Используя самоподобие элементов исследуемых систем, провести фрактальный анализ сечений поверхности раздела. Для различных соединений вычислить фрактальную размерность этих сечений.
5. Найти зоны риска для соединений медь-тантал и медь-титан, используя полученный в работе подход.

Объектом исследования являются пары металлов Cu-Ta, Cu-Ti, Cu-Cu, которые были использованы для сварки взрывом, и процессы, протекающие в сварном шве.

Предметом исследования являются структурные превращения и микроструктура указанных выше объектов.

Методология и методы исследования

Сварка взрывом – метод позволяющий сваривать многослойные или биметаллические соединения, обладающие крайне широким спектром различных свойств. Изначальные пары металлов могут иметь или не иметь взаимной растворимости, сильно отличаться по температурам плавления, твёрдостью и т.д. Данный метод позволяет сваривать материалы, которые другие методы сварки соединить не могут. Также можно отметить, что сварка взрывом позволяет соединять большие по площади материалы. Особенно важно подчеркнуть возможность сваривать данным методом пары металлов с ограниченной взаимной растворимостью и склонностью к образованию химических соединений.

Сварка взрывом – высокоинтенсивное, быстротечное воздействие с характерными временами: длительность сварки примерно 10^{-6} с, скорость деформации 10^4 - 10^7 с, скорость охлаждения 10^5 К/с.

Научная новизна

В настоящей диссертации впервые получены следующие результаты:

1. Предложен подход, использующий теорию самоорганизации, который может объяснить причины формирования того или иного рельефа поверхности раздела, полученного при сварке взрывом. Данный подход даёт возможность объяснить выбор системой определённых диссипативных каналов. Установлена эволюция микроструктуры сварного соединения при интенсификации режима сварки: на первом этапе возникают отдельные выступы на поверхности, затем идёт объединение выступов в так называемые «всплески». Дальнейшее увеличение подводимой энергии ведёт к формированию

квазиволновой границы. Последний этап: образование волнообразной границы в центре окна свариваемости.

2. Предложено и проанализировано несколько новых механизмов сцепления материалов. Показано, что появление при формировании контактной поверхности “излишней” площади идёт как за счёт роста амплитуды волны (переход от всплесков к волнам), так и за счёт увеличения изрезанности поверхности всплесков и волн. В случае интенсификации режима сварки наблюдалось уменьшение шероховатости, что можно объяснить выбором системой таких диссипативных каналов, которые быстрее всего «тратят» подводимую внешнюю энергию. Ещё одним механизмом свариваемости являются зоны локального расплавления, расположенные на вершинах волн.
3. Сформулирован фрактальный подход для численного описания шероховатости поверхности раздела. В случае минимальной подводимой энергии, при которой образец сварился, наблюдается максимальная фрактальная размерность, уменьшающаяся при интенсификации режима сварки.

Практическая значимость

Полученные в данной работе экспериментальные данные, демонстрирующие механизмы, протекающие при сварке взрывом, расширяют знания и дополняют представления о процессах, происходящих в открытых системах, подвергнутых сильному внешнему воздействию. Сведения, полученные в ходе исследования, позволяют расширить современные представления о закономерностях поведения металлов при сварке взрывом, и также могут быть использованы для оптимизации свойств данных соединений.

В данной работе были найдены зоны, которые могут негативно повлиять на сцепление материалов (зоны риска): для соединения Cu-Ta – это специфическая квазиволновая граница, формирующаяся в узкой полосе окна свариваемости; для соединения Cu-Ti – это области, в которых наблюдаются интерметаллиды, образующиеся благодаря взаимной растворимости исходных материалов внутри зоны расплава при сильных режимах сварки.

Областью применения приведённых выше сварных пар может служить корпус химического реактора. Стенка реактора состоит из композита сталь – медь – тантал. Поскольку тантал обладает высокой коррозионной стойкостью, он служит обшивкой внутренней части корпуса.

Сварку взрывом также можно использовать для создания пары медь-титан, которая применяется при изготовлении оборудования в электролитическом процессе получения ряда цветных металлов. При этом оптимальным материалом для изготовления барабан-катода электролизёра медной тонкомерной фольги является титан.

Выносимые на защиту научные результаты

1. Совокупность полученных в работе экспериментальных данных о микроструктуре переходной зоны соединений медь-тантал, медь-титан, медь-медь, полученных сваркой взрывом. Особенности поведения формы границы раздела в зависимости от параметров сварки.
2. Закономерная эволюция развития поверхности (отдельные выступы; всплески; квазиволновая граница; волнообразная граница), которую можно объяснить, используя теорию самоорганизации.
3. Механизмы сцепления материалов при сварке взрывом: «склеивание» волнообразной поверхности, когда хаотически разбросанные зоны расплава способствуют соединению металлов; генерация свариваемой поверхностью излишней площади контакта; образование выступов и всплесков, состоящих из наиболее тугоплавкого и твердого элемента.
4. Изрезанность поверхности раздела при сварке взрывом, описанная с помощью фрактального подхода.

Личный вклад автора

В течение четырех лет аспирантуры автор работал под руководством профессора А.П. Танкеева. Вместе с ним были сформулированы цели и задачи диссертации, разработаны основные направления научной работы. Из-за безвременной кончины А.П. Танкеева автор заканчивал работу над диссертацией под руководством профессора Б.А. Гринберг. Более десяти работ, включая коллективную монографию, были выполнены автором совместно с коллективом исследователей, руководимым Б.А. Гринберг. Автор участвовал в подготовке образцов (совместно с к.т.н. А.В. Иноземцевым) для металлографических, электронно-микроскопических (совместно с Н.В. Николаевой) и рентгенографических (совместно с к.ф.-м.н. А.М. Пацеловым) исследований. Автор лично выполнял структурные исследования, и проводил обработку экспериментальных данных. Автор самостоятельно разработал программное обеспечение, позволяющее рассчитывать фрактальную размерность поверхности. Автор принимал непосредственное участие в планировании экспериментов, обсуждении результатов и написании статей. Автор принимал участие в работе над коллективной монографией “Сварка взрывом: процессы и структуры” (Москва, Инновационное машиностроение, 2017).

Достоверность результатов

Достоверность полученных данных обусловлена достаточным объёмом используемых для сравнения экспериментальных данных, а также проведением измерений на сертифицированном оборудовании лаборатории физики высоких давлений, отдела электронной микроскопии Центра коллективного пользования Института физики металлов Уральского

отделения Российской Академии наук (ЦКП ИФМ УрО РАН), а также Волгоградского государственного технического университета. В работе использовались современные методы исследования структуры, полученные результаты согласуются с данными других исследований. Основные выводы диссертационной работы изложены в статьях, опубликованных в реферируемых научных журналах из списка ВАК.

Соответствие диссертации паспорту специальности

Содержание диссертации соответствует пункту 3. «Изучение экстремального состояния конденсированных веществ (сильное сжатие, ударные воздействия, изменение гравитационных полей, низкие температуры), фазовых переходов в них и их фазовые диаграммы состояния» и пункту 1. «Теоретическое и экспериментальное изучение физической природы свойств металлов и их сплавов, неорганических и органических соединений, диэлектриков и в том числе материалов световодов как в твёрдом, так и в аморфном состоянии в зависимости от их химического, изотопного состава, температуры и давления» Паспорта специальности 01.04.07 – физика конденсированного состояния.

Диссертационная работа соответствует требованиям, установленным п. 14 Положения о присуждении учёных степеней. Текст диссертации представляет собой научно-квалификационную работу, не содержит заимствованного материала без ссылки на автора и (или) источник заимствования, не содержит результатов научных работ, выполненных в соавторстве, без ссылок на соавторов.

Структура и объём диссертации

Полный объём работы составляет 120 страниц, включая 4 таблиц и 63 рисунка. Диссертационная работа состоит из введения, пяти глав, заключения и списка цитируемой литературы из 106 наименований.

В первой главе проведён обзор работ рассматривающих эволюцию структуры открытых систем, а также процессов самоорганизации, протекающих в них. Анализируются некоторые гипотезы свариваемости металлов при взрыве, а также процессы и структуры, протекающие в сварном шве. Изучаются предложенные различными авторами причины образования зон локального расплавления при сцеплении металлов. Рассматривается теория фракталов и возможность её применения в материаловедении.

Во второй главе приведено описание материалов и различные методики исследования сварного шва.

В третьей главе представлены результаты изменения структуры сварного соединения медь-тантал при интенсификации режима сварки. Изучена структура зон локального расплавления, учитывающая тот факт, что медь и тантал не имеют взаимной растворимости. Предложены два механизма сцепления материалов. Разработаны несколько методов расчёта

фрактальной размерности. Найдена зона риска для соединения медь-тантал, полученного сваркой взрывом.

В четвёртой главе приведены результаты исследования микроструктуры соединения медь-титан. Обнаружены уникальные особенности границы раздела, проявляющиеся в случае, когда свариваемая пара обладает взаимной растворимостью. Найдены интерметаллиды внутри зон локального расплавления. Обнаружена закономерность, связывающая фрактальную размерность поверхности раздела с количеством подводимой энергии к системе. Сделан вывод, что процессы, протекающие при сварке взрывом, подчиняются принципу самоорганизации. Найдены зоны риска для соединения медь-титан.

В пятой главе приведены результаты исследования соединения медь-мельхиор. Исследована эволюция поверхности раздела данной сварной пары. При увеличении интенсивности режима сварки взрывом для соединений медь-мельхиор наблюдается уменьшение изрезанности переходной зоны. Изучены особенности поведения зон локального расплавления в случае условно однородного сварного соединения.

В заключение диссертации приводятся основные результаты и выводы работы.

Апробация работы

Материалы диссертационной работы были доложены на 9 всероссийских и международных конференциях:

1. XIV Международная научно-техническая Уральская школа-семинар металлосведов-молодых учёных (Екатеринбург, 2014).
2. Международная школа-конференция студентов, аспирантов, молодых учёных «Фундаментальная математика и её приложения в естествознании» (УФА, 2014).
3. XII Международная конференция «Забабахинские научные чтения» (Снежинск, 2014).
4. XIII Международная конференция Дислокационная структура и механические свойства металлов и сплавов (Екатеринбург, 2014).
5. VI Международная конференция «Кристаллофизика и деформационное поведение перспективных материалов» (Москва, 2015).
6. VI Международный междисциплинарный симпозиум «Физика поверхностных явлений, межфазных границ и фазовые переходы» (Нальчик-Южный, 2016).
7. IX Международная конференция «Фазовые превращения и прочность кристаллов» памяти академика Г.В. Курдюмова (Черноголовка, 2016).
8. LVIII Международная конференция «Актуальные проблемы прочности» (Пермь, 2017).
9. XVIII Всероссийская школа-семинар по проблемам физики конденсированного состояния вещества (Екатеринбург, 2017).

Публикации по результатам работы

Результаты, представленные в диссертации, изложены в 9 статьях в рецензируемых журналах, включённых в перечень ВАК и индексируемых в Web of Science, а также в 1 монографии.

1. Поверхность раздела при сварке взрывом: фрактальный анализ / Б.А. Гринберг, М.А. Иванов, **М.С. Пушкин**, А.М. Пацелов, А.Ю. Волкова, А.В. Иноземцев // Деформация и разрушение материалов. – 2014. – N10. – С. 21-30.
2. Interface relief upon explosion welding: splashes and waves / В.А. Greenberg, М.А. Ivanov, А.В. Inozemtsev, S.V. Kuz'min, V.I. Lysak, А.М. Vlasova, **M.S. Pushkin** // The Physics of Metals and Metallography. – 2015. – V.116, N4. – P. 367-377.
3. Эволюция поверхности раздела при сварке взрывом: переходы от всплесков к волнам / Б.А. Гринберг, М.А. Иванов, А.В. Иноземцев, С.В. Кузьмин, В.И. Лысак, **М.С. Пушкин** // Известия РАН. Серия физическая. – 2015. – Т.79, N9. – С. 1265-1268.
4. Microheterogeneous Structure of Local Melted Zones In The Process Of Explosive Welding / В.А. Greenberg, М.А. Ivanov, А.В. Inozemtsev, А.М. Patselov, **M.S. Pushkin**, А.М. Vlasova. // Metallurgical and Materials Transactions – A. – 2015. – V.46, N8. – P. 3569-3580.
5. Обнаружение квазиволновой формы поверхности раздела при сварке взрывом (медь-тантал, медь-титан) / **М.С. Пушкин**, А.В. Иноземцев, Б.А. Гринберг, А.М. Пацелов, М.А. Иванов, О.В. Слаутин, Ю.П. Бесшапошников // Известия РАН. Серия физическая. – 2016. – Т.80, N10. – С. 1430-1435.
6. Formation of intermetallic compounds during explosive welding / В.А. Greenberg, М.А. Ivanov, **M.S. Pushkin**, А.В. Inozemtsev, А.М. Patselov, А.Р. Tankeyev, S.V. Kuzmin, V.I. Lysak. // Metallurgical and Materials Transactions – A. – 2016. – V.47, N11. – P. 5461-5473.
7. Процесс волнообразования при сварке взрывом: релаксация неравновесной структуры / Б.А. Гринберг, М.А. Иванов, С.В. Кузьмин, В.И. Лысак, **М.С. Пушкин**, А.В. Иноземцев, А.М. Пацелов, А.В. Пашеев // Физика металлов и металловедение. – 2016. – Т.117, N2. – С. 1269-1276.
8. Фрактальный анализ сварных соединений (Cu-Ta, Cu-Ti) / Б.А. Гринберг, **М.С. Пушкин**, А.П. Танкеев, А.В. Иноземцев // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. – 2017. – Т.14. – С. 445-452.
9. Микроструктуры, препятствующие сцеплению материалов при сварке взрывом / Б.А. Гринберг, М.А. Иванов, С.В. Кузьмин, В.И. Лысак, Ю.П. Бесшапошников, **М.С. Пушкин**, А.В. Иноземцев, А.М. Пацелов // Письма о материалах. – 2018. – Т.14., N3 – С. 252-257.

10. Сварка взрывом: процессы и структуры / Б.А. Гринберг, М.А. Иванов, С.В. Кузьмин, В.И. Лысак, О.В. Антонова, Ю.П. Бесшапошников, А.М. Власова, Л.М. Гуревич, О.А. Елкина, А.В. Иноземцев, В.Е. Кожевников, А.М. Пацелов, В.П. Пилюгин, А.В. Плотников, **М.С. Пушкин**, В.В. Рыбин, Г.А. Салищев, О.В. Слаутин, А.П. Танкеев, Т.П. Толмачев, В.О. Харламов. – М.: Инновационное машиностроение, 2017. – 236 с.

Научные программы и проекты, связанные с диссертацией

Диссертационная работа выполнялась в рамках:

- государственного задания ФАНО по теме «Деформация» (номер госрегистрации 01201463327);
- гранта РФФИ №16-32-00235 мол_а (руководитель);
- гранта РФФИ №17-02-00025 (исполнитель);
- проект РНФ №14-29-00158 (исполнитель);
- программы УрО РАН 15-17-2-18;
- стипендии Президента Российской Федерации 2017.

1 Процессы образования структуры в твёрдом теле при сильном внешнем воздействии

Изучение эволюции структуры открытых систем, а также процессов самоорганизации, протекающих в них, является актуальной задачей современной физики [1-7]. Цель нашего исследования состоит в получении и анализ фундаментальных закономерностей, определяющих поведение металлических систем и их структуру при сильном внешнем воздействии на примере сварки взрывом. Такая система является открытой и для неё можно выделить ряд свойств: она находится вдали от равновесия, к ней подводится значительная энергия, а получаемый после воздействия рельеф специфически структурирован (за счёт процессов внутренней самоорганизации). Основываясь на данных свойствах, было принято решение применить принципы теории самоорганизации для изучения происходящих процессов внутри сварного шва.

На рисунке 1.1, *а* представлен рельеф поверхности раздела сварного шва соединения медь-титан (медь вытравлена). На рисунке видно как титан специфически структурируется при сильном внешнем воздействии. Подобное структурирование наблюдается во множестве других систем, связанных с самоорганизацией. Например, знаменитый опыт о так называемой неустойчивости Бенара или ячейки Бенара (рисунок 1.1, *б*). При создании вертикального градиента температур в слое горизонтально расположенной жидкости возникает потенциальная возможность внутренних флуктуаций. Варьируя градиент температур, можно найти критическое значение параметров, при котором в жидкости формируется сложная, пространственно-упорядоченная структура, состоящая из совокупности правильных шестиугольников (рисунок 1.1) [6, 7].

Следующий пример структуры, где проявляются эффекты самоорганизации, это структуры в литии после импульсного нагрева лазером [5]. Важной отличительной особенностью этого случая является тот факт, что создание специфического рельефа происходит в металле. С помощью лазера происходит импульсный нагрев пластины лития. На поверхности образца образуется нано-доменная структура, состоящая из доменных лучей шириной порядка сотен нанометров и глубиной до 200 μm . При изменении температуры регистрировалась последовательность мгновенных доменных конфигураций (эволюция структуры). Формирование доменной структуры начинается с появления изолированных доменов и последующего их роста. Заметим особенность процессов самоорганизации в твёрдых телах, в отличие от жидкости (ячейка Бенара, которая наблюдается в системе только в присутствии градиента температур): формирование специфической доменной структуры идет и после отключения внешнего источника энергии (эффект последействия).

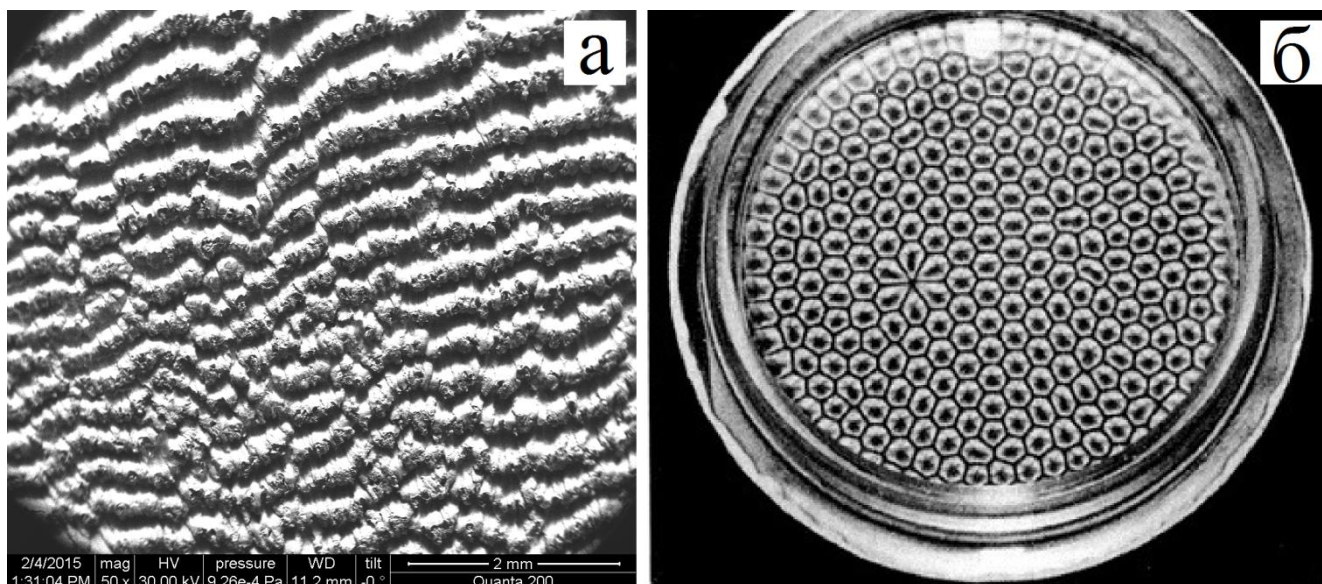


Рисунок 1.1 – Пространственно-упорядоченные структуры в случае различных систем: а – сварка взрывом, волнообразная граница соединения Cu-Ti (медь вытравлена); б - ячейки Бенара, формирующиеся в жидкости при критическом значении градиента температур [6]

Что может быть общего у этих двух (ячеек Бенара и структуры в литии после импульсного нагрева лазером), на первый взгляд, различных по природе физических систем. Во-первых, они относятся к открытым системам и связаны с внешним достаточно мощным источником энергии, во-вторых, образование специфических структур происходит лишь при условии достижения внешними параметрами некоторых критических значений, в-третьих, имеет место коллективное (кооперативное) поведение образующихся подсистем, и, наконец, в-четвертых, в процессах самоорганизации важнейшую роль играют **нелинейные и диссипативные процессы**.

Объединяя вышеперечисленные положения, можно прийти к следующей картине, происходящей в системе, проявляющей внутреннюю самоорганизацию. Подходящим способом, подводя к образцу внешний достаточно мощный источник энергии, можно «вынудить» систему эволюционировать за счёт усиления нелинейных эффектов и значительного роста флуктуаций [6]. Система уходит из слабо-неравновесного состояния к состоянию с сильной неравновесностью. Появляются дальнедействующие корреляции, а также коллективное поведение возникающих вновь подсистем. Происходит самоорганизация, заключающаяся в пространственном упорядочении структуры на различных масштабных уровнях.

Нужно отметить, что данные процессы весьма нетривиальны (в основном из-за нелинейности). Для их описания разрабатываются соответствующие теоретические модели, важнейшими расчётными характеристиками которых являются: время жизни исследуемого

состояния, область его локализации, фрактальная размерность, которая, в свою очередь, является количественной мерой диссипативных структур.

Процесс сварки взрывом, конечно, происходит в открытой системе. Взрывная волна обладает направленным вектором действия, также являясь достаточно мощным источником внешней энергии. При достижении критического значения параметров (при попадании их в так называемое «окно свариваемости»), возникает сварной шов с довольно специфическим рельефом (плоским, волнообразным). В процессе эволюции системы небольшие выступы, объединяются во всплески, а затем переходят и в волны, демонстрируя коллективный подход. Сварка взрывом – весьма быстротечный процесс, поэтому нелинейные части дифференциальных уравнений начинают играть большую роль, создавая флуктуации и делая из рельефа поверхности фрактальный объект.

В настоящей главе будут приведены литературные данные для сварки взрывом и теории фракталов, а также сформулирована постановка задачи.

1.1 Сварка взрывом: процессы и структуры

Сварка взрывом является крайне эффективной технологией создания биметаллических или многослойных материалов, позволяющей получать большие по площади соединения из различных материалов, в частности, таких, соединение которых невозможно или затруднено другими способами сварки [8-10]. Особенно важно подчеркнуть возможность сваривать данным методом пары металлов с ограниченной взаимной растворимостью и склонностью к образованию химических соединений.

Сварка взрывом – высокоинтенсивное, быстротечное воздействие с характерными временами: длительность сварки примерно 10^{-6} с, скорость деформации 10^4 - 10^7 с, скорость охлаждения 10^5 К/с. Только лишь исходя из приведённых данных, можно сделать вывод, что изучаемое быстротечное воздействие делает картину явления не только крайне сложной, но и чрезвычайно интересной.

Параметры процесса сварки взрывом. Важно отметить, что физические свойства получаемого образца напрямую зависят от технологических схем сварки и их параметров. К настоящему времени известно большое количество возможных схем сварки, однако все они имеют общую схему реализации: при инициации взрывчатого вещества (ВВ) продукты детонации разгоняют метаемую пластину, которая при соударении с другими элементами вызывает образование зоны контакта за счёт интенсивной пластической деформации [10-13]. Существуют две наглядные схемы сварки взрывом. На рисунке 1.2 представлена параллельная схема сварки, а на рисунке 1.3 – угловая.

Угловая схема является более общей, поэтому на начальном этапе мы будем рассматривать именно её. На рисунке 1.3 обозначены метаемая пластина (1), неподвижная пластина (2), а также ВВ (3). Угол α - угол наклона между двумя пластинами.

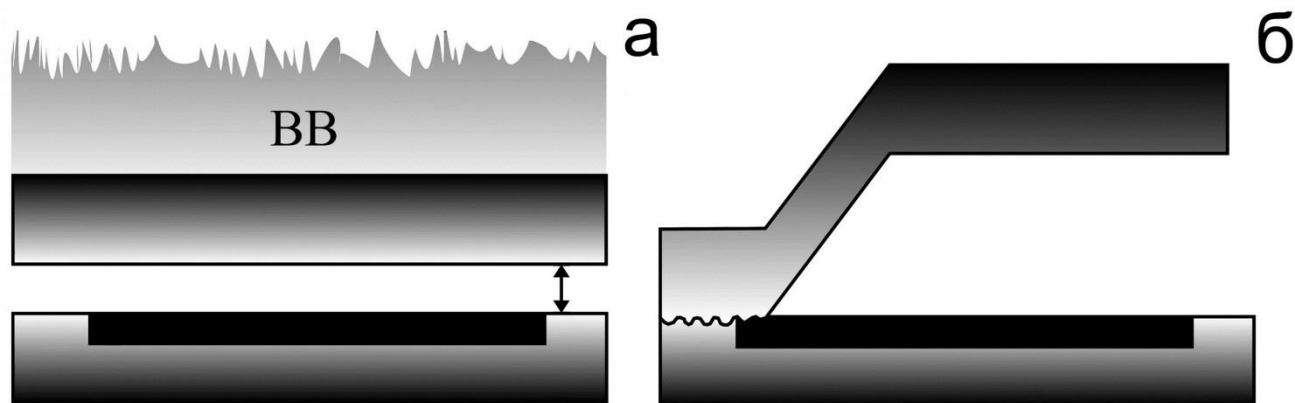


Рисунок 1.2 – Принципиальная параллельная схема сварки взрывом: а – до инициации ВВ; б – после инициации ВВ [10]

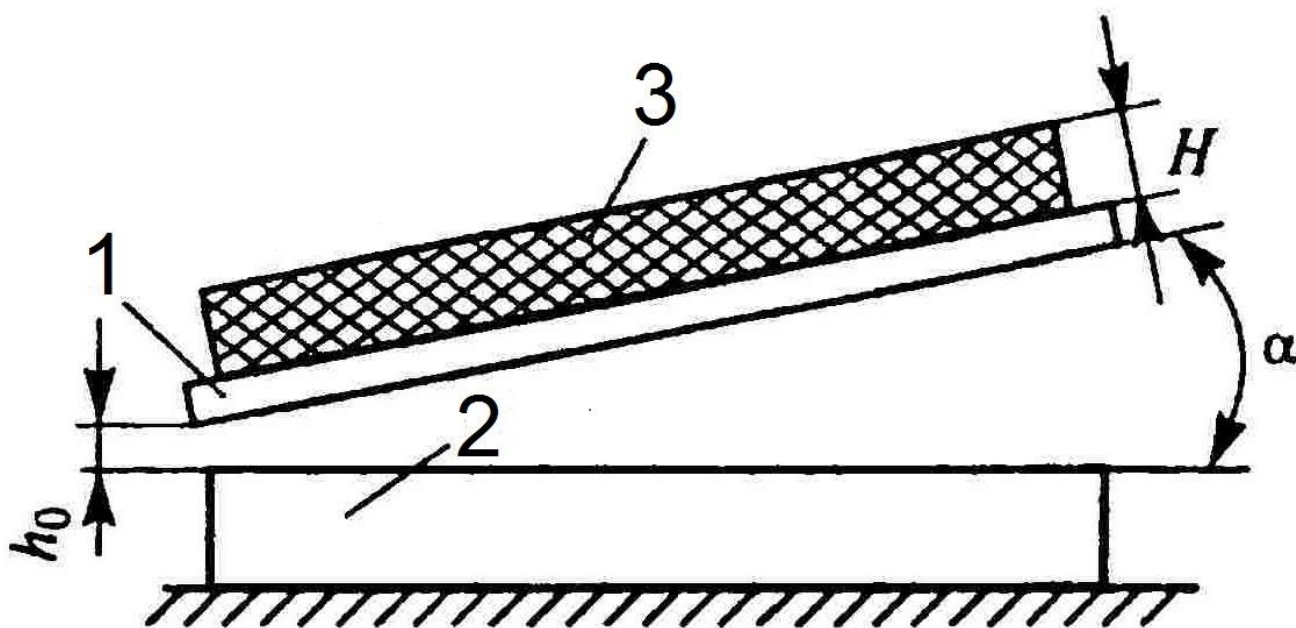


Рисунок 1.3 – Принципиальная угловая схема сварки взрывом до инициации ВВ [10]

При реализации угловой схемы сварки взрывом на первом этапе происходит инициация ВВ, начинающаяся с одного края пластины (1) идвигающаяся к противоположному со скоростью D , составляющей несколько тысяч километров. Вследствие высокого давления ВВ метаемая пластина (1) прогибается на угол β (рисунок 1.4), разгоняется до скорости V_0 и ударяется об неподвижную пластину (2) под углом $\gamma = \alpha + \beta$. Точку перехода между уже

соединёнными пластинами и ещё не соединёнными обозначим как точку контакта. Она перемещается по поверхности в направлении детонационной волны со скоростью V_k . Позади точки контакта, из-за крайне высокой скорости соударения, а, следовательно, и высокой скорости пластической деформации, реализуется соединение двух материалов и формирование сварного шва, изучению которого будут посвящены главы 3-5.

Для того, чтобы понять связь углов и скоростей, рассмотрим геометрическое представление угловой схемы сварки, приведённое на рисунке 1.4. Точка O на этой схеме – эта точка активации ВВ, которая движется к точке B со скоростью \bar{D} ($\bar{D} = \overline{OB}$). Из $\triangle EOC$ видно, что $\alpha + \beta + 180^\circ - \gamma = 180^\circ \rightarrow \alpha + \beta = \gamma$. Вектор скорости метания пластины V_o (\overline{OF}) на рисунке 1.4 направлен по биссектрисе $\angle COB$. Используя теорему косинусов для $\triangle OBF$, можно получить следующие результаты для внешних параметров системы [14]:

$$V_o = 2D \sin \frac{\beta}{2} = 2D \sin \frac{\gamma - \alpha}{2}, \quad (1.1)$$

$$\gamma = \alpha + \beta = \alpha + 2 \arcsin \frac{V_o}{2D}. \quad (1.2)$$

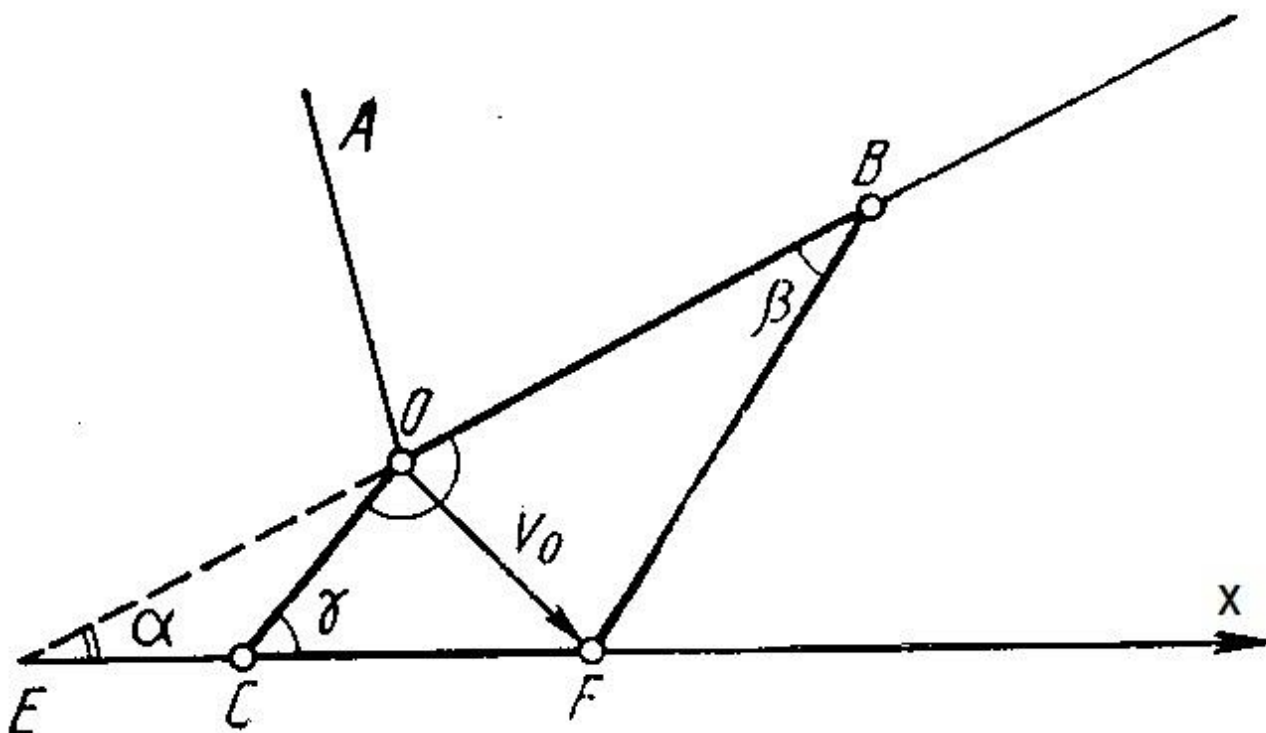


Рисунок 1.4 – Геометрическое представление угловой схемы сварки [10]

Заметим, что угловая схема имеет очевидные недостатки: сварочный зазор в процессе движения точки O между пластинами увеличивается, а значит, постоянно изменяются внешние параметры сварки. Такая схема не подходит для практического применения, поэтому от угловой

схемы и соответствующих ей уравнений (1.1), (1.2) удобно перейти к параллельной схеме ($\alpha = 0$):

$$V_0 = 2D \sin \frac{\gamma}{2}, \quad (1.3)$$

$$\gamma = 2 \arcsin \frac{V_0}{2D}, \quad (1.4)$$

$$V_k = D. \quad (1.5)$$

Необходимо ввести ещё несколько внешних параметров, характеризующих процесс сварки взрывом: r - отношение массы заряда ВВ к массе метаемой пластины; h – сварочный зазор; R_z - изначальная шероховатость свариваемых поверхностей. В работе [15] для практических расчётов предлагается использовать зависимость угла γ от r и h , полученных из законов сохранения импульса и энергии.

Условия реализации сварного соединения. Начальные параметры могут меняться в большом диапазоне, однако не при каждом наборе параметров происходит сварка образцов. В качестве базисных величин можно выбрать два любых из описанных выше внешних параметров системы, однако, как правило, выбираются угол соударения и скорость точки контакта. На рисунке 1.5 представлено так называемое «окно свариваемости», для которого Уитман [16] попытался описать границы перехода свариваемость - не свариваемость в указанных координатах. В области II происходит соединение образцов, тогда как в областях I и III образцы распадаются. Интерес представляет, конечно же, область II. Она ограничена 3 линиями:

Линия 1. Для обеспечения соединения при сварке взрывом необходимо выполнение следующего условия: $V_k < c_o$, где c_o - скорость звука в соединяемых материалах. Таким образом, правее линии 2 образуются ударные волны. Сварка здесь отсутствует.

Линия 2. Так называемая нижняя граница (НГ) окна свариваемости. Положение этой линии по Уитману определяется критическим давлением соударения, которое формирует пластическое течение в переходной зоне. Вычислением формы данной границы занимались многие авторы [16-21]. К сожалению, в большинстве работ рассматривается ситуация со сваркой однородных материалов. А нижнюю границу определяют экспериментально.

Линия 3. Линия, называемая верхней границей окна свариваемости, при переходе через которую из области II прочность пары металлов начинает снижаться даже несмотря на кажущуюся интенсификацию режима. Надо сказать, что верхняя граница исследована значительно меньше чем НГ. При приближении к ней на поверхности раздела возникают крупные зоны расплава, которые иногда полностью покрывают переходную зону и мешают тем самым сцеплению материалов.

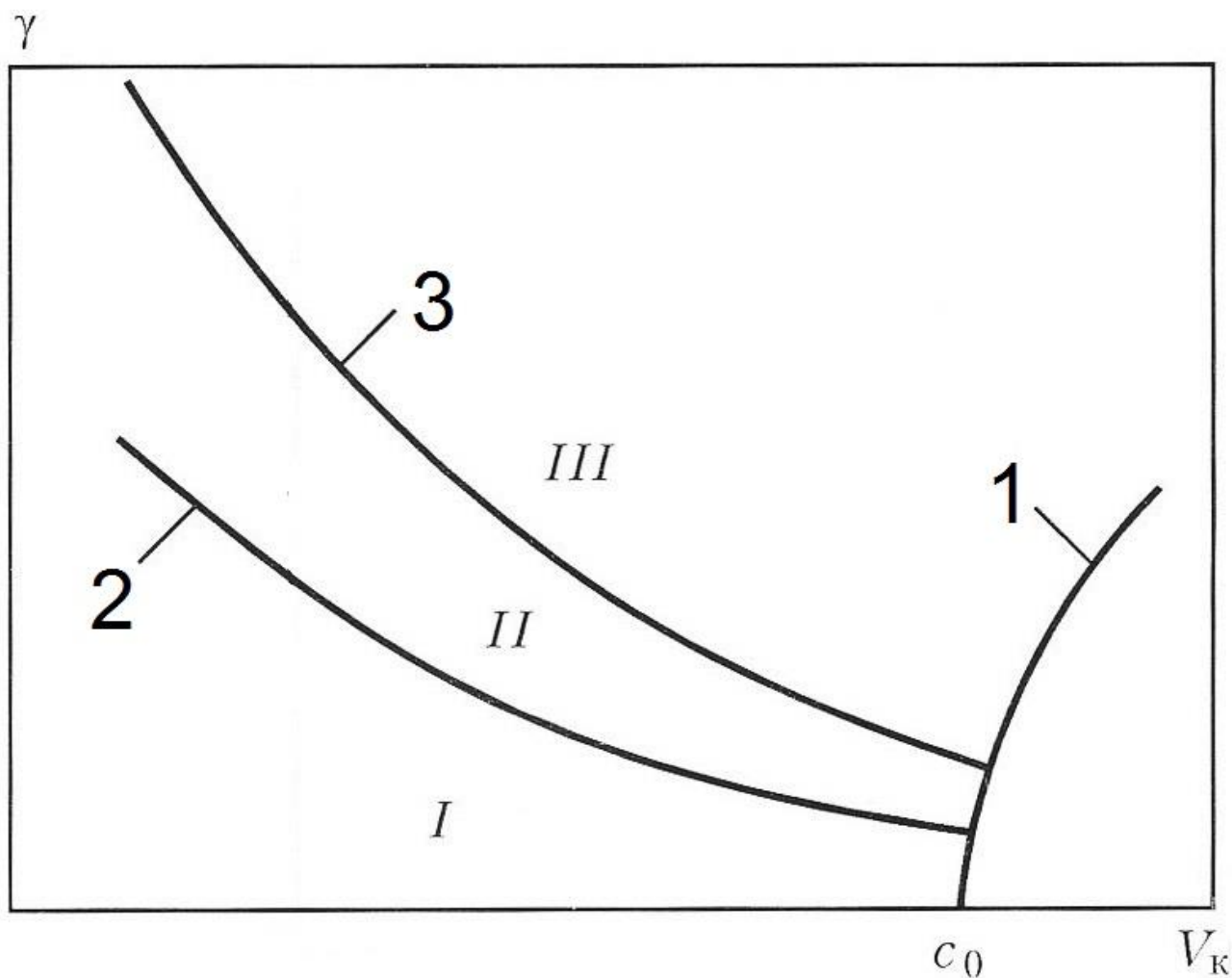


Рисунок 1.5 – Область свариваемости в зависимости от начальных параметров (угла соударения γ и скорости точки контакта V_k): в области I и III материалы не соединяются, в области II происходит сварка [10]

Большой интерес представляет форма получаемой переходной зоны между двумя соединёнными материалами, которая может быть либо плоской, либо волнообразной. Под плоской границей подразумевается поверхность, обладающая некоторым набором неупорядоченно расположенных выступов, которые по структуре и амплитуде отличаются от шероховатости исходных пластин и не обладают такими свойствами как период и амплитуда (рисунок 1.6, *a*). Волнообразной же границе всегда соответствуют параметры периода и амплитуды волны, однако форма этой волны может сильно меняться в зависимости от начальных параметров системы (рисунок 1.6, *б, в*). Изучению причин волнообразования посвящено много исследований, где предпринимались попытки смоделировать процессы, происходящие внутри сварного шва [16, 22-26 и др.].

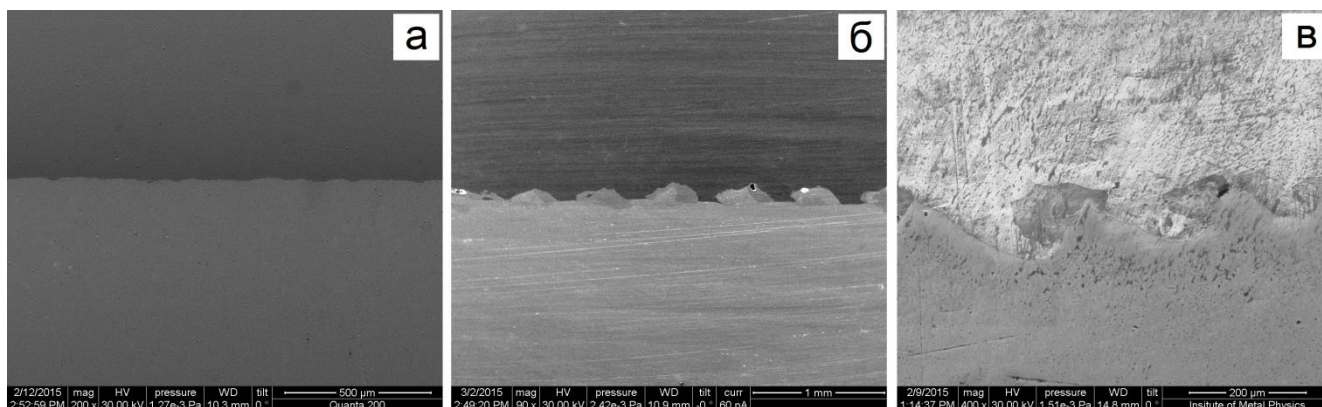


Рисунок 1.6 – СЭМ изображение типов волн при сварке взрывом (поперечное сечение): а – плоская граница; б, в – волнообразная граница

Согласно [26], металлы в месте удара можно рассматривать как невязкую жидкость. Тогда падающая пластина играет роль набегающей струи, разбивающейся на две части, одна из которых – кумулятивная обратная струя, которая производит самоочистку оксидных плёнок на поверхности в процессе сварки.

Вопрос взаимосвязи начальных параметров и формы получаемой границы были рассмотрены Дж. Хантом [24]. Вблизи НГ при определённых критических значениях угла образуется плоская граница, которая переходит в волнообразную при повышении скорости точки контакта. Размер волн (амплитуда и период) растёт с сохранением высокой прочности соединения при увеличении угла соударения до некоторого предельного значения. Дальнейшее увеличение угла приводит к срыву волнообразования в сварном соединении.

В случае выбора режимов сварки основными начальными параметрами системы обычно считаются угол соударения и скорость точки контакта. Этим, как правило, обычно и ограничиваются. Существенным продвижением при определении нижней границы и анализа особенностей сварного шва является учёт ещё одного начального параметра: эффективной усреднённой массы слоёв [27-29]: $\tilde{m} = m_1 m_2 / [2(m_1 + m_2)]$, где m_1 - масса метаемой пластины, а m_2 - масса неподвижной пластины. Масса в данном случае учитывается на единицу площади. Учёт эффективной усреднённой массы даёт возможность более полно описать процесс, протекающий в сварном шве. На рисунке 1.7 представлена область сварки, учитывающая сразу три названных выше параметра: угол соударения, скорость точки контакта и усреднённую массу [10]. Здесь можно выделить замкнутую фигуру $abcd$, внутри которой «происходит» сварка материалов. По аналогии с двухмерным случаем, можно отдельно рассматривать три плоскости: acd , bfc , abc . Левее поверхности abc начальная скорость недостаточна, соединения металлов не происходит. Правее выделенной фигуры (плоскость dfl), появление ударных волн также препятствует образованию соединения. Плоскость acd играет роль нижней границы, а bfc –

верхней. При фиксированном значении параметра \tilde{m} , происходит переход к традиционной области режимов сварки – плоскости abd . Наибольший интерес представляет переход от нижней границы acd к верхней границе bfc . При таком движении происходит увеличение локализованной в сварном шве энергии, которая в свою очередь приводит к появлению сплошных внутренних зон расплава.

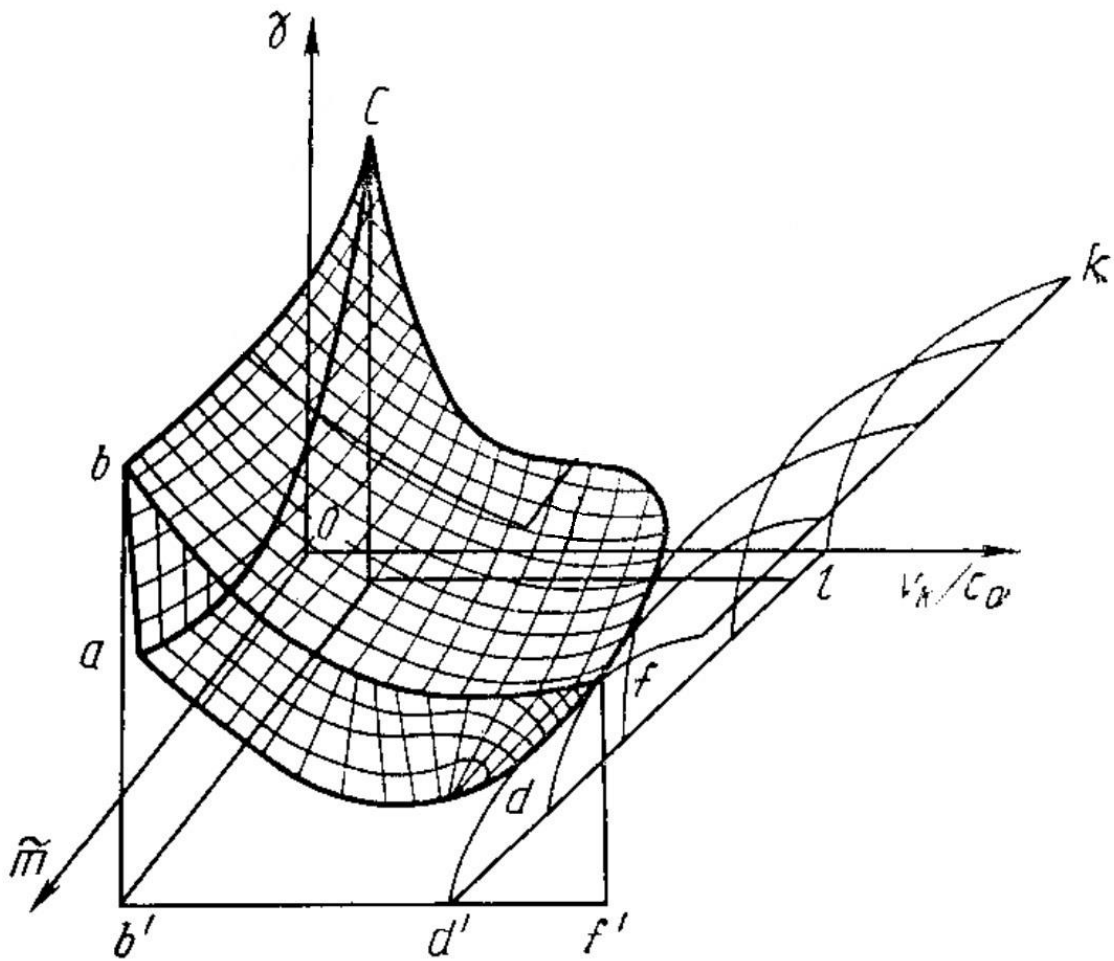


Рисунок 1.7 – Область свариваемости, учитывающая три начальных параметра системы: угол соударения - γ , скорость точки контакта - V_k и эффективную усреднённую массу - \tilde{m} . При фиксировании \tilde{m} , график зависимости становится идентичным рисунку 1.5 [10]

Таким образом, в соответствии с существующими представлениями образование прочного соединения происходит при превышении некоторого критического уровня энергозатрат [30], зависящих, в первую очередь, от скорости соударения свариваемых пластин и их массы (или толщин).

В главах 3-5 будут проанализированы особенности сварки взрывом для таких пар металлов, как Cu-Ta, Cu-Ti, Cu-Cu. При этом качественно будут использоваться понятия

подводимой энергии, а значит необходимо учитывать эффективную усредненную массу. Однако, мы будем использовать классическую двухмерную область свариваемости с параметрами: угол соударения, скорость точки контакта. При этом будет строго фиксироваться масса, то есть толщина свариваемых пластин, по крайней мере, для одних и тех же пар. Таким образом, можно сравнивать эволюцию поверхности раздела в рамках конкретных соединений, постоянно находясь в области abd . Ещё одним важным аспектом является особенность, связанная с углом соударения. Изменение этого угла напрямую не влияет на количество подводимой энергии к системе сварного шва, а скорее перераспределяет её. Угол определяет направление скорости падения пластины V_0 , которая характеризует кинетическую энергию падающей пластины. Скорость пластины в этом случае можно разложить на нормальную V_0^n и касательную составляющие V_0^τ . Будем полагать, что угол принимает небольшие значения (на практике реализуется именно такой вариант), а значит: $V_0^n > V_0^\tau$. Нормальная составляющая прижимает падающую пластину к неподвижной, таким образом, обеспечивается переход кинетической энергии в потенциальную. Небольшие изменения угла не приведут к значительному изменению значения нормальной составляющей, поэтому можно считать, что $V_0^n = \text{const}$. Однако из-за малых углов, увеличение значения γ приведёт к заметному росту V_0^τ . А именно касательная составляющая во многом влияет на изменение рельефа поверхности раздела при сварке взрывом. Таким образом, можно считать, что увеличение значения угла соударения увеличивает подводимую энергию [31].

1.2 Гипотезы свариваемости металлов при взрыве.

Причины соединения двух материалов при таком воздействии, как сварка взрывом, остаются открытыми, несмотря на множество гипотез, представленных в литературе. Почему все-таки это явление происходит, и формируется такой специфический рельеф. Существует ряд зачастую не согласующихся между собой теорий.

На первых порах изучения сварки взрывом была выдвинута так называемая диффузионная теория [32, 33], согласно которой материалы соединяются благодаря диффузии, протекающей между поверхностями. Получение прочного соединения объясняется возникновением нормальных металлических связей в результате локальной деформации при повышенной температуре, сближением поверхностей, максимальным увеличением площади их соприкосновения и взаимной диффузией атомов соединяемых металлов.

Рекристаллизационная теория [34] предполагает, что соединение материалов происходит благодаря рекристаллизации контактирующих материалов, кристаллическая решётка которых

искажена. Данная теория содержит предположение, что при сварке происходит очищение поверхности соединяемых материалов и образование общих зёрен, прорастающих из одного металла в другой.

В плёночной гипотезе [35] утверждается, что свариваемость обеспечивается сближением чистых поверхностей на расстояние межатомного взаимодействия. Процесс, в котором объединяются кристаллические решётки деформированных металлов, считается бездиффузионным. Основным условием свариваемости предполагается определённое отношение твёрдости плёнок окислов в сравнении с эталоном.

Энергетическая гипотеза [36], согласно которой для образования сцепления материалов необходимо, чтобы энергия атомов поверхности превосходила некоторый предельное значение (энергетический порог схватывания). В отличие от своих предшественников, данная теория предполагает необходимым, но недостаточным условие сближения чистых металлических поверхностей друг к другу в процессе сварки на расстояние межатомного взаимодействия.

Дислокационная модель [37]. При сварке происходит пластическая деформация у поверхности сварного шва, при этом создаётся движение поверхностных масс на небольшую глубину порядка нескольких микрометров. Из-за этого процесса начинает происходить движение точечных дефектов. В конце концов, происходит сцеплении металлов за счёт массопереноса вакансий и дислокаций. Однако из данной модели вытекает, что каждому металлу соответствует определённая, постоянная свариваемость. Однако хорошо известным фактом является то, что свариваемость пары материалов зависит от механической схемы сварки (её параметров).

Последнее, что нужно отметить, говоря о сварке взрывом, – это тепловые процессы, реализующиеся в сварном шве, на границе соединяемых материалов.

1.3 Зоны локального расплавления.

Известно, что процесс соединения металлов при сварке взрывом сопровождается локальным повышением температуры в зоне соединения. В момент сварки значительная часть тепловыделения происходит именно в переходной зоне [38]. Температура может достигать точки плавления некоторых соединяемых металлов, при этом возникает оплавление, которое может покрывать при особо интенсивных режимах весь рельеф поверхности раздела [39].

Зоны локального расплавления, проявляющиеся при определённых режимах, могут быть заполнены различными формами коллоидных растворов. Рассмотрим, при каких условиях возникают те или иные формы коллоидных растворов [40-44]. Ограничимся сначала случаем, когда при сварке взрывом не происходит кипения ни одного из материалов и соответственно не

образуется газовая фаза. Существенным здесь является соотношение между следующими характерными температурами [39]: $T_m^{(1)}$ - температура плавления металла (1), $T_m^{(2)}$ - температура плавления металла (2), T_s - температура вблизи поверхности раздела.

Рассмотрим случай, когда выполняется цепочка неравенств

$$T_m^{(1)} > T_s > T_m^{(2)}. \quad (1.6)$$

При выполнении этих условий возникает расплав легкоплавкой фазы, содержащий твёрдые частицы тугоплавкой фазы. Это коллоидный раствор типа суспензии. При этом отсутствие взаимной растворимости несущественно, и расслоение не происходит. За счет циркуляции осуществляется перемешивание коллоидного раствора, который при последующем затвердевании становится застывшей суспензией, дисперсионно упрочненной за счет частиц тугоплавкой фазы [39]. В этом случае зоны локального расплавления не только не представляют опасности для соединения, но, напротив, могут содействовать его упрочнению [39].

Рассмотрим случай, когда

$$T_s > T_m^{(1)} > T_m^{(2)}. \quad (1.7)$$

Это условие означает, что в интервале $T_s > T > T_m^{(1)}$ оба металла расплавлены. За счёт сильного внешнего воздействия обе жидкости разбиваются на капли, возникает коллоидный раствор типа эмульсии [39]. Однако эмульсия неустойчива, капли одного сорта соединяются, так что происходит разделение на две несмешивающиеся жидкости. Если же не успевают произойти расслоение, например, для так называемой разбавленной эмульсии (когда концентрация одной из фаз значительно меньше, чем другой), то в интервале $T_m^{(2)} < T < T_m^{(1)}$ происходит застывание одного элемента, и его капли превращаются в твёрдые частицы, тогда как второй элемент остаётся жидким [39]. При последующем затвердевании коллоидный раствор становится застывшей дисперсионно упрочнённой суспензией.

В альтернативном случае, когда

$$T_m^{(1)} > T_m^{(2)} > T_s, \quad (1.8)$$

оба металла не испытывают расплавления, и коллоидные растворы не образуются.

Таким образом, для коллоидных растворов несмешивающихся жидкостей реализуется либо вариант эмульсии, либо - суспензии. При затвердевании эмульсия представляет опасность для сплошности соединения из-за возможного расслоения, суспензия же, напротив, может содействовать упрочнению соединения [39].

При сварке взрывом возможно образование не только эмульсий и суспензий, но и ещё одной формы коллоидных растворов, а именно пены [40]. Можно ожидать, что для несмешивающихся фаз при определённых соотношениях между характерными температурами

на поверхности раздела образуется пена, в которой дисперсной фазой являются пузырьки газа одной из фаз, а дисперсной средой - коллоидный раствор в виде тонких плёнок. Предположим, что выполняется соотношение (1.7), в этом случае вблизи поверхности раздела оба металла расплавлены. Если же, кроме того, для легкоплавкого металла, имеющего температуру кипения $T_b^{(2)}$, выполняется соотношение $T_s > T_b^{(2)}$, то вблизи поверхности раздела возможно образование пены.

Для некоторых материалов, а именно полимеров, лучшим клеящим веществом считается раствор или расплав данного полимера [42, 43]. Это в какой-то степени подтверждает возможность склеивания также и соединяемых с помощью сварки взрывом металлов за счёт их расплавления. Действительно, при расплавлении сразу решаются проблемы смачивания, адгезии, теплового расширения и защиты от контактной коррозии.

Это справедливо для адгезии между расплавленной фазой и твёрдой “своей” фазой. Однако это не очевидно для адгезии расплава с “чужой” фазой. Фактически возникает вопрос о смачивании твёрдого тела жидкостью для обоих случаев: “свой-свой” и “свой-чужой”. Зона локального расплавления представляет собой капсулу, прижатую к поверхности раздела [42]. Капсулы расположены вдоль всей волнообразной поверхности раздела.

Расплав здесь играет роль клея. Капсулы обеспечивают точечное склеивание, но только в том случае, если смачивание происходит вдоль всей поверхности капсулы, как на границе фаз “свой-свой”, так и - “свой-чужой”. Таким образом, при анализе соединений, полученных сваркой взрывом, необходимо учитывать степень смачивания тугоплавкой фазы расплавом легкоплавкой фазы.

Известно, что плёнка клеящего вещества не должна по толщине превышать определённую величину. В применении к сварным соединениям это может означать ограничение на толщину расплавленной области. При интенсификации режима сварки и при приближении к верхней границе свариваемости достигается критическая толщина расплавленной области, при которой склеивание становится невозможным [42]. Таким образом, сварка взрывом вбирает в себя и иной способ сцепления материалов, а именно их склеивание методом образования расплавленных областей.

1.4 Теория фракталов и её применение в материаловедении

В материаловедении для описания элементов микроструктуры почти всегда используется эвклидова размерность d : $d=0$ для точечных дефектов, таких как вакансии или межузельные атомы, $d=1$ для линейных дефектов (дислокации), $d=2$ для двумерных дефектов (двойники, границы зёрен и т.д.), $d=3$ для трёхмерных дефектов (скопление вакансий, образующие поры)

[45]. Однако, такие размерности могут служить характеристиками регулярности микроструктур, которые не часто образуются даже в металлах, полученных в квазиравновесных условиях [46] (при сварке взрывом система находится далеко от равновесия).

Одним из объектов изучения в данной работе является рельеф поверхности раздела (границы), полученной при сварке взрывом. Граница представляет собой геометрический объект, который обычно в физике исследуется традиционными методами приближенной аппроксимации (линиями, плоскостями, сферами и т.д.). Такой подход, конечно же, приводит к утрате некоторой информации об объекте изучения, который, по сути, заменяется адекватной моделью. Однако, когда мы говорим об открытой системе, где нелинейные эффекты играют важную роль (например, рельеф поверхности, получаемый при сварке взрывом), возникает необходимость введения новых расчётных механизмов, а также необходимость учёта топологии, которая описывается в рамках дробной фрактальной размерности [45, 46]. Фрактальная размерность позволяет количественно описывать различные структуры, отличающиеся высокой сложностью, содержащих большое количество дефектов. Фрактальная геометрия даёт возможность описывать сложные с морфологической точки зрения поверхности, используя такие понятия как шероховатость, пористость, избыточность фаз [46].

Для строгого определения фрактальной размерности можно исходить из следующих рассуждений [47]. Зададимся, казалось бы, простым вопросом: насколько велика береговая линия Норвегии (рисунок 1.8)? Чтобы на него ответить, необходимо выбрать метод измерения длины и длину одного шага. Предположим, что δ - это один шаг измерения, а N - количество таких шагов. Тогда длина береговой линии: $L = N(\delta) * \delta$. В качестве меры измерения не подходят отрезки, так как ими невозможно посчитать острова. Альтернативный способ – покрыть карту сеткой размера $\delta \times \delta$. Если береговая линия имела бы определённую длину, являющуюся константой, то число ячеек $N(\delta)$ было бы обратно пропорционально δ , и величина $L(\delta)$ при уменьшении δ стремилась бы к этой константе. Однако для береговой линии Норвегии, как выяснилось, подобное утверждение не имеет силы, и прологарифмированная зависимость укладывается на прямую. Это обстоятельство приводит к появлению понятия фрактальной размерности. Для береговой линии Норвегии (береговой линии Великобритании [48]) при любом уменьшении δ длина L продолжает расти и описывается приближённой формулой:

$$L(\delta) = a\delta^{1-D}. \quad (1.9)$$

Для обычной кривой L становится константой начиная с какого-то значения δ , а $D=1$. Однако для некоторых объектов $D \neq 1$, а L всегда растёт. Таким объектом может быть береговая линия Норвегии, для которой $D=1,52$.

Хорошо известно два определения фрактальной размерности:

- Фрактал - структура, состоящая из частей, которые в каком-то смысле подобны целому [47].
- Фрактал - объект, размерность Хаусдорфа – Безиковича (D) которого строго больше его топологической размерности [48].



Рисунок 1.8 – Схематическое изображение береговой линии Норвегии [47]

Топологическая размерность - это обычная геометрическая размерность. Она принимает исключительно целые значения. Например, множество точек, образующих линию, имеет топологическую размерность $D_T = 1$. Аналогично для поверхности $D_T = 2$ и для сферы $D_T = 3$. Для определения же размерности Хаусдорфа – Безиковича необходимо ввести некоторые дополнительные представления.

Во-первых: меру величины множества точек φ (для не фрактальных объектов мерой является длина, площади или объём). Во-вторых некоторую пробную функцию $h(\delta) = \gamma(d)\delta^d$, которая описывает прямую, квадрат, круг и т.д. Эта пробная функция нужна для покрытия исследуемого объекта, чтобы рассчитать его размер. Например, вычисляя длину прямой, можно покрыть её отрезками, количество которых и будет являться длиной. Но также можно покрыть прямую квадратами или шарами и вычислить длину. В пробной функции величина δ - есть

длина выбранного покрытия, например, для квадрата это длина его стороны. Величина же коэффициента $\gamma(d)$ зависит от выбора покрытия: для отрезков, квадратов и кубов $\gamma(d)=1$, для кругов $\gamma(d) = \pi / 4$, для сфер $\gamma(d) = \pi / 6$.

Таким образом, можно образовать меру: $M_d = \sum_{\delta} h(\delta)$. Предполагается, что при $\delta \rightarrow 0$ мера M_d равна нулю или бесконечности в зависимости от выбора d – размерности меры $\sum_{\delta} h(\delta)$. Размерность Хаусдорфа – Безиковича D множества φ есть критическая размерность, при которой M_d переходит из нуля в бесконечность:

$$\sum_{\delta} \gamma(d)\delta^d = \gamma(d)N(\delta)\delta^d \xrightarrow{\delta \rightarrow 0} \begin{cases} 0 & \text{при } d > D \\ \infty & \text{при } d < D \end{cases} . \quad (1.10)$$

Существенно, при каком значении d величина M_d изменится скачком.

Для линии размерность Хаусдорфа – Безиковича $D=1$ совпадает с топологической размерностью $D_T = 1$. Таким образом, можно прийти к очевидному выводу, что прямая линия не фрактальна. Однако существуют множества, для которых размерность Хаусдорфа – Безиковича не является целым числом. Они называются фрактальными.

Большой интерес с точки зрения физики представляет изучение самоподобия исследуемых объектов с помощью аппроксимации реальных наблюдаемых структур. Визуализацию структуры при этом можно изучать с помощью снимков, используя оптический или электронный микроскоп. Используя данные методики, можно сложной, специфической, изрезанной поверхности сопоставить одно число (фрактальную размерность), которое будет отражать рельеф объекта изучения.

Надо отметить, что предел $\delta \rightarrow 0$, используемый в (1.10) с математической точки зрения верен, однако с точки зрения физики такой переход невозможен, по крайней мере, из-за ограничений на атомном уровне. Мы будем использовать формулу (1.10), считая δ стремящимся к некоторому минимально возможному расстоянию, учитывая разрешающую способность микроскопа.

Металлографические исследования являются одним из направлений применения фрактального подхода в случае статистически-самоподобных профилей. Существуют три наиболее распространённых метода [45].

Метод островов среза. В работе Мандельброта [48, 49] поверхности излома из различных сталей покрываются никелем и полируются в плоскости, параллельной поверхности излома. Получаемая картина выглядит, как «острова» стали, окруженные «озерами» никеля. Получившуюся пару «остров-озеро» исследовали с точки зрения фрактальной теории, считая площадь и периметр каждого острова. Подобное исследование проводится и нами в главах 3-5.

Подобные вычисления использовались и другими авторами, например, для поверхности разрушения стали [50], титанового сплава [51] и др.

Фурье-анализ профилей. Особенности данного метода заключаются в получении спектра мощности (сумма квадратов амплитуд) профиля образца. В определённых случаях спектр мощности $s(k)$ можно с помощью аппроксимации представить в виде:

$$s(k) \sim k^{-B},$$

где k – волновой вектор, а B связан с фрактальной размерностью следующим образом: $B=2(3-D)$ [52]. Профиль подобного спектра скола образца представлен на рисунке 1.9.

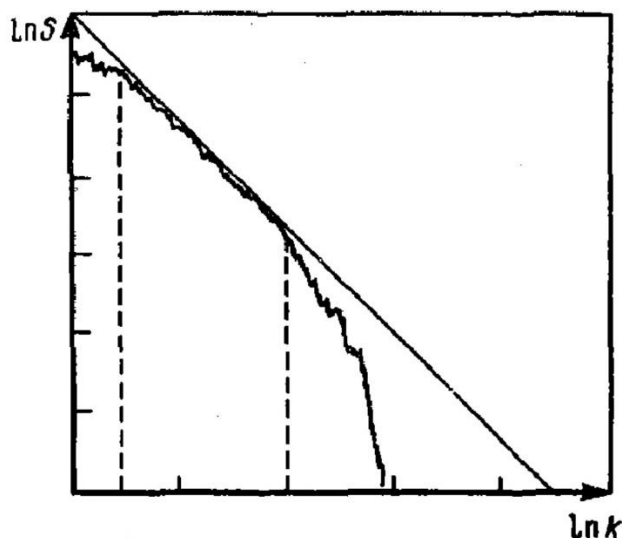


Рисунок 1.9 – Фурье-спектр профиля разрушения при сколе образца [50]

Метод вертикальных сечений. Данный метод использует зависимость длины профиля поверхности от масштаба измерений [53]. В данном случае длина профиля L зависит от масштаба измерения δ следующим образом:

$$L(\delta) = L_0 \delta^{1-D'}, \quad (1.11)$$

здесь D' размерность профиля, которая зависит от фрактальной размерности рельефа D следующим образом: $D'=D-1$.

Из уравнения (1.11) экспериментально определяется величина: $1-D'$.

Существует и другой подход к решению данной задачи. Одним из альтернативных вариантов является следующее соотношение:

$$R_L(\delta) = L(\delta) / L', \quad (1.12)$$

где L' – длина проекции профиля, опущенная на плоскость исследуемой фрактальной поверхности. Параметр $R_L(\delta)$ – отражает шероховатость, и рассчитывается из следующей формулы:

$$R_L(\delta) = c_0 \delta^{1-D'}, \quad (1.13)$$

где c_0 – константа. Таким образом, подставив (1.12) в (1.13) и оценив взаимосвязь L от δ или R_L от δ , можно рассчитать фрактальную размерность.

Метод порометрии. Метод позволяет производить фрактальный анализ пористых материалов [54], для этого ведётся поиск интегральных функций распределения пор по объёму V радиусом r и больше. Согласно [54] в этом случае можно составить следующие соотношение:

$$-dV(r)/dr \sim r^{2-D_p}, \quad (1.14)$$

где параметр D_p ассоциируется с фрактальной размерностью пористого материала. Если $D_p > 2$ можно говорить о фрактальности поверхности порового пространства.

В заключении раздела нужно сказать, что фрактальный подход, рассматривается в данной работе, как механизм анализа изрезанности рельефа, используемый для открытых систем с внутренней самоорганизацией. Этот механизм позволяет анализировать сложные с точки зрения геометрии профили и приписывать каждому из них численные значения.

1.5 Постановка задачи исследования

Из анализа представленных выше данных следует, что к моменту постановки и выполнения диссертационной работы были исследованы различные композиты на основе меди, полученные сваркой взрывом. Существует множество теорий, пытающихся объяснить причину формирования сварного шва различной формы, однако у них всех есть как свои достоинства, так и свои недостатки. Также в некоторых работах предпринимались попытки проанализировать форму границы в зависимости от начальных параметров системы, и определить так называемое «окно свариваемости» в зависимости от типа исходных материалов.

Мы имеем открытую систему, со следующими процессами, происходящим внутри этой системы: структура получаемых соединений формируется при сильном внешнем воздействии; при этом чрезвычайно важны как нелинейные, так и диссипативные процессы, протекающие в этой системе.

В связи с этим можно выделить следующую физическую проблему: необходимость комплексного изучения открытых систем при сильном внешнем воздействии на примере сварки взрывом для соединений Cu-Ta (глава 3), Cu-Ti (глава 4), Cu-Cu (глава 5). Выявление эволюционных путей данных систем, исходя из принципов самоорганизации.

Цель работы - получение и анализ фундаментальных закономерностей, определяющих поведение металлических систем и их структуру при сильном внешнем воздействии на примере сварки взрывом, включая выявление основных механизмов, контролирующих сцепление материалов. Чтобы выполнить указанную цель были поставлены и решены следующие задачи:

1. Выявить закономерности эволюции поверхности раздела при интенсификации режима сварки для соединений медь-тантал, медь-титан, медь-медь.
2. Выяснить причины возникновения и способы формирования зон локального расплавления, а также их влияние на свойства свариваемого образца в целом.
3. Объяснить причины формирования определённых границ раздела. Выявить механизмы сцепления материалов при сварке взрывом.
4. Используя самоподобие элементов исследуемых систем, провести фрактальный анализ сечений поверхности раздела. Для различных соединений вычислить фрактальную размерность этих сечений.
5. Найти зоны риска для соединений медь-тантал и медь-титан, используя полученный в работе подход.

2 Материалы и методики исследований

В данной главе представлены методики исследования и способы приготовления образцов.

Для выполнения поставленных в настоящей работе задач использовались следующие пары металлов: Cu-Ta, Cu-Ti и Cu-Cu. Сварку взрывом проводили Волгоградский государственный технический университет, ОАО Уральский завод химического машиностроения (Екатеринбург). Для всех образцов использовался метод параллельно расположенных пластин. Неподвижная пластина располагалась на металлической подложке. Сварку выполняли при разных схемах и параметрах, после чего были выбраны соединения для дальнейшего исследования. Эти соединения приведены в разделах “Параметры сварки” в соответствующих главах. Здесь же мы ограничиваемся лишь некоторыми из них, для которых параметры с варки приведены на рисунке 2.1:

- (C_p) – медь-тантал, плоская граница;
- (C_w) – медь-тантал, волнообразная граница.
- (5) – медь-титан, плоская граница;
- (3) – медь-титан, волнообразная граница;
- (C) – медь-медь, плоская граница;
- (A) – медь-медь, волнообразная граница.

Для того чтобы выяснить, насколько важным фактором является наличие взаимной растворимости исходных материалов, для сварки взрывом выбраны металлы медь-тантал, которые в обычных условиях практически не имеют взаимной растворимости. Кроме того, исследовалась также пары металлов медь-титан, медь-медь, обладающие взаимной растворимостью [55].

Исследовались соединения, имеющие как плоскую, так и волнообразную границы. Параллельное исследование соединений, имеющих границы разных типов, для одной и той же пары разнородных материалов является достаточно редким.

На рисунке 2.1 для исследуемых соединений приведены характерные соединения, как для плоской, так и для волнообразной границы (параметры сварки: γ - угол соударения; V_k – скорость точки контакта). Кроме того, для исследования переходных состояний поверхности раздела использовались промежуточные режимы, параметры которых для соединений медь-тантал приведены в главе 3, для соединений медь-титан в главе 4, а для соединения медь-медь в главе 5. Исследуемые границы были выбраны таким образом, чтобы возможно было изучать режимы сварки, начиная от нижней границы, постепенно смещаясь к центру окна свариваемости.

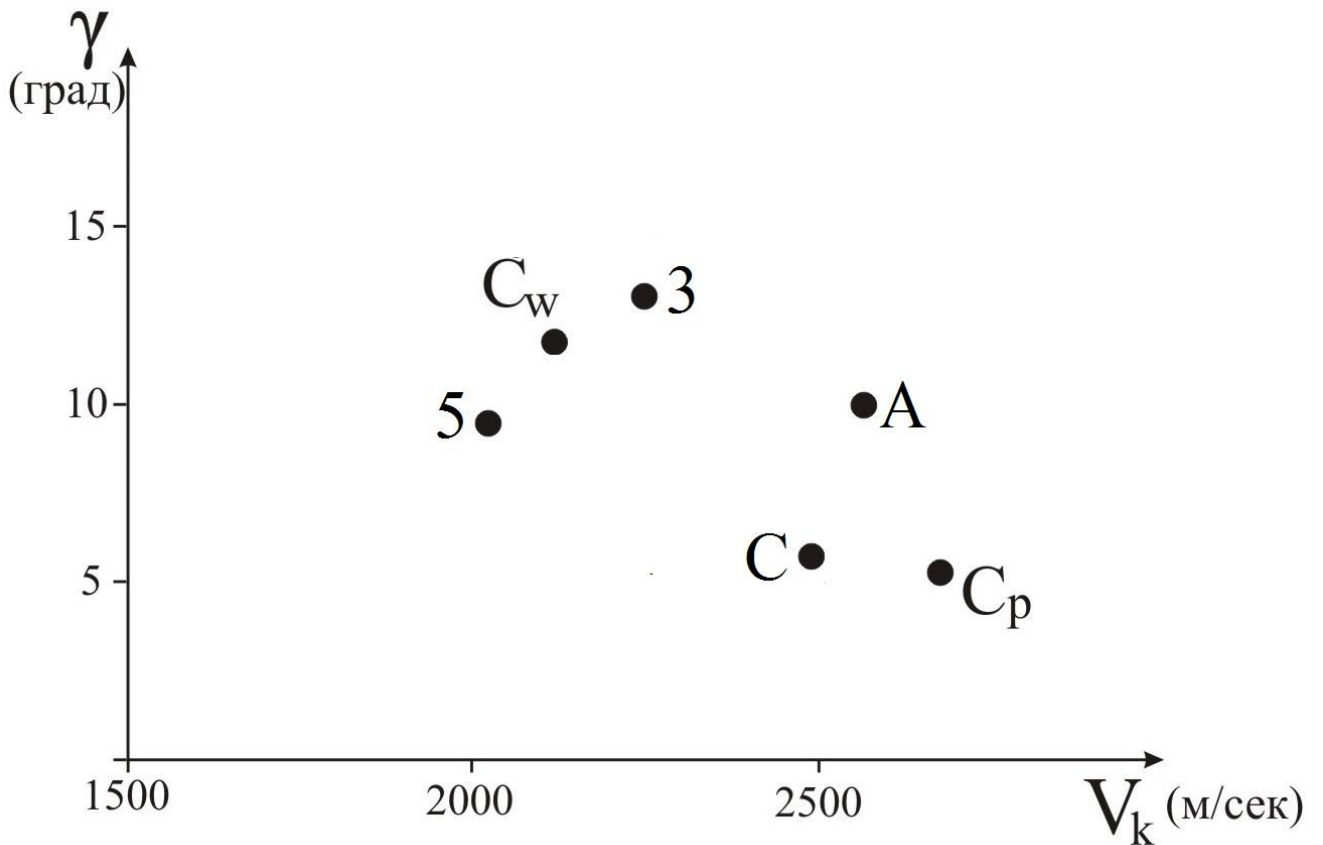


Рисунок 2.1 – Исследуемые соединения: параметры сварных образцов (γ - угол соударения, V_k - скорость точки контакта)

Экспериментальные исследования микроструктуры проводились с помощью следующих методов: рентгеновской дифрактометрии (ДРОН 3), сканирующей (СЭМ) электронной микроскопии QUANTA 200 FEI Company. При исследовании эволюции микроструктуры в процессе нагрева использовалась приставка к сканирующему микроскопу. Для исследования шероховатости поверхности исходных материалов использовался оптический профилометр Zygo NewView 7300. При выполнении исследований в работе использовались три способа получения информации о рельефе поверхности:

- 1) Исследовалось продольное сечение образца.
- 2) Исследовалось поперечное сечение образца.
- 3) Для соединений Cu-Ta, Cu-Ti в реактиве (1 часть HNO_3 + 1 часть H_2O) полностью удалялась (вытравливалась) медь, таким образом, проявлялся рельеф поверхности тантала и титана.

В качестве исходных материалов для получения биметаллического соединения были выбраны тантал (ТВЧ), медь марки М1 и технически чистый титан марки ВТ1-0. Использовался мельхиор марки МН19, имеющий химический состав: Ni - 18-20%, Cu - 78-80%, и с концентрацией примеси – 1.5%.

В случае соединения Cu-Ta (плоская граница) использовались параллельно расположенные пластины. Толщина пластины тантала составляла 1 мм, толщина пластины меди – 4 мм, зазор между пластинами – 1 мм. Толщина пластины тантала для соединения Cu-Ta (волнообразная граница) составляла 0,1 мм.

В случае соединения Cu-Ti (плоская граница и волнообразная граница) использовались параллельно расположенные пластины. Длина пластин составляла 10 см, ширина 5 см. Толщина пластины тантала составляла 1 мм, толщина пластины меди – 3 мм.

В случае соединения медь-мельхиор (плоская граница и волнообразная граница) использовались параллельно расположенные пластины. Длина пластин составляла 10 см, ширина 10 см. Толщина пластины медьхиора составляла 2,5 мм, толщина пластины меди – 4,5 мм. Далее, будет использоваться обозначение Cu-Cu, так как сварная пара медь-мельхиор близка по своим свойствам к однородной медной паре.

Используемое взрывчатое вещество – это смесь аммиачной селитры мелкого помола (в качестве окислителя) с древесной мукой или керосином (в качестве горючего) и кварцевым песком (инертная добавка для снижения скорости детонации) [56].

Зазоры между пластинами были порядка толщины соответствующей метаемой пластины.

При использовании упоминаемых выше промежуточных режимов особое внимание обращено на переходы через нижнюю границу (НГ) “окна свариваемости” и выяснение причин того, почему ниже НГ невозможна свариваемость, хотя возможно схватывание. Нижняя граница “окна свариваемости” важна как для практических расчетов режимов сварки, так и для понимания процессов, определяющих возможность образования сварного соединения. Режимы сварки вблизи НГ характеризуются минимальными скоростями соударения, обеспечивающими формирование прочного соединения. Как отмечается в [55] большинство авторов публикаций считают, что положение НГ зависит от прочностных характеристик материалов, таких как твердость, предел прочности или текучести. Согласно Уитмену [16] положение НГ определяется критическим давлением соударения, обеспечивающим пластическое течение вблизи поверхности раздела, и вычисляется через минимально необходимую для сварки

скорость соударения $V_{c \min} = \sqrt{\frac{\sigma_B}{\rho}}$, где σ_B - предел прочности, ρ - плотность. В [16] приводятся

конкретные выражения для $V_{c \min}$, полученные в разных моделях. В этих выражениях сохраняется корневая зависимость $V_{c \min}$ от некоторого удельного напряжения, в качестве которого используется либо предел прочности, либо предел текучести, либо твердость. Кроме того, в некоторых из указанных выражений учитываются параметры процессов теплообмена,

коэффициенты вязкости и т.д. [57]. При этом остается непонятным, параметры какого из двух разнородных металлов являются определяющими.

Кроме “силового” подхода Уитмена, с которым в той или иной форме связаны упоминаемые выше модели, существует другой, “энергетический,” подход, основанный на так называемом критерии Астрова [55]. В этом случае положение НГ определяется постоянной и характерной для каждой конкретной пары критической энергией $W_{2кр}$, затрачиваемой на пластическую деформацию. При сварке разнородных материалов эта величина близка к энергии, необходимой для пластической деформации более мягкого материала. Для исследуемых соединений легкоплавкая фаза – это медь. Вопрос о теоретическом определении положения НГ и нахождении соответствующих критических величин $V_{c\ min}$ и $W_{2кр}$ все еще остается в значительной степени открытым. Проводимое в настоящей работе исследование направлено не на определение указанных критических величин, а на выявление характерной структуры поверхности раздела, которая должна быть достигнута для того, чтобы произошла сварка.

Так же надо отметить, что ещё одним способом изучения поверхности раздела при сварке взрыва может быть использования профилометра в случае вытравленной меди. Однако изучение шероховатости рельефа не даст никаких интересных результатов, так как этот метод удобно применять к поверхности, представляющей собой функцию (в случае сварки взрывом это не так). Более наглядно можно понять данную особенность, связанную с шероховатостью поверхности раздела, рассмотрев рисунок 2.2. На рисунке 2.2, *а* показана продольное сечение волнообразной границы медь-титан, проведена прямая линия *АС*, перпендикулярная направлению распространения волны.

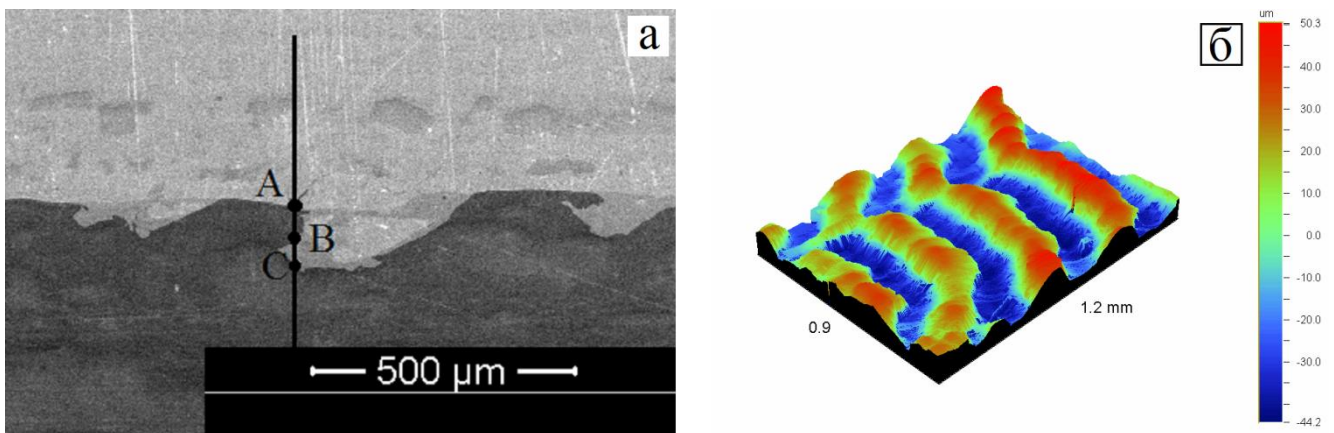


Рисунок 2.2 – Волнообразная граница для соединения Cu-Ti: *а* – СЭМ изображение поперечного сечения, *б* – профилограмма трёхмерного изображения поверхности титана (медь вытравлена)

Если попытаться анализировать поверхность с помощью профилометра, то точки *B* и *C* (рисунок 2.2, *a*) выпадут из рассмотрения, таким образом поверхность получится более сглаженной (рисунок 2.2, *b*), чем есть на самом деле. А именно участок *BC* содержит вогнутый сегмент, соответствующий проникновению одного материала в другой. Поэтому для «расщепления» разных материалов требуется приложить определённое усилие. Учитывая постоянную повторяемость этого сегмента внутри сварного шва, можно частично объяснять свариваемость материалов. Однако, участок *BC* не виден при использовании профилометра. Несмотря на это, профилометр может дать положительные результаты при расчёте избыточной площади для плоской границы, что будет показано в главе 3.

3 Эволюция микроструктуры сварного соединения Cu-Ta

Известны две достаточно простые формы поверхности раздела сварного соединения: плоская и волнообразная. Их поведение – предмет исследования множества работ (см., например, [8-14]). Заметим, что исследование переходных состояний между этими формами поверхности раздела ранее не проводилось. Для изучения этих состояний необходимо рассмотреть набор соединений, получаемых при промежуточных режимах сварки, выявить последовательность изменения структурных состояний поверхности раздела, сменяющих друг друга при интенсификации режима сварки. Особое внимание необходимо уделить исследованию микро-неоднородностей поверхности раздела, таких как: выступы, зоны локального расплавления и др. [58], определяющих тонкую структуру сварного шва.

Выступы возникают в результате проникновения одного металла в другой. На начальном этапе геометрическую форму выступа можно принять за конус. Как правило, выступы образуются металлом, обладающим в исходной паре наибольшей твёрдостью [10]. Не исключено, что выступы возникают в результате бездиффузионного выброса одного материала в другой. Причиной этого процесса, вероятно, является быстротечность сварки взрывом.

Зоны локального расплавления представляют собой либо истинный, либо коллоидный раствор для несмешивающихся фаз [59]. Это обстоятельство лежит в основе выбора двух различных сварных пар таких, как пара медь-тантал, которая в обычных условиях не имеет взаимной растворимости, и пара медь-титан, которая обладает взаимной растворимостью.

Известно, что важную роль в формировании переходной зоны играет фрагментация типа дробления (ФТД) [60-62]. Этот процесс - аналог фрагментации при обычном взрыве, в котором происходит разделение твёрдого тела на части из-за сильного внешнего воздействия [63, 64]. Существенным отличием при сварке взрывом является наличие преграды, которой служит более легкоплавкий материал (фрагментация при обычном взрыве происходит в открытом пространстве). В соединении Cu-Ta именно тантал не испытывает расплавления, поэтому его частицы в ходе фрагментации будут врезаться в медную пластину и инициировать локальное расплавление. Причиной такого процесса является трение между частицами и легкоплавкой медной преградой вблизи границы раздела. Предполагается следующий сценарий, описывающий процесс сварки взрывом: инициация ВВ, падение с большой скоростью одной пластины на другую, фрагментация на поверхности (в том числе и фрагментация типа дробления), локальный разлёт частиц, блокирование их преградой, формирование зоны локального расплавления из-за трения [65]. Поэтому пара медь-тантал представляет интерес, как модельный объект исследования.

Для описания неоднородностей поверхности раздела используется фрактальный подход, с помощью которого можно сопоставлять поверхности, полученные при различных условиях сварки. В рамках предложенного сценария предполагается найти преимущества и выявить недостатки сварного соединения Cu-Ta.

Целью изучения сварной пары медь-тантал было:

- Выявить закономерность эволюции поверхности раздела при интенсификации режима сварки;
- изучить структуру зон локального расплавления;
- выявить механизмы сцепления материалов;
- предложить фрактальный подход, позволяющий оценивать изрезанность рельефа поверхности раздела;
- найти зоны риска для соединения медь-тантал.

Результаты, представленные в этой главе, опубликованы в работах [55, 66-73].

3.1 Параметры сварки

Сварка соединения Cu-Ta была выполнена при указанных ниже параметрах. В настоящей главе для удобства изложения используются следующие обозначения соединений Cu-Ta, связанные с формой границы раздела: C_p – соединение вблизи нижней границы (НГ), где наблюдается плоская граница (plain), C_w – соединение в центре окна свариваемости, где наблюдается волнообразная граница (wave), а также $C_{p\downarrow}$ – соединение ниже НГ. Переходные режимы между плоской и волнообразной поверхностью индексировались с помощью букв: (a),(b),(c),(d). В таблице 3.1 приведены параметры (γ – угол соударения, V_k – скорость точки контакта) для всех образцов:

Таблица 3.1 – Режимы сварки взрывом для соединения медь-тантал

Режим	Угол соударения γ , град	Скорость точки контакта V_k , м/с
$C_{p\downarrow}$	3,8°	2564
C_p	5.2°	2571
$C_w^{(a)}$	8.6°	2000
$C_w^{(b)}$	8.9°	2064
$C_w^{(c)}$	10°	2069
$C_w^{(d)}$	10.8°	2074

C_w	11.8°	2140
-------	-------	------

Очевидно, что ниже НГ для режима $C_{p\downarrow}$ сварка не происходит. Однако, анализ поверхности данного образца приводит к интересным результатам, на основании которых была предложена концепция эволюции тонкой структуры, образующейся при сварке взрывом. Большая часть главы посвящена именно этой концепции.

На рисунке 3.1 приведены указанные выше параметры в виде точек на графике зависимости угла соударения от скорости точки контакта. Кривая, проходящая через точку C_p , соответствует нижней границе окна свариваемости. Эта кривая проведена через точку C_p в предположении, что она находится вблизи НГ. Её форма учитывает теоретические представления о зависимости угла соударения от скорости точки контакта [10, 74]. Положение точки $C_{p\downarrow}$, в которой сварное соединение не было получено, подтверждает выбор формы НГ для данного соединения.

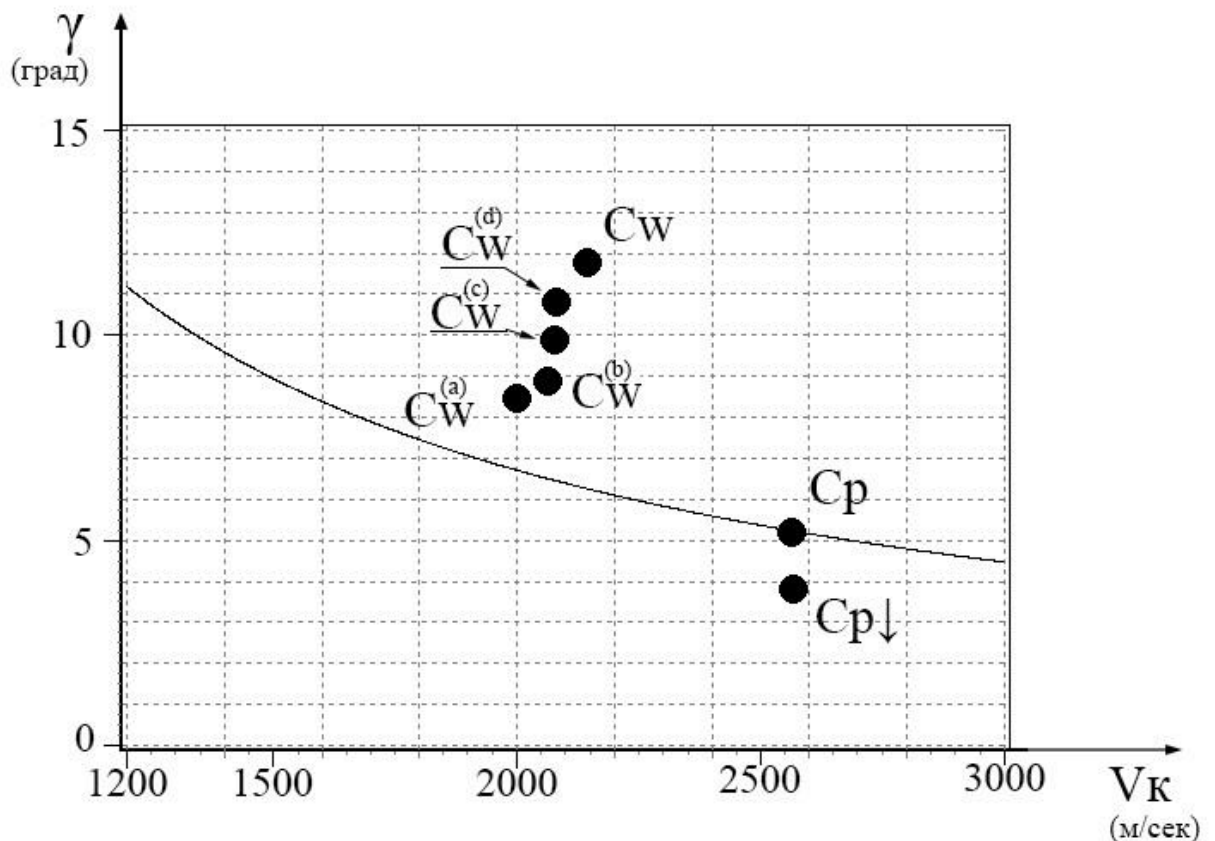


Рисунок 3.1. Окно свариваемости для соединения Cu-Ta с учётом параметров используемых режимов

Был получен большой объём экспериментальных результатов. Ниже будут рассмотрены наиболее значимые из них.

3.2 Рельеф плоской поверхности

Как уже отмечалось выше, плоской границе на графике (рисунок 3.1) соответствует точка C_p . Для этого образца толщина пластины тантала составляла 1 мм, меди – 4мм, а зазор, разделяющий два материала, был равен 1 мм. Отметим, что этот режим оптимален с точки зрения технической реализации сварки взрывом, так как требует меньших затрат на взрывчатое вещество. Для рассматриваемой задачи плоская граница в большей степени важна, как исходная точка изучения эволюции структуры. Существующие представления о том, где именно находится НГ для конкретных металлов, хорошо известны [10, 74, 75], поэтому проводимые в данной работе исследования будут направлены на выявление переходных структур сварных соединений.

На рисунке 3.2 представлено поперечное сечение переходной зоны для соединения C_p , полученное с помощью сканирующего электронного микроскопа (СЭМ). На рисунке 3.2, *a* видно, что граница перехода между двумя металлами (медь – более тёмная, тантал – более светлый) представляет собой плоскую поверхность. Однако при большем увеличении (рисунок 3.2, *б*) были обнаружены выступы, позволяющие одному материалу проникать в другой, что, как предполагалось, обеспечивает свариваемость. Также надо отметить, что шероховатость материалов до сварки была на порядок меньше, чем высота выступов, обнаруженных на границе раздела после сварки. Поэтому можно считать, что причиной появления данных выступов, действительно, является сварка взрывом. Кроме того, на рисунке 3.2, *б* видна третья зона – зона перемешивания (показана стрелками), в состав которой входит как медь, так и тантал.

На рисунке 3.3, *a* указаны точки, для которых был произведён химический анализ для соединения C_p . Точка «1» соответствует чистому танталу, далее точка «2» уже находится в зоне локального расплавления, содержащей смесь обоих материалов, причём процентное соотношение массы меди к массе тантала постепенно растёт от точки «2» к точке «5». Точка «6» соответствует чистой меди. Очевидно, что процентное соотношение металлов в зоне перемешивания варьируется в зависимости от близости к границе с чистой медью или танталом. На рисунке 3.3, *б* (при большем разрешении) показана микроструктура внутри зоны локального расплавления. Как уже отмечалось выше, при отсутствии взаимной растворимости зоны локального расплавления представляют собой коллоидный раствор [74]. Поскольку тантал имеет высокую температуру плавления (3300 К), то получаемый коллоидный раствор состоит из расплавленной, и впоследствии застывшей меди с нерасплавленными частицами тантала. Подобная структура видна на рисунке 3.3, *б*.

Для выявления того, как выглядит поверхность тантала, недостаточно изучать лишь продольные и поперечные сечения материала. Был применён ещё один способ анализа указанной поверхности, при котором азотной кислотой была вытравлена медь. Тантал же из-за высокой коррозионной стойкости азотной кислотой не травится. Зоны локального расплавления также были подвержены травлению, так как в основном содержат застывший расплав меди. При этом наночастицы тантала, находящиеся внутри зоны расплава, выпали на поверхность тантала, о чем свидетельствует ряд полученных изображений.

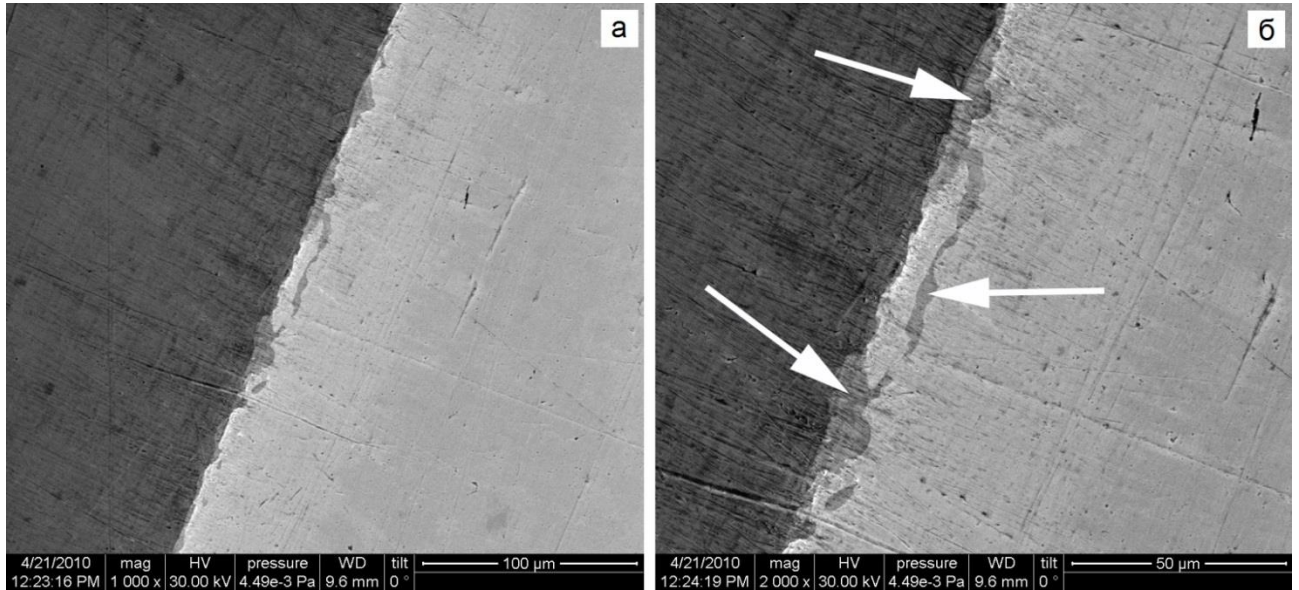


Рисунок 3.2 – СЭМ изображение поперечного сечение переходной зоны для соединения C_p (светлые области соответствуют танталу, тёмные – меди)

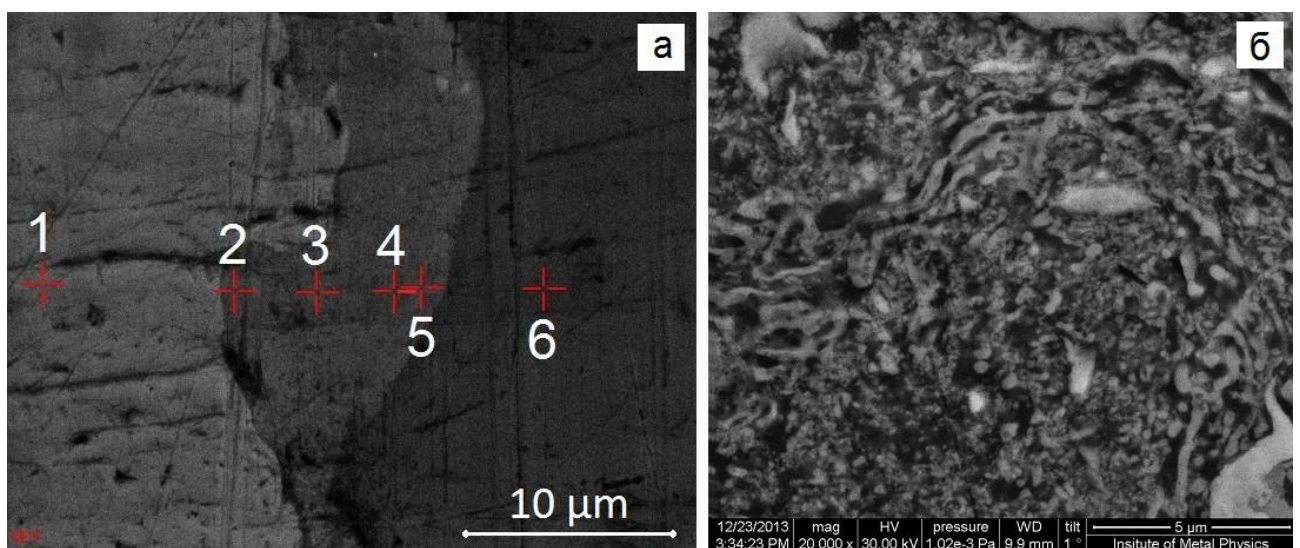


Рисунок 3.3 – СЭМ изображение поперечного сечение переходной зоны для соединения C_p (светлые области соответствуют танталу, тёмные – меди): *a* – переходная зона; *б* – зона локального расплавления

Составив общее представление о поведении материала на границе раздела, можно перейти к первоначальной задаче: изучению рельефа при интенсификации режима сварки. Здесь удобнее всего начать с самого низкоэнергетического режима $C_{p\downarrow}$, на реализацию которого было затрачено меньше всего внешней энергии.

Ниже НГ, как уже говорилось выше, свариваемость двух пластин не происходит. Заметим, что распределение энергии неравномерно по всему образцу, это является следствием неоднородности силового воздействия сварки взрывом. Для соединения $C_{p\downarrow}$ было обнаружено две области (рисунок 3.4, *a*): область (2), занимающая большую часть площади, на ней сцепления материалов не произошло, и область (1), где металлы соединились (левый верхний угол образца) [66].

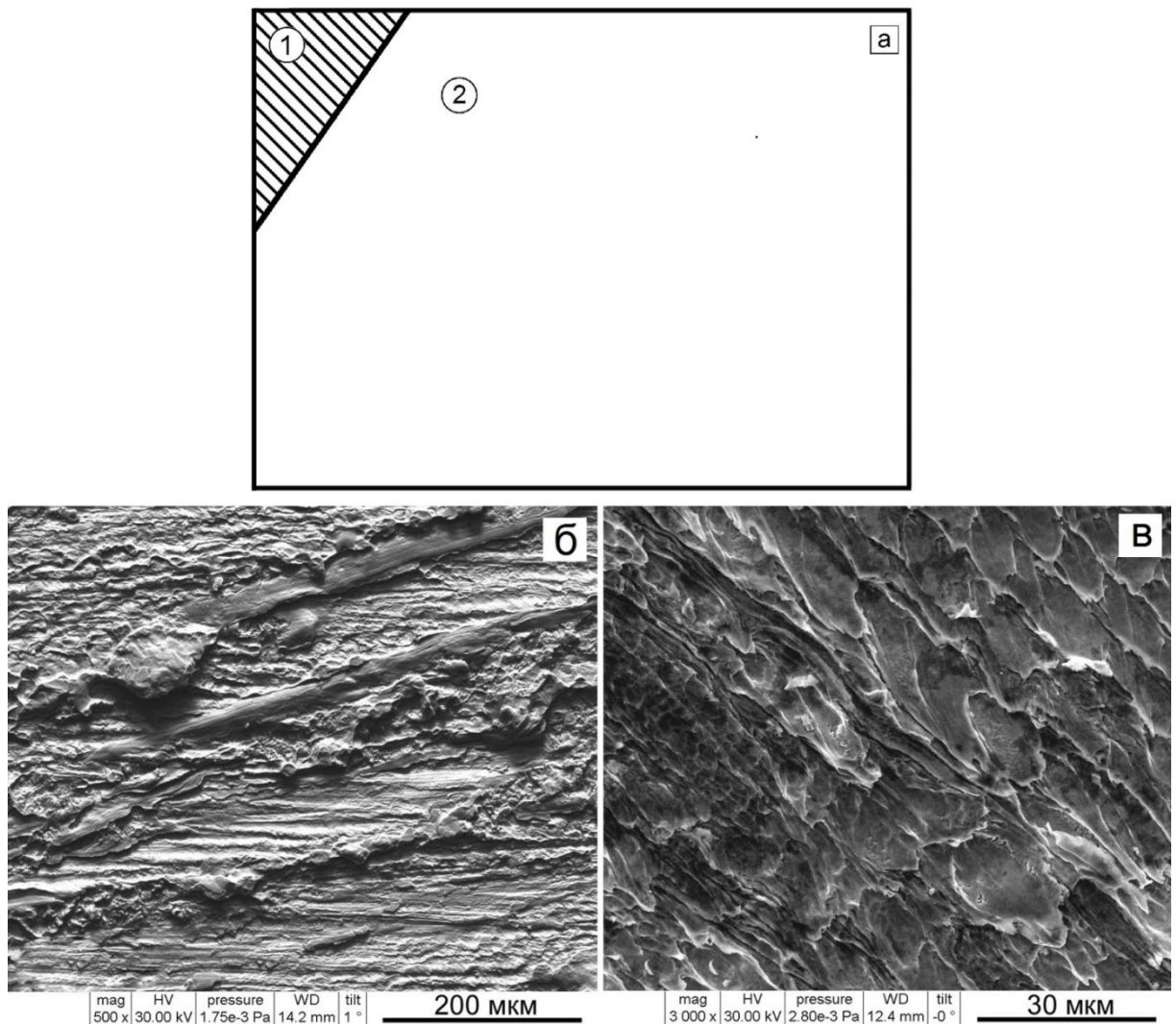


Рисунок 3.4 – *a* – схематическое изображение образца $C_{p\downarrow}$, размер области 4x6 (см); *б* – СЭМ изображение поверхности тантала области (2) (медь вытравлена); *в* – область (1)

На рисунке 3.4, *б, в* приведены изображения, полученные с помощью сканирующего электронного микроскопа (СЭМ), отражающие разницу между областями в образце $C_{p\downarrow}$ (медь вытравлена).

Рисунок 3.4, *б* соответствует области (2). На данной поверхности видны отдельные выступы тантала, количество которых недостаточно для сцепления материалов. Необходимо отметить, что шероховатость изначальных образцов на порядок ниже полученных при сварке взрывом выступов, размер которых составляет примерно 5 мкм. Можно сделать вывод, что выступы – первый этап формирования сварного соединения. При движении по образцу $C_{p\downarrow}$ от области (2) к области (1) видны качественные изменения границы раздела. На рисунке 3.4, *в*, соответствующий области (1), наблюдается поверхность, похожая на всплески волн. Это отражает ситуацию, когда отдельных выступов стало достаточно много, чтобы они смогли объединиться в одну структуру. В дальнейшем подобное поведение материала при сварке будем называть «всплесками».

Завершая обсуждение, можно сказать, что на образце $C_{p\downarrow}$ наблюдается переход от состояния, где сварки не было, к состоянию, где произошло сцепление материалов. Переход из (2) области к (1) – это эволюция поверхности раздела при интенсификации режима сварки на начальном этапе развития системы.

Следующий шаг - анализ более интенсивного образца C_p вблизи НГ. На рисунке 3.5, *а* показана поверхность плоской границы тантала в случае, когда медь вытравлена. Можно заметить схожесть рельефа с образцом $C_{p\downarrow}$ из области (1): отдельно расположенные выступы уже сменились на регулярно распределённые всплески. В отличие от выступов, образование всплесков является коллективным процессом, который приводит к свариваемости материалов. Однако амплитуда всплесков в случае плоской границы выше, чем у поверхности образца $C_{p\downarrow}$. Подобное поведение хорошо соотносится с теорией эволюции поверхности раздела [66], согласно которой в области (1) только началось схватывание материала, тогда как соединение C_p , находящееся выше в окне свариваемости, обладает большей избыточной энергией. Эту энергию, с помощью деформации, необходимо потратить на дополнительную площадь, что в свою очередь приводит к более высоким амплитудам волн. Также надо отметить, что всплески на плоской границе выстраиваются в ряд вдоль выделенного направления. Это направление параллельно линии пересечения плоскостей метаемой и неподвижной пластин.

На рисунке 3.5, *б* приведено продольное сечение для соединения C_p , здесь более светлые области соответствуют танталу, тёмные – меди. Серые области – это зоны расплава. Из-за особенностей обработки, продольное сечение не идеально параллельно поверхности раздела, а составляет с ней угол в несколько градусов. Именно поэтому на рисунке 3.5, *б* видно, как слева

направо тёмная область постепенно становится светлой. В выделенной зоне между медью и танталом отчётливо видны отдельные светлые острова тантала, а также более расплывчатые серые зоны. Причину появления этих островов можно понять, если умозрительно представить срез вершины выступов тантала на поверхности, где медь вытравлена (рисунок 3.5, *a*).

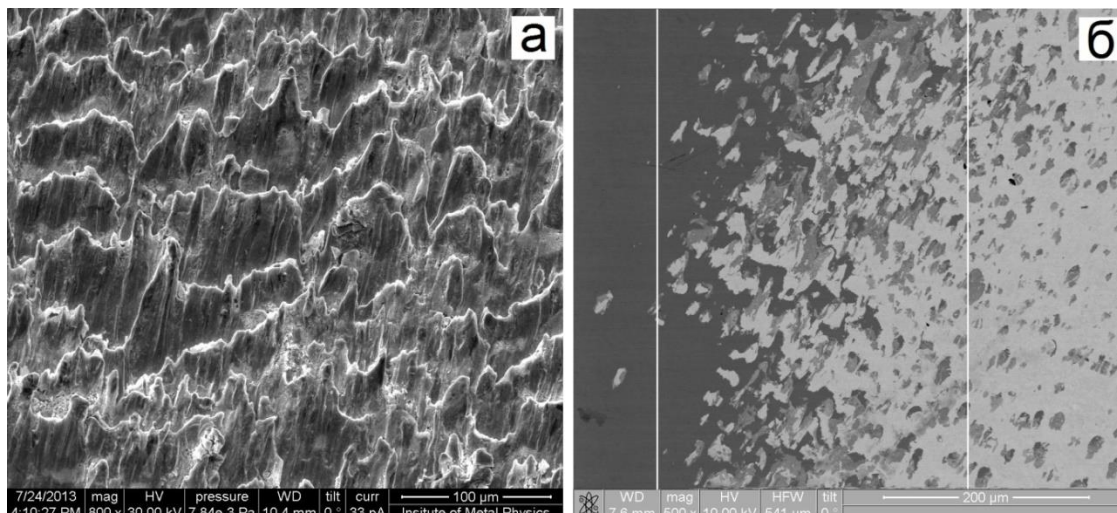


Рисунок 3.5 – СЭМ изображение образца C_p : *a* – медь вытравлена; *б* – продольное сечение, светлые области соответствуют танталу, тёмные – меди

В начале главы было сказано, что геометрическую форму выступа можно принять за конус, а сечение вершины конуса под небольшим углом за эллипс. Формирование тонкой структуры сварного соединения относится к нелинейным, быстропротекающим процессам, вызванным высокоинтенсивным воздействием. Последствия этого процесса – острова тантала (рисунок 3.5, *б*), представляющие сложную фигуру с множеством отдельных выступов на поверхности. Таким образом, остров является сечением выступа тантала, проникающего в медь. Каждый остров имеет свою тонкую структуру: он покрыт собственными мельчайшими выступами. Наблюдаемая картина наталкивает на мысль о фрактальной структуре данной поверхности. Слабозаметные острова меди, также, могут говорить о том, что именно тантал проникает внутрь меди, а не наоборот. Это утверждение хорошо согласуется с известным фактом, что при сварке взрывом более твёрдый материал проникает в менее твёрдый [10].

Более подробно о фракталах и о зонах локального расплавления речь пойдёт в следующих разделах.

3.3 Переход от всплесков к волнам; волнообразная граница

При последующей интенсификации режима сварки были получены образцы $C_w^{(a)}$, $C_w^{(b)}$, $C_w^{(c)}$, $C_w^{(d)}$, где усиление режима идёт от самого слабо интенсивного (a) (минимальное значение подводимой энергии) к наиболее интенсивному (d) (максимальное значение подводимой энергии). Все четыре режима находятся уже выше НГ и поэтому должны иметь волнообразную границу раздела. Однако во всех режимах наблюдается определённая особенность рельефа. Из-за этих особенностей режимы были разделены на две группы: ($C_w^{(a)}$, $C_w^{(b)}$) и ($C_w^{(c)}$, $C_w^{(d)}$).

Рассмотрим первую группу. На рисунке 3.6, б приведена поверхность тантала для соединения $C_w^{(a)}$, где медь вытравлена. Видно, что рельеф поверхности очень неоднороден. Выделены три зоны, кардинально отличающиеся друг от друга. Областям «1» и «2» соответствуют волнообразные поверхности, отличающиеся амплитудой волны, её периодом и направлением распространения. Амплитуда волны в области 1 примерно в два раза больше, чем в области «2». В области «3» были обнаружены всплески вместо ожидаемых волн, которые ранее наблюдались на нижней границе. Для сравнения на рисунке 3.6, а приведена поверхность тантала для образца C_p , где по всей поверхности видны всплески. Следует отметить хаотичное направление отдельных всплесков.

До сих пор переход плоской границы в волнообразную рассматривался лишь в случае различных образцов при интенсификации режима сварки. Однако при этом для режима $C_w^{(a)}$ на одной и той же поверхности были одновременно обнаружены как всплески, так и волны. Такую поверхность можно назвать квазиволновой, состоящей из отдельных областей, каждая из которых характеризуется собственным периодом и амплитудой волны, либо она вообще может быть отнесена к всплескам [67].

На рисунке 3.6, в по направлению стрелки показан переход от всплесков к волнам. Рисунок 3.6, г соответствует увеличенная область 1 на рисунке 3.6, в. Эти переходы формируют квазиволновую поверхность для соединения $C_w^{(a)}$.

Для соединения $C_w^{(b)}$ наблюдалась похожая квазиволновая структура. На рисунке 3.7 хорошо видны волнообразные участки и зоны всплесков. На рисунке 3.7, а стрелкой показан переход между этими двумя состояниями.

Как для соединения $C_w^{(a)}$, так и для соединения $C_w^{(b)}$ наблюдалась похожая картина: одновременное существование всплесков и волн на одной поверхности. Однако на образце $C_w^{(b)}$ участки, где реализуется волнообразная поверхность, занимали большую площадь, при этом

они были более регулярны. Не было значительных перепадов периода волны, как для соединения $C_w^{(a)}$. Такое поведение является закономерным. Режим $C_w^{(b)}$ находится выше в окне свариваемости, он более интенсивный, а значит, больше всплесков перешло в волну. Также режим $C_w^{(b)}$ более стабильный, что может объяснить меньшие перепады периода волн на разных участках образца.

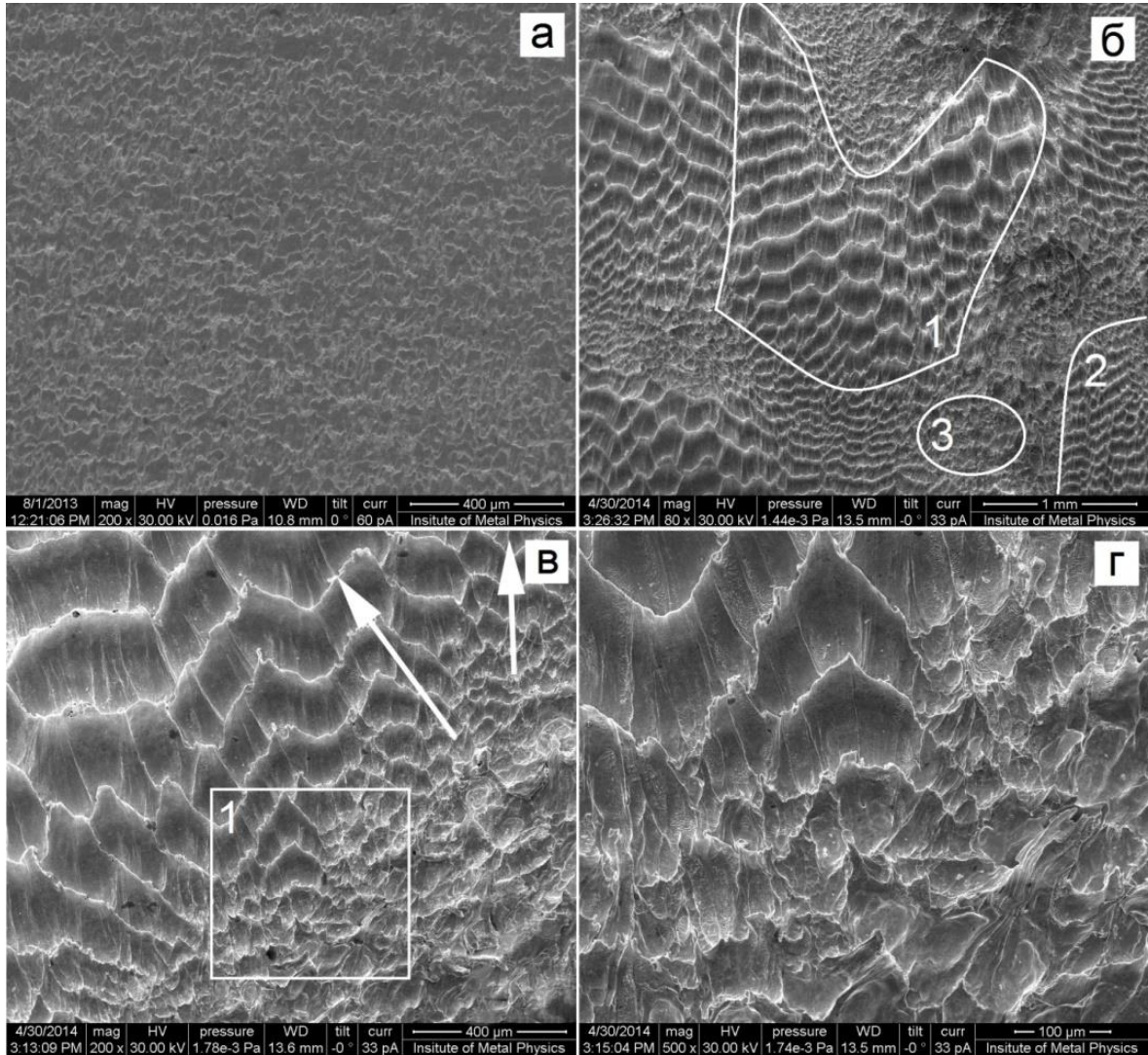


Рисунок 3.6 – СЭМ изображение поверхности тантала (медь вытравлена):

a – плоская граница C_p ; $б...г$ – квазиволновая граница $C_w^{(a)}$

При дальнейшем продвижении по окну свариваемости мы доходим до группы режимов $C_w^{(c)}$, $C_w^{(d)}$, где волна становится всё более регулярной, а всплески почти полностью пропадают. Несмотря на такую эволюцию интерфейса, на поверхности материала всё ещё можно наблюдать небольшие области реализации всплесков (рисунок 3.8). На эти зоны указывают красные стрелки.

Режимы $C_w^{(c)}$, $C_w^{(d)}$ находятся близко к центру окна свариваемости, их поверхность раздела качественно схожа с рельефом тантала для соединения C_w (рисунок 3.9). Длины и амплитуды волны для режимов (c) и (d) - близки. Для соединения $C_w^{(d)}$ длина волны 250 ± 25 мкм, а амплитуда 50 ± 6 мкм. Однако даже для близких к центру окна свариваемости образцов, направление гребней волны меняется при переходе от одной зоны к другой. Также наблюдаются переходы, связывающие несколько волн. На рисунке 3.8, б хорошо видно, что волны составлены из бывших всплесков. Таким образом, идеальной волнообразной структуры для этих соединений не наблюдается.

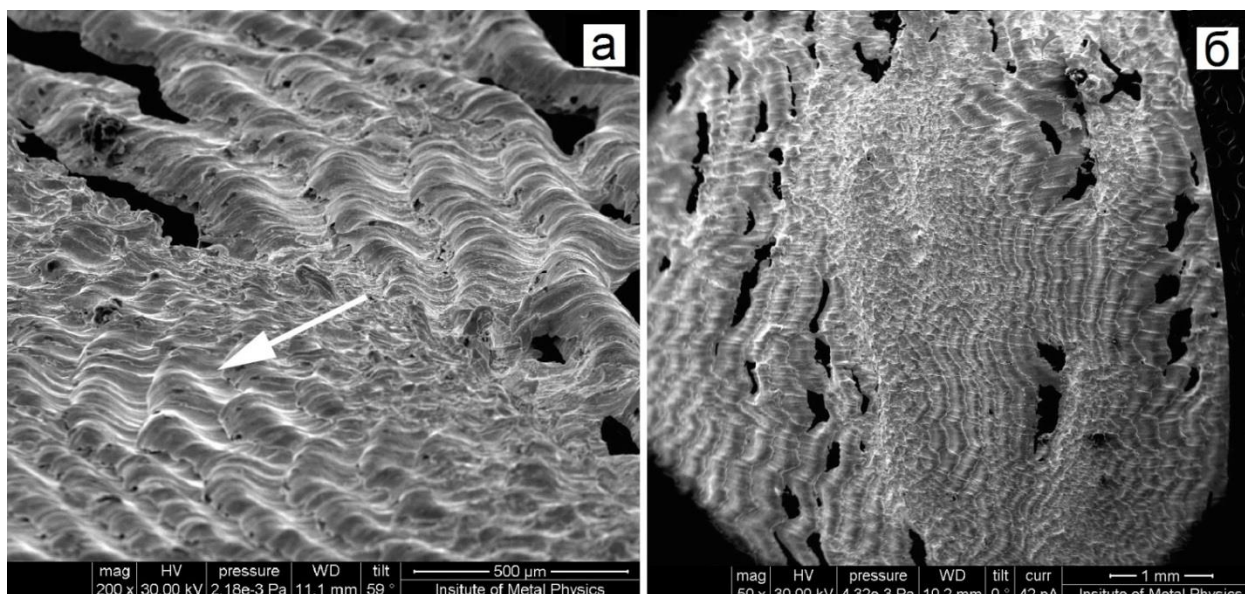


Рисунок 3.7 – СЭМ изображение квазиволновой поверхности тантала для образца $C_w^{(b)}$ (медь вытравлена)

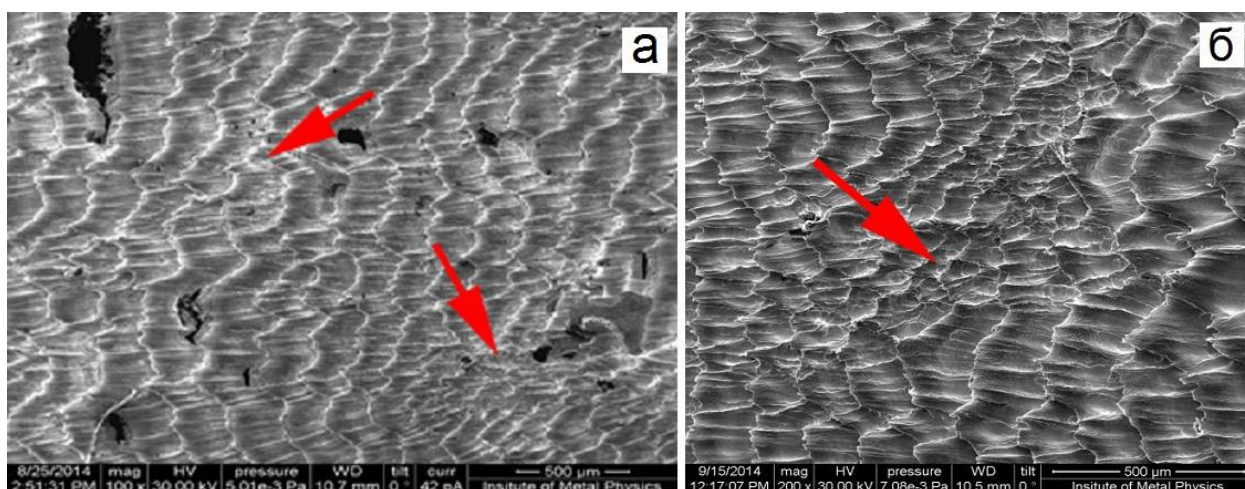


Рисунок 3.8 – СЭМ изображение квазиволновой поверхности тантала (медь вытравлена):

$$a - C_w^{(c)}; \text{ б} - C_w^{(d)}$$

Следующий и самый высокоинтенсивный режим сварки C_w (волнообразная граница). На рисунке 3.9 проведён рельеф поверхности тантала для данного соединения. Структура волнообразная, её волновой вектор направлен в одну сторону, период и амплитуды отдельных гребней варьируются несущественно по поверхности и составляют 310 ± 15 мкм и 62 ± 4 мкм соответственно. Параметры, отвечающие за интенсивность режима, «выросли» по сравнению с режимом $C_w^{(d)}$. Отдельных всплесков не наблюдается. Можно утверждать, что параметры данного образца находится в центре окна свариваемости. Однако, видны смыкания полос, перемычки, наложение одной волны на другую, как и для прошлых режимов.

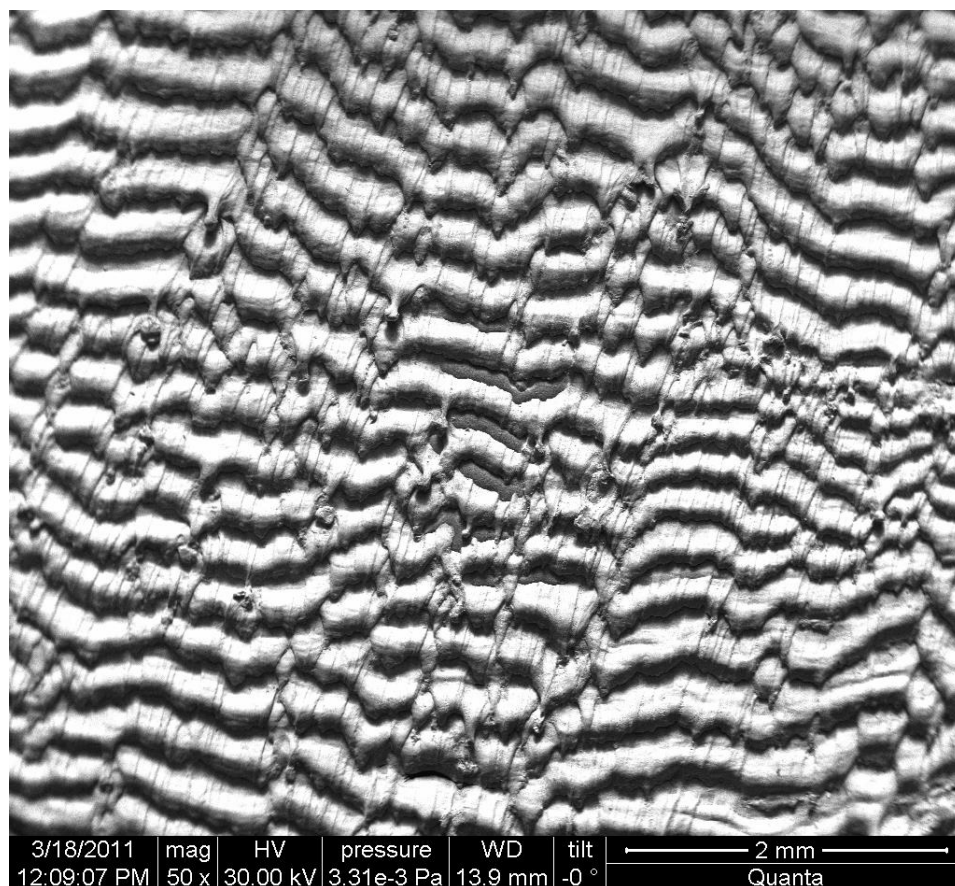


Рисунок 3.9 – Поверхность тантала в случае волнообразной границы C_w (медь вытравлена)

На рисунке 3.10, *a* приведено продольное сечение для соединения C_w . Медь не вытравлена, поэтому наблюдается как медь, так и тантал. На каждой волне видны отдельные выступы. Таким образом, фрактальную размерность можно рассчитать и для режима, находящегося в центре окна свариваемости.

Необходимо отдельно выделить зоны локального расплавления, которые на рисунке 3.10, *a* выглядят как светлые пятна. Внутренняя структура этих зон представлена на рисунке 3.10, *б*. Как и для случая плоской границы (рисунок 3.3, *б*), зона расплава состоит из

медной матрицы (меди, застывшей после сварки) и не расплавившихся частиц тантала. В случае плоской границы размер частиц порядка нанометра, в то время как для волнообразной границы – это уже микронные частицы.

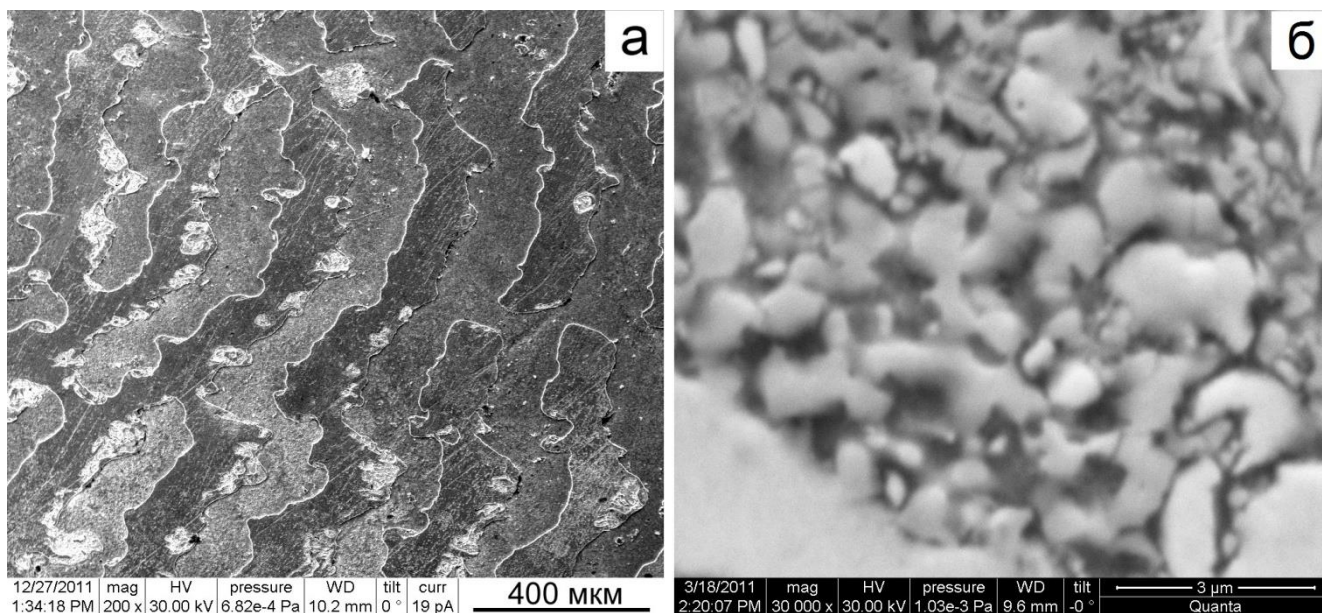


Рисунок 3.10 – СЭМ изображения волнообразной границы C_w : *a* – продольное сечение; *б* – внутренняя структура зоны локального расплавления

В завершении настоящего параграфа сделаем некоторые предварительные выводы об эволюции поверхности раздела. При соударении одной пластины о другую выделяется большое количество энергии, которую система тратит на деформацию различного типа. Возникает избыточная площадь соприкосновения. Используя данные профилометра, была построена оценочный выступ для плоской границы, которая показала прирост площади порядка 15%. При этих расчётах выступ считается достаточно гладким, однако фактически он весь покрыт небольшими неровностями, которые в значительной мере могут увеличить площадь соприкосновения. Эта площадь может обеспечить сцепление двух поверхностей. Одновременно с этим возможна ещё одна причина сварки двух материалов. При вытравливании меди внутри выступов тантала наблюдались внутренние полости и другие неоднородности. До вытравливания эти полости были заполнены медью или застывшей медью с частицами тантала. Таким образом, свариваемость может быть объяснена топологическими особенностями рельефа поверхности. Всеми вышеописанными свойствами обладает каждый всплеск, а появление волнообразной структуры только усиливает наблюдаемые эффекты, так как излишняя площадь и внутренние полости лишь растут при интенсификации режима сварки.

Проведённый выше анализ для пары медь – тантал привёл к следующим выводам: ниже НГ образуются выступы - первые зародыши сварного соединения. На следующем этапе, на НГ,

выступы объединяются в хаотично расположенные всплески. Дальнейшая интенсификация режима приводит к появлению квазиволновой поверхности, которая содержит одновременно как волны, так и всплески. Затем количество всплесков уменьшается, и вся поверхность приобретает волнообразную структуру. Данную структуру можно отчётливо наблюдать в центре окна свариваемости для режима C_w .

3.4 Зоны расплава

Можно выделить несколько типов фрагментации, наблюдаемых при сварке взрывом. Первый тип – это фрагментация, наблюдаемая обычно при интенсивной деформации [76]. В известной степени, эта традиционная фрагментация, которая включает в себя накачку дислокаций, формирование различного рода структур и рекристаллизацию [76]. Второй тип – это фрагментация типа дробления (ФТД), которая уже описывалась выше.

Сварка взрывом – это высокоинтенсивное быстротечное воздействие. И хотя в момент сварки из-за большой начальной скорости существуют зоны контакта, где температура достаточно высока, однако благодаря быстротечности процесса, протекание термоактивированных процессов кажется невозможным. Эти процессы, как и диффузия, реализуются только спустя некоторое время после того, как сварка уже произошла. Поэтому фрагментация первого типа в меньшей степени сказывается на сцеплении двух материалов, и даже может являться причиной обратных процессов. В частности, диффузия может вызывать разрушения материалов в процессе технической эксплуатации.

В отличие от классической фрагментации, ФТД протекает во время сварки. Этот процесс - аналог фрагментации при обычном взрыве, как уже говорилось ранее. ФТД может представлять собой как разлёт, так и консолидацию частиц. В отличие от фрагментации при взрыве, для ФТД характерно отсутствие потери сплошности материала. Частицы не разлетаются из-за преграды (другого материала), а врезаются в неё и расплавляют эту преграду, таким образом, возникают зоны расплава [68].

Как уже демонстрировалось ранее на рисунке 3.3, б и на рисунке 3.10, б, в зоне расплава соединения медь-тантал присутствуют частицы тантала. Причиной их возникновения может служить ФТД [77]. На рисунке 3.11, а представлено продольное сечения для соединения C_w , где хорошо виден отдельный выступ, соединяющий два гребня волн. На рисунке 3.11, б, в показан этот выступ при больших увеличениях. На рисунках заметны частицы, отрывающиеся с поверхности тантала. Некоторые из них остаются вблизи поверхности, тогда как другие могут пройти большее расстояние и попасть в зону расплава меди. На рисунке 3.11, а – это серая зона, внутри которой находятся небольшие частицы. Однако внутри переходной зоны

(рисунок 3.10, б) частицы тантала имеют гладкую и вытянутую форму, тогда как частицы, приведённые на рисунке 3.11, б, в, обладают изрезанными краями. Естественно предположить, что гладким частицам проще двигаться, чем изрезанным. Поэтому гладкие (вернее, менее шероховатые) частицы разлетаются, тогда как изрезанные остаются на кромке тугоплавкой фазы.

Стоит отметить, что при ФТД происходит разлёт частиц твёрдой фазы, не испытывающей расплавления [78]. В случае соединения медь-тантал, где температуры плавления металлов: $T_m^{(Ta)}=3300$ К, $T_m^{(Cu)}=1300$ К, твёрдыми являются частицы тантала. Температура вблизи границы раздела T_s в процессе сварки может достигать 2000 К. Значит: $T_m^{(Cu)} < T_s < T_m^{(Ta)}$. В этом случае в зоне расплава образуется дисперсионно упрочнённая суспензия [79, 80], что и обеспечивает прочность соединения.

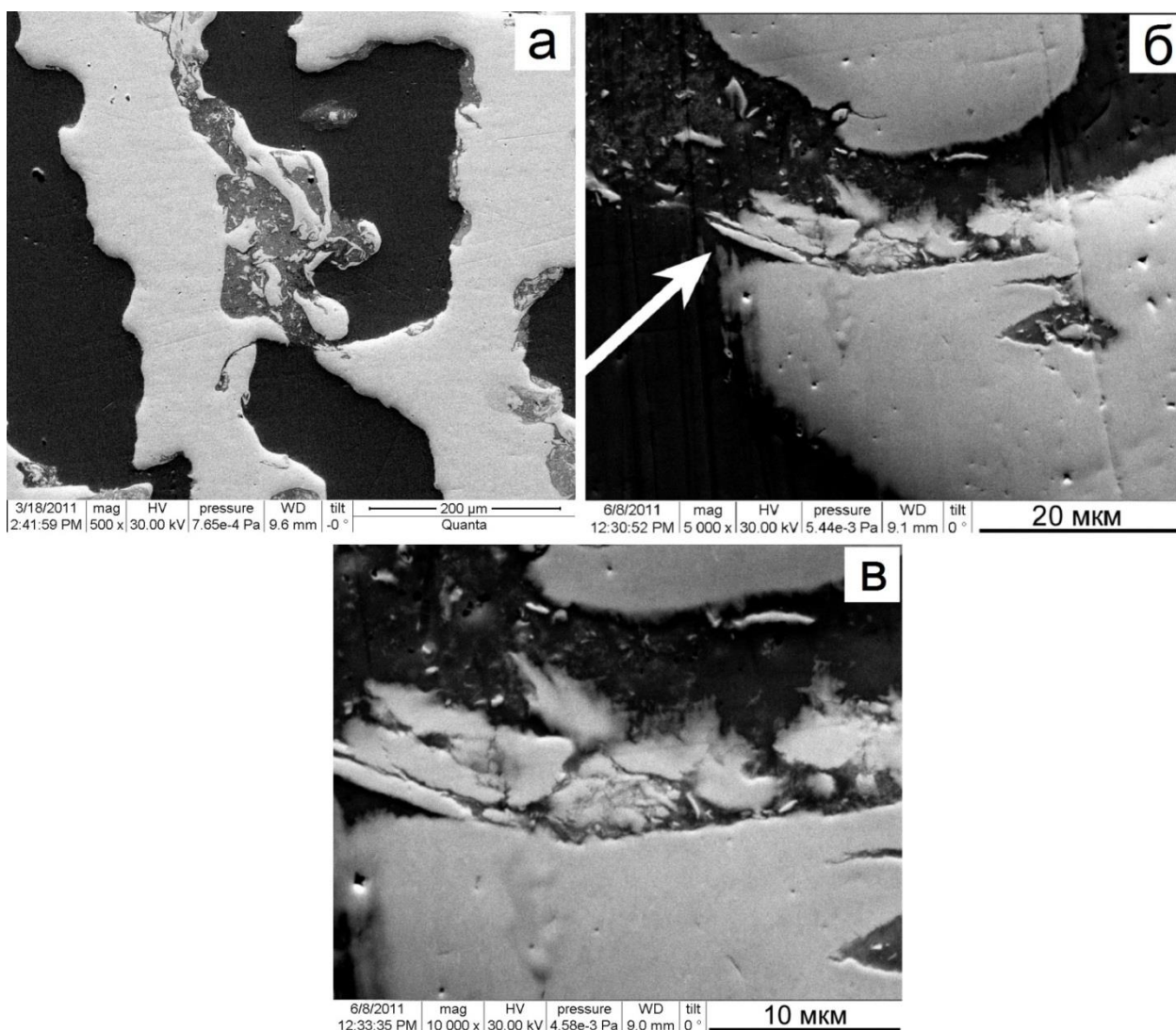


Рисунок 3.11 – Разлёт частиц тантала и их проникновение в медь для волнообразной границы (СЭМ, поперечное сечение)

Таким образом, при сварке взрывом наблюдаются два вида фрагментации. Их легко различить. ФТД наблюдается рядом с поверхностью раздела, там, где происходит разлёт частиц. Фрагментация при интенсивной деформации реализуется чуть дальше от переходной границы.

При сварке взрывом выделяется большое количество энергии, которая тратится на создание типичных для интенсивной пластической деформации структур. Важным диссипативным каналом является также сброс энергии на расплавление.

На рисунке 3.12 представлено продольное сечение для соединения Cu-Ta (плоская граница). Светлые зоны соответствуют продольному срезу выступов тантала, тёмные – меди, а серые – зоне расплава. Анализ подобных соединений показал, что в большинстве случаев светлые и серые острова объединены в комплексы. Тот факт, что разлёт частиц происходит на вершине выступа, привязывает зону расплава к выступам тантала.

Известно, что для многих материалов лучшим веществом для склеивания является раствор или расплав данного материала [81]. При таком контакте сразу решаются проблемы смачивания, адгезии, теплового расширения и защиты от контактной коррозии. Однако это справедливо только для однородной пары расплавленного и твёрдого металлов. Для соединений, образованных при сварке взрывом, зона расплава контактирует как с однородным материалом, так и разнородным. Поэтому возникает вопрос о смачивании твёрдого тела жидкостью как для случая “свой-свой” так и для случая “свой - чужой”. В любом случае необходимо учитывать степень смачивания тугоплавкой фазы расплавом легкоплавкой фазы. Как видно из рисунка 3.12, для соединения медь-тантал, зон, обеспечивающих точечное «склеивание» двух материалов, довольно много. Учитывая высокую шероховатость отдельных выступов, легко прийти к выводу, что площадь контакта расплавленных зон с медью и танталом довольно высока.

Можно предположить, что чем больше объём локального расплавления, тем лучше будет сварное соединения. При интенсификации режима сварки в систему будет подводиться больше энергии, и в какой-то момент времени расплавление станет не локальным, а будет покрывать всю границу. Однако, для обеспечения качественного сцепления, зона расплава не должна превышать определённой толщины. Таким образом, достигается верхний предел, отвечающий за верхнюю границу окна свариваемости. Описанный механизм «склеивания» поверхности разделов является ещё одним способом сцепления материалов.

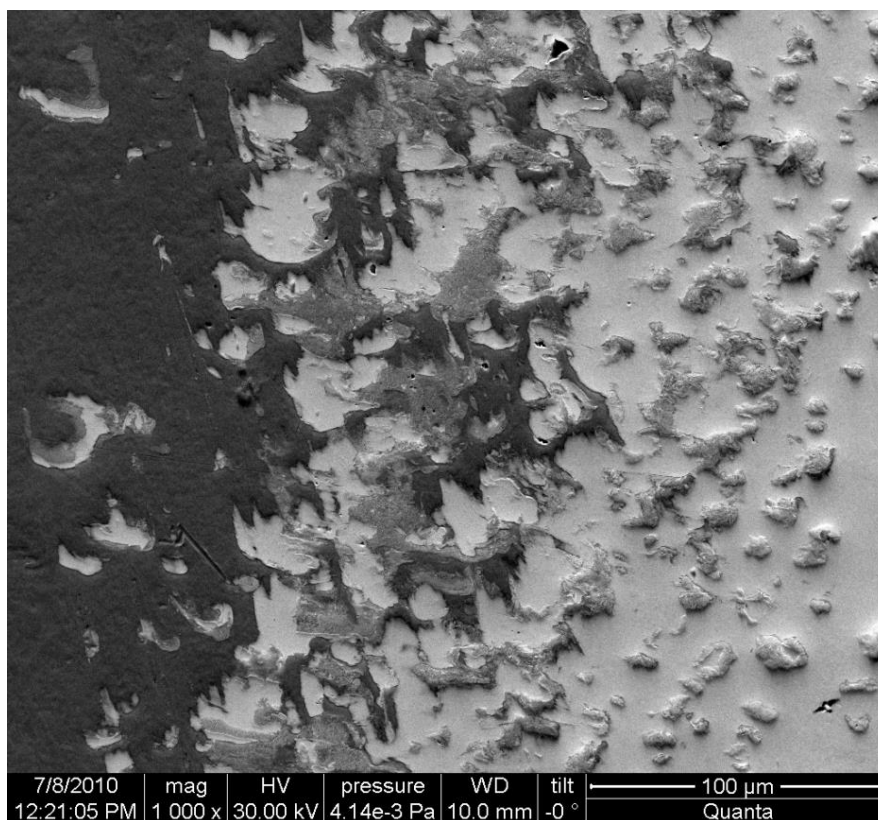


Рисунок 3.12 – СЭМ изображение продольного сечения для соединения C_p (светлые области соответствуют танталу, тёмные – меди, серые – зоны расплава)

3.5 Фрактальное описание поверхности раздела

Прежде, чем переходить к конкретным фрактальным моделям, необходимо ответить на два важных вопроса. Первый – о возможности использования такого математического метода, как фрактальный анализ, для описания рельефа поверхности, образованного при сварке взрывом, а второй – о том, что именно мы ожидаем от алгоритмов фрактального подхода при использовании для сварки взрывом.

Ответ на первый вопрос уже частично был дан в предыдущих разделах. Осталось лишь подытожить имеющуюся на данный момент информацию. При инициации ВВ верхняя соединяемая пластина падает с большой скоростью на нижнюю, таким образом, в системе появляется дополнительная энергия. Из-за особенностей сварки эта энергия частично тратится на создание избыточной площади, при этом в случае плоской границы, возникают всплески (рисунок 3.6, *a*). Однако, из рисунка 3.6, *б* видно, что в сечении эти всплески имеют сложную изрезанную форму. Причина такого изменения рельефа может быть обусловлена быстротечностью сварки взрывом. На каждом всплеске имеются свои неоднородности, частично напоминающие изначальную поверхность. Самоподобное поведение структуры

говорит об её фрактальности. Аналогичные выводы можно сделать и для волнообразной поверхности (рисунок 3.11, *a*), где на волне видны отдельные выступы и шероховатые участки.

Использование теории фракталов для описания сварки взрывом обусловлено необходимостью идентифицировать близкие режимы сварки. Действительно, вблизи НГ окна свариваемости различить рельефы поверхностей с похожими начальными параметрами сварки по микрофотографии порой бывает весьма сложно. Поверхности могут иметь схожую и весьма изрезанную границу. Фрактальная размерность представляет собой численный параметр, отражающий большую или меньшую шероховатость рельефа. Заметим, что в случае повышения интенсивности режима сварки для обеспечения соединения необходимо потратить больше энергии, что, в свою очередь, может привести к изменению изрезанности границы перехода, а значит, и к изменению фрактальной размерности.

Фрактальный подход используется впервые для описания сварки взрывом, поэтому на примере соединения медь-тантал осуществляется поиск оптимального метода фрактального анализа. В дальнейшем для соединения медь-титан будет приведена оценка изменения фрактальной размерности при движении от НГ к центру окна свариваемости.

Острова. Продольное сечение плоской границы соединения Cu-Ta представлено на рисунке 3.13. Как уже обсуждалось выше, на этом изображении видны острова тантала и зоны расплав. Существует метод расчёта фрактальной размерности, предназначенный именно для подобных замкнутых кривых [47].

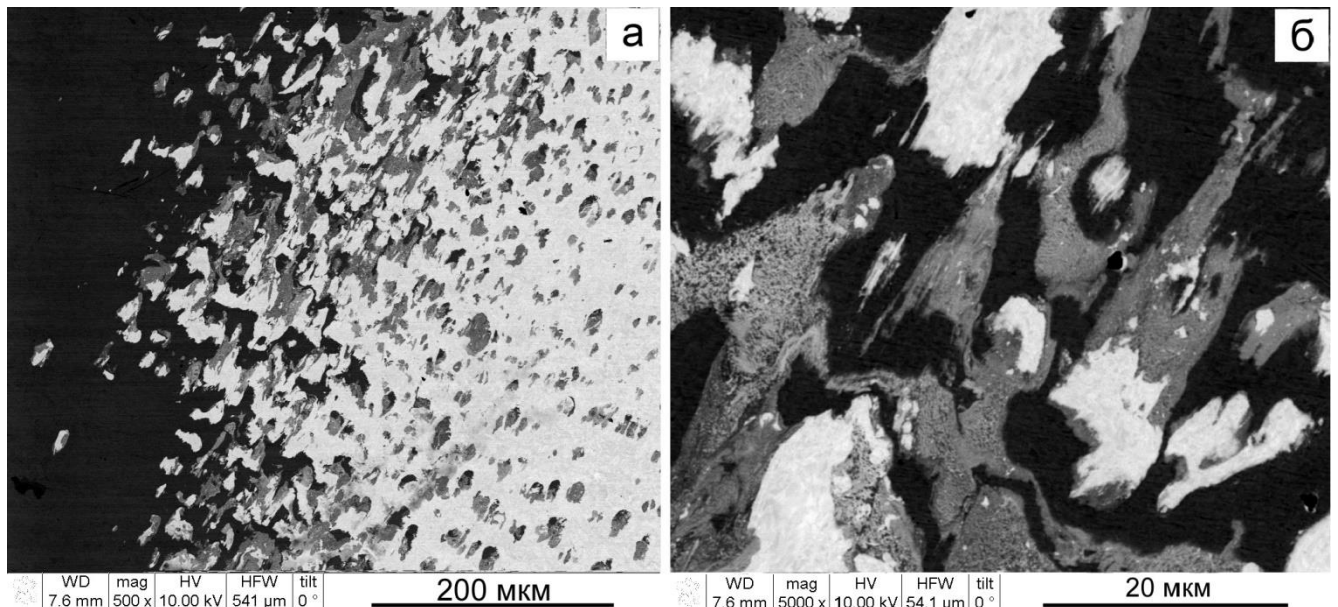


Рисунок 3.13 – Cu-Ta, плоская граница, продольное сечение (СЭМ): *a*, *б* – разное увеличение (светлые области соответствуют танталу, тёмные – меди, серые – зоны расплава)

Для семейства островов в виде окружностей, квадратов и других многоугольников отношение периметра к квадратному корню из площади не зависит от размера многоугольника:

$$\rho = \frac{P}{(A)^{1/2}},$$

где P – периметр многоугольника, A – площадь. Это отношение – величина постоянная для каждого подобного семейства замкнутых кривых одинаковой формы. Однако, если объект фрактален, то длина $L(\delta)$ зависит от размера эталона и $L(\delta) \rightarrow \infty$ при малых δ , а площадь $A(\delta)$ остаётся конечной. Как показал Мандельброт [48], для фрактальных кривых следует заменить расходящееся отношение ρ на ρ_D :

$$\rho_D = \frac{(L(\delta))^{1/D}}{(A(\delta))^{1/2}},$$

D – фрактальная размерность.

В работе [47] А. Федерера было показано, что подобные острова удовлетворяют соотношению:

$$L(\delta) = C \delta^{(1-D)} [A(\delta)]^{D/2}, \quad (3.1)$$

C – коэффициент пропорциональности.

В дальнейшем выяснилось, что (3.1) может использоваться для практического определения фрактальной размерности в нескольких интересных случаях. Например, для анализа фрактальных поверхностей разлома. Мандельброт и др. [48] исследовали фрактальную структуру таких поверхностей. Как отмечалось выше, поверхность разлома должна обладать лишь локальной фрактальной размерностью, однако её пересечение с плоскостью даёт береговые линии с фрактальной размерностью $D' = D - 1$, где D – фрактальная размерность поверхности разлома. При этом Мандельброт и др. [49] использовали отношение (3.1), записанное в виде:

$$L(\delta) \sim (A(\delta))^{D/2}. \quad (3.2)$$

Эту формулу можно использовать для нахождения фрактальной размерности в случае плоской границы соединения медь-тантал. При этом соответствующее программное обеспечение, включая программы для обработки изображения, а также для всех необходимых расчётов, является частью авторской работы. Для того, чтобы программа могла корректно обрабатывать продольные срезы, трёхцветное изображение (рисунок 3.14, а) было преобразовано следующим образом. Были оставлены только продольные сечения выступов тантала, которые выглядят как белые острова. Их окружение включает в себя области, заполненные медью, и серые области (рисунок 3.14, б) – зоны расплава. Окружение белых островов считается черным фоном. Исследуемая совокупность белых островов представлена на

рисунке 3.14, *а*. Аналогичным образом для того же соединения C_p получены зоны расплава на чёрном фоне (рисунок 3.14, *б*).

Для того, чтобы математически удостовериться в том, что острова являются фрактальными объектами, необходимо рассчитать дробную фрактальную размерность D' . Проведём расчёты, используя соотношение (3.2), которое прологарифмируем:

$$\log(A) \sim \frac{2}{D'} \log(L).$$

Это соотношение справедливо для любого эталона длины δ , достаточно малого для измерения самого небольшого из островов. На рисунке 3.14 для каждого острова рассчитаны площадь A и соответствующий периметр L . На рисунке 3.15, *а* для белых островов тантала приведена зависимость $\log(A)$ от $\log(L)$, которая может быть аппроксимирована прямой линией. На рисунке 3.15, *б* приведена такая же зависимость для серых островов. По многочисленным точкам, используя метод наименьших квадратов, были построены эти линии. Сам факт, что результаты измерения укладываются на одну прямую, является, в определённой степени, свидетельством фрактального характера островов. Каждому острову соответствует одна точка на графике.

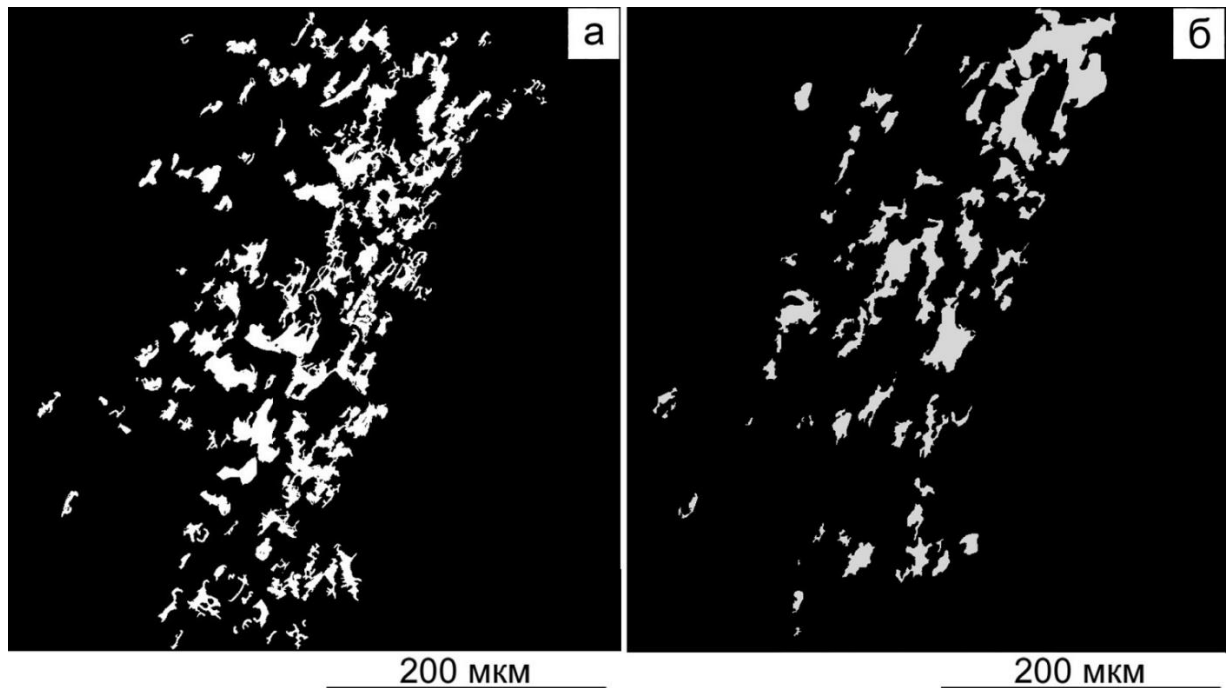


Рисунок 3.14 – Преобразованное изображение соединения Си-Та (соответствующее рисунку 3.13): *а* – острова тантала; *б* – зоны расплава

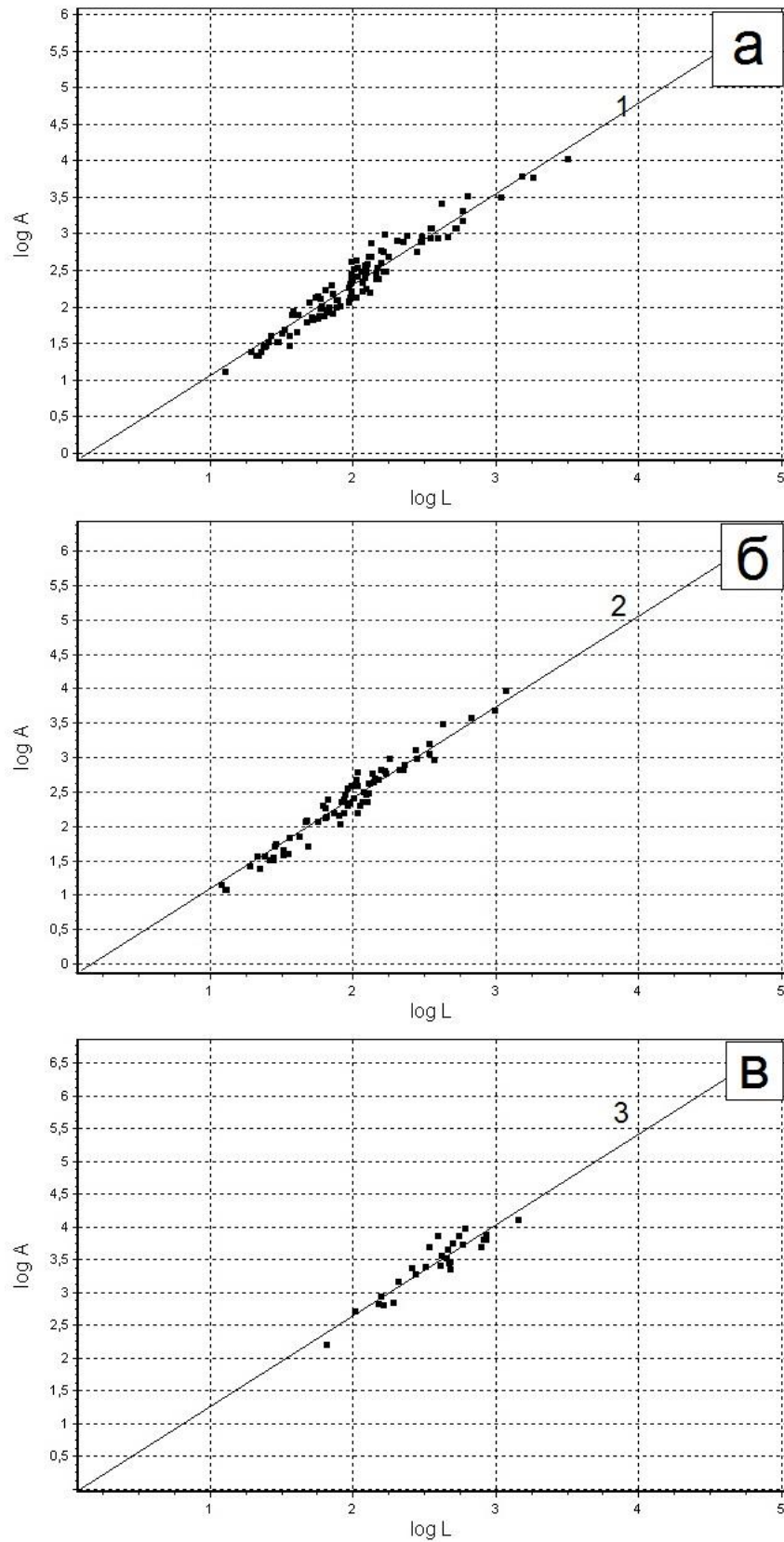


Рисунок 3.15 – Зависимость площадь-периметр (рассчитанная для соответствующих островов рисунок 3.13): *a* - острова тантала; *б* - зоны расплава; *в* - частицы тантала внутри серой зоны

Из тангенса угла наклона, равного $2/D$, найдём величину D , для тантала и зон расплава [69]:

$$D=1.68 \pm 0.07 \text{ (тантал),}$$

$$D=1.58 \pm 0.06 \text{ (зоны расплава).}$$

После того, как были рассчитаны значения размерности, процедура была повторена для других продольных сечений. При этом было получено достаточно хорошее совпадение значений размерности.

Нужно отметить, что фрактальная размерность для продольного сечения может варьироваться от 1 до 2 [47]. Таким образом, фрактальная размерность для островов тантала имеет крайне высокое значение, что говорит о сильной изрезанности выступов тантала, проникающих в медь.

Внутренняя структура зоны расплава для плоской границы (рисунок 3.3, б) также была рассчитана с помощью фрактального анализа. В качестве островов в данном случае выступали частицы тантала. Получено следующее значение размерности: $D=1.44 \pm 0.03$. Подобное высокое значение ещё раз доказывает, что твёрдые частицы образованы фрагментацией типа дробления (подобно фрагментам, образованным при взрыве и имеющим высокую степень изрезанности). Здесь надо учесть, что у исходных металлов (медь-тантал) нет взаимной растворимости, поэтому частицы не меняют свою форму внутри зоны расплава.

Все полученные данные были сведены на одном графике (рисунок 3.16), затем были также добавлены ещё две линии, которые необходимы для лучшего понимания особенности фрактального подхода. Прямая линия 4 соответствует зависимости площадь–периметр для круглых островов. Как известно [47], круглые острова - не фрактальны, и для них $D=1$. Эта линия очень важна, так как является проверкой корректной работы программы. Были взяты несколько окружностей, и для них действительно получилась фрактальная размерность $D=1$. Линия 4' же является верхней границей, для неё $D=2$. Эта линия – предел того, как можно "закрутить" множество точек в плоскости, чтобы их значение D было приблизительно равно этому числу. Выше этого значения фрактальная размерность для объектов, находящихся на плоскости, быть не может.

Сравнение линии 1, 2 с линией 4 показывает, что при фиксированном значении площади A соответствующее значение периметра L меньше для круглых островов. Такая ситуация возникает за счёт отличия очертания островов от окружности. В результате для островов тантала и зон локального расплавления величина $2/D$ меньше, следовательно D больше, чем для круглых островов. Это означает, что увеличение размерности может быть достигнуто за счёт изрезанности островов. Как видно из сравнения рисунка 3.14, а и рисунка 3.14 б, серые острова являются менее изрезанными, чем белые. Это следствие того, что зона расплава изначально

представляла собой жидкую фазу. В результате серые острова имеют меньшую размерность по сравнению с белыми.

В заключение заметим, что настоящий метод, использующий замкнутые фигуры (острова), позволяет рассчитать фрактальную размерность для поперечного сечения выступов. Полученные значения соответствуют наблюдаемой изрезанности для плоской границы раздела, полученной при сварке взрывом.

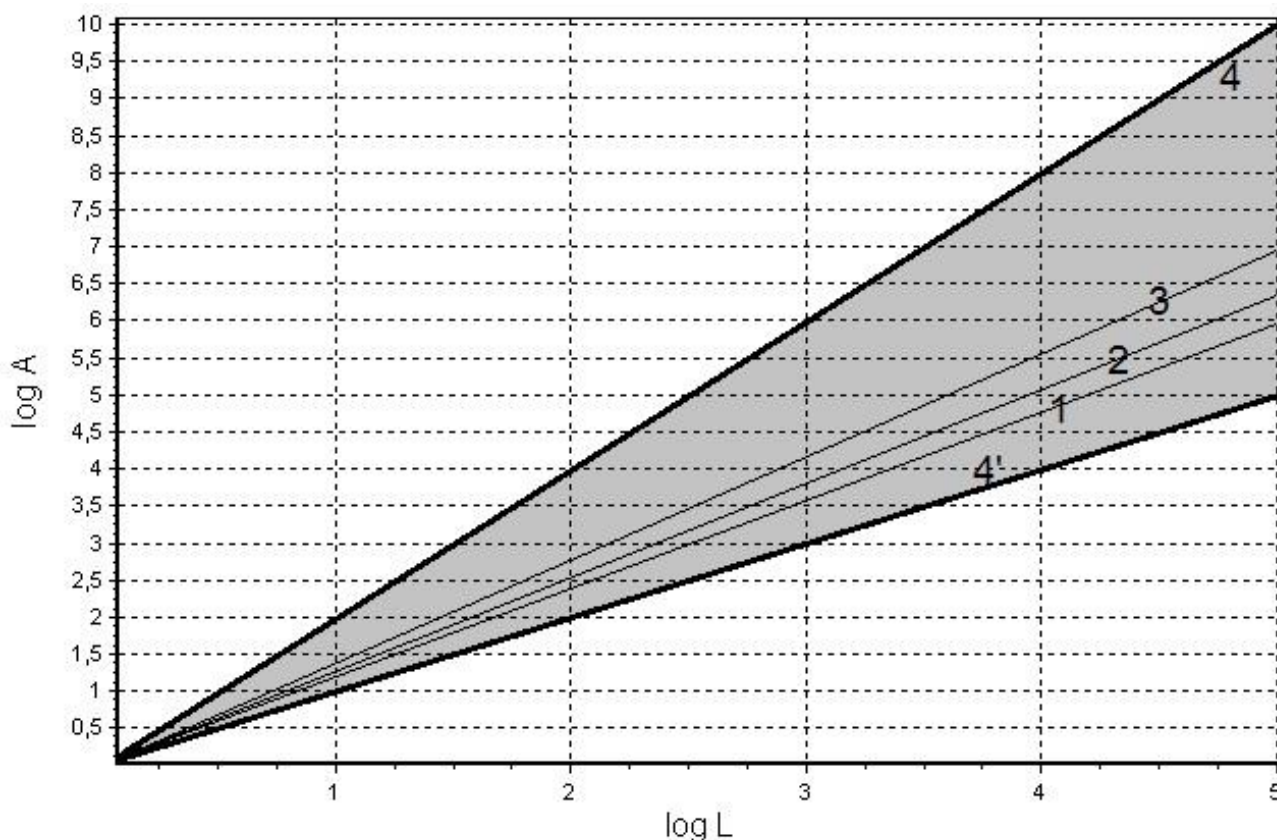


Рисунок 3.16 – Соединение C_p , зависимость площадь-периметр: 1 – острова тантала; 2 – зоны расплава; 3 – частицы тантала, внутри зоны расплава; 4 – круглые острова; 4' – верхний предел фрактальной размерности

Береговая линия. Расчёт фрактальной размерности дал положительные результаты для плоской границы, однако для волнообразной границы приведённый выше метод не подходит. На рисунке 3.17 показано продольное сечение соединения Cu-Ta. Граница - волнообразная, представляющая собой полосы в сечении. В этом случае нет выделенных замкнутых кривых, поэтому нельзя рассчитывать фрактальную размерность вышеприведённым методом. Заметим, что структура среза неидеальна: волны обрываются, между ними существуют переходы. Кроме того, граница перехода медь-тантал весьма изрезана, видны зоны локального расплавления и выступы. На рисунке 3.17, *a* отдельно выделен выступ, который также упоминался в

предыдущих разделах. Таким образом, волнообразная граница также имеет фрактальную структуру. Внимательно взглянув на рисунок 3.17, можно обнаружить сходство данного изображения с береговой линией Норвегии, для которой Федер [47] рассчитывал фрактальную размерность.

Для корректной обработки продольных срезов с помощью предложенной программы изначальное изображение (рисунок 3.17, а) было преобразовано в двухцветное (рисунок 3.17, б-г). Медь и зоны локального расплавления были объединены в чёрные полосы, так как зона расплава фактически является застывшей медью. Тантал был убран. Переход от рисунка 3.17, б к рисунку 3.17, г сопровождается постепенным увеличением количества полос.

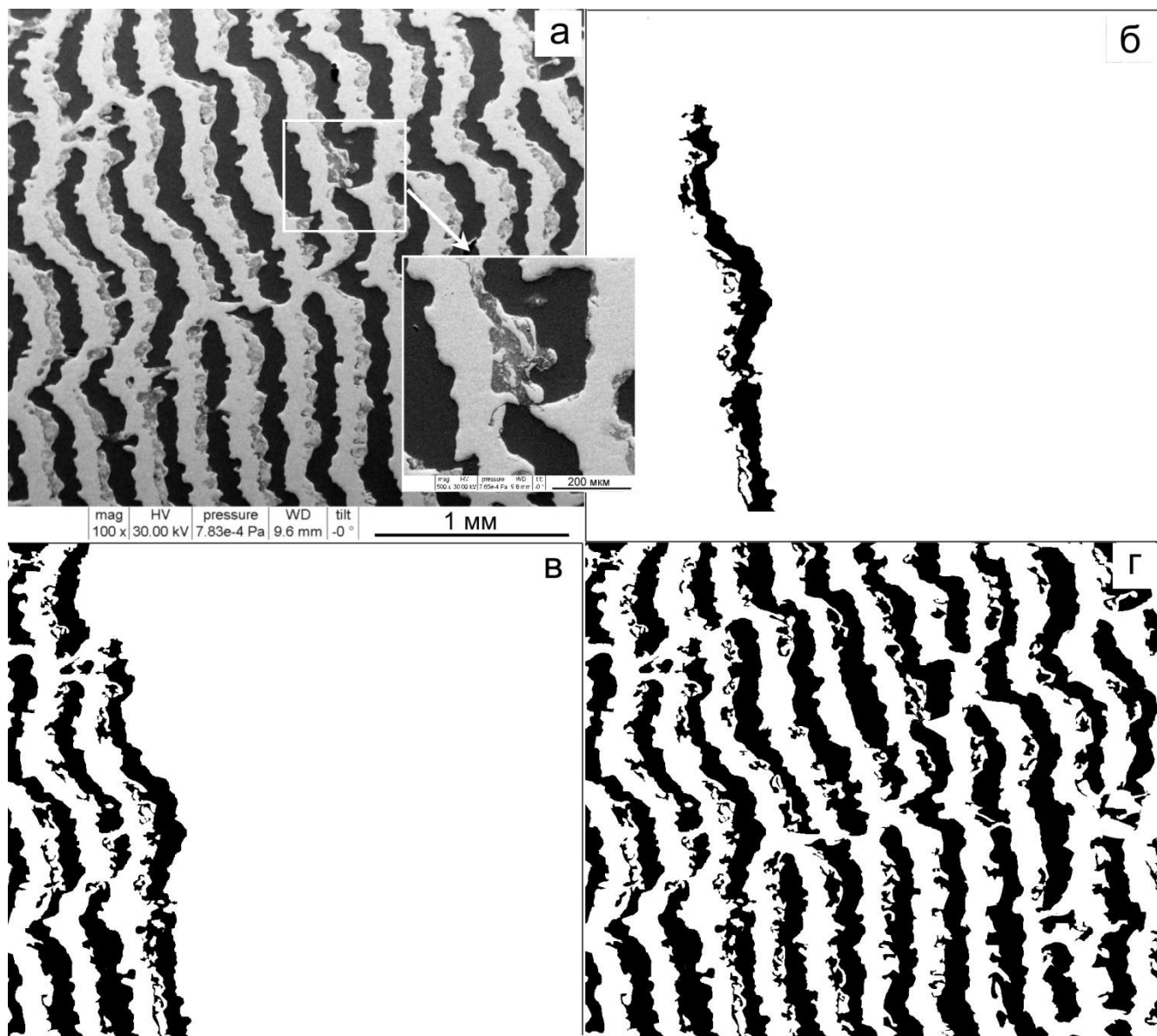


Рисунок 3.17 – Cu-Ta, волнообразная граница, продольное сечение: а – СЭМ изображение; б-г – двухцветное изображение, разное число полос

Для расчёта фрактальной размерности исходная береговая линия покрывалась квадратами со стороной δ , так что бы в каждом из них был и чёрный и белый пиксель. Вводится также функция $N(\delta)$ - количество данных квадратов.

Асимптотически, в пределе малых δ , получаем:

$$N(\delta) \sim \frac{1}{\delta^D} \quad (3.3)$$

Прологарифмировав уравнение (3.3), получим следующую зависимость:

$$\log(N(\delta)) \sim -D \cdot \log(\delta). \quad (3.4)$$

Программа «устроена» следующим образом: начинаются итерации, с каждым следующим шагом уменьшается δ , при этом каждый раз получаем новые $N(\delta)$ (рисунок 3.18). Алгоритм предполагает изменение от самой большой величины δ (рисунок 3.18, б), до самой малой (рисунок 3.18, е).

Видно, что квадраты как бы сливаются с границей раздела. Подобное поведение логично: данный метод фактически «ищет» длину береговой линии. При каждом уменьшении δ длина береговой линии не приходит к насыщению, и постоянно увеличивается. Поэтому полученная фрактальная размерность говорит о том, насколько приближённо можно посчитать длину берега, и насколько этот берег изрезан.

На рисунке 3.19 представлен график зависимости логарифмов $\log(N(\delta))$ от $\log(\delta)$. Каждая точка на графике – одна итерация с определённой δ . После аппроксимации данных точек прямой её тангенс угла наклона равен отрицательной фрактальной размерности, исходя из уравнения (3.4).

Нижняя прямая на рисунке 3.19, с индексом «1», отвечает одной полосе (рисунок 3.18, б). Её фрактальная размерность: $D_1=1.19 \pm 0.03$. Верхняя прямая, с индексом «2» отвечает нескольким полосам (рисунок 3.18, в). Она имеет фрактальную размерность $D_2=1.31 \pm 0.02$. Дальнейшее увеличение количество полос не приводит к изменению D , то есть фрактальная размерность выходят на насыщение.

Надо отметить, что о фрактальной размерности можно говорить лишь в том случае, если зависимость $\log(N(\delta))$ от $\log(\delta)$ укладывается на прямую, что и реализовано для продольного сечения соединения $C_{\text{ш}}$.

Для проверки корректности работы программы использовался известный факт, что фрактальная размерность береговой линии Норвегии $D \approx 1.52$ [47]. Взяв карту этой береговой линии и используя программное обеспечение, которое считало размерность для волнообразной границы, была получена довольно хорошее совпадение с [47]. Нужно отметить, что в программе можно варьировать значение фрактальной размерности в некоторых пределах, изменяя опорные точки. Поэтому береговая линия Норвегии рассматривалась как эталон, так чтобы для неё

размерность была равна 1.52. Все следующие значения фрактальной размерности, полученные для других поверхностей, были взяты в соответствии с данным выбором распределения контрольных точек.

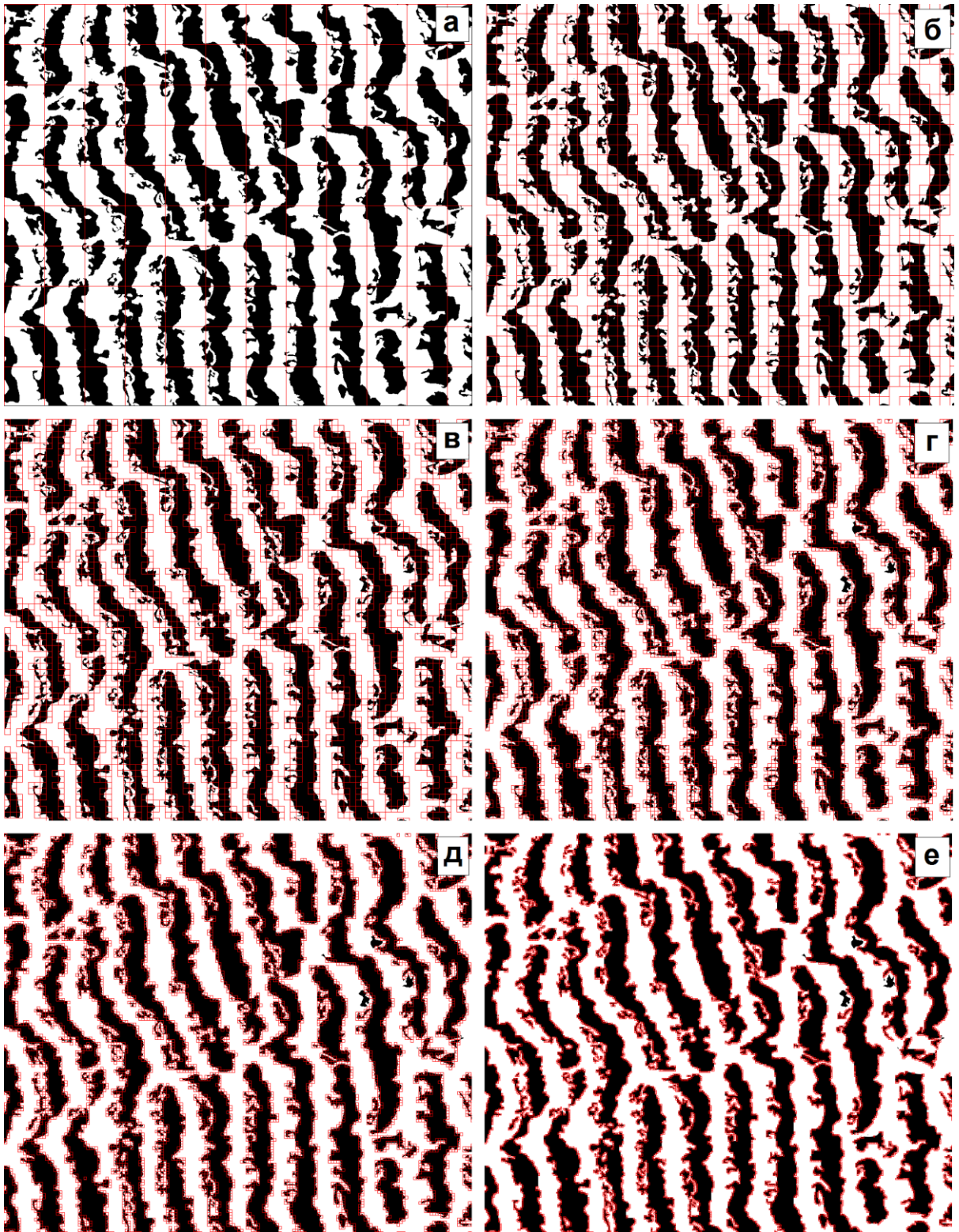


Рисунок 3.18 – Cu-Ta, волнообразная граница, продольное сечение. Механизм определения фрактальной размерности

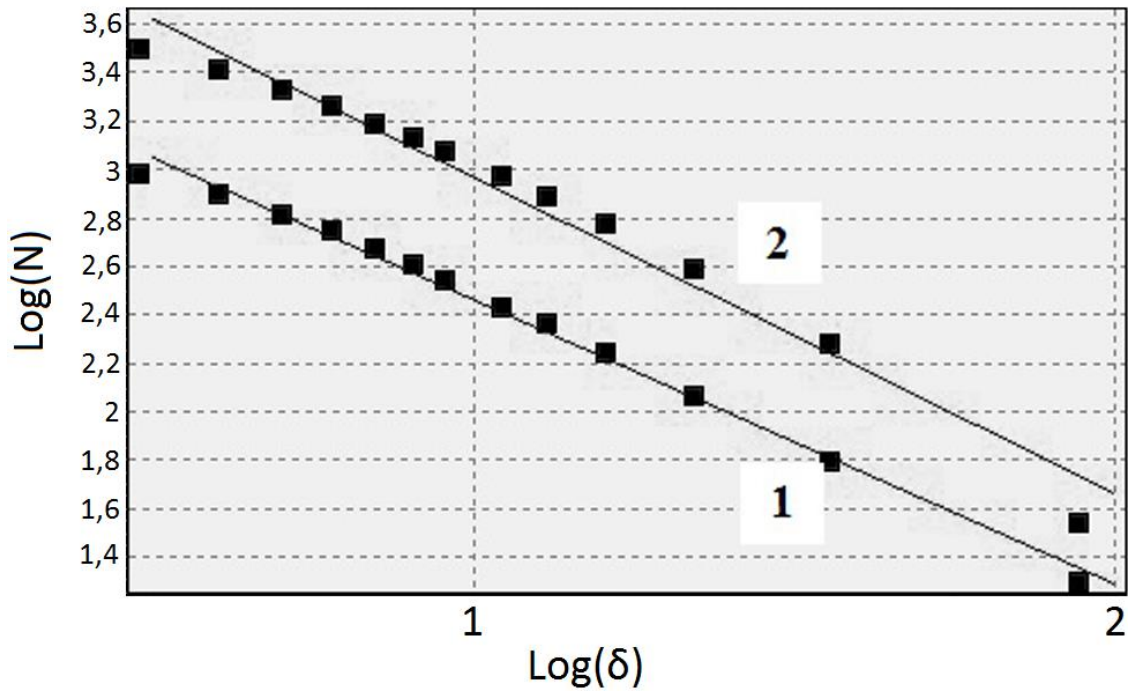


Рисунок 3.19 – Логарифмическая зависимость длины береговой линии от ширины ячейки, соответствующая рисунку 3.18, б (линия 1) и рисунку 3.18, в, г (линия 2)

Таким образом, предложены два метода расчёта фрактальной размерности: «острова» - для плоской границы, и «береговая линия» - для волнообразной. Однако остаётся вопрос, насколько оптимален предложенный подход для сварки взрывом, поскольку имеется множество других расчётных методов. Попробуем ответить на этот вопрос ниже.

Коллоидный тантал. Следующий метод расчёта фрактальной размерности был взят из работ, посвящённых фрактальной структуре коллоидного золота [82, 83]. Авторы данных работ строили кластерные структуры из частиц золота, которые могли свободно двигаться. Фрактальность рассчитывалась из следующей формулы:

$$N \sim L^D, \quad (3.5)$$

где N – количество частиц, L – размер кластера (аналог δ - длины стороны квадрата, в случае береговой линии), а D – фрактальная размерность.

Прологарифмировав (3.5), получаем:

$$\log(N) \sim D \cdot \log(L), \quad (3.6)$$

Из (3.6) легко находится фрактальная размерность, если известна зависимость $\log(N)$ от $\log(L)$.

На рисунке 3.20 представлено продольное сечение зоны расплава для соединения C_p . Для этой области уже была рассчитана фрактальная размерность методом «островов». Для оптимизации метода было решено применить к зоне расплава волнообразной границы способ, используемый для коллоидного золота в работах Вайтца и др. [82, 83].

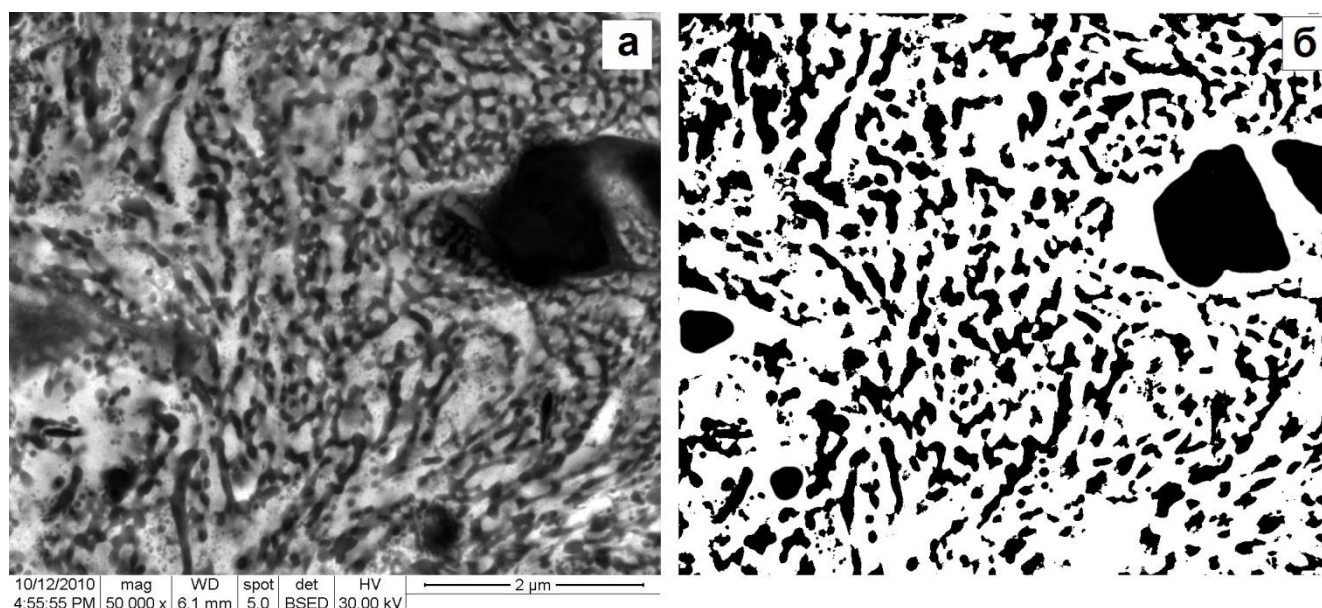


Рисунок 3.20 – СЭМ изображение продольного сечения зоны расплава для соединения C_p (тёмные – частицы тантала, светлая область – застывшая медь)

Как всегда, для удобства работы программы зона расплава представлена в виде двухцветного изображения (рисунок 3.20, б). Поскольку частицы тантала, в отличие от золота, имеют разную массу, то в формуле (3.6) вместо количества частиц N используется их площадь.

Первым шагом программы было построение окружности с центром в опорной точке, и минимально допустимым радиусом для получения оптимального размера кластера L (не путать с периметром L из параграфа 3.5.1). В случае коллоидного золота всегда существует центр отсчёта, из которого начинается рост кластера. Однако для зоны расплава такой точки нет, так как весь объем заполнен частицами тантала в застывшей меди. Поэтому необходимо было выработать правило, поиска опорной точки.

Следующий шаг программы – это постадийное увеличение размера кластера и получение достаточного количества точек для расчёта фрактальной размерности.

Для увеличения количества частиц, было принято решение вырезать из рисунка 3.20, б расчётную область и размножить её несколько раз. Подобное действие можно принять, если мы предполагаем самоподобие данной структуры. При расчёте на первом этапе опорной точкой был выбран центр нижнего края (рисунок 3.21). Оттуда каждый раз строилась окружность всё большего радиуса, и получались всё новые кластеры соответствующего размера L .

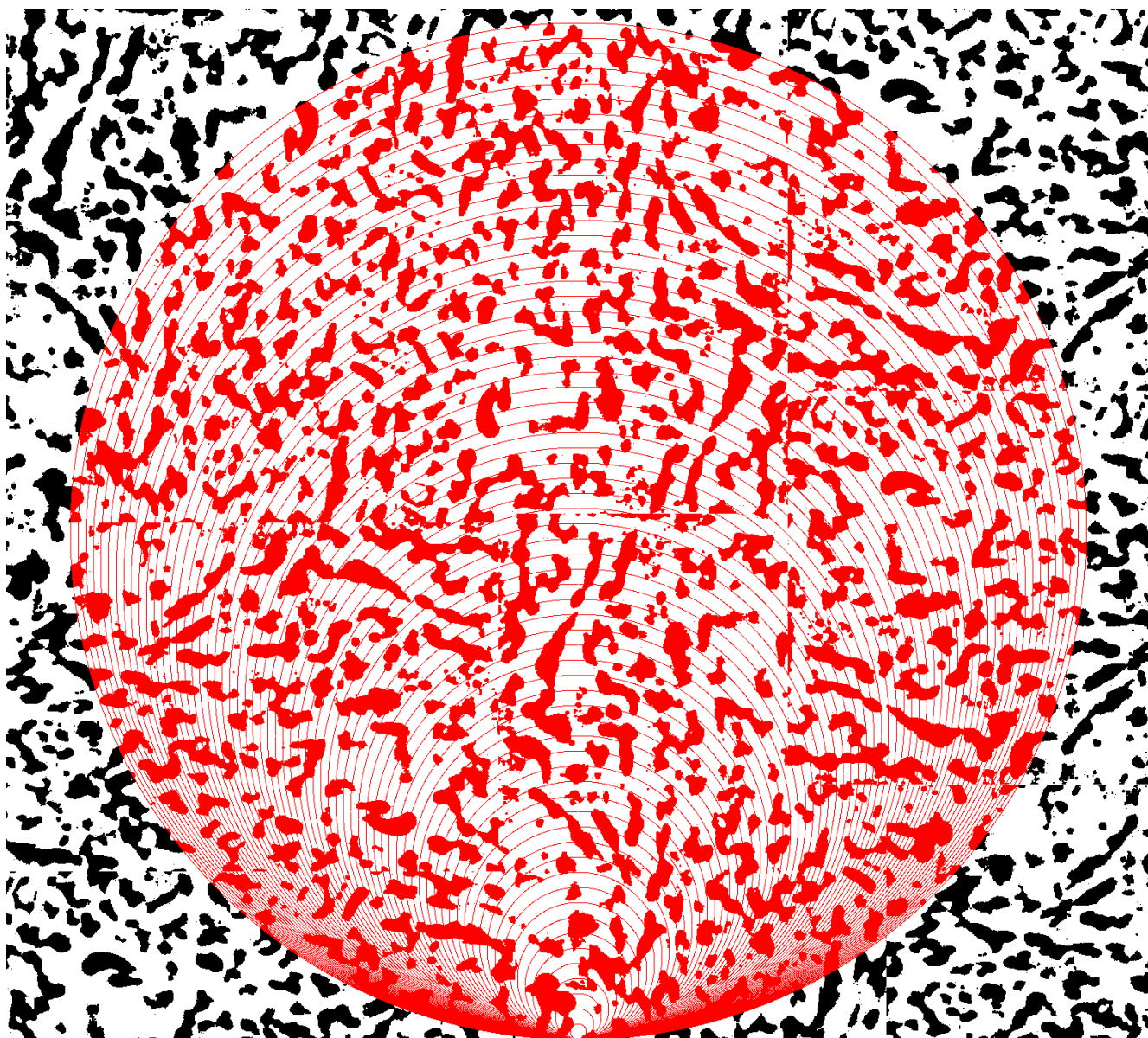


Рисунок 3.21 – Расчётная поверхность с одной опорной точкой, соответствующая многократно повторенной области продольного сечения (рисунок 3.20)

Результаты расчёта зоны расплава методом «коллоидного тантала» указывают невозможность аппроксимации прямой получаемых точек (рисунок 3.22). Это обстоятельство означает, что предложенный метод не работает для сварки взрывом.

Дальнейшее изменение опорной точки и даже взятые случайным образом места кластеров не привели к изменению ситуации. Для выяснения причин такого поведения структуры, была построена дополнительная прямая «1», которая соответствует полному заполнению пространства объектом исследования (чёрный квадрат). Этот случай, соответствует ситуации, когда множество точек, образующих кривые, закручены так сильно, что полностью заполняют рисунок. Для них фрактальная размерность, очевидно, равняется 2. Углы наклона прямых «1» и «2» на участке «в» полностью совпадают, а значит, совпадает и их фрактальная

размерность. Угол наклона для прямой «2» на участке «а» значительно разнится в зависимости от выбора опорной точки. В области «б» происходит компенсация выбора опорной точки. Основное количество точек приходится на участок «в», поэтому, он и должен быть основным. Однако этот участок определяет не фрактальную размерность, а скорость прироста площади в процентном соотношении. Совпадение углов наклона для линий «1» и «2» сигнализирует о постоянстве плотности частиц в зоне расплавления Cu-Ta. На начальном этапе распределение площади в небольшом кластере случайно, но с каждой последующей итерацией распределение начинает стабилизироваться и происходит насыщение. Именно перепад плотности вещества положен в основу предложенного метода расчёта фрактальной размерности.

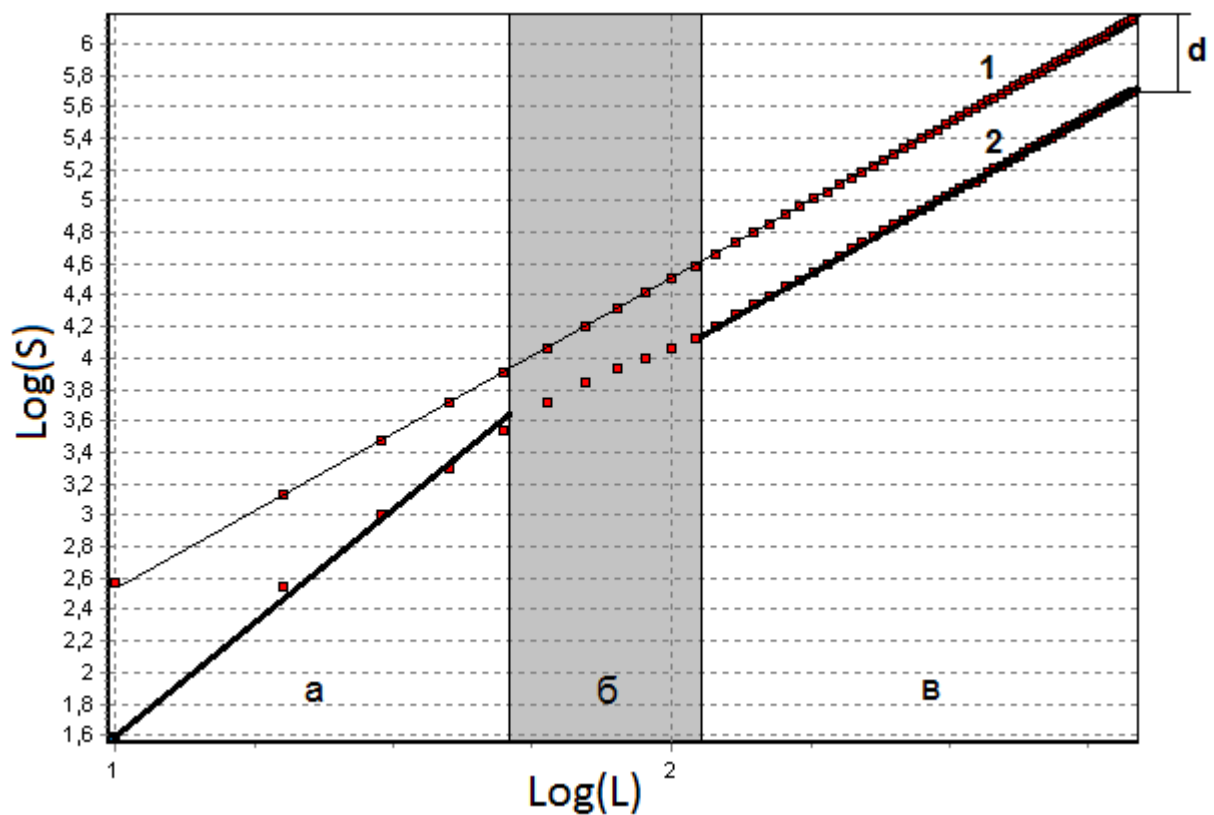


Рисунок 3.22 – Зависимость площади от размера кластера для коллоидного тантала (логарифмическая шкала)

Кластерный метод не подходит для решения поставленной задачи, так как «ищет» особенности структуры, которых нет при сварке взрывом. Был проверены ещё ряд алгоритмов, которые тоже не дали положительных результатов. Таким образом, для описания продольных сечений, полученных при сварке взрывом, подходят два метода: «острова» и «береговая линия».

3.6 Зоны риска для сварного соединения Cu-Ta

В предыдущих главах были рассмотрены особенности сварки взрывом, найдены различные механизмы соединения материалов, представлены этапы эволюции соединения Cu-Ta при интенсификации режима сварки. Следующий логичный шаг - использование полученных результатов для исследования определённого типа сварного соединения, а также определение зон риска для его потенциальной реализации.

В качестве примера представлен корпус химического реактора (рисунок 3.23). Его длина около 12 м, диаметр 2 м и толщина стенки порядка 50 мм [84]. Этот реактор сделан в США компанией Dynamic Materials Corporation. Стенка реактора состоит из композита сталь – медь – тантал. Основным элементом здесь является тантал, который обладает высокой коррозионной стойкостью. Внутренняя часть химического реактора покрыта этим металлом. Поскольку тантал - дорогой материал, толщину покрытия необходимо оптимизировать. Слой толщиной один миллиметр оказался достаточным [84], чтобы защитить основной корпус от агрессивной среды, заполняющей реактор.



Рисунок 3.23 – Корпус химического реактора. Композит сталь-медь-тантал [84]

Внутренняя поверхность раздела (переход медь – тантал) является волнообразной, однако амплитуды и периоды волн отличны от тех, что мы рассматривали для подобных соединений. Толщина слоя тантала для соединения C_w была ниже, чем у химического реактора. Причины стабильности пары медь-тантал, полученной при сварке взрывом, можно считать

достаточно общими. На примере лабораторных образцов мы попытались оценить качество соединения большей площади, и найти его потенциальные зоны риска.

Рельеф соединения C_w аналогичен рельефу, полученному для внутренней стенки химического реактора. На рисунке 3.24, *a* представлена волнообразная граница соединения медь-тантал (медь вытравлена). Видна сравнительно регулярная структура поверхности тантала, в которой нет отдельных всплесков. Однако, как уже говорилось выше, на данной поверхности отчётливо видны характерные выступы, а также перетяжки между волнами. Одной из причин сцепления материалов является изрезанность поверхности соединения. Необходимо отметить, что из-за отсутствия взаимной растворимости и высокой температуры плавления тантала зоны локального расплавления представляют собой дисперсионно упрочнённую суспензию [85], которая также является механизмом сцепления металлов. Отсутствие взаимной растворимости у соединяемых материалов не только не является отрицательным фактором, более того, оно предотвращает образование интерметаллидов, выполняя функцию «склеивающей» прослойки. Заметим, что описанный выше механизм сцепления не работает для соединений с взаимной растворимостью. Поэтому качественная, волнообразная граница достигается при более интенсивных режимах. Амплитуды волн в соединениях, имеющих взаимную растворимость исходных элементов (Cu-Ti), выше. Для металлов типа медь-тантал амплитуды волн ниже, что крайне важно, когда один из металлов является тонким, облицовочным слоем.

Для строго волнообразной границы не было обнаружено конкретных зон риска, однако при уменьшении интенсивности режима сварки ситуация меняется. На рисунке 3.24, *b* представлен рельеф поверхности тантала для режима $C_w^{(b)}$ (медь вытравлена). Слой тантала очень тонкий, толщина порядка 0,1 мм [86]. На поверхности видны как волны с разной амплитудой, так и участки всплесков. Отдельно нужно выделить тёмные области – места разрыва тантала, где просто не хватило материала для создания волнообразной границы. Поверхность соединения $C_w^{(b)}$ имеет неоднородную (тонкую) структуру: разнонаправленные волновые участки, всплески и разрывы. Учитывая огромную площадь свариваемой поверхности и большой разброс в толщине листов, наличие квазиволновой границы может быть опасно для стабильности стенок реактора.

Необходимо отметить, что толщина выбранного слоя тантала для лабораторного образца меньше, чем для химического реактора. Однако дефекты, выявленные непосредственно после сварки для соединения типа $C_w^{(b)}$, могут проявиться позже в процессе эксплуатации реактора, когда действуют агрессивные среды.

На рисунке 3. 24, в представлено изображение плоской границы тантала для соединения C_p (медь вытравлена). Как уже обсуждалась выше, данная граница целиком покрыта всплесками. На ней нет переходных состояний, нет разрывов, поэтому для её реализации в химическом реакторе будет затрачено меньшее количество взрывчатого вещества. К сожалению, данная поверхность может быть реализована на практике в узком диапазоне, около НГ. Небольшое отклонение в начальных параметрах приведёт к появлению несварившихся областей или же переведёт соединение $Cu-Ta$ в другое состояние выше НГ, образуя нестабильную квазиволновую поверхность. Учитывая стоимость химического реактора, подобный риск не будет оправдан.

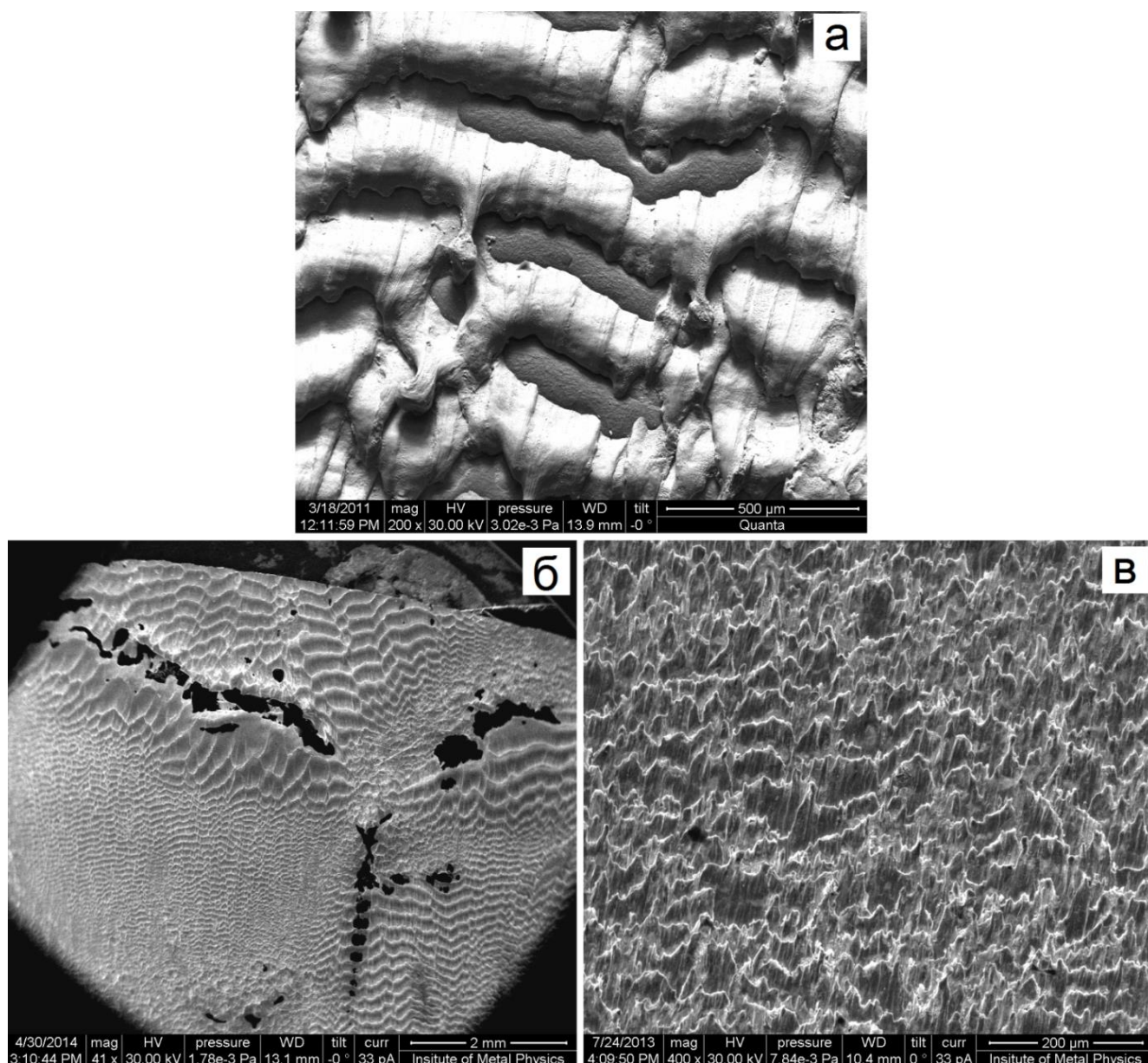


Рисунок 3.24 – СЭМ изображения границы тантала для сварных соединений (медь вытравлена):

a – волна; $б$ – квазиволновая граница; $в$ – плоская граница

Выводы к главе 3

1. Установлено, что микроструктура соединения Cu-Ta при интенсификации режима сварки подчиняется следующим правилам: переход из области ниже нижней границы (НГ) окна свариваемости непосредственно к НГ сопровождается консолидацией отдельных выступов в регулярно распределённые всплески, направление которых хаотично. Дальнейшее увеличение количества подводимой энергии в систему приводит к формированию квазиволновой поверхности, на которой одновременно сосуществуют как всплески, так и разнонаправленные волны с различными амплитудами. Завершающим этапом является образование волнообразной границы в центре окна свариваемости.
2. Изучена структура зон расплава, образующаяся за счёт фрагментации типа дробления, включающая в себя процесс образования и разлёта частиц тугоплавкого компонента, обладающего большей твёрдостью. Зона расплава для соединения медь-тантал представляет собой дисперсионно упрочнённую суспензию.
3. Предложены два механизма сцепления материалов при сварке взрывом для соединений без взаимной растворимости. Это, во-первых, «склеивание» волнообразной поверхности, благодаря хаотически разбросанным зонам расплава, способствующим соединению металлов, и, во-вторых, создание дополнительной площади контакта с помощью выступов, расположенных по всей границе раздела, которые обеспечивают сцепление двух поверхностей.
4. Сравнение особенностей рельефов поверхности, полученных при различных режимах сварки, проводилось с помощью фрактального подхода. Разработаны два метода расчёта фрактальной размерности: метод «островов» - для плоской границы, и метод «береговой линии» - для волнообразной. Сделано предположение о существовании закономерности в поведении фрактальной размерности при переходе от плоской границы к волнообразной.
5. Одной из возможных зон риска для соединений, полученных сваркой взрывом, является зона расплава. Однако следует отметить, что для соединения медь-тантал, где исходные материалы практически не имеют взаимной растворимости, зоны локального расплавления обеспечивают точечное склеивание материалов. Поэтому, реальной зоной риска является квазиволновая граница, реализующаяся вблизи НГ окна свариваемости.

4 Образование интерметаллидов в зонах расплава при сварке взрывом (Cu-Ti)

Базируясь на результатах, полученных при изучении свариваемой пары медь-тантал, был предложен новый подход к описанию эволюции структуры сварного соединения. Выявлены такие неоднородности переходной границы как выступы и зоны локального расплавления, сформированные посредством фрагментации типа дробления. Сам процесс эволюции сварного соединения происходит при интенсификации режима сварки. На нижней границе – это плоская граница, покрытая всплесками более твёрдого металла. Чуть выше идёт обнаруженная нами квазиволновая граница, рельеф которой содержит как всплески, так и волны. В центре окна свариваемости находится волнообразная граница.

Важной особенностью исходных материалов меди и тантала являлось отсутствие их взаимной растворимости. Для более глубокого понимания природы процессов, протекающих при сварке взрывом, необходимо также изучить соединение, у которого есть взаимная растворимость исходных материалов. Для решения этой задачи нами была выбрана пара медь - титан [86, 87]. Таким образом, медь присутствует в обоих композитах и можно сфокусироваться на разнице между растворимостью металлов, образующих пару. Заметим также, что соединение Cu-Ti имеет обширное применение в технике. Медь имеет низкую жаро-и износостойкость, поэтому её часто армируют или плакируют титановыми слоями [88]. Медно-титановые композиты применяют в электрохимической промышленности, а также в электротехнических узлах и датчиках [89, 90]. Взаимная растворимость материалов предполагает диффузию и интерметаллические реакции внутри зоны расплава [91].

Целью изучения сварной пары медь-титан было:

- выяснить, каким образом взаимная растворимость влияет на рельеф поверхности при интенсификации режима сварки;
- понять, при каких условиях образуются интерметаллиды;
- определить, являются ли области локального расплавления зонами риска, или же, как в случае Cu-Ta, они способствуют сварке;
- найти переходные режимы между плоской и волнообразной границами, подобные тем, что были обнаружены для соединения медь - тантал;
- выявить, каким образом изменяется фрактальная размерность при интенсификации режима сварки;
- определить пути самоорганизации поверхности раздела для соединения медь-титан.

Результаты, представленные в этой главе, опубликованы в работах [55, 70-73, 92-97].

4.1 Параметры сварки

Режимы сварки для соединения Cu-Ti были выбраны так, чтобы объединить их в группы. В каждой группе находятся образцы, близкие по подводимой энергии, то есть их границы раздела имеют приблизительно похожий вид. В предыдущей главе образцы для соединения Cu-Ta рассматривались в рамках интенсификации режима сварки при переходе от плоской границы к волнообразной. Для соединения Cu-Ti актуален вопрос о деталях перехода от плоской формы границы к квазиволновой, и от квазиволновой к волновой. Таким образом, для представленного соединения выбранные образцы незначительно отличались значениями подводимой энергии с каждым шагом. Более того, их энергии были сопоставимы, что позволяет тщательно изучить особенности границ раздела. Необходимо также отметить, что подобный подход позволил проверить эффективность метода фрактального анализа, о котором говорилось выше.

Параметры для сварных образцов соединения Cu-Ti (γ – угол соударения, V_k – скорость точки контакта) приведены в таблице 4.1:

Таблица 4.1 – Режимы сварки взрывом для соединения медь-титан

Режим	Угол соударения γ , град	Скорость точки контакта V_k , м/с
(1)	17.5°	1900
(1')	14.5°	1900
(2)	18.5°	2100
(2')	15°	2100
(3)	13°	2300
(4)	11°	2500
(4')	9°	2500
(5)	9.5°	2100
(5')	7.5°	2100

Изучались как двухслойные композиты медь-титан (образец (3)), так и трёхслойные композиты медь-титан-медь (все остальные). Трёхслойные композиты были получены

следующим образом: вначале сваривали медь-титан, затем полученный двуслойный композит сваривали с медью.

На рисунке 4.1 приведены на плоскости (γ ; V_k) указанные выше параметры. Нужно отметить, что точки на графике не упорядочены по принципу интенсификации режима сварки (как было для соединения медь-тантал), но лежат внутри окна свариваемости (кроме (5')).

На рисунке 4.2 представлена фазовая диаграмма для системы медь – титан [91].

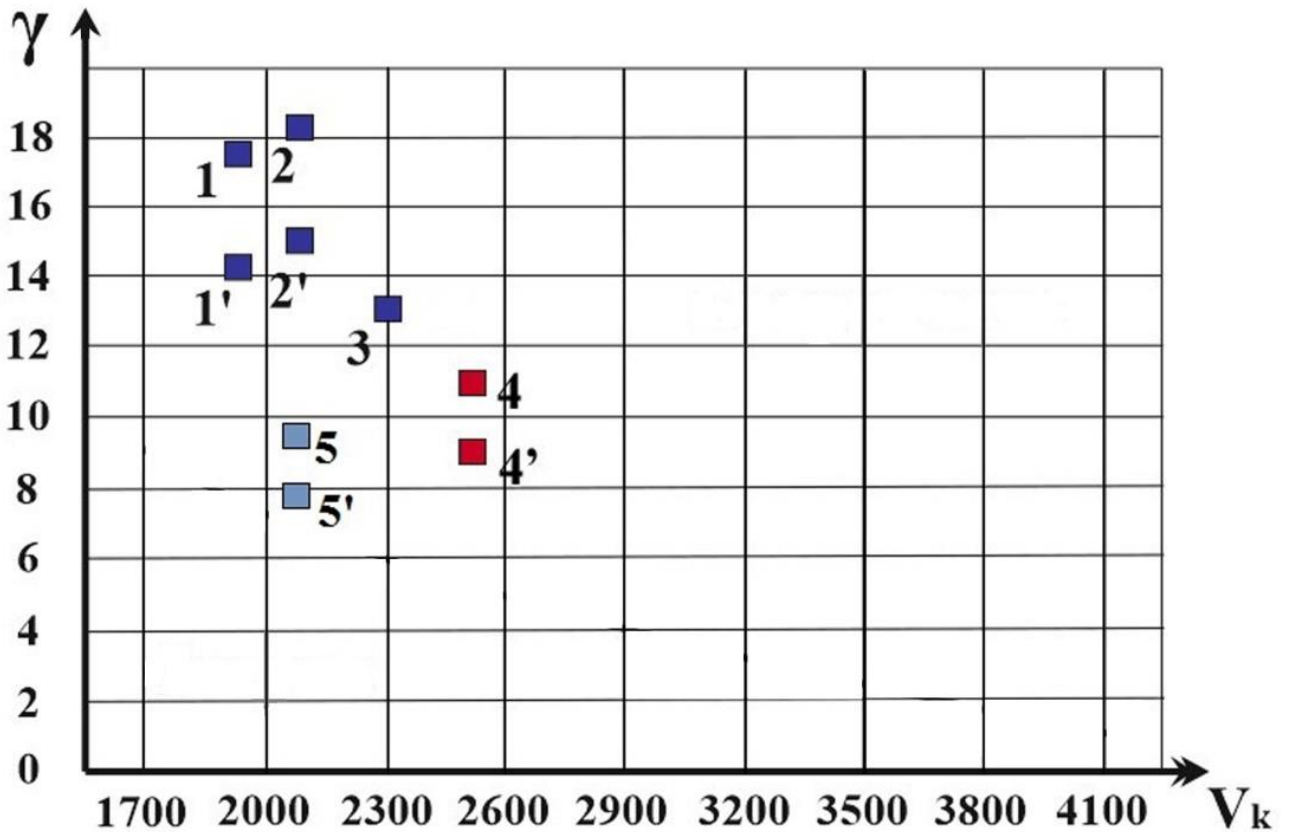


Рисунок 4.1 – Соединение медь-титан: параметры сварных образцов (γ - угол соударения, V_k - скорость точки контакта)

При выполнении исследований в работе использовались продольные и поперечные сечения образцов. При необходимости вытравливалась медь с целью получения рельефа поверхности титана.

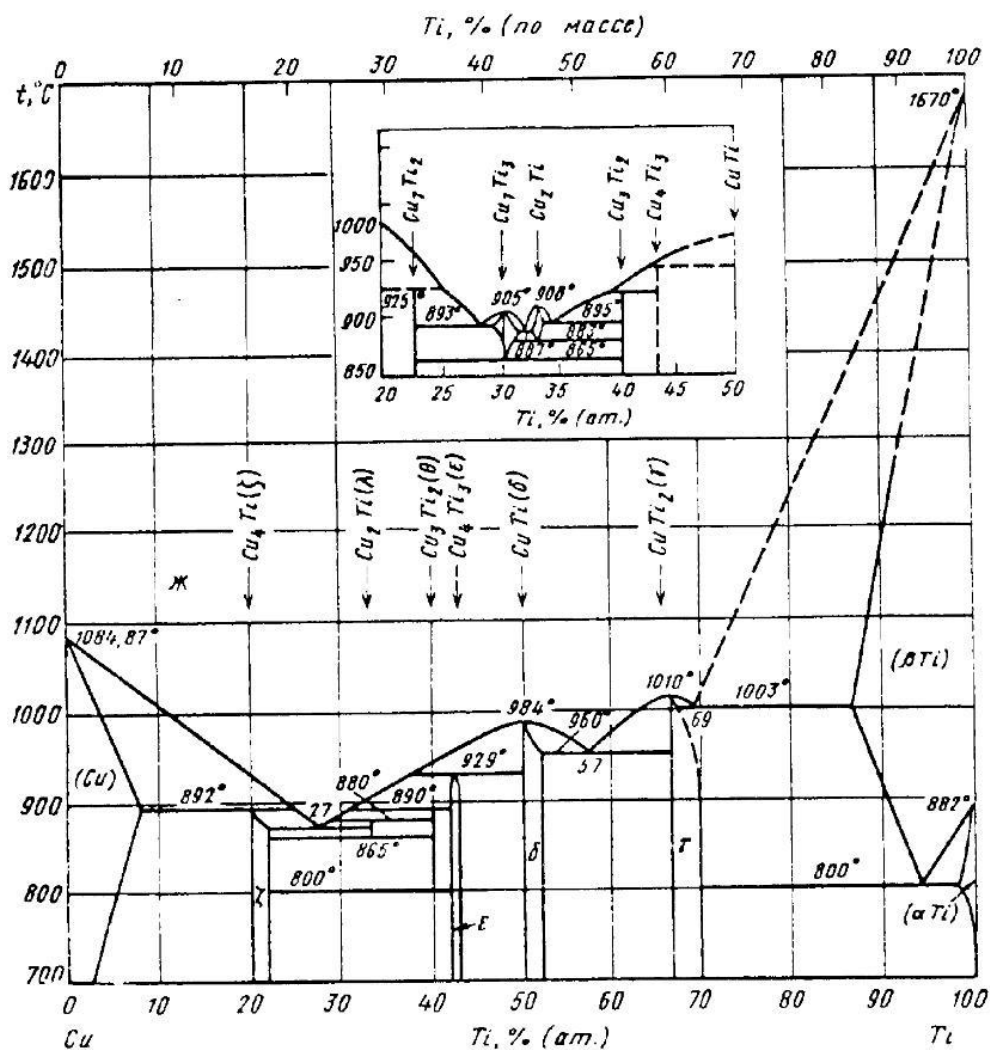


Рисунок 4.2 – Фазовая диаграмма медь-титан [91]

4.2 Экспериментальные результаты для сварного соединения Cu-Ti

Соединения, режимы сварки для которых приведены выше, можно разделить на три группы: плоская граница - (1'), (2'), (5); квазиволновая граница - (1), (2); волнообразная граница - (4'), (4), (3).

Плоская граница. На рисунке 4.3 приведены поперечные сечения поверхности раздела медь-титан: *a* – режим (1'), *б* – режим (2'), *в* – режим (5). Здесь и далее титан выглядит более тёмным, медь – более светлой. Для каждого из режимов период наблюдаемого рельефа определить невозможно, так как поверхность не является волнообразной. Высоты отдельных выступов сильно варьируются из-за нелинейности режимов при сварке взрывом. Поэтому нельзя точно установить разницу между интенсивностью этих режимов [71, 92].

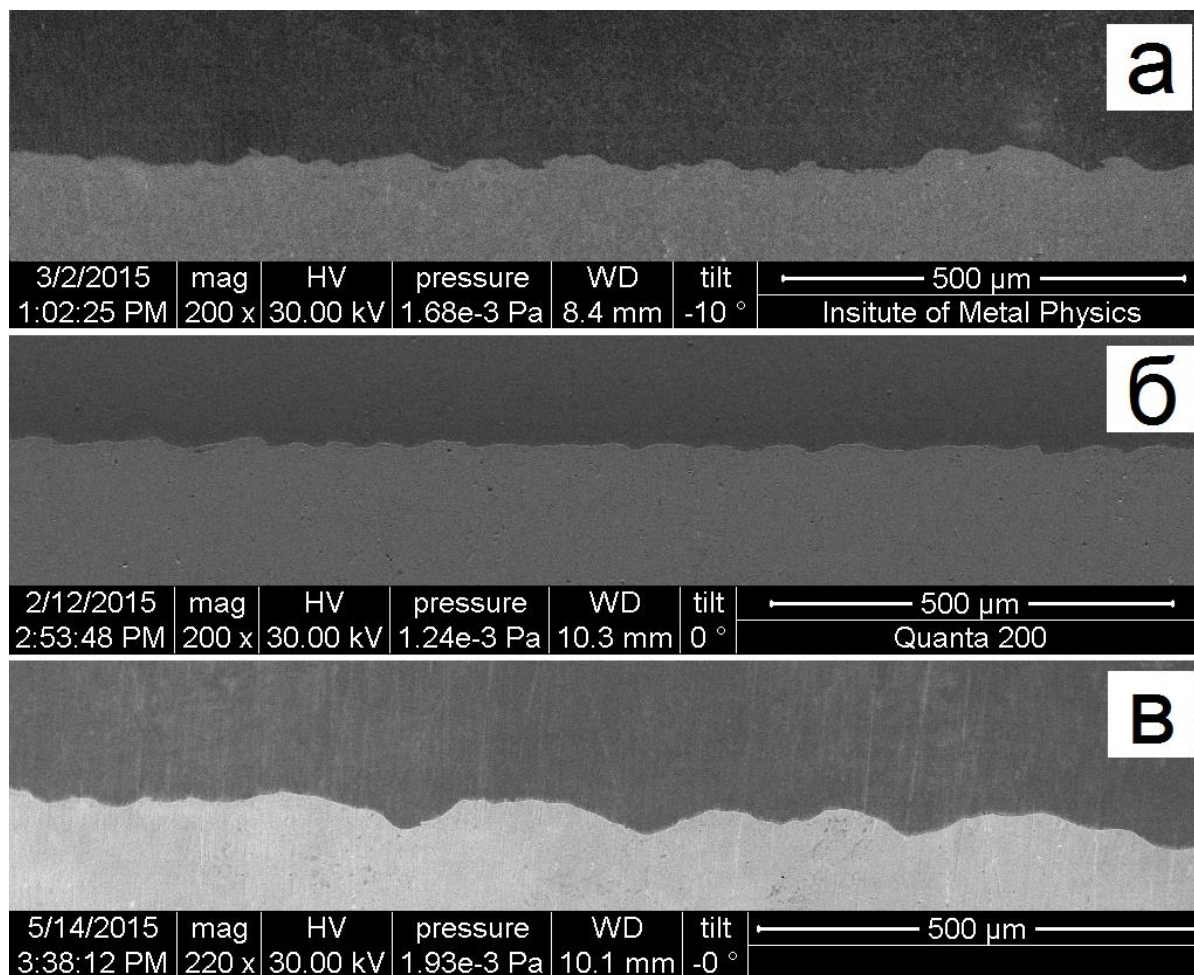


Рисунок 4.3 – Cu-Ti, плоская граница, поперечное сечение (СЭМ): *a* – режим (1'); *б* – режим (2'), *в* – режим (5) (светлые области соответствуют меди, тёмные – титану)

На рисунке 4.4 приведены изображения различных поверхностей титана (медь вытравлена): *a* - режим (1'), *б* - режим (2'), *в* - режим (5). Зоны расплава также подвергались травлению. В данных случаях на поверхности титана отчётливо видны всплески, подобные тем, что наблюдались для плоской границы сварного соединения Cu-Ta. Изображения поверхностей титана для всех трёх режимов подобны: плотно прижатые друг к другу выступы, которые выстраиваются в ряды, но волны при этом не образуются. Однако нужно отдельно выделить режим (5), рисунок 4.4, *в*. На этом рисунке красным цветом отмечена область, где высота всплесков резко увеличилась по сравнению с окружением. Такой перепад указывает на неустойчивость режима, и его близость к НГ окна свариваемости. Отсюда можно сделать вывод, что режимы (1'), (2') получены при более высокой подводимой энергии, чем (5).

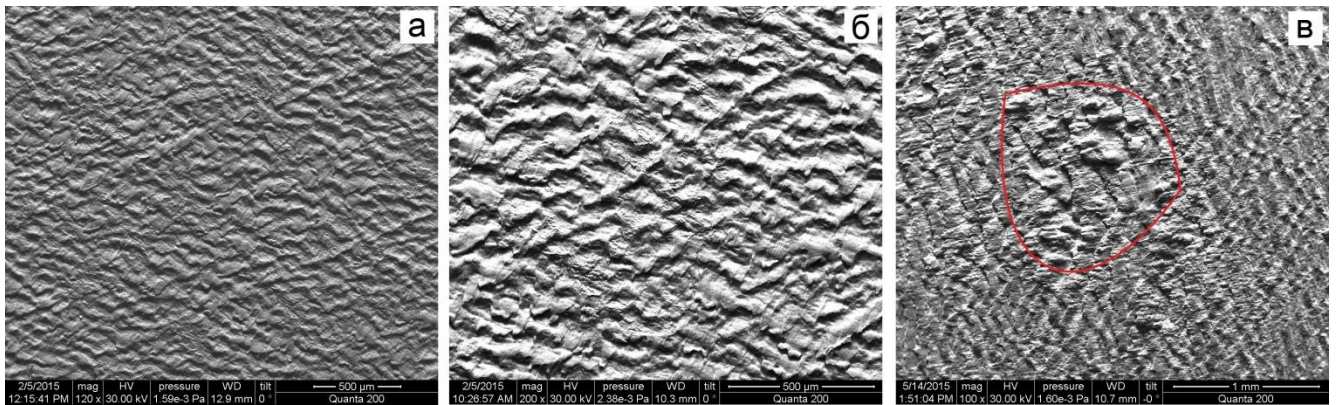


Рисунок 4.4 – Cu-Ti, плоская граница, медь вытравлена (СЭМ): *a* – режим (1'); *б* – режим (2'), *в* – режим (5)

На рисунке 4.5 представлено продольное сечение плоской границы для режима (2').

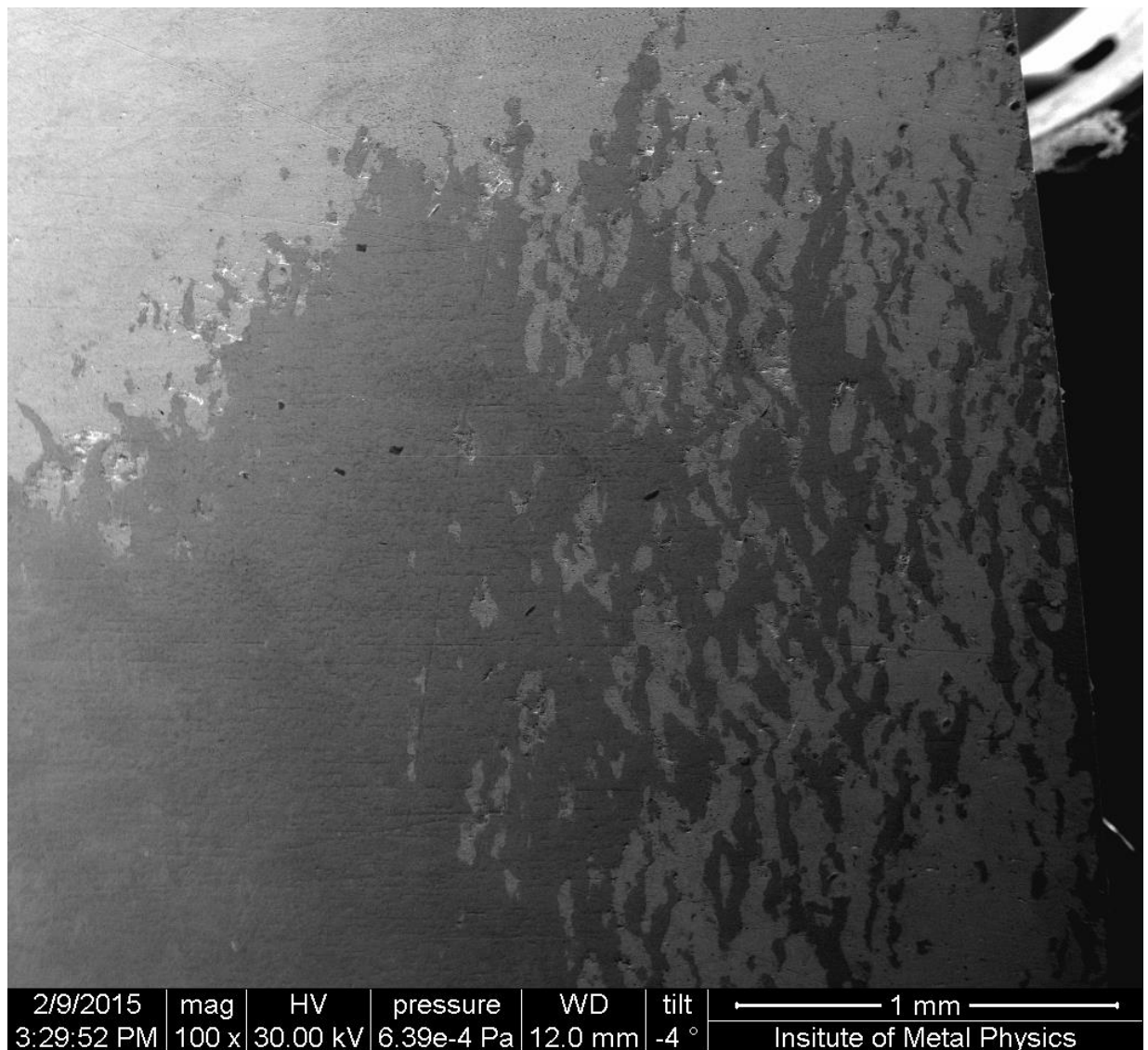


Рисунок 4.5 – Cu-Ti, плоская граница, продольное сечение (СЭМ), режим (2') (светлые области соответствуют меди, тёмные – титану)

Как и в случае плоской границы сварного соединения Cu-Ta, на рисунке 4.5 видны острова одного из металлов, полученные благодаря срезу отдельных всплесков. Надо заметить, что для соединений (1') и (5) подобных изображений микроструктуры не было получено. При получении образцов срез для продольного сечения не является идеально ровным: между срезом и плоскостью соединения двух материалов есть небольшой угол расхождения. Всплески обладают высотой порядка 25-50 мкм для режимов (1') и (5). Такой большой разброс в сочетании с небольшим углом расхождения плоскостей среза и соединяемых материалов создаёт смазанную картину, на которой не наблюдаются отдельные острова титана. Поскольку на рисунке 4.5 для режима (2') видны срезы всплесков, можно сказать, что этот режим обладает большей устойчивостью по сравнению с (1') и (5), а значит, находится ближе к центру окна свариваемости.

Зоны расплава, подобные тем, что наблюдались для плоской границы Cu-Ta, не были найдены для соединений (1'), (2'), (5) Cu-Ti.

Квазиволновая граница. На рисунке 4.6 приведены поперечные сечения поверхности раздела медь-титан: *а* – режим (1), *б* – режим (2). В отличие от плоской границы, описываемой выше, здесь уже наблюдается некоторая периодичность выступов, хотя заметно, что оба режима слабо варьируются по амплитуде. Для соединения (1) амплитуда составляет 50 ± 6 мкм, а длина волны - 180 ± 10 мкм. Соединения же (2) имеет амплитуду 40 ± 9 мкм и длину волны - 170 ± 20 мкм [93, 94].

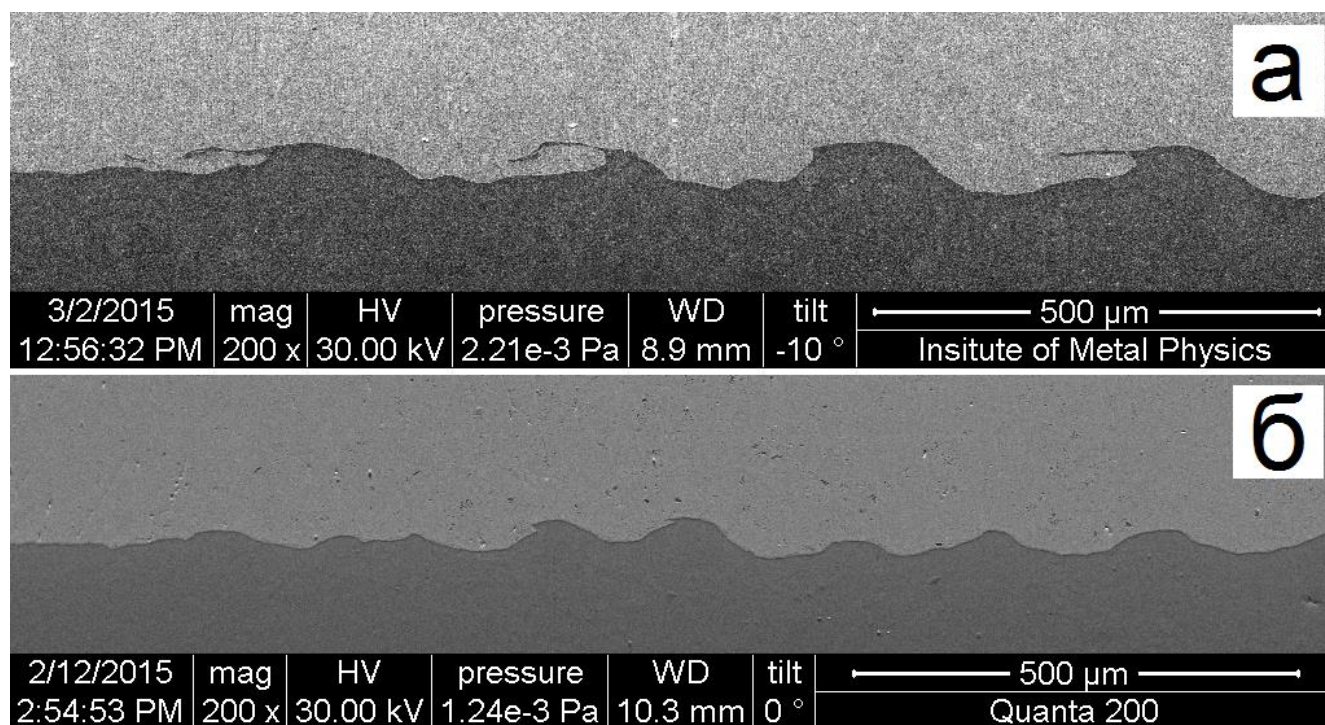


Рисунок 4.6 – Cu-Ti, квазиволновая граница, поперечное сечение (СЭМ): *а* – режим (1); *б* – режим (2) (светлые области соответствуют меди, тёмные – титану)

На рисунке 4.7 приведены различные поверхности титана: *a* - режим (1), *б* - режим (2). Медь вытравлена. В данном случае на поверхности видны всплески, однако, в отличие от режимов (1'), (2'), (5), эти всплески выстраиваются в ряды, образуя тем самым начальную форму волны. Места сбоя чередующихся полос, неустойчивость амплитуды, а также сильная изрезанность позволяет говорить о квазиволновой форме поверхностей. Тем не менее, данная форма сильно отличается от подобной для соединения Cu-Ta, где наблюдались сильные перепады периода волн, и даже были области участков со всплесками (рисунок 3.7).

На рисунке 4.8 представлены продольные сечения квазиволновой границы Cu-Ti: *a* - режим (1), *б* - режим (2). Вместо отдельных островов, для квазиволновой границы характерны полосы конкретного материала. Это означает, что срезалась уже волнообразная граница, а не отдельные выступы.

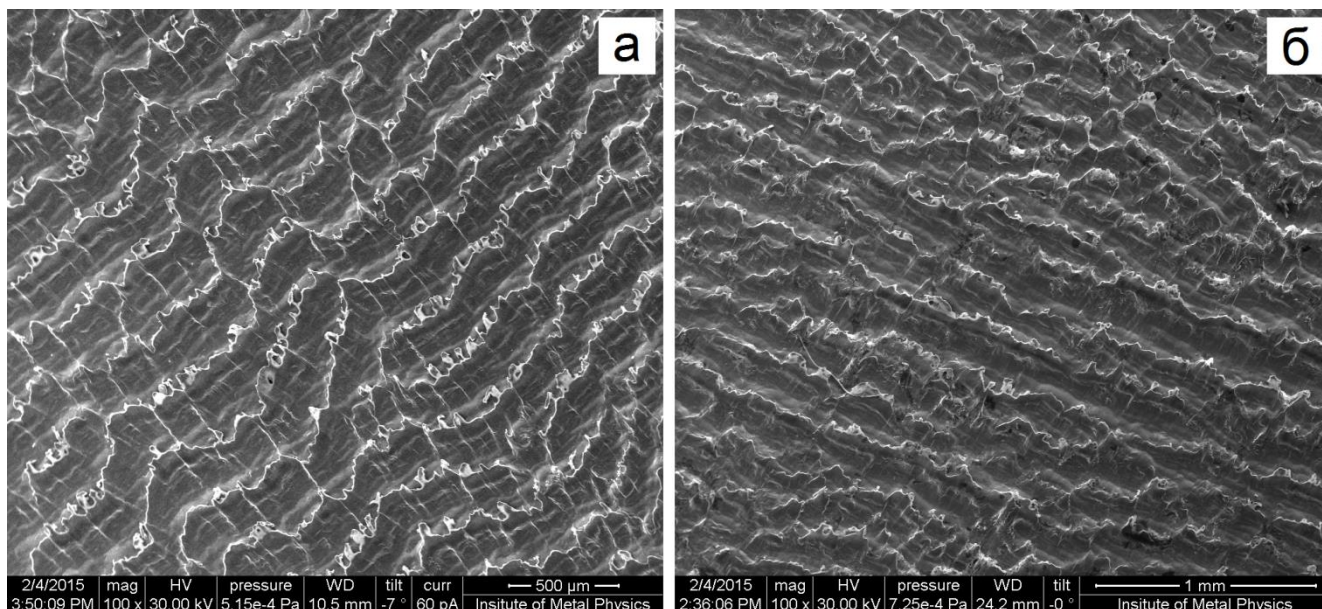


Рисунок 4.7 – Cu-Ti, квазиволновая граница, медь вытравлена (СЭМ): *a* – режим (1); *б* – режим (2)

Для квазиволновой границы, так же, как и для плоской границы, локальных зон расплава не наблюдалось. Причина такого поведения будет рассмотрена в дальнейшем.

Необходимо отметить, что принципиальных отличий между соединениями (1) и (2) обнаружено не было. Это означает, что данные режимы близки с точки зрения энергии, подводимой при сварке. Однако из графика зависимости угла соударения от скорости точки контакта можно сделать вывод, что режим (2) обладает большей подводимой энергией, чем режим (1).

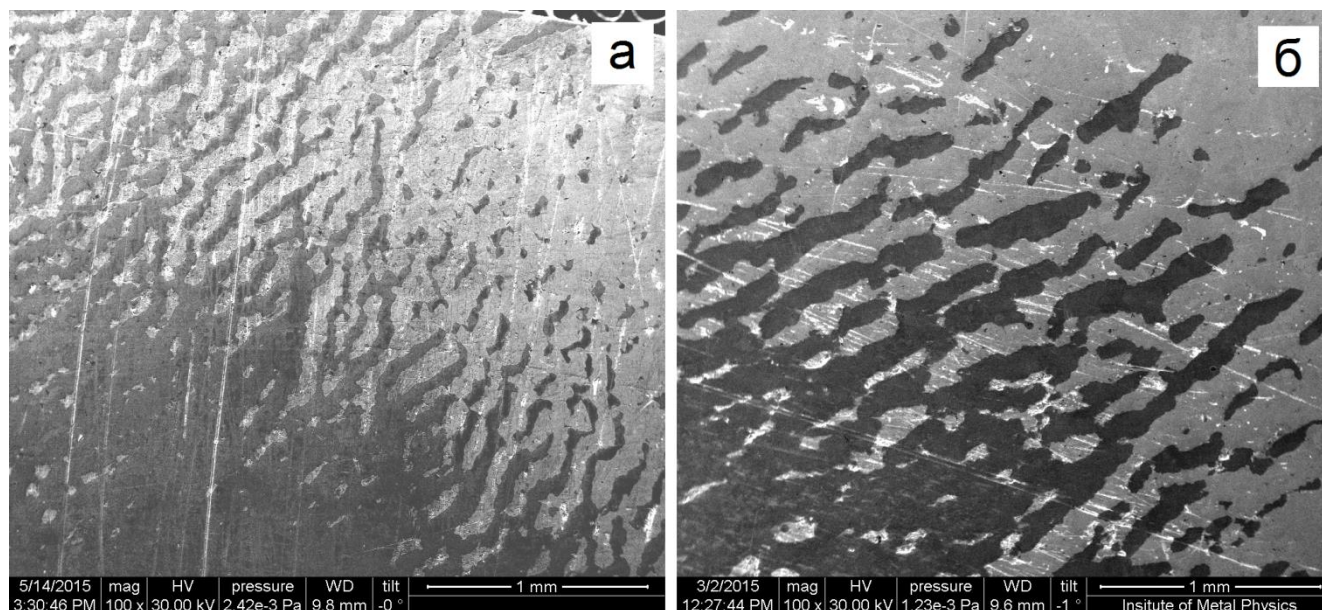


Рисунок 4.8 – Cu-Ti, квазиволновая граница, продольное сечение (СЭМ): *а* – режим (1); *б* – режим (2) (светлые области соответствуют меди, тёмные – титану)

Волнообразная граница. На рисунок 4.9 приведены поперечные сечения поверхности раздела медь-титан: *а* – режим (4), *б* – режим (4'), *в* – режим (3). В данных случаях наблюдается строгая волнообразная граница, хотя параметры волн для каждого из трёх случаев различны. Для соединения (4') амплитуда составляет 75 ± 8 мкм, период волны 310 ± 15 мкм. Для соединения (4) амплитуда составляет 150 ± 10 мкм, период волны 610 ± 30 мкм. Соединение же (3) имеет амплитуду 150 ± 7 мкм и период волны 450 ± 19 мкм [94].

Нужно отметить, что исходя из параметров волн, режим (4') обладает самой небольшой подводимой энергией, тогда как режимы (4) и (3) довольно близки. Можно выделить период для соединения (3), который в полтора раза меньше, чем для (4), хотя амплитуды у них одинаковые.

На рисунке 4.10 приведены различные поверхности титана: *а* – режим (4), *б* – режим (4'), *в* – режим (3). Медь вытравлена. Волны для соединения Cu-Ta представляли собой цельную поверхность (рисунок 3.10). Однако, для соединения Cu-Ti, как видно из рисунка 4.10, *а* и рисунка 4.10, *б*, волны состоят из выступов. Таким образом, волнообразная граница для соединения Cu-Ti фрагментирована. Можно полагать, что причиной такого поведения интерфейса поверхности раздела служат особенности зон расплава, о которых будет идти речь в следующем разделе.

Для соединения (4') (рисунок 4.10, *б*) заметны разрывы в волнах, тогда как для соединения (4) (рисунок 4.10, *а*) наблюдается более совершенная поверхность. Ещё более качественная волна наблюдается для соединения (3) (рисунок 4.10, *в*), в ней практически нет разрывов. Однако фрагментированный характер волны по-прежнему сохраняется.

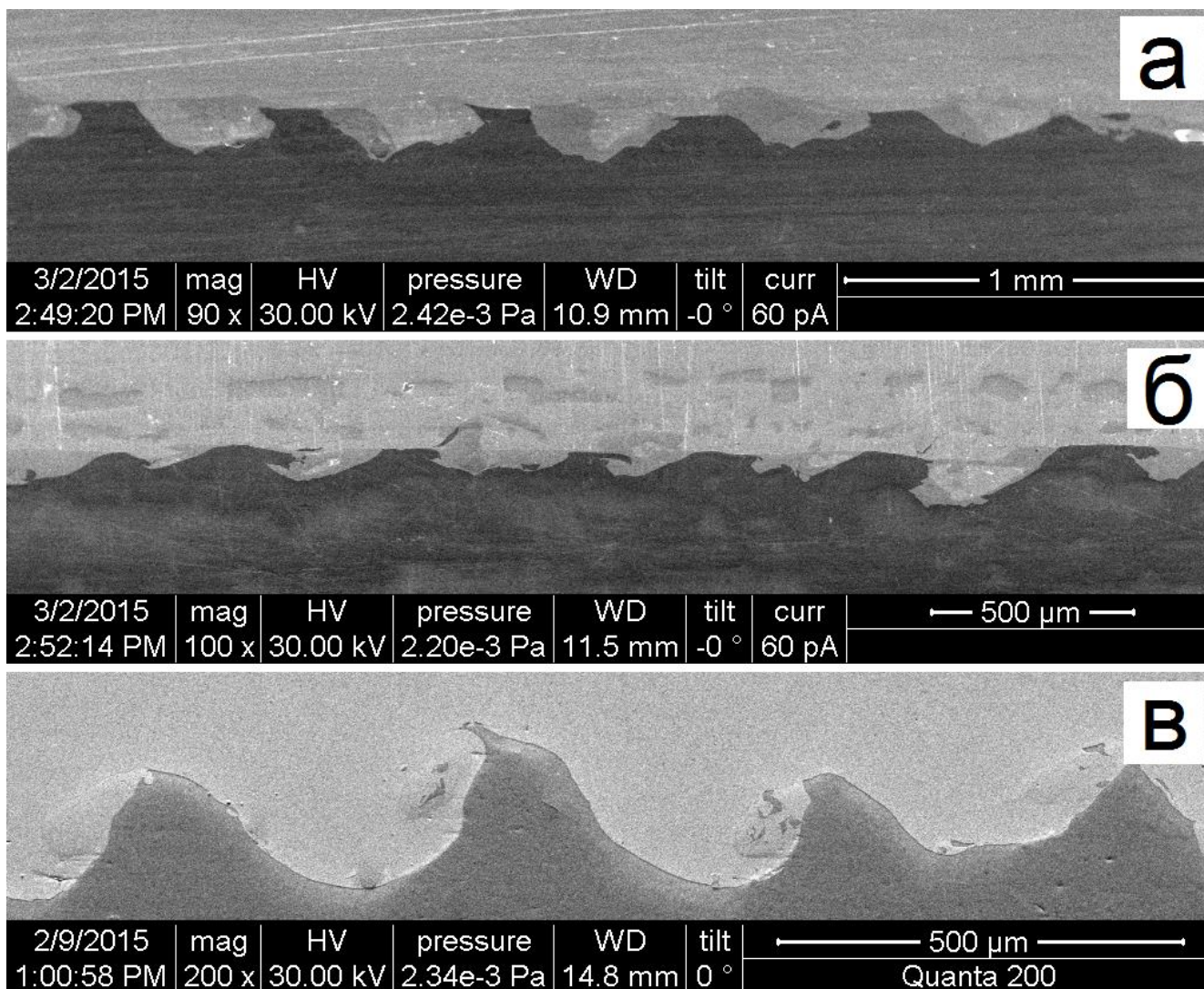


Рисунок 4.9 – Cu-Ti, волнообразная граница, поперечное сечение (СЭМ): *a* – режим (4); *б* – режим (4'), *в* – режим (3) (светлые области соответствуют меди, тёмные – титану)

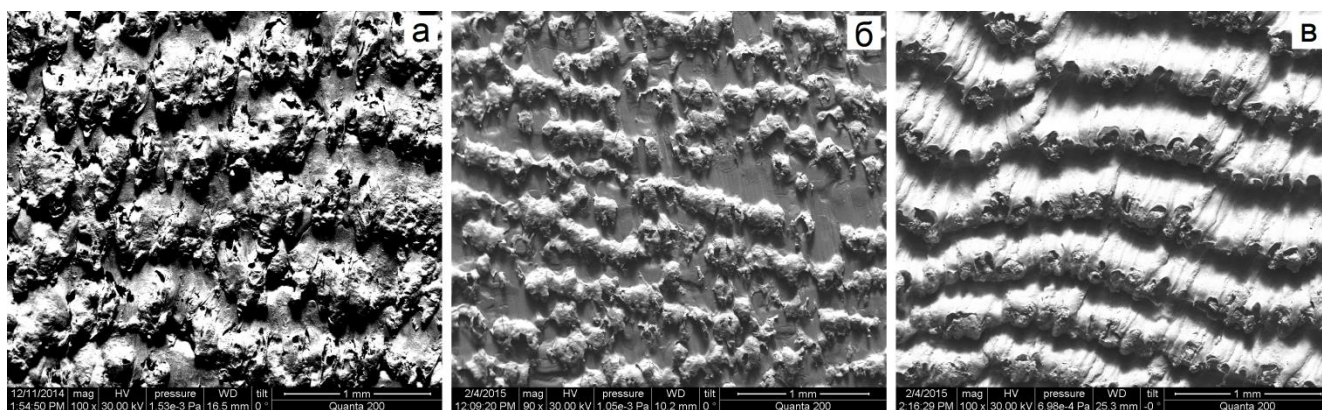


Рисунок 4.10 – Cu-Ti, волнообразная граница, медь вытравлена (СЭМ): *a* – режим (4); *б* – режим (4'), *в* – режим (3)

Интенсивность режимов сварки для соединений (4), (4'), (3), исходя из рисунка 4.9 и рисунка 4.10, выглядит следующим образом. Самый низкий режим (4'): низкая амплитуда волны. Следующий режим (4): интерфейс хоть и волнообразный, однако обладает разрывами. Самый энергетически высокий режим (3).

На рисунке 4.11 представлены продольные сечения волнообразной границы Cu-Ti: *a* – режим (4), *б* – режим (4'), *в* – режим (3). Как обычно, для волнообразной границы в продольном сечении наблюдаются параллельные полосы (тёмные полосы – титан, светлые – медь). Для соединения (4') набор полос не такой совершенный, что лишь подтверждает выводы об интенсивности режимов. Важной особенностью данных режимов является то, что здесь впервые для соединения Cu-Ti обнаружены зоны локального расплавления (серый цвет), которые занимают довольно большой объём, особенно для соединения (4) (рисунок 4.11, *a*).

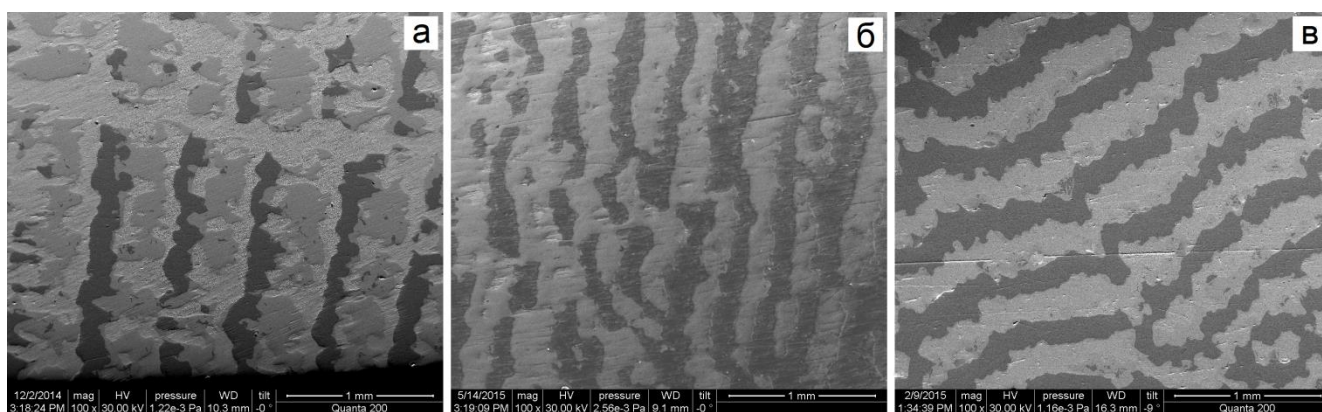


Рисунок 4.11 – Cu-Ti, волнообразная граница, продольное сечение (СЭМ): *a* – режим (4); *б* – режим (4'), *в* – режим (3) (светлые области соответствуют меди, тёмные – титану)

Режим ниже НГ. На рисунке 4.12 приведены поперечные сечения поверхности раздела трёхслойного композита медь-титан-медь. Сверху представлен режим (5'), снизу – режим (5). Сначала кажется, что режим (5') обеспечивает образование сварного соединения, однако при попытке получения продольного сечения образец разваливается. Таким образом, данный режим лежит около окна свариваемости, но несколько выше него. Как уже описывалось ранее, режим (5) имеет рельеф в виде плоской границы, но весьма неустойчивой. То есть, данное соединения находится чуть выше НГ. Таким образом, кривая $\gamma-V_k$, определяющая НГ окна свариваемости, будет проходить (рисунок 4.1) между точками, соответствующими режимам (5), (5'). Можно предположить, что при движении в сторону уменьшения V_k кривая уйдёт резко вверх, так чтобы НГ проходила вблизи режимов (1'), (2'), для которых наблюдается плоская граница.

Необходимо отметить ещё одну особенность поверхности раздела для соединения (5'). На рисунке 4.12, *a* видно, что режимы (5) и (5') отличаются незначительно. Амплитуды

выступов примерно одинаковые, наблюдаются даже более высокие максимумы у (5'). Однако на рисунке 4.12, б ситуация резко меняется. Для соединения (5'), сварной шов которого представлен на верхней части изображения, выступы пропадают. Появляется практически гладкая поверхность. Так происходит по всей плоскости раздела. То есть рельеф соединения (5') обладает областями, где уже начали зарождаться выступы и даже образовались всплески. Именно за счёт этих областей происходит первичное сцепление материала. Однако большее количество объёма в переходной зоне составляет гладкая поверхность, из-за которой при некотором внешнем воздействии образец разваливается.

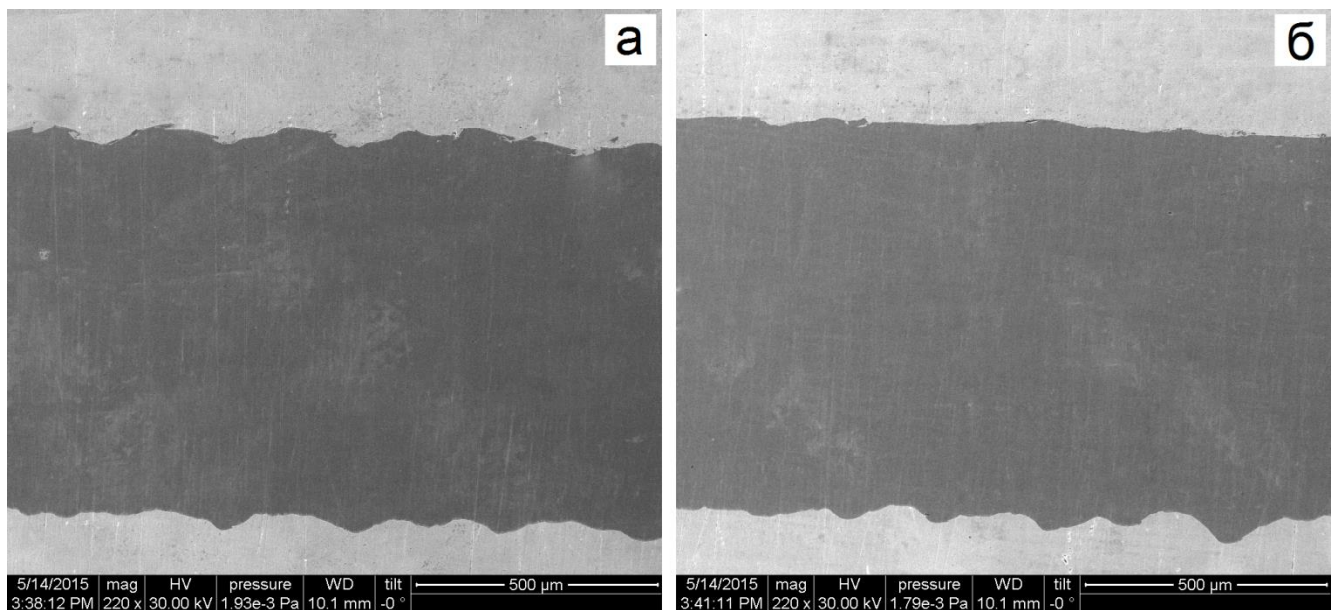


Рисунок 4.12 – Cu-Ti, плоская граница, поперечное сечение для соединений (5), (5') (светлые области соответствуют меди, тёмные – титану)

4.3 Зоны расплава; образование интерметаллидов

Микроструктурная зона локального расплавления наблюдалась для соединений медь-тантал в [86]. В этом случае матрица образована расплавленной (затем застывшей) медью, содержащей не испытавшие расплавления частицы тантала. Частицы в случае плоской границы имеют размеры порядка нанометров. Различия в структуре зон локального расплавления для соединений медь - титан и медь - тантал заключается в следующем. Во-первых, вместо частиц тантала, наблюдаемых в соединении Cu-Ta, в соединении Cu-Ti наблюдаются кластеры или интерметаллические частицы. Во-вторых, вместо расплава меди наблюдается твёрдый раствор титана в меди, хотя и слабой концентрации.

Для всех исследуемых соединений медь-титан предполагалось найти зоны локального расплавления как для плоской, так и для волнообразной границы, аналогично тому, что

наблюдалось для сварной пары медь-тантал (рисунок 3.6.). Однако, для Cu-Ti в случае плоской границы ((1'), (2'), (5)) не были обнаружены отчётливо наблюдаемые зоны расплава.

Для квазиволновой границы (2) была найдена некая переходная зона, где концентрации меди и титана постепенно меняются (рисунок 4.13). На данном изображении представлено продольное сечение образца (2), который подвергался незначительному травлению для выявления зон расплава (рисунок 4.13, а). После того, как на поверхности не было найдено переходных областей, как в случае Cu-Ta, с помощью лазера была удалена небольшая часть рельефа (рисунок 4.13, б). Поскольку материал вырезался перпендикулярно продольному сечению, удалось получить наглядный пример поперечного сечения соединения (2) (рисунок 4.13, в). На нём наблюдается серая полоса, состав материалов которой представлен на рисунке 4.13, г. Основываясь на этих данных, можно сказать, что данная полоса является переходной зоной, так как в ней наблюдаются оба свариваемых материала. Однако, в отличие от Cu-Ta, где даже для плоской границы размеры зон расплава были соизмеримы с размерами выступов тантала (рисунок 3.15), для соединения Cu-Ti толщина переходной зоны составляет величину порядка 700 нм.

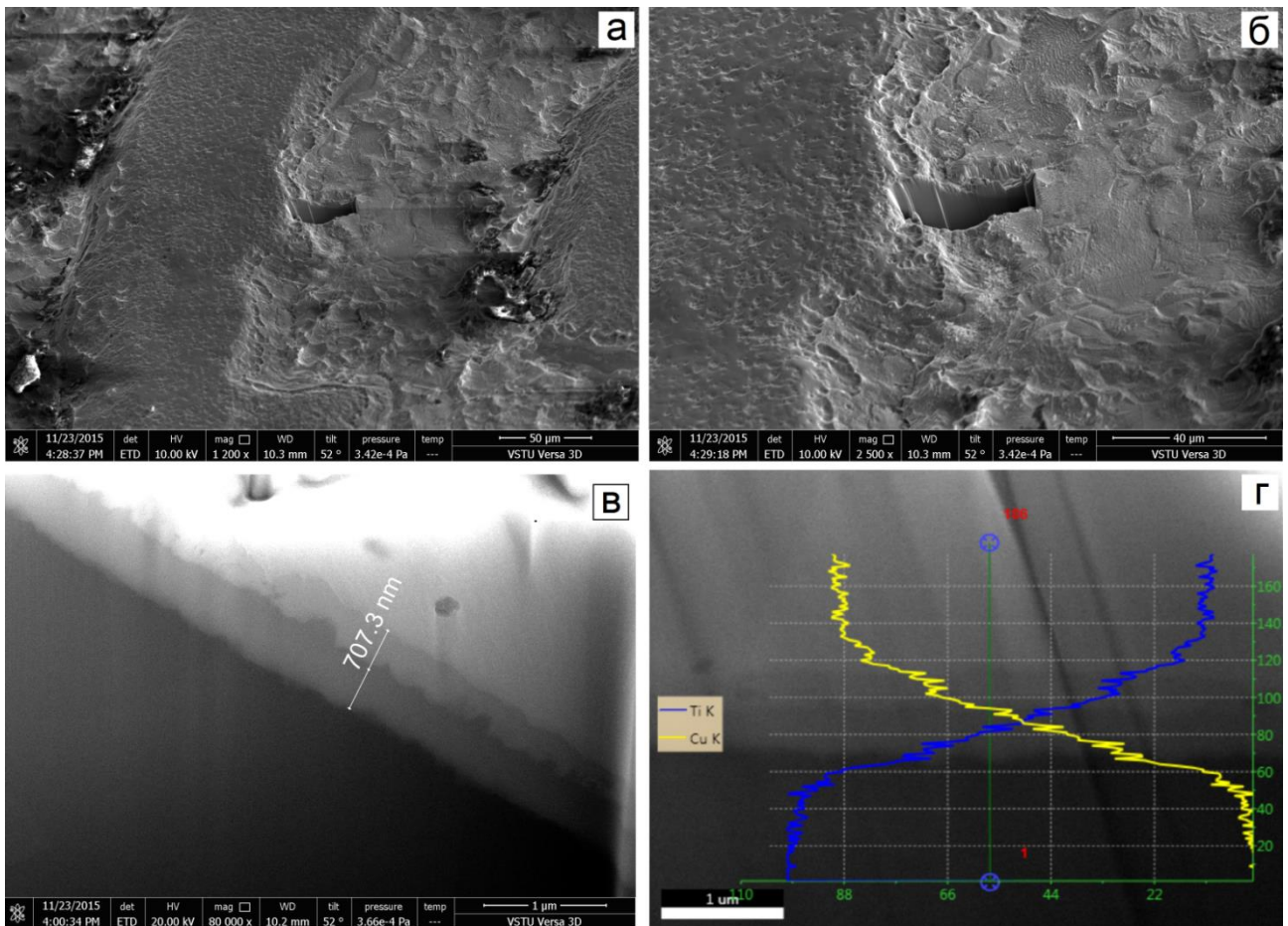


Рисунок 4.13 – Граница раздела для соединения Cu-Ti (СЭМ): а, б – продольное сечение, в – поперечное сечение, д – химический анализ зоны перемешивания

Причиной отсутствия зон расплава на начальном этапе эволюции микроструктуры сварного соединения Cu-Ti может служить недостаточная твёрдость титана в отличие от тантала. Более подробный анализ подобных расхождений будет проведен в дальнейшем.

Начиная с режима (4'), в соединения Cu-Ti возникают зоны локального расплавления, что подтверждает химический анализ [95]. Особенно заметны данные зоны на продольном сечении образцов (3) и (4) (см. рисунок 4.15, а и рисунок 4.11, а соответственно). Волны для соединений медь-титан формируются из выступов, как и в случае медь-тантал. Однако здесь особенности зон расплава кардинальным образом сказываются на структуре волны. Как было показано в главе 3, для соединений медь-тантал вначале возникают выступы, потом выступы и волны, потом одни волны. Для соединений же медь-титан при образовании волн выступы не исчезают (рисунок 4.10). Волна представляет собой плотную упаковку прижатых друг к другу выступов, вершины которых изрезаны [96]. Причина подобного поведения может заключаться в том, что титан, в отличие от тантала, при высокой интенсивности режима сварки расплавляется и становится частью переходной зоны. Эти зоны, в свою очередь, мешают сформировать монотонную волну, подобной той, которая наблюдалась для соединения Cu-Ta.

Ещё одной отличительной чертой соединений Cu-Ti, обладающих волнообразной границей раздела ((4), (3)), является вихревая структура зон локального расплавления [98]. Для соединения (4) на рисунке 4.14, а представлена зона локального расплавления, внутри которой отчётливо видны неидеальные вихри. Также надо отметить, что внутри зоны расплава нечётко, но всё же прослеживаются отдельные частицы, которые предположительно являются частицами интерметаллидов. Подобное поведение системы обусловлено взаимной растворимостью меди и титана. Дифрактограмма, соответствующая соединению (4), приведена на рисунке 4.14, б. Наблюдаемые линии соответствуют интерметаллиду Cu_3Ti .

На рисунке 4.15, а представлено продольное сечение для соединения (3). Как описывалось ранее, на подобном сечении хорошо заметны полосы меди и титана, а также зоны локального расплавления. Увеличивая участок, выделенный чёрным квадратом на рисунке 4.15, а, получаем рисунок 4.15, б, в, где заметен вихревой характер данной зоны расплава. Таким образом, результаты для соединений (3) и (4) совпадают. Однако, для более интенсивного с точки зрения закачиваемой энергии соединения (3) гораздо лучше видны интерметаллические частицы, «облепившие» вихревую структуру зоны расплава (рисунок 4.15, з). Большинство частиц имеют сглаженную форму [99].

Чтобы удостовериться, что частицы, наблюдаемые внутри зоны расплава для образца (3), являются интерметаллидами, соединения было нагрето до 500 °C (рисунок 4.16).

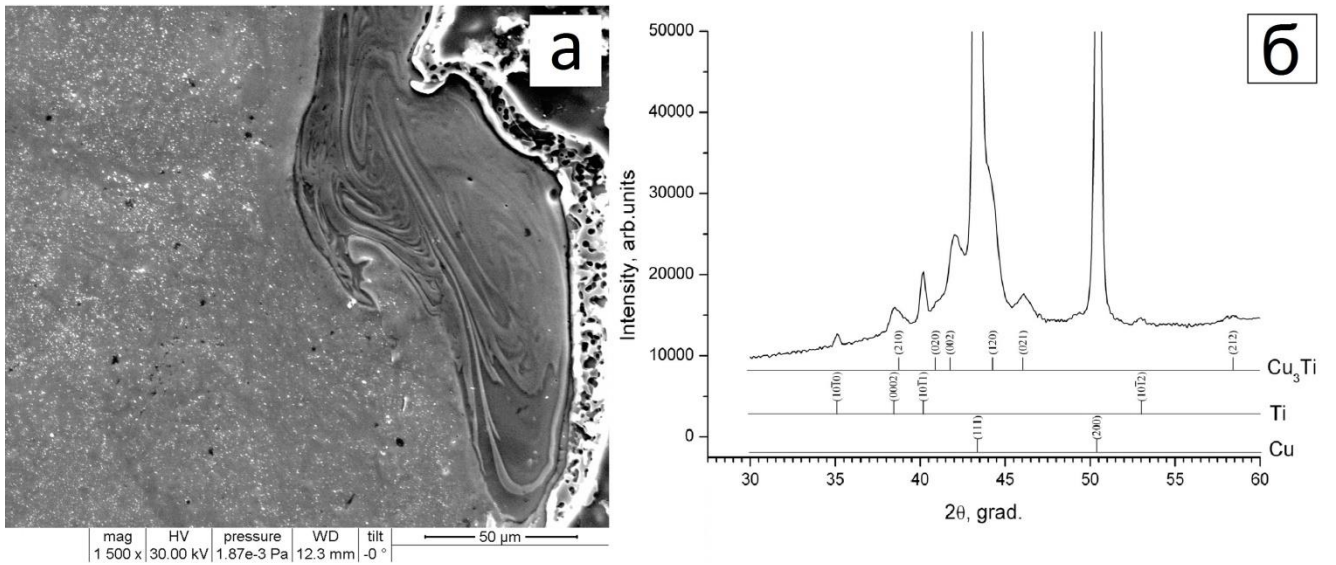


Рисунок 4.14 – Зона локального расплавления для соединения (4): *a* – поперечное сечение (СЭМ), *б* – дифрактограмма

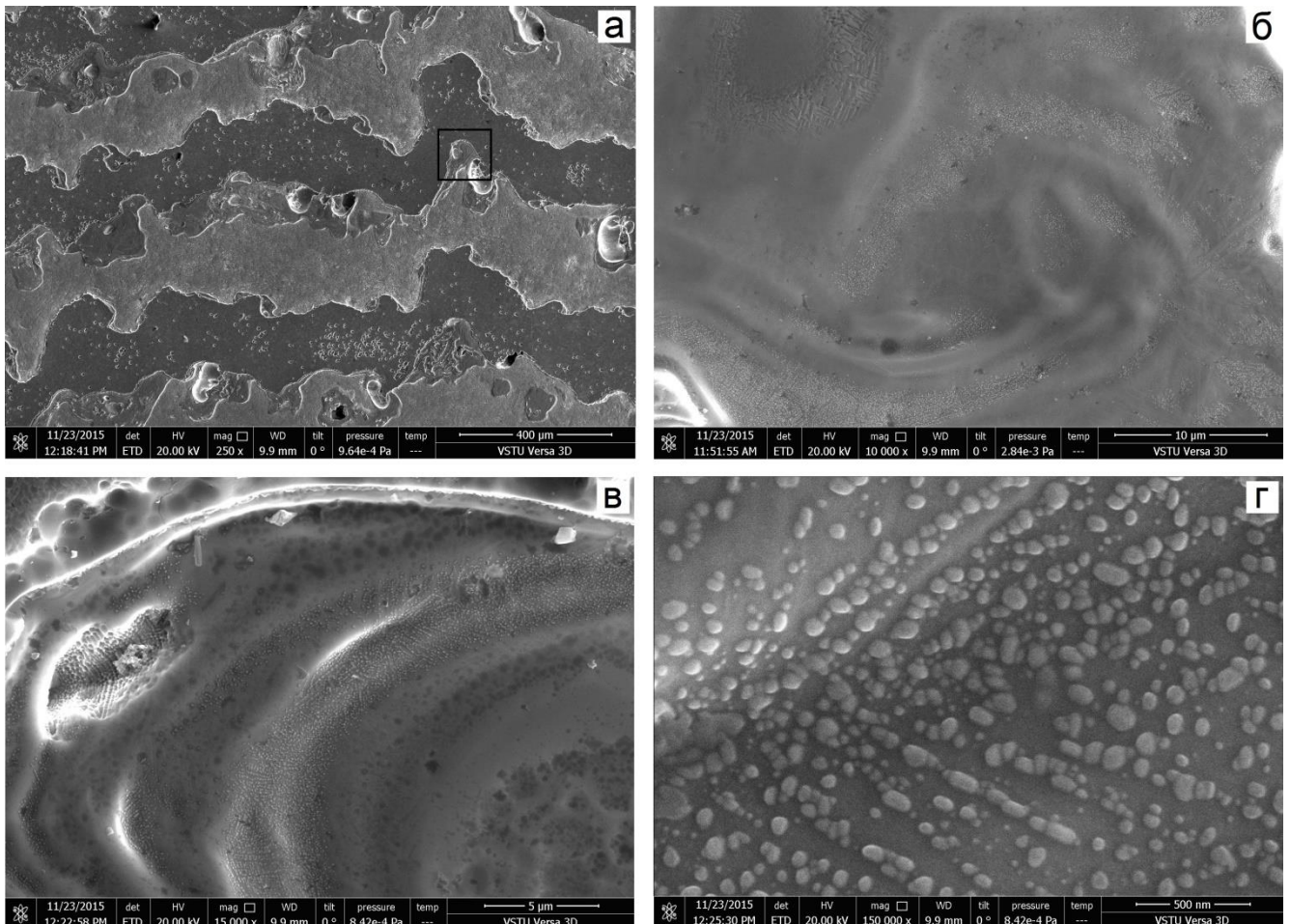


Рисунок 4.15 – Продольное сечение для соединения (3): *a* – волнообразная граница, *б*, *в* – вихревая структура зоны расплава, *г* – частица кластеров интерметаллидов

Дополнительная приставка для сканирующего электронного микроскопа позволила наблюдать видоизменение частиц со временем. На рисунке 4.16 представлена эволюция частиц от первоначально круглых (рисунок 4.16, *а*) к вытянутым частицам, обладающим гранями (рисунок 4.16, *е*). Период нагрева – это разница между временем, указанным на снимках. Возникновение огранки является свидетельством превращения кластеров в интерметаллиды. Вакуум в микроскопе - не идеальный, поэтому слева на рисунке 4.16 видно, как постепенно образец покрывается оксидной плёнкой, которая, в конце концов, полностью закрывает интерметаллические частицы. Таким образом, удалось наблюдать изменение формы частиц до определённого предела.

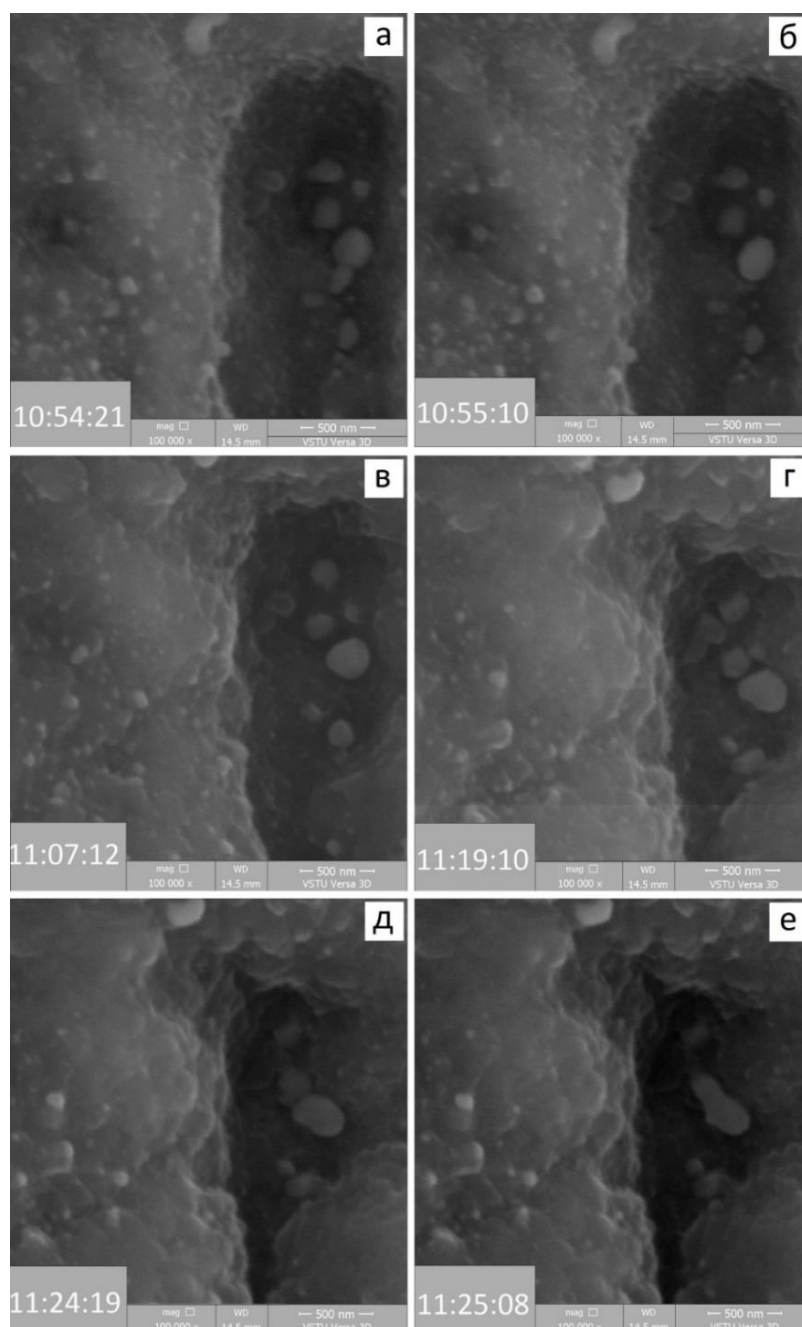


Рисунок 4.16 – Зона расплава соединения (3), изменение формы частицы при нагреве на 500 °С

Кроме выявления факта существования и локализации интерметаллических частиц, был определён их состав. Для этого использовался метод рентгеноструктурного анализа, который показал в случае режима **(3)** (без нагрева) пики следующих фаз: медь, титан, Cu_3Ti (рисунок 4.17, *а*). Для режима **(3)** при отжиге $500\text{ }^\circ\text{C}$ в течение 1 ч (рисунок 4.17, *б*) наблюдались следующие пики: медь, титан, CuTi , Cu_4Ti . При сопоставлении расчётной и экспериментальной дифрактограмм была выявлена ещё одна фаза: Ti_2Cu_3 .

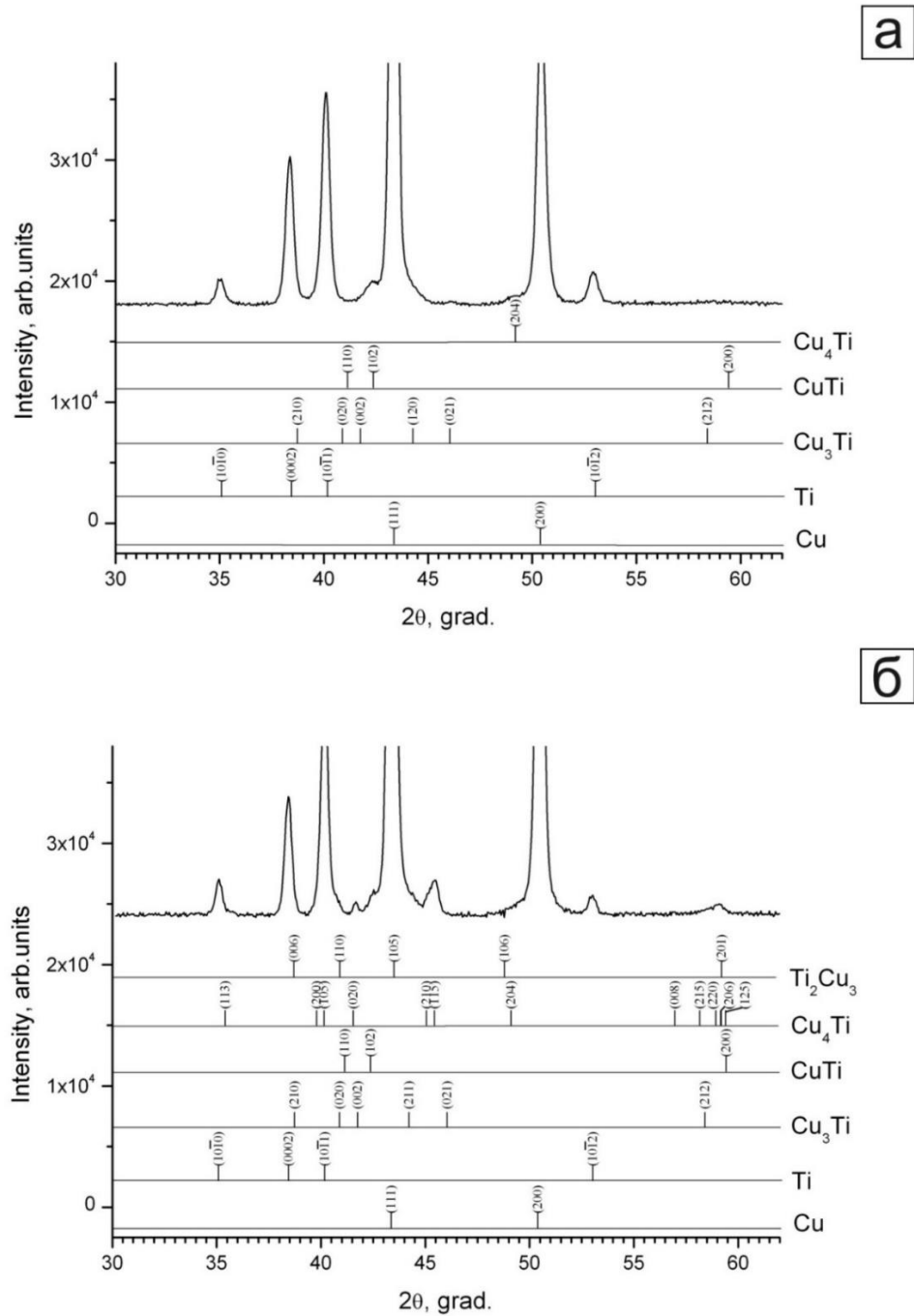


Рисунок 4.17 – Дифрактограмма образца **(3)**: *а* – без отжига, *б* – отжиг при температуре $500\text{ }^\circ\text{C}$

Таким образом, после часового нагрева образца при 500 °С пики фазы Cu_3Ti исчезают, и появляются пики Cu_4Ti и Ti_2Cu_3 . Учитывая выводы работ [100, 101], можно сказать, что полученный результат – закономерен.

Учитывая всё вышесказанное, можно отметить, что *зонами риска* для соединения Cu-Ti можно считать образование интерметаллидов на поверхности раздела двух материалов. Однако действительно опасными данные интерметаллиды являются при интенсификации режима сварки, когда частицы образуют сплошные или почти сплошные объёмы данной фазы, которые сами по себе весьма хрупкие. Надо отметить, что небольшие вставки зон расплава, где находятся интерметаллические частицы, не несут такой угрозы, одновременно забирая на собственное формирование часть подводимой энергии, то есть являются каналами для её диссипации.

4.4 Фрактальное описание поверхности раздела для соединения Cu-Ti

Как уже отмечалось ранее, в главе 3, с помощью фракталов можно описывать переходные зоны для сварных материалов. Были предложены два метода, способные решать подобную задачу [69]: метод «островов», подходящий для плоской границы; метод «береговых линий», подходящий для волнообразной границы. Однако мы ограничились одним методом, чтобы иметь возможность сравнивать все режимы (при фиксированных исходных материалах) и установить, каким образом меняется фрактальная размерность при интенсификации режима сварки. Довольно быстро стало очевидно, что метод «островов» никак не подходит для волнообразной границы, так как продольный срез для такой поверхности представляет собой полосы, то есть незамкнутые фигуры. В то же время метод «береговой линии» пригоден для анализа изрезанности любой поверхности, и он не несёт таких жёстких ограничений по геометрии среза. Таким образом, именно с помощью метода «береговой линии» были рассчитаны фрактальные размерности для различных режимов соединения Cu-Ti.

В главе 3 был предложен фрактальный подход для изучения рельефа сварных соединений. В настоящей главе, в случае Cu-Ti, для каждого режима находится фрактальная размерность в соответствии с подводимой энергией. Анализ начинается с плоской границы, а затем рассматриваются всё более интенсивные энергетические режимы.

На рисунке 4.18, а представлено продольное сечение соединения (2'), а на рисунке 4.18, б - то же самое продольное сечение, подготовленное для расчета фрактальной размерности. Как уже говорилось выше, продольные сечения для других плоских границы ((1'), (5)) не получились из-за неустойчивости режима вблизи НГ. Фрактальная размерность для соединения (2'): $D_{(2')} = 1.38 \pm 0.02$. Аналогичным образом на рисунке 4.18, в, г и рисунке 4.18, д, е

представлены продольные сечения для соединений (1) и (2) соответственно. Получены следующие фрактальные размерности: $D_{(1)}=1.32 \pm 0.03$, $D_{(2)}=1.35 \pm 0.02$.

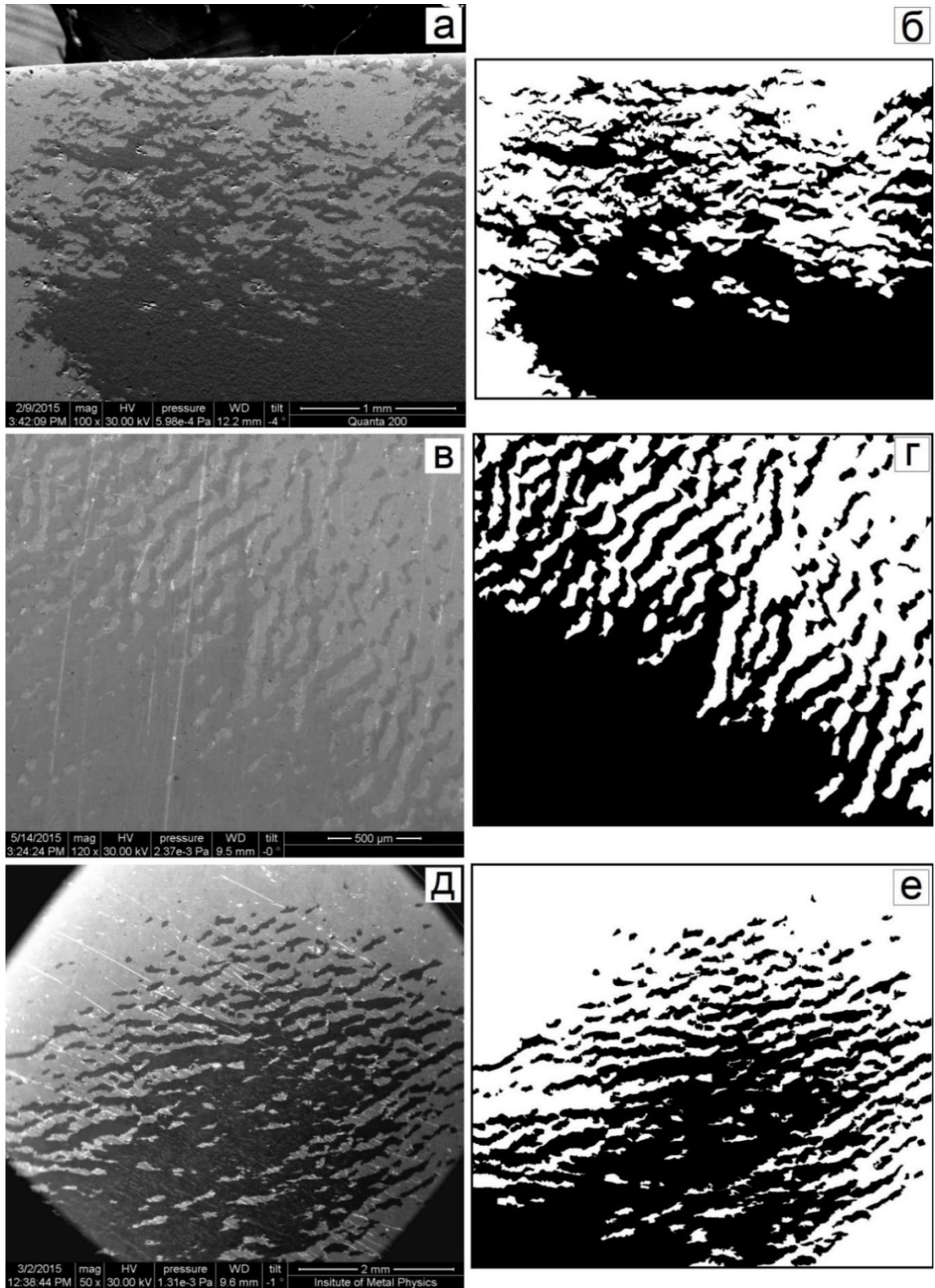


Рисунок 4.18 – СЭМ изображение продольного сечения: *a, б* – соединения (2'), *в, в* – соединение (1), *д, е* – соединение (2)

Нужно отметить, что плоская граница (2') обладает максимальной фрактальной размерностью. С интенсификацией режима сварки фрактальная размерность падает (см. соединения (1) и (2)). Подобное поведение интерфейса поверхности, на первый взгляд, кажется противоречащим здравому смыслу. Фракталы описывают избыточную площадь тонкой структуры, то есть одни из возможных каналов диссипации подводимой энергии. А значит, чем больше подводимая энергия, тем больше должна быть фрактальная размерность. Почему же это не так? Для ответа на этот вопрос, нужно иметь в виду, что фрактальность – безразмерный параметр, не учитывающий величину анализируемой поверхности. Амплитуда квазиволн для соединений (1) и (2) составляла порядка 50 мкм, тогда как высота всплесков колебалась между 25-50 мкм для соединения (2'). Таким образом, шероховатость (фрактальную размерность) для квазиволновой границы нужно распределить по большему объёму материала, чем для плоской границы. Ещё одна возможная причина понижения фрактальной размерности при интенсификации режима сварки будет рассмотрена в следующем параграфе.

Внутри группы квазиволновых границ также имеются некоторые особенности. Исходя из расположения внутри окна свариваемости (рисунок 4.1), можно сказать, что режим (2) обладает большей подводимой энергией, чем режим (1). Вдобавок $D_{(2)} > D_{(1)}$, то есть принцип, что при интенсификации режима сварки фрактальная размерность падает, нарушается. Режимы (1) и (2) обладают примерно равными амплитудами волн, так что для них нет проблемы разных объёмов материала, как в случае сравнения плоской и квазиволновой границы. Однако, вновь становится важным тот факт, что фракталы описывают один из каналов диссипации подводимой энергии. А следовательно, в рассматриваемом случае, чем больше подводимая энергия, тем больше шероховатость. Эти два механизма (создание избыточной площади за счёт увеличения амплитуды и создание избыточной площади за счёт увеличения шероховатости) конкурируют друг с другом. В данном случае это вопрос относится к проблеме самоорганизации сварного соединения [71].

По аналогии с рисунком 4.18 на рисунке 4.19, а, б, рисунке 4.19, в, г и рисунке 4.19, д, е представлены продольные сечения для группы соединений (4'), (4) и (3) соответственно, имеющих волнообразную границу раздела. Фрактальная размерность, для каждого из них равна: $D_{(4')} = 1.18 \pm 0.02$, $D_{(4)} = 1.09 \pm 0.01$, $D_{(3)} = 1.14 \pm 0.02$. Сразу бросается в глаза сильное уменьшение значений фрактальной размерности для волнообразных границ в сравнении с квазиволновыми. В случае соединения (4) вообще уже можно говорить, что данная граница фактически не представляет собой фрактальный объект. Таким образом, правило: «при интенсификации режима сварки фрактальная размерность падает» - находит ещё одно экспериментальное подтверждение, поскольку соединения с волнообразной границей обладают самой большой подводимой энергией и наименьшей фрактальной размерностью из всех рассмотренных границ

раздела. Обращаясь к информации, соответствующей окну свариваемости, можно с уверенностью констатировать, что соединения (4) обладает большей подводимой энергией, чем (4'), однако фрактальная размерность для соединения (4) значительно меньше.

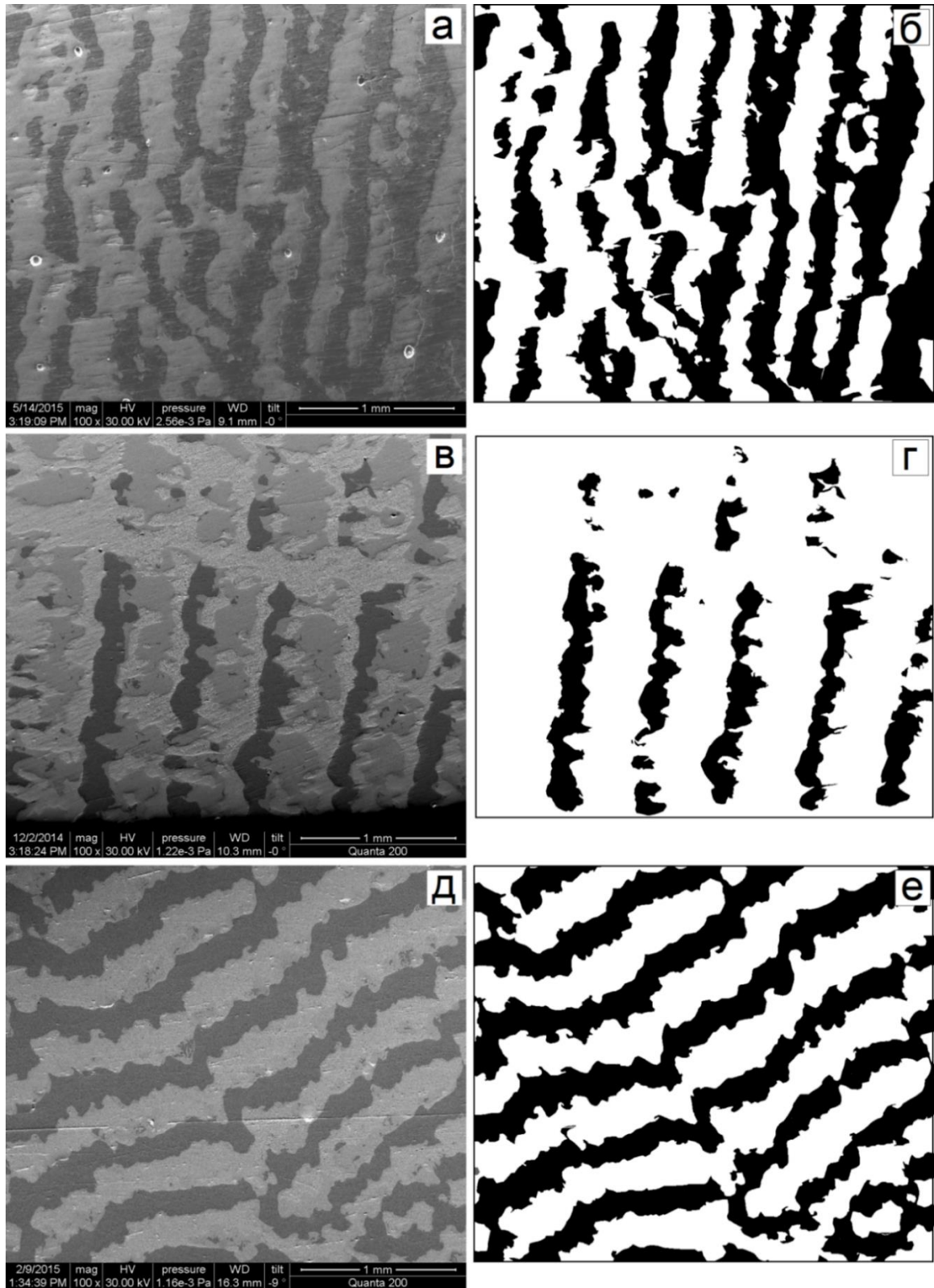


Рисунок 4.19 – СЭМ изображение продольного сечения: *а, б* –соединения (4'), *в, г* – соединение (4), *д, е* – соединение (3)

Как и в случае квазиволн, у набора соединений Cu-Ti, обладающих волнообразной границей, существует специфическая особенность. Исходя из значений амплитуды волн, можно утверждать, что подводимая энергия для соединения (3) больше, чем для соединения (4'), и фрактальная размерность соответствует этому выводу. Однако $D_{(3)} > D_{(4)}$, и в предыдущих параграфах был сделан вывод, что режим (3) более интенсивный, чем (4). Данное исключение из сформированного правила (при интенсификации режима сварки фрактальная размерность падает) для фрактальной размерности можно объяснить следующим образом: амплитуды волн для соединений (3) и (4) близки и примерно равны 150 мкм. Таким образом, объём, на который нужно распределить шероховатую поверхность не увеличивается при сравнении образцов (3) и (4). Поэтому нет механизма уменьшения фрактальной размерности, тем не менее, подводимая энергия для соединения (3) увеличивается и как следствие $D_{(3)} > D_{(4)}$. Однако последний вывод не обязательно является категорическим для всех подобных случаев, так как зависит от перераспределения системой подводимой энергии, а значит, определяется процессами самоорганизации сварки взрывом.

4.5 Процессы самоорганизации сварного соединения

В момент инициации взрывчатого вещества метаемая пластина падает на неподвижную. Надо отметить, что две пластины не отскакивают друг от друга из-за геометрических особенностей самой сварки. В момент, когда часть метаемой пластины уже соприкасается с неподвижной, направленное действие реакции взрывчатого вещества продолжает идти, принуждая пластины находиться в контакте и, в конечном счёте, свариваться. Когда взрывчатое вещество заканчивается, большая часть пластин уже сварилась. Таким образом, химическая энергия ВВ переходит в кинетическую, которую фактически мы и считаем подводимой энергией. Так же надо отметить, что данный тип энергии не переходит обратно в кинетическую энергию по причинам, описанным выше. Эта энергия «идёт» на изменение внутренней энергии металлов, локализованной вблизи контактной поверхности. Так же надо не забывать о быстротечности данного процесса. Основной вопрос, на который следует ответить, состоит в следующем: какова природа и характерные особенности процессов, протекающих между двух пластин.

Изменения внутренней энергии, локализующиеся вблизи контактирующей поверхностей, приводят к развитию процессов самоорганизации, когда из хаоса возникает порядок.

Выше были описаны следующие механизмы изменения внутренней энергии, которые успевают произойти за короткое время взрывчатого воздействия: образование выступов, образование всплесков, формирование изрезанности на поверхности раздела, образование

волны, зоны локального расплавления, фрагментация типа дробления, вихри и др. Необходимо подчеркнуть, что каждое соединения, и даже каждый конкретный образец характеризуется собственным набором механизмов диссипации энергии, а также количественным распределением энергии при реализации данных механизмов. Например, для соединения Cu-Ti в случае образца (1') не было обнаружено зон расплава, в отличие от образца (4), то есть механизм создания зон расплава осуществляется не всегда.

Считается, что одной из важнейших движущих сил самоорганизации, наряду с избытком свободной энергии и, соответственно, стремлением к максимуму энтропии, является скорость диссипации энергии (или скорость производства энтропии). Именно в возможности “выбора” системой между различными возможными путями (траекториями), по которым осуществляется тот или иной процесс, очень часто как раз и состоит сущность явлений самоорганизации. Система “выбирает” из нескольких возможных тот путь, который обеспечивает наиболее быстрые превращения (реакции), даже если это приводит к образованию термодинамически менее стабильных систем, чем те, которые соответствуют максимальному выигрышу в свободной энергии [102].

Исходя из вышеописанного принципа, нами был найден процесс самоорганизации переходной зоны, с помощью которого распределяется подводимая энергия в сварном соединении. Будем предполагать, что из всех возможных способов самоорганизации поверхности раздела будет выбран такой, для которого скорость преобразования подводимой механической энергии во внутреннюю энергию будет максимальной.

На примере свариваемого соединения системы Cu-Ti нам удалось обнаружить следующие его свойства:

Ниже НГ окна свариваемости наблюдаются выступы (рисунок 3.4, б в случае Cu-Ta, рисунок 4.12, б для Cu-Ti), вблизи НГ происходит процесс самоорганизации системы от отдельных выступов к всплескам, имеющим сравнительно регулярное распределение по поверхности раздела (рисунок 3.4, в в случае Cu-Ta, рисунок 4.12 для Cu-Ti). При этом на каждом всплеске проявляется сложная, шероховатая структура. Таким образом, на данном этапе подводимая энергия «идёт» на формирование всплесков и возникновение изрезанности самой поверхности. Схематически данный этап представлен на рисунке 4.20. На начальном этапе системе достаточно создавать лишь некоторое количество выступов на поверхности (рисунок 4.20, а), однако при увеличении подводимой энергии количество выступов растёт. Высота выступа, чаще всего значительно меньше площади его основания, поэтому начиная с какого-то момента при интенсификации режима сварки системе не достаточно просто увеличивать количество выступов. Они начнут мешать друг другу (рисунок 4.20, б). Дальнейший превращения не очевидны, так как наблюдать такой переход крайне сложно для

конкретных материалов. Известно лишь, что следующим этапом являются всплески, то есть поверхность объединённых выступов (проявление коллективного поведения в системе). Мы предлагаем следующий механизм перехода выступы-всплески (рисунок 4.20, *в*): рядом стоящие выступы смыкаются друг с другом, формируя общий рельеф; увеличивая подводимую энергию данный процесс лишь усиливается (рисунок 4.20, *г*) и, начиная с какого-то момента, выступы, как отдельный элемент системы, перестают существовать. При дальнейшей интенсификации режима сварки хаотичность амплитуд всплесков уменьшается, каждый всплеск становится одинакового размера (рисунок 4.20, *д*). Формирование всплесков хорошо видно на рисунке 4.21. Одновременно с этим идёт формирование изрезанности всплесков.

Интересно, что всплески также начинают объединяться вместе (рисунок 4.4, *в*), используя схожий механизм (подобный тому, что приведён на рисунок 4.20), они формируют волнообразную границу, что схематически изображено на рисунке 4.20, *е* (масштаб при переходе от рисунка 4.20, *д* к рисунку 4.20, *е* значительно меняется). Таким образом, при дальнейшей интенсификации режима сварки эволюция системы направлена по иному пути: вместо дальнейшего увеличения высоты переходной зоны, и усложнения внутренней структуры, энергия «расходуется» на превращение упорядоченных всплесков в волны. Между этапами формирования плоской и волнообразной границ наблюдается квазиволновая поверхность: для соединения Cu-Ta переход всплески-волны реализуется на одном режиме (рисунок 3.6, *б*), а в случае соединения Cu-Ti наблюдается прерывистая волна (рисунок 4.10, *б*). Дальнейшее увеличение подводимой энергии компенсирует все «несовершенства» квазиволновых границ, создавая так им образом волнообразную границы. Синхронно с указанными процессами появляются иные пути диссипации энергии: появление вихревых структур, зон расплава, которые растут при интенсификации режима сварки и др. Таким образом, на механизм создания сложной, изрезанной структуры система начинает «тратить» меньшее количество энергии. Это заметно по уменьшению фрактальной размерности при интенсификации режима сварки.

Обобщая вышесказанное, заметим, что система, приходя в стационарное состояние, пытается «потратить» как можно больше энергии. При этом на начальном этапе вблизи НГ всплески и сильная изрезанность поверхности являются отличными механизмами соединения пластин, так как сами организуют излишнюю площадь соприкосновения, давая возможность проникать одному металлу вглубь другого, механически улучшая сцепление материалов. Однако при дальнейшей интенсификации режима сварки системе выгоднее перераспределить подводимую энергию на иные механизмы, такие как образование зон расплава, которые, как уже говорилось ранее, является зонами риска. В результате при очень сильных режимах сварки образцы распадаются из-за возникновения огромных зон расплава,

покрывающих всю свариваемую поверхность. Отсюда возникает и само понятие выбора «окна свариваемости», как метода «собирания» таких механизмов, сочетание которых приводит к свариваемости двух металлов.

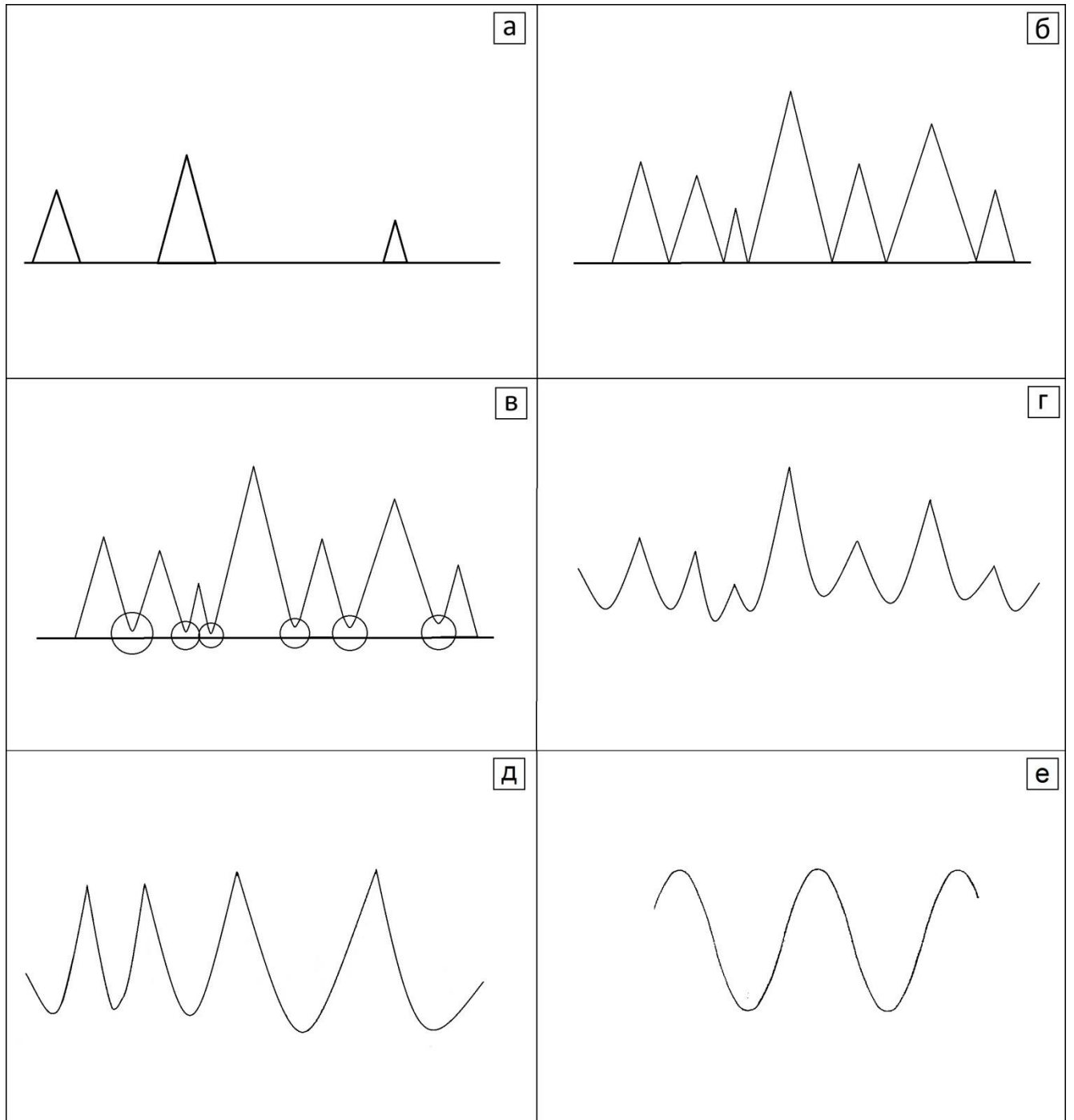


Рисунок 4.20 – Схематическое изображение эволюции поверхности раздела при переходе от выступов к волнам: *а,б* – формирование выступов; *в,г* – переход от выступов к всплескам; *д,е* – переход от всплесков к волнам

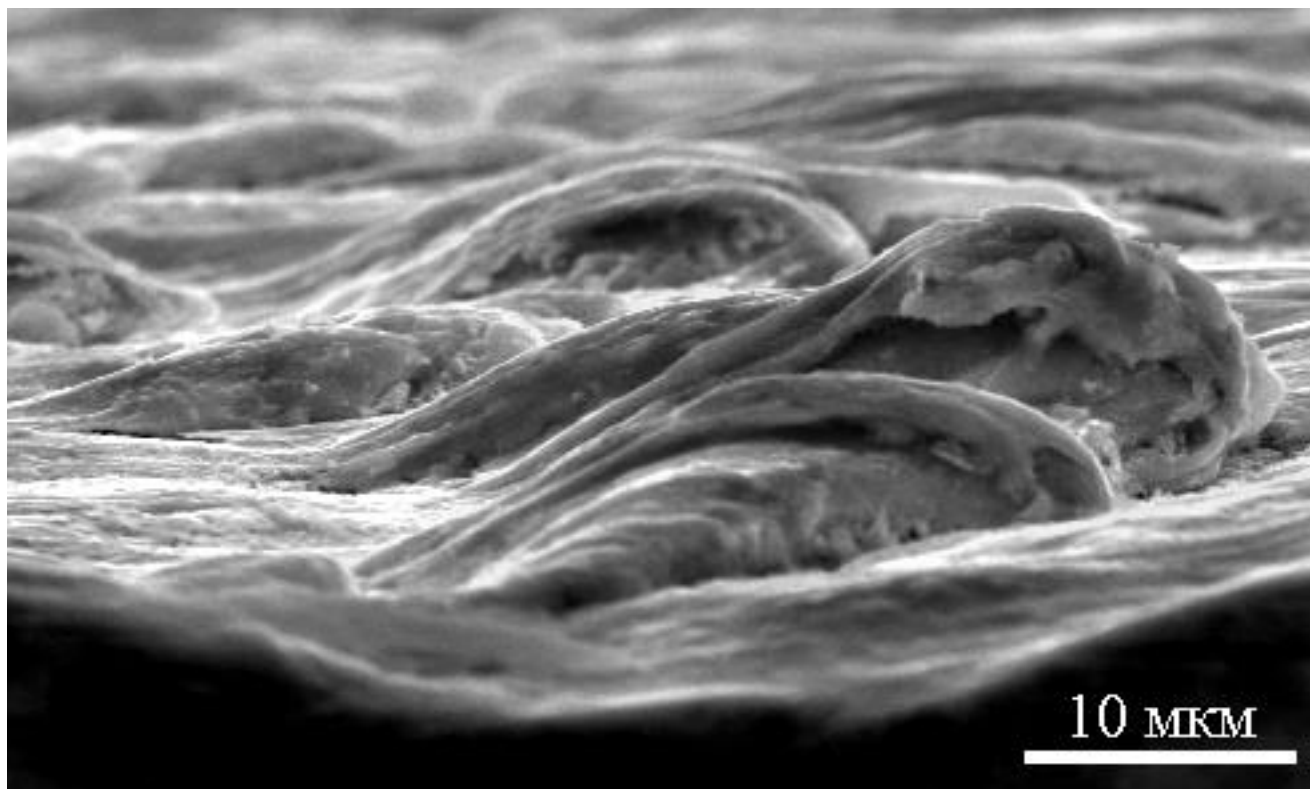


Рисунок 4.21 – СЭМ изображение поверхности тантала, плоская граница (медь вытравлена)

Выводы к главе 4

1. Установлено, что микроструктура соединения Cu-Ti при интенсификации режима сварки подчиняется следующим правилам: в случае плоской границы обнаружены выступы в форме всплесков, подобные тем, что наблюдались для соединения Cu-Ta. При дальнейшем увеличении подводимой энергии наблюдается квазиволновая граница, образованная прерывистыми волнами, и являющейся промежуточным состоянием рельефа поверхности между плоской и волнообразной границей. Режимы, где одновременно сосуществуют как всплески, так и волны с различными амплитудами, как в случае Cu-Ta, для соединения Cu-Ti не наблюдаются. Дальнейшая интенсификация режима сварки приводит к формированию волнообразной границы, которая представляет собой плотно упакованные всплески.
2. На поверхности раздела в случае волнообразной границы для соединения Cu-Ti найдены зоны локального расплавления, внутри которых в случае высокоинтенсивных режимов обнаружены интерметаллические частицы. Причиной возникновения интерметаллидов внутри зон расплава является существование взаимной растворимости двух материалов меди и титана.

3. Зоной риска для соединения Cu-Ti являются интерметаллиды, образующиеся на поверхности раздела двух материалов. Однако действительно опасными зоны локального расплавления являются при интенсификации режима сварки, когда частицы образуют сплошные или почти сплошные объёмы данной фазы. Небольшие же вставки зон расплава, где находятся интерметаллические частицы, не несут такой угрозы для разрушения.
4. Для соединения Cu-Ti фрактальная размерность продольных сечений поверхности раздела рассчитывалась методом «береговой линии», так как именно этот метод позволяет сравнивать шероховатость как плоской, так и волнообразной границы. Установлена следующая закономерность: в случае, если металлы не сварились, изучаемая поверхность не является фрактальной; для плоской границы наблюдается максимальная фрактальная размерность, а при дальнейшей интенсификации режима сварки фрактальная размерность начинает падать. Для волнообразной границы были получены минимальные значения фрактальной размерности.
5. Все процессы, протекающие внутри сварного шва, подчиняются принципу самоорганизации открытых систем, который предполагает, что система выбирает такие диссипативные каналы, которые быстрее всего «тратят» подводимую внешнюю энергию. Используя данную закономерность, была изучена эволюция микроструктуры соединения Cu-Ti при интенсификации режима сварки. Отдельные выступы вблизи НГ переходят в тесно контактирующие всплески, которые обладают несколькими диссипативными каналами: изменение высоты всплеска и изменение изрезанности поверхности. С этого момента система начинает «искать» оптимальный путь развития. Рельеф поверхности при интенсификации режима сварки в случае плоской границы стремится к уменьшению изрезанности поверхности (уменьшение фрактальной размерности), увеличению зон локального расплавления и увеличению высоты всплесков, что, в конечном счёте, приводит к формированию квазиволновой границы, а затем и волнообразной границы.

5 Сварка однородных материалов

Используя результаты, полученные выше, мы установили закономерности изменения структуры поверхности раздела для свариваемых пар медь-тантал и медь-титан, реализующуюся в условиях интенсификации режима сварки. Различия во взаимной растворимости соединяемых пар металлов позволили выявить уникальные особенности формирования квазиволнового рельефа. Наряду с этим было обнаружено, что особенности эволюции перехода структур при интенсификации режима сварки практически не зависят от взаимной растворимости.

С целью расширения круга исследуемых соединений, а также для определения того, насколько выявленные особенности эволюции сварного соединения являются универсальными, была проанализирована дополнительно пара металлов медь-медь [103-106]. Выбор этой однородной пары не случаен: для неё «сходит на нет» ряд механизмов самоорганизации, реализующихся для соединений медь-тантал, медь-титан. К ним относятся процессы, обусловленные как различиями в физических свойствах свариваемых образцов (разница в температуре плавления, плотности и т.д.), так и особенностями, связанные с взаимной растворимостью. Таким образом, физических процессов, реализующихся при сварке взрывом для однородной пары, становится меньше, а из этого следует, что оставшиеся механизмы становятся более определёнными. В качестве исходного материала была выбрана медь для удобства последующего сравнения с соединениями Cu-Ta, Cu-Ti.

Однако для изучения структуры поверхности раздела необходимо иметь возможность полностью вытравить один материал и наблюдать поверхность другого. Именно в этом состоит трудность исследования поверхности раздела для соединений однородных материалов. Поэтому пара медь-медь моделируется парой медь – мельхиор. Подобный выбор обусловлен тем, что медь и мельхиор имеют схожие свойства: близкую температуру плавления и плотность. Это позволяет приближённо считать их однородными. Однако, из-за того, что мельхиор и медь по-разному реагируют на травление, обладают разным цветом и имеют различный химический состав, переходная зона между этими двумя материалами все-таки заметна при электронно-микроскопическом наблюдении.

Обобщая сказанное выше, заметим, что основные задачи при изучении данной сварной пары состояли в следующем:

- исследовать особенности эволюции поверхности раздела при интенсификации режима сварки в случае однородных металлов;
- выявить фундаментальные закономерности, связанные со сваркой взрывом, при отсутствии специфических особенностей, возникающих в неоднородной сварной паре;

- попытаться найти переходные режимы между плоской и волнообразной границами, подобные тем, что были обнаружены для соединений медь – тантал, медь-титан;
- определить, какими особенностями обладают зоны локального расплавления в случае однородной пары свариваемых материалов;
- выявить особенности фрактальной размерности для соединения медь-медь.

Результаты, представленные в этой главе, опубликованы в работах [73, 103, 104].

5.1 Параметры сварки

Использовалось параллельное расположение пластин: верхняя пластина (медь М1) приводилась в движение контролируемым взрывом, в результате которого с большой скоростью соударялась с нижней пластиной (мельхиор МН19). В работе использовался мельхиор марки МН19, имеющий химический состав: Ni - 18-20%, Cu - 78-80%, и с концентрацией примеси – 1.5%. Плотность меди составляла $8,93 \text{ г/см}^3$, а плотность мельхиора - $8,9 \text{ г/см}^3$. Очевидно, что эти значения близки, поэтому условия задачи выполняются. Помимо того медь и мельхиор МН19 имеют близкие температуры плавления ($T_m(\text{Cu})=1085^\circ\text{C}$, $T_m(\text{МН19})=1190^\circ\text{C}$). Однако, отличительной особенностью мельхиора (МН19) можно считать то, что в отожжённом состоянии он имеет больший предел прочности (290 МПа) по сравнению с медью М1 (245 МПа) после отжига. Тем не менее, мы приближённо можем считать пару медь-мельхиор однородной.

Режимы сварки для соединения медь-мельхиор были условно разделены на две группы. В обозначении первой используются только цифры: **(1)**, **(2)**, **(3)**. Вторая группа обозначается буквами: **(А)**, **(В)**, **(С)**, **(D)**. Внутри первой группы была выбрана строгая интенсификация режима сварки от самого низкоэнергетического - **(3)** к самому высокоэнергетическому – **(1)**, При этом варьировался только один параметр: скорость точки контакта (V_k). Для второй же группы характерны изменения обоих внешних параметров системы (скорости точки контакта V_k и угла соударения γ). Интенсивность режимов растёт от **(D)** к **(А)**. Все исследуемые режимы для соединения медь-мельхиор представлены на рисунке 5.1.

Заметим, что отличия между элементами разных групп не так очевидны: например, нельзя точно сказать - какой из режимов **(2)** или **(С)** имеет большую энергию накачки, исходя из их расположения в окне свариваемости. Подобный анализ будет проведён в следующих разделах, исходя из микроструктуры каждого соединения, а также фрактальной размерности срезов данных образцов.

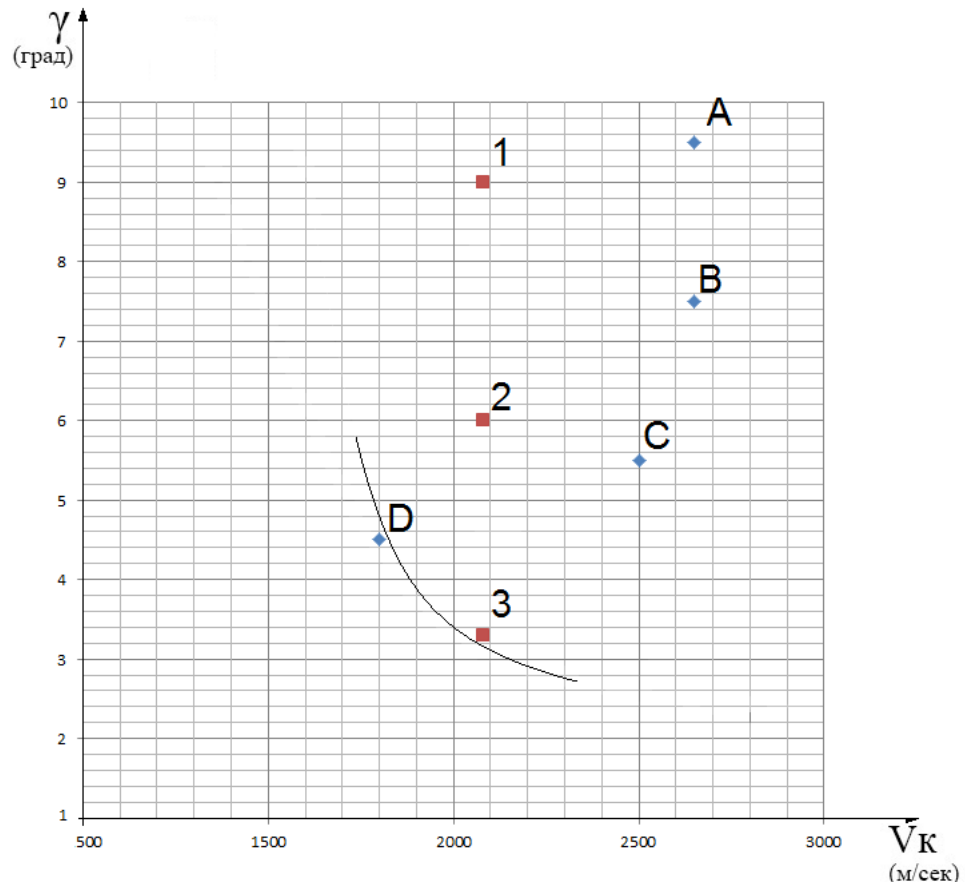


Рисунок 5.1 – Соединение медь-мельхиор: параметры сварных образцов (γ - угол соударения, V_k - скорость точки контакта)

Параметры для сварных образцов соединения медь-мельхиор приведены в таблице 5.1:

Таблица 5.1 – Режимы сварки взрывом для соединений медь-мельхиор

Режим	Угол соударения γ , град	Скорость точки контакта V_k , м/с
(A)	9,5°	2650
(B)	7,5°	2650
(C)	5,5°	2500
(D)	4,5°	1800
(1)	9°	2080
(2)	6°	2080
(3)	3,3°	2080

При выполнении исследований использовались продольные и поперечные сечения образцов. Надо отметить, что метод вытравливания одного образца так, чтобы сохранялся рельеф другого, в этом случае работает недостаточно эффективно, так как медь и мельхиор по химическому составу слишком близки друг к другу.

5.2 Экспериментальные результаты для сварного соединения медь-мельхиор

Для того, чтобы определить, каким типом границы характеризуется каждый из приведённых выше режимов, были определены период и амплитуда волны (в тех случаях, когда это можно сделать). В таблице 5.2 приведены значения данных параметров в зависимости от режима сварки:

Таблица 5.2 – Значения амплитуды и периода волны для соединений медь-мельхиор

Режим	Амплитуда волны A, мкм	Период волны λ , мкм
(A)	230 ± 5	530 ± 7
(B)	87 ± 7	212 ± 11
(C)	67 ± 6	190 ± 10
(1)	110 ± 5	268 ± 6
(2)	35 ± 9	100 ± 14

Исходя из приведённых выше значений амплитуд, можно сделать предварительный вывод о энергетических характеристиках для каждого из режимов. Начиная от самого высокоэнергетического режима - **(A)**, и заканчивая самым низкоэнергетическим режимом - **(2)**, распределение выглядит следующим образом: **(A)**, **(1)**, **(B)**, **(C)**, **(2)**. Также необходимо отметить, что каждый из перечисленных режимов обладает либо квазиволновой, либо волнообразной границей.

На рисунке 5.2 представлены оптические изображения как продольного, так и поперечного сечений границы контакта для режимов **(A)**, **(B)**, **(C)**. На рисунке 5.3 показан такой же набор изображений, но уже для режимов **(1)**, **(2)**, **(3)**. Заметим, что ранее в главах 3 и 4 в подобных случаях анализировались изображения, полученные с помощью сканирующего электронного микроскопа. В случае почти однородной пары разницу в цвете между медью и

мельхиором отражает именно оптическое изображение. В приведённых ниже изображениях светлый цвет соответствует мельхиору, тёмный – меди, а третий промежуточный – расплаву.

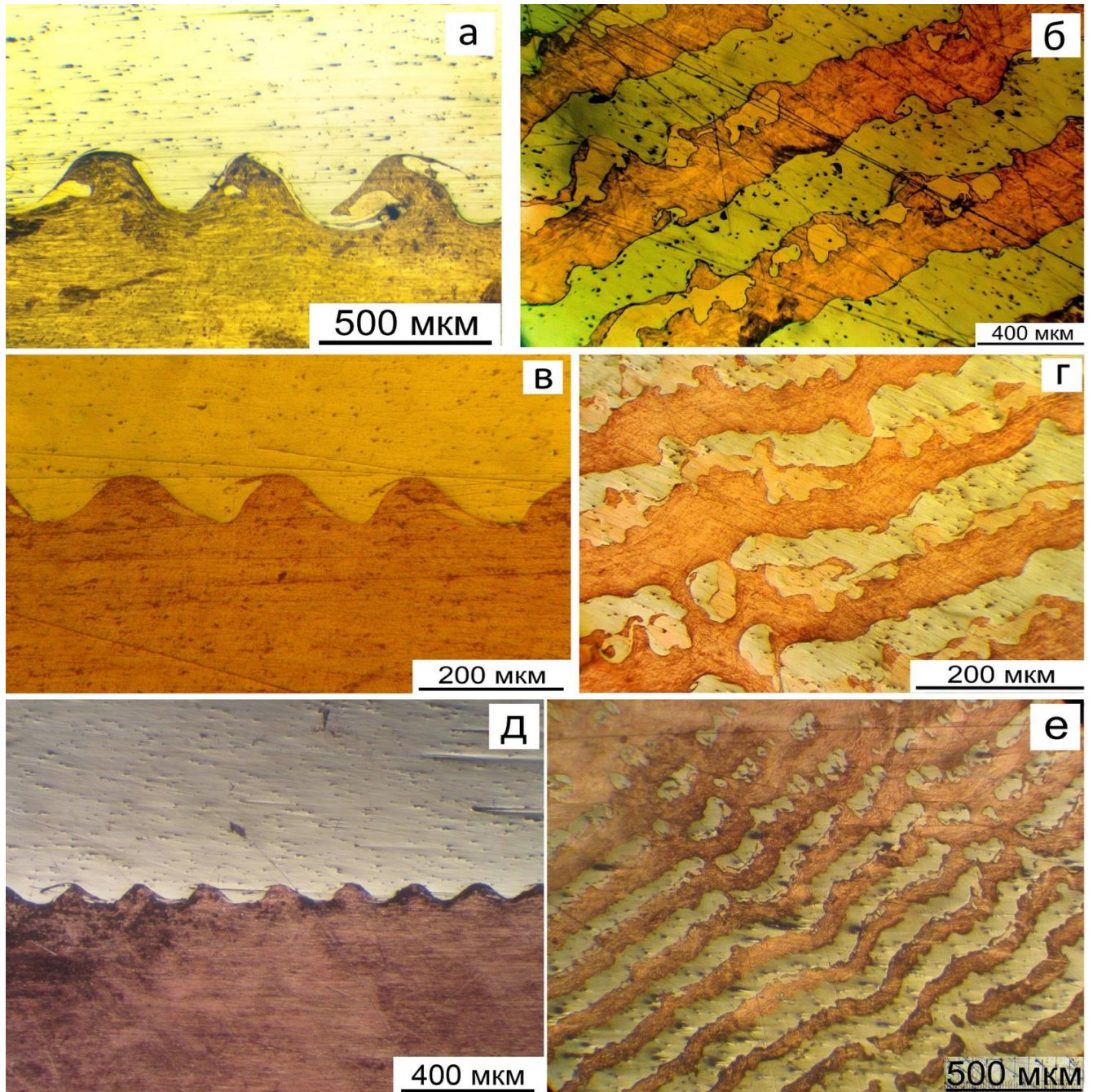


Рисунок 5.2 – Оптические изображения поверхности раздела. Поперечное сечение: а - (А), в - (В), д - (С); продольное сечение: б - (А), г - (В), е - (С)

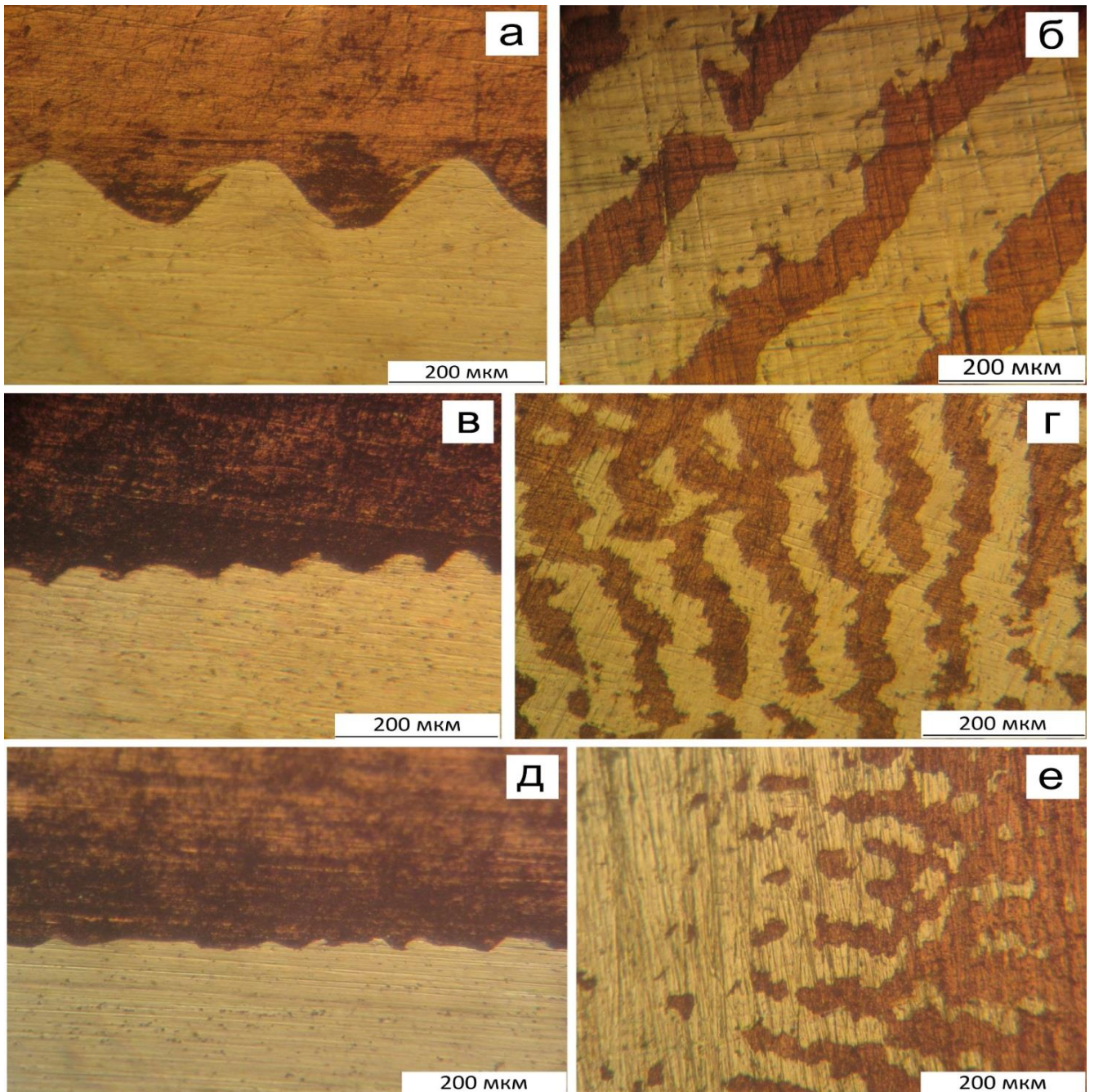


Рисунок 5.3 – Оптические изображения поверхности раздела. Поперечное сечение: а - (1), в - (2), д - (3); продольное сечение: б - (1), г - (2), е - (3)

Для всех исследуемых режимов наблюдаются выступы на границе раздела (рисунок 5.2 и рисунок 5.3). Они отчётливо видны на продольных сечениях, представляющих собой набор чередующихся полос, соответствующих различным материалам. Также наблюдаются многочисленные зоны локального расплавления, которые отличаются цветом от исходных материалов. Выступы, как и зоны локального расплавления, формируют тонкую структуру контактной границы, которая обеспечивает диссипацию подводимой энергии. Такое поведение было характерно и для соединений Cu-Ta, Cu-Ti.

Следует подчеркнуть, что режим **(3)** имеет плоскую границу раздела (рисунок 5.3, *д, е*) и поэтому для него невозможно определить амплитуду и период волны. На рисунке 5.3, *д* также видно, что поверхность образца (режим **(3)**) сильно изрезана и покрыта отдельными выступами. По этим данным, даже не имея образцов, где один из металлов вытравлен, можно сделать вывод, что поверхность покрыта всплесками, подобными наблюдаемым для соединений Cu-Ta (рисунок 3.6, *а*), Cu-Ti (рисунок 4.4).

К образцу **(2)** подводится больше всего энергии. В продольном сечении (рисунок 5.3, *з*) уже видны полосы мельхиора. Однако режим является неустойчивым, полосы часто смыкаются, переходя одна в другую. Подобное поведение переходной зоны уже описывалось для соединения Cu-Ti, оно кардинально отличается в случае соединения Cu-Ta. На данном этапе для соединения медь-мельхиор происходит переход от всплесков к волнам. Результатом дальнейшей интенсификации режима сварки являются режимы **(В)**, **(С)**, довольно близкие друг другу. Для обоих случаев переходная граница – волна, несмотря на то, что она ещё изрезана, и по всей её поверхности наблюдается отдельные выступы (рисунок 5.2, *з, е*). Далее идут режимы **(А)** и **(1)** (рисунок 5.2, *б* и рисунок 5.3, *б* соответственно), для которых граница раздела является строго волновой.

Для соединений **(1)**, **(2)**, **(3)** на рисунке 5.2 отметим чёткую закономерность в случае продольного среза. Видно, что при увеличении интенсивности режима сварки уменьшается изрезанность поверхности раздела. Для соединения **(3)** в случае отдельных островов наблюдается ярко выраженная шероховатость поверхности, тогда как для соединения **(1)** наблюдаются довольно гладкие полосы. Подобное поведение хорошо сочетается с выводами второй и третьей глав, где было сформулировано правило: «при интенсификации режима сварки шероховатость (фрактальная размерность) падает». Количественный расчёт этой зависимости будет произведён в следующем разделе.

Режимы **(D)** и **(3)** находятся вблизи НГ окна свариваемости. Для режима **(D)** на некоторой площади произошла сварка и, зрительно, соединение было получено. Однако при шлифовке образца оно расслаивалось. И наоборот: соединение, полученное по режиму **(3)**, не расслаивалось. Таким образом, можно утверждать, что НГ проходит несколько выше в случае режима **(D)** и ниже для режима **(3)** (рисунок 5.1).

Заключительное распределение интенсивности для всех исследуемых режимов выглядит следующим образом: **(А)**, **(1)**, **(В)**, **(С)**, **(2)**, **(3)**, **(D)**. Плоская граница характерна для соединений **(D)**, **(3)**, квазиволновая граница - **(2)**, **(С)**, **(В)**; волнообразная граница - **(1)**, **(А)**.

В конце настоящего раздела хотелось бы подчеркнуть несколько интересных особенностей, наблюдаемых для соединений медь-мельхиор. Как уже отмечалось, режим **(D)** находится ниже НГ окна свариваемости. Однако оказалось, что на некоторых участках сварка

меди и мельхиора всё-таки произошла (рисунок 5.4). Видны тёмные пятна (отмечены красным цветом), соответствующие участкам, где произошла сварка.

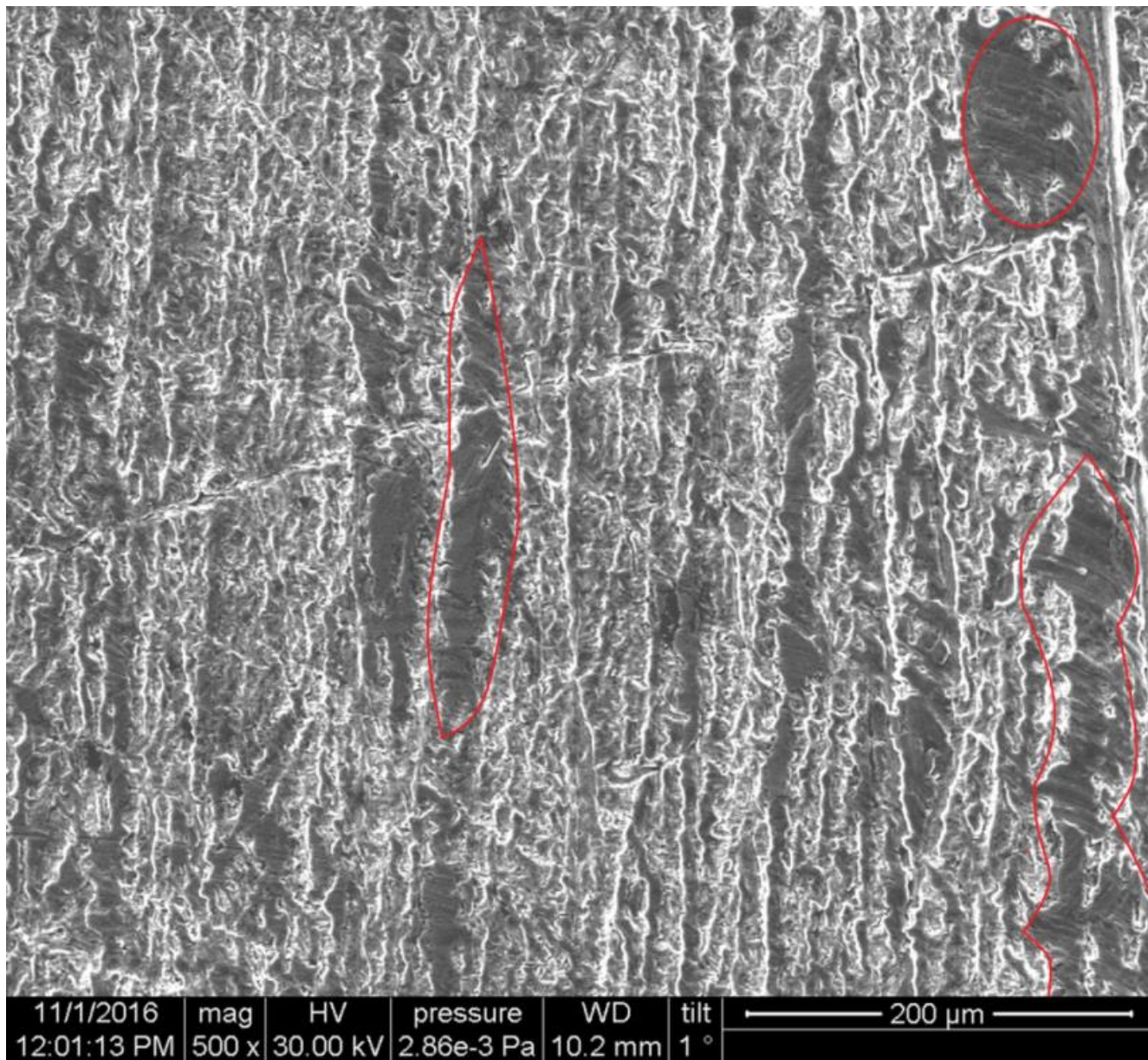


Рисунок 5.4 – СЭМ изображение поверхности мельхиора после сварки взрывом, режим (D)

Для соединений медь-мельхиор наблюдалось вихреобразование в твёрдой фазе. На рисунке 5.5 видны незавершённые крупномасштабные повороты (макроповороты) в мельхиоре (показаны белыми стрелками). Здесь были использованы СЭМ изображения, так как оптическими методами подобные тонкие элементы структуры, как вихреобразование обнаружить не удастся.

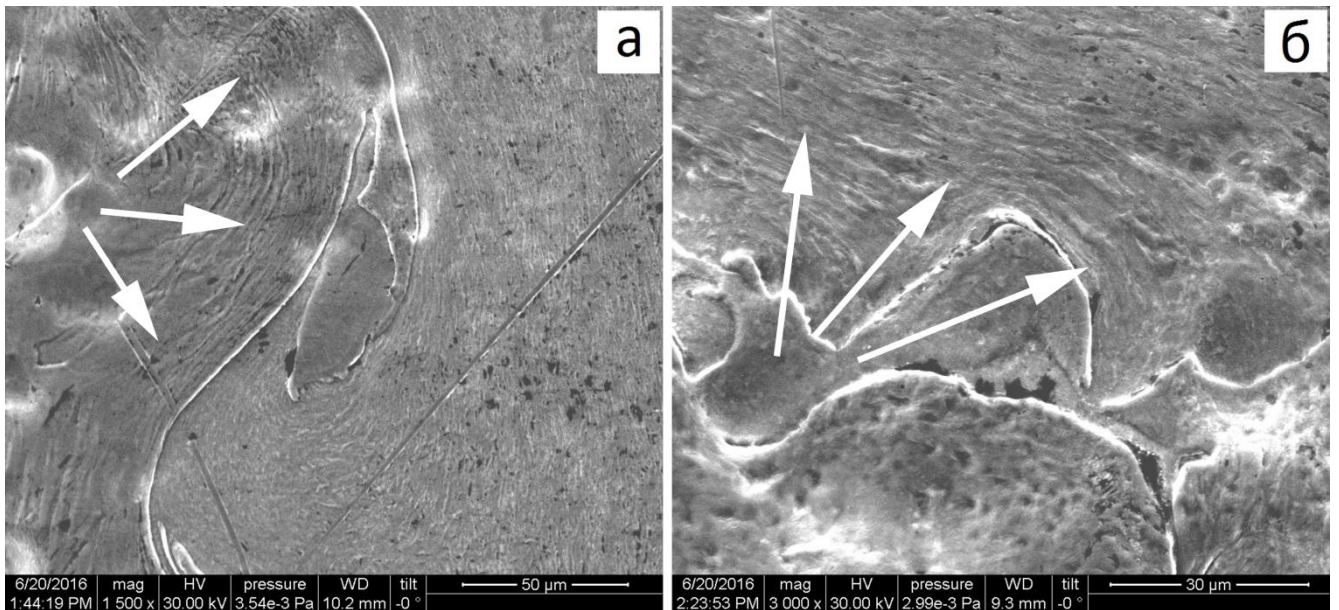


Рисунок 5.5 – СЭМ изображение макроповоротов (указаны стрелками) в мельхиоре (а) и меди (б); режим (В)

Как уже говорилось выше, для соединения медь-мельхиор были обнаружены многочисленные зоны локального расплавления, которые представляют собой разбавленный твёрдый раствор никеля в меди. Такой раствор образуется из мельхиора, содержащего 19 ат.% Ni. Поскольку одна из соединяемых пластин является чисто медной, раствор содержит лишь 7 ат.% Ni. В случае соединения медь-мельхиор вихрей внутри зоны локального расплавления обнаружено не было, в отличие от соединения Cu-Ti.

5.3 Фрактальное описание поверхности раздела для соединения медь-мельхиор

Как и в главах 3,4, для определения шероховатости поверхности раздела для однородного соединения медь-мельхиор использовался фрактальный анализ, а именно метод «береговой линии».

Анализируемые поверхности выбирались сначала из первой группы (образцы (А), (В), (С)), а затем из второй (образцы (1), (2), (3)). Необходимо отметить, что подобный выбор оправдан строгим убыванием подводимой энергии. Равных амплитуд для различных образцов также нет (таблица 5.2). Поэтому закономерность: «при интенсификации режима сварки фрактальная размерность падает», не должна иметь никаких исключений, исходя из теории, предложенной в предыдущих главах.

На рисунке 5.6, а, в, д представлены продольные сечение для соединений (А), (В), (С) соответственно, а на рисунке 5.6, б, г, е - то же самое продольное сечение, подготовленное для расчёта фрактальной размерности. На рисунке 5.7, а, в, д представлены продольные сечение для

соединений (1), (2), (3) соответственно, а на рисунке 5.7, б, г, е - то же самое продольное сечение, но двухцветное, предназначенное для расчёта фрактальной размерности.

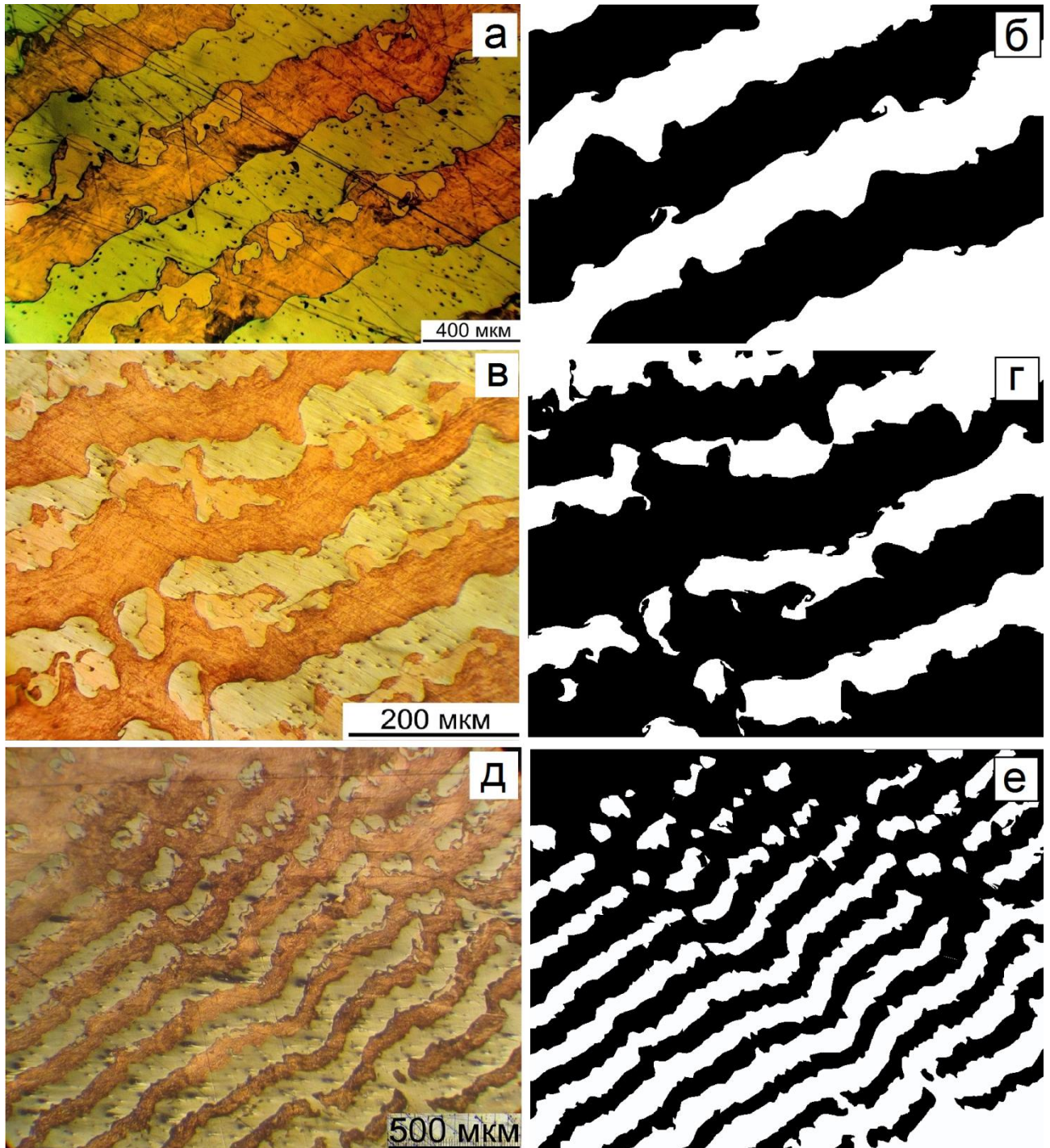


Рисунок 5.6 – Продольное сечение: а, б –соединения (А), в, г – (В), д, е – (С)

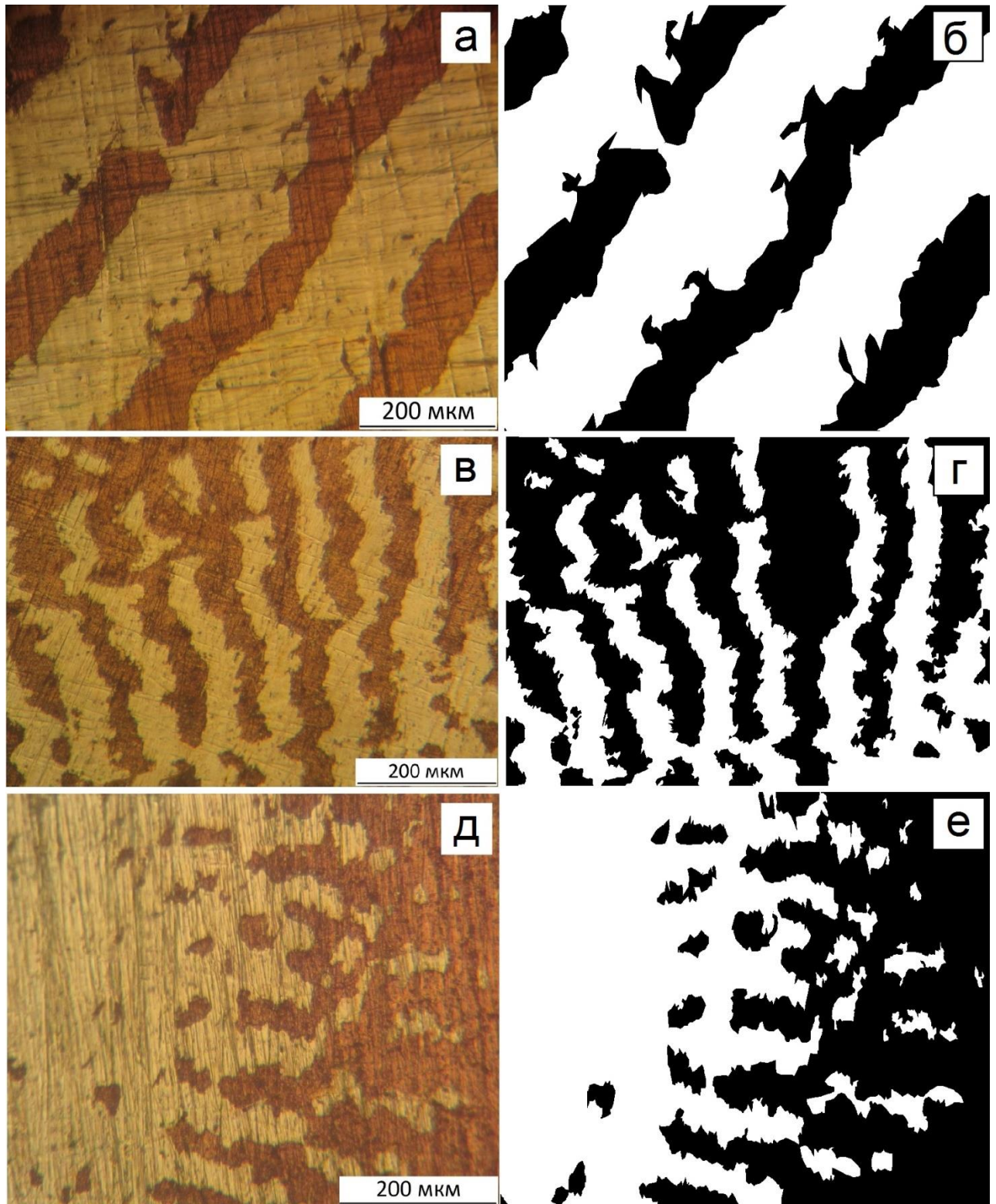


Рисунок 5.7 – Продольное сечение: а, б –соединения (1), в, г – (2), д, е – (3)

После расчётов получилась следующая фрактальная размерность для набора соединений (A), (B), (C): $D_{(A)}=1.01 \pm 0.01$, $D_{(B)}=1.05 \pm 0.02$, $D_{(C)}=1.16 \pm 0.02$. Сразу бросается в глаза тот факт, что значение размерности для соединения (A) близко к единице. Можно сделать вывод, что данная поверхность обладает крайне слабой изрезанностью, которая не меняет фрактальную размерность. Соединения (B) также обладает крайне низкой размерностью. Полученные данные

хорошо отражают отсутствие шероховатости рельефа соединений образцов (А), (В) (рисунок 5.6, а, в). При дальнейшем уменьшении подводимой энергии фрактальная размерность растёт (образец (С)), что соотносится с аналогичными ситуациями для соединения Cu-Ta.

Для набора соединений (1), (2), (3) были получены следующие значения фрактальной размерности: $D_{(1)}=1.01 \pm 0.02$, $D_{(2)}=1.20 \pm 0.03$, $D_{(3)}=1.24 \pm 0.02$. Соединение (1), так же как и соединение (А), обладает близкой к единице фрактальной размерностью. На рисунке 5.7, а представлена поверхность продольного среза для данного соединения, откуда видно, что рельеф весьма гладкий. Дальнейшее уменьшение подводимой энергии приводит к увеличению фрактальной размерности, как и в предыдущих случаях.

Заключительное распределение интенсивности для всех исследуемых режимов соединения медь-мельхиор, полученных сваркой взрывом, как уже говорилось выше, выглядит следующим образом: (А), (1), (В), (С), (2), (3), (D). Полученная закономерность строго совпадает с зависимостью для фрактальной размерности (с точки зрения распределения режимов сварки по подводимой энергии).

В конце данного раздела нужно отметить, что фрактальные размерности, полученные для соединений медь-титан, в среднем выше, чем для соединений медь-мельхиор. Причина такой закономерности может быть обусловлена тем фактом, что получаемые границы раздела для однородных пар более гладкие. У однородной пары твёрдость метаемого металла совпадает с твёрдостью подложки, поэтому на такой элемент тонкой структуры, как выступы «тратится» меньше подводимой энергии.

Выводы к главе 5

1. Исследована эволюция поверхности раздела условно однородного сварного соединения медь-мельхиор при интенсификации режима сварки. Выявлено схожее поведение рельефа поверхности с такими сварными парами, как медь-тантал, медь-титан. Обнаружены типичные примеры тонкой структуры для соединения медь-мельхиор: выступы, группы выступов, объединяющихся в всплески, зоны локального расплавления, вихреобразование на поверхности меди и мельхиора.
2. Как и в случае разнородных пар, для соединения медь-мельхиор обнаружена квазиволновая поверхность границы раздела. В случае продольного среза данная поверхность содержит несовершенные медные полосы, переходящие друг в друга. Подобная структура близка к квазиволновой границе поверхности раздела, наблюдаемой в случае соединения медь-титан, и качественно отличается от квазиволновой границы для соединения медь-тантал.

3. При увеличении интенсивности режима сварки взрывом для соединений медь-мельхиор наблюдается уменьшение изрезанности переходной зоны. Как и в случае медь-титан, для соединения медь-мельхиор установленная следующая закономерность: для плоской границы наблюдается максимальная фрактальная размерность, а при дальнейшей интенсификации режима сварки фрактальная размерность начинает падать. Для соединения медь-мельхиор волнообразная граница, начиная с определённых значений подводимой энергии, перестаёт быть фрактальным объектом.
4. Зоны локального расплавления для однородной пары представляют собой разбавленный твёрдый раствор никеля в меди. Вихрей внутри зоны локального расплавления обнаружено не было, в отличие от соединений медь-титан.

Заключение

Рассмотрение экспериментально исследованных структурных особенностей переходной зоны биметаллических соединений Cu-Ta, Cu-Ti и Cu-Cu, полученных при различных схемах и режимах сварки взрывом позволяет сделать следующие выводы:

1. Впервые установлено закономерное изменение микроструктуры соединений Cu-Ta, Cu-Ti, Cu-Cu при интенсификации режима сварки: на первом этапе возникают отдельные выступы на поверхности (так называемое «схватывание»), затем идёт консолидация выступов и формирование всплесков. Дальнейшее увеличение подводимой энергии ведёт к формированию квазиволновой границы (уникальной для каждого соединения). Завершающим этапом является волнообразная граница в центре окна свариваемости.
2. Изучена структура зон расплава, образующихся за счёт фрагментации типа дробления. Зона расплава для соединения медь-тантал представляет собой дисперсионно упрочнённую суспензию. Для медь-титан в зонах локального расплавления обнаружены кластеры интерметаллидов. Зоны локального расплавления в случае медь-мельхиор представляют собой разбавленный твёрдый раствор никеля в меди.
3. Обнаружены несколько механизмов сцепления материалов при сварке взрывом для различных соединений. Это, во-первых, «склеивание» волнообразной поверхности, когда хаотически разбросанные зоны расплава способствуют соединению металлов (Cu-Ti), а, во-вторых, создание излишней площади контакта с помощью увеличения амплитуды всплесков и волн, а также формированию выступов, расположенных по всей границе раздела, что обеспечивают сцепление двух поверхностей (характерно для всех рассматриваемых пар металлов).
4. Предложен фрактальный подход для сравнения рельефа поверхностей, полученных при сварке взрывом. Установлена следующая закономерность: в случае, если металлы не сварились, изучаемая поверхность не является фрактальной; для плоской границы наблюдается максимальная фрактальная размерность, а при дальнейшей интенсификации режима сварки фрактальная размерность начинает падать. Для волнообразной границы были получены минимальные значения фрактальной размерности.
5. Все процессы, протекающие внутри сварного шва, подчиняются принципу самоорганизации открытых систем, который предполагает, что система выбирает такие диссипативные каналы, которые быстрее всего «тратят» подводимую внешнюю энергию. Отдельные выступы вблизи НГ переходят в тесно контактирующие всплески, которые обладают несколькими диссипативными каналами: изменение высоты всплеска и

изменение изрезанности поверхности. С этого момента система начинает «искать» оптимальный путь развития. Рельеф поверхности при интенсификации режима сварки в случае плоской границы стремится к уменьшению изрезанности поверхности (уменьшение фрактальной размерности), увеличению зон локального расплавления и увеличению высоты всплесков, что, в конечном счёте, приводит к формированию квазиволновой границы, а затем и волнообразной границы.

6. Обнаружены различные зоны риска в зависимости от состава сварных пар: квазиволновая граница, реализующаяся вблизи НГ окна свариваемости (Cu-Ta); образование интерметаллидов на поверхности раздела двух материалов, особенно в случае высокоэнергетических режимов (Cu-Ti).

Выражаю благодарность моим коллегам (Пилюгину В.П., Бешапошникову Ю.П., Иноземцеву А.В., Пацелову А.М., Плотникову А.В., Власовой А.М., Николаевой Н.В., Толмачеву Т.П., Слаутину О.В.) и учителям (Танкееву А. П., Гринберг Б. А., Иванову М.А.) за плодотворное сотрудничество, постоянное внимание, обсуждение и поддержку работы.

От души благодарю всех сотрудников отдела, доброжелательное отношение которых способствовало выполнению настоящей работы.

Список литературы

1. Пригожин, И. Порядок из хаоса / И. Пригожин, И. Стенгерс. – М.: Прогресс, 1986. – 431 с.
2. Николис, Г. Самоорганизация в неравновесных системах / Г. Николис, И. Пригожин. – М.: Мир, 1979. – 512 с.
3. Хакен, Г. Синергетика. / Г. Хакен. – М.: Мир, 1985. – 412 с.
4. Гудкова, А.В. Самоорганизация в системах магнитных анизотропных наночастиц / А.В. Гудкова, Е.С. Пьянзина // Физика твёрдого тела. – 2017. – Т.59, N11. – С.2159-2162.
5. Формирование самоорганизованных нанодоменных структур в ниобате лития после импульсного нагрева инфракрасным лазером / М.С. Кособоков, В.Я. Шур, Е.А. Мингалиев, С.В. Авдошин // Физика твердого тела. – 2015. – Т.57, N10. – С.1967-1971.
6. Хмелевская, В.С. Процессы самоорганизации в твёрдом теле / В.С. Хмелевская// Соровский образовательный журнал. – 2000. – Т.6, N6. – С.85-91.
7. Chandresehar, S. Hydrodynamic and Hydromagnetic Stability / S. Chandresehar. – Oxford: Oxford University Press, 1961. – 708 p.
8. Дерibas, А.А. Физика упрочнения и сварки взрывом / А.А. Дерibas. – Новосибирск: Наука, 1980. – 200 с.
9. Конон, Ю.А. Сварка взрывом / Ю.А. Конон, Л.Б. Первухин, А.Д. Чудновский. – М.: Машиностроение, 1987. – 216 с.
10. Лысак, В.И. Сварка взрывом / В.И. Лысак, С.В. Кузьмин – М.: Машиностроение-1, 2005. – 543 с.
11. Об оценке величин деформаций в приконтактных зонах, сваренных взрывом соединений металлографическим методом / А.Н. Кривенцов, А.В. Лазарев, Ю.П. Трыков, А. И. Улитин // Сварка взрывом и свойства сварных соединений: межвуз. сб. науч. трудов ВолгПИ, Волгоград. – 1975. – С. 55–61.
12. Пластическое течение металла в околошовной зоне соединений, полученных сваркой взрывом на низкоинтенсивных режимах / С.В. Кузьмин, В.И.Лысак, В.Г.Шморгун, В.Н. Корнеев // Сварка взрывом и свойства сварных соединений: межвуз. сб. науч. трудов ВолгПИ, Волгоград. – 1991. – С. 39–46.
13. Новая методика исследования пластической деформации металла в околошовной зоне свариваемых взрывом соединений / С.В. Кузьмин, В.И. Лысак, Е.А. Чугунов, А.П. Пеев // Физика и химия обработки материалов. – 2000. – N2. – С. 54–60.

14. Захаренко, И.Д. Сварка металлов взрывом / И.Д. Захаренко. – Минск: Наука и техника, 1990. – 205 с.
15. Волнообразование при скоростном соударении материалов / А.В. Уткин, А.Н. Дремин, А.Н. Михайлов, Ю.А. Гордополов // Физика горения и взрыва. – 1980. – Т.16, N4. – С.126-132.
16. Wittman, R. H. The influens of collision parameters on the strength and microstructure of an explosion welded aluminium alloy / R. H. Wittman // Use of explosive energy in manufacturing metallic materials of new properties: mater. 2nd Int. sim., Marianske Lance – 1973. – P.153–158.
17. Беляев, В.И. О нижней границе режимов сварки взрывом / В.И. Беляев, Д.Г. Девойно, В.Б. Касперович // Порошковая металлургия. – 1978. – Т.2. – С.51-56.
18. Карпентер, С. Сварка металлов взрывом / С. Карпентер. – Минск: Беларусь, 1976. – 43 с.
19. Добрушин, Л. Д. Особый режим формирования соединения при сварке металлов ударной волной / Л.Д. Добрушин, Ю.Н. Фадеев, В.Г. Петушков // Автоматическая сварка. – 2002. – N2. – С.28–32.
20. Фадеев, Ю. И. Механизмы формирования границ соединения при сварке взрывом / Ю.И. Фадеев, Л.Д. Добрушин, С.Ю. Илларионов // Автоматическая сварка. – 2005. – N7. – С. 16-18.
21. Седых, В. С. Исследование характера течения металла при высокоскоростном плакировании взрывом на слоистых моделях / В.С. Седых, А.П. Соннов, В.Г. Шморгунов // Сварка взрывом и свойства сварных соединений: межвуз. сб. науч. трудов, Волгоград. – 1988. – С. 82–90.
22. Корнев, М.В. Модель волнообразования при сварке взрывом / М.В. Корнев, И.В. Яковлев // Физика горения и взрыва. – 1984. – Т.20, N2. – С. 87-90.
23. Cowan, G. Flow configuration in colliding plates / G. Cowan, A. Holtzman. // Journal of applied physics. – 1963. – V. 34. – P.928-939.
24. Hunt, J.H. Wave formation in explosive welding / J.H. Hunt. // The philosophical magazine. – 1968. – V.17, N146. – P.669-680.
25. Кудинов, В.М. Сварка взрывом в металлургии / В.М. Кудинов, А.Я. Коротеев. – М.: Металлургия, 1978. – 271 с.
26. Bahrani, H.K. The mechanics of wave formation in explosive welding / H.K. Bahrani, T.J. Black, V. Crossland // Proceeding of the royal society, Series A, Mathematical and physical sciences. – 1967. – V.296, N1445. – P. 123-136.
27. Лысак, В. И. Развитие представлений о нижней границе сварки металлов взрывом / В.И. Лысак, С.В. Кузьмин // Автоматическая сварка. – 2009. – N11. – С. 7–13.

28. Кузьмин, С. В. Деформационно-временные условия формирования соединений при сварке взрывом / С.В. Кузьмин, В.И. Лысак, В.А. Чувичилов // Сварка и диагностика. – 2008. – №1. – С. 6–13.
29. Анализ формирования соединения при сварке металлов взрывом / С.В. Кузьмин, В.И. Лысак, Е.А. Чугунов, А.П. Пеев // Автоматическая сварка. – 2000. – №11. – С. 25–29.
30. Седых, В. С. Расчет энергетического баланса процесса сварки взрывом / В.С. Седых, А.П. Соннов // Физ. и химия обработки материалов. – 1970. – N2. – С. 6–13.
31. Иноземцев, А.В. Процессы фрагментации, перемешивания и расплавления при формировании биметаллических соединений: титан-орторомбический алюминид титана и медь-тантал: дис. канд. техн. наук: 05.16.01 / Иноземцев Алексей Владимирович. – Екатеринбург, 2013. – 132 с.
32. Казаков, Н.Ф. Диффузионная сварка металлов / Н.Ф. Казанов. – М.: Машиностроение, 1976. – 312 с.
33. Лашко Н.Ф. Металлосведения сварки / Н.Ф. Лашко, С.В. Лашко-Афкоян. – М.: Машгиз, 1954. – 221 с.
34. Parks, J.M. Recrystallization welding / J.M. Parks. // The welding journal. – 1953. – V.35, N5. – P. 209-221.
35. Tylecote, R.F. Investigation on pressure welding / R.F. Tylecote // Brit. Weld. J. – 1954. – V.1, №3. – P. 117-135.
36. Семёнов, А.П. Схватывание материалов / А.П. Семёнов. – 2-е изд., перераб. И доп. М.: Машгиз, 1958. – 280 с.
37. Красулин, Ю.Л. Микросварка давлением / Ю.Л. Красулин, Г.В. Назаров. – М.: Металлургия, 1976. – 160 с.
38. Физика взрыва / С.Г. Андреев, А.В. Бабкин, Ф.А. Баум, Н.А. Имховик, И.Ф. Кобылкин, В.И. Колпаков, С.В. Ладов, В.А. Одинцов, Л.П. Орленко, В.Н. Охитин, В.В. Селиванов, В.С. Соловьев, К.П. Станюкович, В.П. Чельшев, Б.И. Шехтер – М: издательство физматлит, 2002. – 656 с.
39. Михайлов, А. Н. К вопросу об измерении температуры в зоне соединения при сварке металлов взрывом / А.Н. Михайлов, А.Н. Дремин, В.П. Фетцов // Физика горения и взрыва. – 1976. – Т.12, N4. – С. 594–601.
40. Гельфман, М. И. Коллоидная химия / М.И. Гельфман, О.В. Ковалевич, В.П. Юстратов. – СПб.: Лань, 2004. – 336 с.
41. Сумм, Б.Д. Основы коллоидной химии / Б. Д. Сумм. – М.: Академия, 2009. – 240 с.
42. Фрейдин, А. С. Свойства и расчёт адгезионных соединений / А.С. Фрейдин, Р.А. Турусов. – Химия, 1990. – 256 с.

43. Вильнав, Ж.-Ж. Клеевые соединения / Ж.-Ж. Вильнав. – Москва: Изд. Техносфера, 2007. – 384 с.
44. Поциус, А.В. Клеи, адгезия, технология склеивания / А.В. Поциус. – Санкт-Петербург: Изд. Профессия, 2007. – 376 с.
45. В.С. Иванова, А.С. Баланки, И.Ж. Бунин, А.А. Оксогоев. / Синергетика и фракталы в материаловедении – М.: Наука, 1994. – 383 с.
46. Иванова, В.С. Синергетика и фракталы. Универсальность механического поведения материалов / В.С. Иванов, И.Р. Кузеев. – Уфа: Изд-во УГНТУ, 1998. – 363 с.
47. Федер, Е. Фракталы / Е. Федер – Мир, 1991. – 254 с.
48. Мандельброт, Б. Фрактальная геометрия природы / Б. Мандельброт. – М.: Институт компьютерных исследований, 2002. – С. 656.
49. Mandelbrot, B.B. Fractal character of fracture surfaces of metals / B.B. Mandelbrot, D.E. Passoja, A.J. Paullay // Nature – 1984. – V.308. – P. 721-722.
50. Huang, Z.H. A study of the slit-island method for measuring fractal dimension of fractured surface / Z.H. Huang, J.F. Tian, Z.H. Wang // Scr. met. et. matter. – 1990. – V.24, N6. – P 967-972.
51. Richard, L.E. Fractal characterization of fractured surfaces in Ti 4.5 Al - 5.0 Mo - 1.5 Cr (Corona 5) / L.E. Richard, B.D. Dempsey // Scr. met. – 1988. – V.22, N5. – P. 687-689.
52. Mecholsky, J.J. Quantitative analysis of brittle fracture surfaces using fractal geometry / J.J. Mecholsky, D.E. Passoja, K.S. Feinberg-Rigel // J. Amer. Ceram. Soc. – 1988. – V.72, N1. – P. 60-65.
53. Krupin, Yu.A. On correctness of the statistical determination of the fractal dimension using the slit island method and fractal properties of the basic fracture / Yu.A. Krupin, I.K. Kiselev // Scripta Met. Et Mater. – 1991. – V.25. – P. 655-658.
54. Неймарк, А.В. Термодинамический метод расчёта поверхностной фрактальной размерности / А.В. Неймарк // Письма в ЖЭТФ. – 1990. – Т.5, N10. – P.535-538.
55. Сварка взрывом: процессы и структуры / Б.А. Гринберг, М.А. Иванов, С.В. Кузьмин, В.И. Лысак, О.В. Антонова, Ю.П. Бесшапошников, А.М. Власова, Л.М. Гуревич, О.А. Елкина, А.В. Иноземцев, В.Е. Кожевников, А.М. Пацелов, В.П. Пилюгин, А.В. Плотников, М.С. Пушкин, В.В. Рыбин, Г.А. Салищев, О.В. Слаутин, А.П. Танкеев, Т.П. Толмачев, В.О. Харламов. – М.: Инновационное машиностроение, 2017. – 236 с.
56. Бесшапошников, Ю. П. Метательная способность некоторых смесевых взрывчатых веществ / Ю.П. Бесшапошников, В.Е. Кожевников, В.И. Чернухин // тезисы докладов Международной конференции «Слоистые композиционные материалы – 2001», Волгоград. – 2001. – С. 322–324.

57. Рябов, В.Р. Сварка разнородных металлов и сплавов / В.Р. Рябов, Д.Р. Рабкин, Р.С. Курочко. – М.: Машиностроение, 1984. – 239 с.
58. Неоднородности поверхности раздела при сварке взрывом / Б.А. Гринберг, М.А. Иванов, В.В. Рыбин, А.В. Иноземцев, О.В. Антонова, О.А. Елкина, А.М. Пацелов, С.В. Кузьмин, В.И. Лысак, В.Е. Кожевников // ФММ. – 2012. – Т.113, N2. – С. 187–200.
59. Birdi, K.S. Handbook of surface and colloid chemistry / K.S. Birdi – Boca Raton: CRC press, 2008. – 756 p.
60. Процессы фрагментации при сварке взрывом / Б.А. Гринберг, М.А. Иванов, В.В. Рыбин, О.А. Елкина, А.М. Пацелов, О.В. Антонова, А.В. Иноземцев, Т.П. Толмачев // Деформация и разрушение материалов. – 2012. – N8. – С. 2–13.
61. Диссипативные структуры при сварке взрывом / Б.А. Гринберг, М.А. Иванов, В.В. Рыбин, С.В. Кузьмин, В.И. Лысак, О.А. Елкина, А.М. Пацелов, О.В. Антонова, А.В. Иноземцев, А.Ю. Волкова, А.В. Плотников // Известия ВолгГТУ. Серия Сварка взрывом и свойства сварочных соединений. – 2012. – Т.5, N14. – С. 27–43.
62. Особенности формирования структуры переходной зоны соединения Cu–Ta, полученного сваркой взрывом / Б.А. Гринберг, О.А. Елкина, О.В. Антонова, А.В. Иноземцев, М.А. Иванов, В.В. Рыбин, В.Е. Кожевников // Автоматическая сварка. – 2011. – N7. – С. 24–31.
63. The problem of intermixing of metals possessing no mutual solubility upon explosive welding (Cu-Ta, Fe-Ag, Al-Ta) / B.A. Greenberg, M.A. Ivanov, V.V. Rybin, O.A. Elkina, O.V. Antonova, A.M. Patselov, A.V. Inozemtsev, A.V. Plotnikov, A. Yu. Volkova, Yu. P. Besshaposhnikov // Materials characterization. – 2013. – V.75. – P. 51-62.
64. Mott, N.F. Fragmentation of shell cases / N.F. Mott // Proc/ Royal Soc. (January, 1947). A189. – P. 300-308.
65. Процессы и структуры при сварке взрывом / Б. А. Гринберг, О. А. Елкина, А.М. Пацелов, А.В. Плотников, Я.Г. Смородинский, М.А. Иванов, Ю.П. Бесшапошников // Сварка и диагностика. – 2013. – N2. – С. 35–40.
66. Interface relief upon explosion welding: splashes and waves / B.A. Greenberg, M.A. Ivanov, A.V. Inozemtsev, S.V. Kuz'min, V.I. Lysak, A.M. Vlasova, M.S. Pushkin // The Physics of Metals and Metallography. – 2015. – V.116, N4. – P. 367-377.
67. Evolution of interface relief during explosive welding / B.A. Greenberg, M.A. Ivanov, A.V. Inozemtsev, S.V. Kuz'min, V.I. Lysak, M.S. Pushkin // Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics. – 2015. – V.79. – P. 1118-1121.
68. Microheterogeneous Structure of Local Melted Zones In The Process Of Explosive Welding / B.A. Greenberg, M.A. Ivanov, A.V. Inozemtsev, A.M. Patselov, M.S. Pushkin, A.M. Vlasova. // Metallurgical and Materials Transactions – A. – 2015. – V.46, N8. – P. 3569-3580.

69. Interface after Explosion Welding: Fractal Analysis / B.A. Greenberg, M.A. Ivanov, M.S. Pushkin, A.M. Patselov, A.Yu. Volkova, A.V. Inozemtsev // *Russian Metallurgy (Metally)*. – 2015. – V.2015. – P. 816-825.
70. Quasi-wave shape of an interface upon explosion welding (copper-tantalum, copper-titanium) / M. S. Pushkin, A. V. Inozemtsev, B. A. Greenberg, A. M. Patselov, M. A. Ivanov and O. V. Slautin // *Bulletin of the Russian Academy of Sciences. Physics*. – 2016, – V.80. – N10. – P. 391-402.
71. Процессы самоорганизации и эволюции поверхности раздела при сварке взрывом (медь-тантал, медь-титан) / Б.А. Гринберг, М.А. Иванов, А.В. Иноземцев, М.С. Пушкин, А.М. Пацелов, О.В. Слаутин // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. – 2015. – N12. – С. 391-402.
72. Formation of intermetallic compounds during explosive welding / B.A. Greenberg, M.A. Ivanov, M.S. Pushkin, A.V. Inozemtsev, A.M. Patselov, A.P. Tankeyev, S.V. Kuzmin, V.I. Lysak. // *Metallurgical and Materials Transactions – A*. – 2016. – V.47, N11. – P. 5461-5473.
73. Wave formation during explosive welding: the relaxation of a nonequilibrium structure / B.A. Greenberg, M.A. Ivanov, S.V. Kuzmin, V.I. Lysak, M.S. Pushkin, A.V. Inozemtsev, A.M. Patselov, A.V. Pasheev. // *The physics of metals and metallography*. – 2016. – V.117, N2. – P. 1269-1276.
74. Wittman, R.H. Metallurgical effects at high strain rates / R.H. Wittman – New York: Plenum press, 1973. – 663 p.
75. Lysak, V.I. Lower boundary in metal explosive welding. Evolution of ideas / V.I. Lysak, S.V. Kuzmin // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2012. – N212. – P. 150–156.
76. Fragmentation Processes during Explosion Welding / B.A. Greenberg, M.A. Ivanov, V.V. Rybin, O.A. Elkina, A.M. Patselov, O.V. Antonova, A.V. Inozemtsev, T.P. Tolmachev // *Russ Metall*. – 2013. – N10. – P. 727-737.
77. Процессы расплавления, вихреобразования и фрагментации при сварке взрывом / Б.А. Гринберг, М.А. Иванов, В.В. Рыбин, С.В. Кузьмин, В.И. Лысак, Я.Г. Смородинский, О.В. Антонова, О.А. Елкина, А.В. Иноземцев, А.М. Пацелов, В.Е. Кожевников // *Сварка и диагностика*. – 2010. – N6. – С. 34-38.
78. Гринберг, Б.А. Фрагментация при взрыве и при сварке взрывом / Б.А. Гринберг, М.А. Иванов // *Труды 11 международной конференции «Современные металлические материалы и технологии» СММТ-15 (Санкт-Петербург, 23-27 июня, 2015)*. – 2015. – С. 273-292.
79. Czerwinski, F. Magnesium Alloys-Design, Processing and Properties / F. Czerwinski. – In *Tech, Rijeka, Croatia*. – 2011. – 526 p.

80. Kinlock, A.J. Adhesion and Adhesives: Science and Technology / A.J. Kinlock. – Springer, Netherlands. – 1987. – 442 p.
81. Pocius, A.V. Adhesion and Adhesives Technology, 2nd ed. / A.V. Pocius. // Hanser Publishers, Munich. – 2002. – 373 p.
82. Weitz, D.A. Fractal Structures Formed by Kinetic of Aqueous Gold colloids / D.A. Weitz, M. Oliveria // Physical review letters. – 1984. – V.52. – P. 1433-1436.
83. Weitz, D.A. Colloidal aggregation revisited: new insights based on fractal structure and surface-enhanced raman scattering / D.A. Weitz, M.Y. Lin, C.J. Sandroff. // Surface Science. – 1985 – V.158 – P. 147-164.
84. Frey, D. Recent Successes in Tantalum Clad Pressure Vessel Manufacture A New Generation of Tantalum Clad vessels / D.Frey, J. Banker // Recent Proceedings of Corrosion Solutions Conference 2003. USA. – 2003. – P. 163-169.
85. Islamgaliev, R.K. Structure of silicon processed by sever plastic deformation / R.K. Islamgaliev, R. Kuzel, S.N. Mikov, A.V. Igo, J. Burianek, F. Chmelik, R.Z. Valiev // Mat. Sci. Eng. – 1999. – V.266. – P. 205-210.
86. Структура переходной зоны при сварке взрывом (медь – тантал) / Б.А. Гринберг, М.А. Иванов, В.В. Рыбин, О.А. Елкина, А.М. Пацелов, О.В. Антонова, А.В. Иноземцев, Г.А. Салищев, В.Е. Кожевников // Деформация и разрушение материалов. – 2011. – №9. – С. 34–40.
87. Пушкин, М. С. Обнаружение квазиволновой формы поверхности раздела при сварке взрывом (медь-тантал, медь-титан) / М.С. Пушкин, А.В. Иноземцев, Б.А. Гринберг // Тезисы докладов шестой международной конференции Кристаллофизики и деформационного поведения перспективных материалов, Москва. – 2015. – С. 263.
88. Производство металлических слоистых композиционных материалов / А.Г. Кобелев, В.И. Лысак, В.Н. Чернышев, А.А. Быков, В.П. Востриков – М.: Интермет Инжиниринг, 2002. – 496 с.
89. Формирование покрытий на основе купридов титана на поверхности меди при контактном плавлении / В.Г. Шморгун, Л.М. Гуревич, О.В. Слаутин, В.Н. Арисова, Д.А. Евстропов // Metallurg. – 2015. – N10. – С. 88-92.
90. Трыков, Ю.П. Свойства и работоспособность слоистых композитов / Ю.П. Трыков, В.Г. Шморгун – Волгоград: ВолгГТУ, 1999. – 190 с.
91. Лякишев, Н.П. Диаграммы состояния двойных металлических систем: Справочник в 3т. / Н.П. Лякишев // – Москва: Машиностроение, 1996. – 992 с.
92. Quasi-wave shape of an interface upon explosive welding / M.S. Pushkin, A.V. Inozemtsev, V.A. Greenberg, A.M. Patselov, M.A. Ivanov, O.V. Slautin, Yu.P. Besshaposhnikov. // Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics – 2016. – V.80, N10. – P. 1273-1278.

93. Formation of intermetallic compounds during explosive welding / B.A. Greenberg, M.A. Ivanov, M.S. Pushkin, A.V. Inozemtsev, A.M. Patselov, A.P. Tankeyev, S.V. Kuzmin, V.I. Lysak. // Metallurgical and Materials Transactions – A. – 2016. – V.47, N11. – P. 5461-5473.
94. Wave formation during explosive welding: the relaxation of a nonequilibrium structure / B.A. Greenberg, M.A. Ivanov, S.V. Kuzmin, V.I. Lysak, M.S. Pushkin, A.V. Inozemtsev, A.M. Patselov, A.V. Pasheev. // The physics of metals and metallography. – 2016. – V.117, N2. – P. 1269-1276.
95. Образование интерметаллидов при сварке взрывом и последующем нагреве / Л.М. Гуревич, О.В. Слаутин, М.С. Пушкин, А.В. Иноземцев, А.М. Пацелов, В.О. Харламов // Известия волгоградского государственного технического университета. – 2016. – Т.181. – P. 7-12.
96. Интерметаллические реакции при сварке взрывом (Cu-Ti) / Л.М. Гуревич, О.В. Слаутин, М.С. Пушкин, А.В. Иноземцев, В.О. Харламов // Известия волгоградского государственного технического университета. – 2015. – Т.170. – P. 32-37.
97. Фрактальный анализ сварных соединений (Cu-Ta, Cu-Ti) / Б.А. Гринберг, М.С. Пушкин, А.П. Танкеев, А.В. Иноземцев // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. – 2017. – Т.14. – С. 445-452.
98. Nanostructure of vortex during explosive welding / V.V. Rybin, B.A. Greenberg, M.A. Ivanov, A.M. Patselov, O.V. Antonova, O.A. Elkina, A.V. Inozemtsev, G.A. Salishchev // Journal of nanoscience and nanotechnology. – 2011. – V.11, N10. – P. 8885-8895.
99. Структура расплавленных зон при сварке взрывом (алюминий-тантал, медь-титан) / Б.А. Гринберг, М.С. Пушкин, А.М. Пацелов, А.В. Иноземцев, М.А. Иванов, О.В. Слаутин, Ю.П. Бесшапошников // Сварочное производство. – 2016. – N5. – P. 25-35.
100. Giessen, B.C. A metastable phase $TiCu_3(m)$ / B.C. Giessen, D. Szymanski // J.Appl.Cryst. – 1971 – V.4. – P. 257-259.
101. Konieczny, J Structure of rolled $CuTi_4$ alloy / J. Konieczny, Z. Rdzawski // Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering. – 2012 – V.50/1 – P. 26-39.
102. Ivanov, M.A. Principle of maximum of entropy production rate for stationary nonequilibrium processes and self-organizing systems / M.A. Ivanov // 5th International Workshop on ComplexSystems in Natural and Social Sciences, Zakopane, Poland. – 2000. – P. 11.
103. Рельеф поверхности раздела при сварке взрывом однородных материалов / М.С. Пушкин, А.В. Иноземцев, Б.А. Гринберг, А.М. Пацелов, М.А. Иванов, О.В. Слаутин, Ю.П. Бесшапошников // Сварочное производство. – 2017 – N7. – С. 11-17.
104. Особенности структуры поверхности раздела для однородных материалов, полученных сваркой взрывом (медь-медь) / А.В. Иноземцев, М.С. Пушкин, Б.А. Гринберг, М.А. Иванов,

- О.В. Слаутин, А.М. Пацелов, Ю.П. Бесшапошников // Известия волгоградского государственного технического университета. – 2017. – Т.205, N10 – С. 26-31.
105. Бондарь, М.П. Деформированное состояние зоны соединения при сварке взрывом меди с медью и механизм ее образования / М.П. Бондарь, В.М. Оголихин // Сб. докл. 6-го Международного симпозиума по использованию энергии взрыва, Готвальдов. – 1985. – С. 338–345.
106. Пушкин, М.С. Иноземцев А.В. Особенности эволюции поверхности раздела однородных соединений, полученных сваркой взрывом / М.С. Пушкин, А.В. Иноземцев // Тезисы докладов XVIII Всероссийской школы-семинара по проблемам физики конденсированного состояния вещества (СПФКС-2018), Екатеринбург. – 2017. – С.132.