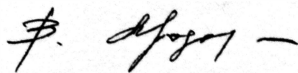


На правах рукописи

Морозов Валерий Петрович



**РАЗРАБОТКА НАУЧНЫХ ОСНОВ И МЕТОДОВ СОЗДАНИЯ УСЛОВИЙ
РЕЗОНАНСА НА ФРОНТЕ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ ПРИ СВАРКЕ,
ПОВЫШАЮЩИХ ТЕХНОЛОГИЧЕСКУЮ ПРОЧНОСТЬ**

Специальность 05.02.10 – Сварка, родственные процессы и технологии

А В Т О Р Е Ф Е Р А Т
диссертации на соискание ученой степени
доктора технических наук

Москва 2012

Работа выполнена в Московском государственном техническом университете имени Н.Э. Баумана

Официальные оппоненты:

доктор технических наук, профессор **ЯМПОЛЬСКИЙ Виктор Модестович**

доктор технических наук, профессор **ЕФИМЕНКО Любовь Айзиковна**

доктор технических наук, с.н.с. **ГРЕЗЕВ Анатолий Николаевич**

Ведущее предприятие – **ГНУ ГОСНИТИ** (г. Москва)

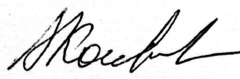
Защита состоится «07» июня 2012 г. на заседании диссертационного совета Д 212.141.01 в Московском государственном техническом университете им. Н.Э. Баумана по адресу: 105005 Москва, ул. 2-я Бауманская, д. 5.

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке МГТУ им. Н.Э. Баумана

Ваш отзыв на автореферат диссертации в одном экземпляре, заверенный печатью организации, просим направлять по указанному адресу на имя ученого секретаря диссертационного совета.

Автореферат диссертации разослан «27» 04 2012 г.

Ученый секретарь
диссертационного совета Д 212.141.01
доктор технических наук, доцент

 Коновалов А.В.

НТБ МГТУ им. Н.Э. Баумана



1997096
Морозов В.П. Разработка нау

2012

2012

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность проблемы.

Многообразные дефекты структуры металла сварного шва являются результатом неравновесности процесса кристаллизации, когда происходит перегрев расплава, когда образуются пересыщенные твёрдые растворы по причине сдвига критических точек равновесных диаграмм состояния сплавов.

При этом возникает макро- и микрохимическая неоднородность структуры шва, а также физическая микрон неоднородность, которые приводят к анизотропии свойств.

Исключить отрицательное влияние таких условий удаётся за счёт реализации эффективного управления структурой с помощью двух независимых направлений: металлургического и технологического.

Первый путь, связанный с оптимизацией химсостава металла шва, можно реализовать при использовании исходного металла с мелким зерном, либо легирования его через сварочную проволоку или порошковый материал.

Однако не во всех случаях помогает процесс модифицирования шва. Зачастую возникают сложности и с выбором изначально мелкозернистого металла.

Технологический путь связан с оптимизацией режимов сварки, включая разработку новых способов с применением внешнего периодического воздействия на расплав тепловым, электромагнитным или силовым источником.

Многим исследователям удалось достичь измельчения структуры при применении: вибраций сварного изделия; импульсного источника энергии или импульсной подачи присадочной проволоки; модуляции сварочного тока либо пульсирующего с различной частотой внешнего электромагнитного воздействия (ЭМВ) и т. д.

Мелкозернистая бездефектная структура сварного соединения обладает высокими механическими свойствами, повышенной коррозионной стойкостью и технологической прочностью, увеличивая надёжность и ресурс работы механизма в целом.

Способность материалов выдерживать термомеханическое воздействие в процессе сварки без разрушения проявляется в двух температурных областях: в высокотемпературной области, где металл находится в твёрдо-жидком состоянии и могут образовываться «горячие» трещины; в области изменения фазовых и структурных превращений металла в твёрдом состоянии при низких температурах, когда повышается вероятность образования «холодных» трещин.

В общей сложности можно выделить порядка семи основных параметров, которые определяют стойкость металла против разрушения в процессе сварки и наиболее определяющим является линейный размер и форма структурных составляющих элементов.

Мелкозернистая равноосная структура по сравнению с крупнозернистой столбчатой обладает более высокой пластичностью ($\delta_{\min}$) металла в температурном интервале хрупкости (ТИХ), способствует снижению темпа нарастания внутренних деформаций (de/dT) и при этом может уменьшаться протяжённость ТИХ.

Более мелкому аустенитному зерну (d_s), размер которого определяется первичной структурой, обычно соответствует меньший уровень остаточных

напряжений (σ) в металле сварного соединения и снижается вероятность образования холодных трещин после структурно-фазовых превращений.

Применение внешнего периодического воздействия на жидкий металл во время сварки для измельчения структуры следует проводить с учётом существующей естественной периодичности процесса кристаллизации, природу которой пытались объяснить многие исследователи. Однако высказанные ими гипотезы и теоретические положения обладают рядом недостатков и не дают полной ясности.

Возможность управления кинетикой процесса кристаллизации за счёт синхронизации частоты внешнего воздействия с собственной частотой движения межфазной границы позволит снизить вероятность дефектообразования, связанного в первую очередь с исключением образования трещин.

В этом отношении задача поиска оптимальных условий, позволяющих управлять структурообразованием, является наиболее важной для машиностроения. Именно этому направлению посвящена наша работа.

Цель работы.

Выявление роли зародышевой зоны расплава перед фронтом кристаллизации, в которой начинаются колебательные процессы применительно к неравновесным условиям сварки плавлением, и где происходит дробление зародышей при формировании мелкозернистой равноосной структуры металла шва в условиях резонансного воздействия внешних периодических возмущений.

Задачи работы.

1. Провести анализ существующих гипотез и теоретических положений о механизме возникающей периодичности процесса кристаллизации металла в сварочной ванне.

2. Исследовать кинетику процесса кристаллизации при обычных условиях сварки на основе анализа накопленного экспериментального материала, для установления причин формирования периодичности в структуре металла на примере использования чистых металлов и сплавов на их основе.

3. Определить характерные особенности поведения металлов и сплавов при кристаллизации вблизи межфазной границы для эффективного управления образованием микроструктуры шва.

4. Выявить корреляцию влияния на структуру шва применения многообразных способов внешнего периодического воздействия в процессе сварки на ванну расплавленного металла.

5. Провести экспериментальную проверку влияния условий резонанса на измельчение структуры металла шва.

6. Исследовать влияние мелкозернистой структуры металла шва, полученной в условиях резонанса, на технологическую прочность и служебные характеристики сварного соединения.

7. Сформулировать вариативность требований к технологическому оборудованию для реализации нового способа в связи с необходимостью частотного регулирования внешнего воздействия.

Методы исследований.

Экспериментальные методы состояли в анализе микроструктур металла шва из различных материалов, сваренных при использовании разнообразных источников нагрева.

Расчетные методы включали математическую обработку экспериментального материала для установления зависимостей различных технологических параметров процесса между собой.

Научная новизна.

1. Согласно феноменологической модели переход металла из жидкой фазы в твёрдое состояние проходит в три стадии: первая стадия соответствует хаотическому беспорядочному движению атомов и конгломератов частиц, колеблющихся с начальной частотой; вторая стадия связана с понижением температуры жидкости до температуры фазового превращения, при которой повышение плотности способствует формированию многочисленных устойчивых кластеров и групп из них в количестве до 10^{11} кластеров, совершающих сложное колебательное движение с изменённой частотой; третья стадия соответствует фазовому превращению или одномоментному переходу слоя кластеров определённой толщины с собственной частотой кристаллизации.

2. Установлено, что получение мелкозернистой равноосной структуры литого металла шва достигается в условиях параметрического резонанса на межфазной границе при кристаллизации, когда происходит синхронизация взаимодействия внешних периодических источников энергии с действием внутренних автоколебательных механизмов.

3. Установлена доминирующая роль сложного колебательного движения с высокой начальной частотой мельчайших частиц в зародышевой зоне, которое вызывает не только образование зародышей кристаллов в виде отдельных кластеров и многочисленных групп кластеров, совершающих колебания с существенно меньшей частотой, но и самоорганизующихся в слой определённого размера, переходящий из жидкой фазы в твёрдое состояние с собственной частотой кристаллизации.

Лавинообразный переход групп или цепочек кластерных зародышей происходит мгновенно и связан с повышением суммарной энергии слоя в момент выравнивания температуры и преодолением энергетического барьера с помощью колебательного движения слоя зародышей определённой толщины.

4. Выявлено, что система легирования свариваемого материала и содержания модифицирующих элементов сплава оказывает определяющее действие на условия резонанса, которые могут возникать как при действии непосредственно на жидкую фазу, так и при пульсациях со стороны твёрдого металла по отношению к межфазной границе.

В эвтектических сплавах периодическое действие на жидкий металл зародышевой зоны с резонансной частотой создают условия глубокого переохлаждения расплава перед фронтом кристаллизации для коагуляции твёрдого раствора. В перитектических сплавах синхронное воздействие на фронт со стороны затвердевшего металла обеспечивает кратковременную остановку в продвижение

межфазной границы и способствует реализации зародышевого механизма в объёме жидкой фазы на поверхности твёрдых частиц интерметаллидов.

Практическая ценность.

Основные положения научных идей диссертации, разработанных в виде принципиальных положений технологического метода управления структурой и свойствами сварных соединений, вошли в отраслевую технологическую инструкцию «Восстановление авиадеталей методом импульсной лазерной наплавки» и внедрены на авиаремонтном заводе ОАО «Иркутский авиаремонтный завод №403» г. Иркутск.

Технология наплавки при восстановлении поверхности направляющих втулок оборудования роторных линий прошла апробацию на заводах ОАО «КБАЛ им. Л.Н. Кошкина» г. Климовск, где признана соответствующей требованиям ГОСТ Р ИСО 9001-2-1 и ГОСТ РВ 15-002-2003.

Технология восстановления деталей ленто-протяжного механизма предприятия ЗАО МОФ «Заря Свободы» с помощью наплавки внедрена в производство на группе предприятий отрасли.

Научно-исследовательский институт «ГНУ ГОСНИТИ Россельхозакадемии» г. Москва применяет научные положения диссертации при разработке технологий отдела нанотехнологий.

Публикации.

По теме диссертации автором опубликовано 22 работы, получено 4 авторских свидетельства и один патент РФ.

Апробация работы.

Основные результаты диссертационной работы докладывались на научных семинарах: кафедры «Аэрокосмические системы» (СМ-2) МГТУ им. Н.Э. Баумана 10.09.2007 г.; ОАО «НПО «ЦНИИТМАШ» 20.09.2007 г.; кафедры «Технология сварки и диагностики» (МТ-7) МГТУ им. Н.Э. Баумана 04.10.2007 г.; кафедры «Метрология и взаимозаменяемость» (МТ-4) МГТУ им. Н.Э. Баумана 10.06.2008 г.;

кафедры «Сварка и мониторинг нефтегазовых сооружений» РГУНГ им. И.М. Губкина 13.10.2008 г.; кафедры МТ-13 «Технология обработки материалов» МГТУ им. Н.Э. Баумана 02.12.2008 г.; ведущего предприятия ГОСНИТИ (г. Москва) 04.04.2011 г.

Объем и структура работы.

Диссертация состоит из введения, шести глав, общих выводов по работе и приложения. Основной текст диссертации изложен на 458 страницах, включая 194 рисунка, 6 таблиц и списка литературы из 350 наименований.

ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Глава 1. Характерные особенности процесса кристаллизации литого металла при сварке, определяющие формирование наследственности свойств структуры.

Исследование тепловой обстановки в ванне на основе экспериментальных и экспериментально-рассчётных данных ряда работ показывают, что процесс сварки плавлением протекает в более жёстких условиях по сравнению с литейным процессом. Для сварки характерен значительный перегрев металла в ванне $(160...555)^{\circ}\text{C}$, высокие градиенты температур в зоне кристаллизации:

(10000...200000) $^{\circ}\text{C}/\text{м}$ - у межфазной границы сварочной ванны на оси шва, (70000...800000) $^{\circ}\text{C}/\text{м}$ - на линии сплавления, большие скорости кристаллизации и скорости охлаждения от $40^{\circ}\text{C}/\text{сек}$ до $500^{\circ}\text{C}/\text{сек}$ и более, которые на 2-3 порядка выше, чем при литье.

Жёсткость условий кристаллизации металла при сварке приводит к усилению химической неоднородности из-за смещения точек структурных превращений равновесной диаграммы состояния сплава. Изменяется морфология выделения фаз из сильно пересыщенных твёрдых растворов и происходит измельчение различных форм структуры.

Рост скорости охлаждения более чем в десять раз в высокопрочных сталях типа ХГСН, ХЗМ, приводит к измельчению столбчатых кристаллитов с $212 \times 10^{-6} \text{ м}$ до $19 \times 10^{-6} \text{ м}$ и способствует формированию более утончённых ликвационных прослоек. Аналогичное измельчение наблюдается в микроструктуре металла алюминиевых сплавов (АМг-6 , ($\text{Al} + 4\% \text{Cu}$)) при переходе от литья к условиям лазерно-плазменной сварки.

подавляются процессы выравнивающей диффузии в распределении примесных элементов, но сохраняются процессы разделительной и взрывной диффузии.

Хорошо известно, что химической неоднородности предшествует физическая неоднородность, формирующаяся в процессе сварки. Эти особенности являются отличительной чертой металла сварных швов по сравнению с медленноохлаждаемыми структурами аналогичного состава.

Возникающие внутренние напряжения приводят к скоплению дефектов и усиливают сталкивание их друг с другом, преобразуя одни типы в дефекты других типов: совокупность вакансий переходит в линейную дислокацию или пору, скопление дислокаций может превратиться в трещину.

Экспериментальные данные показывают, что рост и развитие физических несовершенств в виде дислокаций представляет собой сложное скачкообразное движение. Скачки величиной от $250 \times 10^{-10} \text{ м}$ (250 Å) до $35 \times 10^{-6} \text{ м}$ (35 мкм) могут происходить во взаимно перпендикулярных плоскостях скольжения. Это может быть связано с пульсирующим характером изменения температуры на фронте кристаллизации и в близлежащих областях металла.

Именно колебательный характер в изменениях температуры во времени зафиксирован в процессе охлаждения кристаллизующегося металла в хвостовой части сварочной ванны.

Периодичность процесса кристаллизации при сварке, отмечаемая многими исследователями, проявляется в виде: 1) наличия чешуек на внешней поверхности шва; 2) специфичности характера термических циклов; 3) формирования слоистости в микроструктуре; 4) неравномерного распределения примесных элементов в структуре.

Однако, не смотря на целый ряд работ, посвященных исследованию периодичности структуры, на данный момент нет единого мнения на причины появления слоистости. Гипотезы и научные положения можно условно разделить на три группы:

1) по гипотезе одних основным механизмом является механизм образования концентрационного переохлаждения (Г.А. Славин, А.М. Болдырев, В.П. Черныш);

2) другие указывают на ведущую роль термического переохлаждения (В.Л. Руссо, Д.М. Рабкин, Н.И. Семенюк);

3) третьи настаивают на определяющем влиянии подвода и отвода тепла к фронту кристаллизации (А.А. Алов, Б.Ф. Якушин, А.И. Мисюров).

Безусловно, существует связь между периодичностью слоёв и формированием структуры. Однако, представления о природе действия колебательного механизма на данный момент полностью не раскрыты. Учёт воздействия этого механизма позволил бы эффективно управлять процессом кристаллизации металла шва и обеспечить целенаправленное структурообразование сварного соединения.

Тип микроструктуры сварного соединения определяет работоспособность и надёжность изделия за счёт обеспечения высокой технологической прочности металла.

Изменения температурных условий при сварке включают высокотемпературную прочность в области твёрдо-жидкого состояния металла, когда могут образовываться «горячие» трещины, а также область фазовых превращений в твёрдом состоянии при низких температурах, когда могут возникать «холодные» трещины.

Вероятность образования высокотемпературного разрушения определяется соотношением величины минимальной пластичности ($\delta_{\min}$) и темпа нарастания линейной усадки (de/dT) в пределах температурного интервала хрупкости (ТИХ).

Склонность к образованию «холодных» трещин определяется: линейными размерами аустенитного зерна (d); уровнем временных и остаточных напряжений (σ); типом закалочной структуры; критическим содержанием диффузионно-подвижного водорода ($[H]_0$).

Размер зерна и форма структурных составляющих элементов являются ключевыми параметрами выше представленного перечня.

Мелкозернистая равноосная структура по сравнению с крупнозернистой столбчатой обладает более высокой пластичностью в ТИХ, меньшим темпом нарастания внутренних деформаций и при этом может происходить снижение протяженности ТИХ.

Хорошо известно, что тип первичной структуры определяет не только форму и размеры аустенитных зерен, но и степень развития химической неоднородности на их границах. Более мелкому зерну, как правило, соответствует меньший уровень остаточных напряжений в металле сварного соединения. Структура с мелким зерном по сравнению с крупнозернистой обладает более высокими механическими свойствами и коррозионной стойкостью, а также достигает значительного уровня технологической прочности.

Анализ литературных источников показывает, что многим исследователям удалось достичь положительных результатов в этом отношении. Следует отметить работы Н.Н. Прохорова, Б.И. Медовара, Б.А. Мовчана, Г.Л. Петрова, Ю.А. Стеренбогена, М.Х. Шоршорова, В.М. Мальцева, А.Н. Макары и др.

Мелкозернистую структуру можно получить применением двух методов: металлургического и технологического. Первый метод включает: 1) применение металла с природно-мелким зерном в состоянии поставки; 2) за счёт ввода дополнительно модификаторов в сварочную ванну, как через присадочную проволоку, так и через флюсы и специальные пасты. Второй метод связан: 1) с

выбором оптимального сочетания технологических параметров процесса сварки; 2) с использованием периодического воздействия от внешнего источника на жидкий расплав сварочной ванны.

Процесс модифицирования шва помогает не во всех случаях, поскольку не всегда позволяет избавиться от трещин. Зачастую необходимо сваривать изначально крупнозернистый металл, а выбор оптимального режима требует дополнительных энергозатрат на предварительный подогрев изделия.

Наиболее распространённым и интенсивно разрабатываемым в последнее время, как показывает анализ литературных источников, являются способы внешнего периодического теплового воздействия. Эти способы относятся к технологическому методу и включают ряд приёмов, позволяющих получить измельченную структуру.

Так хорошо известно: использование вибраций сварного изделия; подвод энергии от импульсного источника нагрева; импульсная подача присадочной проволоки; применение источников с модуляцией сварочного тока, а также в ряде случаев применение отдельных тепловых источников, влияющих на зону термического влияния; применение внешнего пульсирующего электромагнитного воздействия (ЭМВ) разной частоты и т. д.

Однако, получение отрицательных результатов во многих случаях указывает на действие независимого колебательного механизма, частотная характеристика которого на данный момент неизвестна и определяется, вероятно, внутренними причинами.

Поэтому выбор путей управления структурой в процессе кристаллизации металла при сварке на основе установления собственного частотного механизма, в качестве цели исследования считаем оправданным. Не совсем понятна также и природа измельчения первичных форм структуры металла шва при дуговой сварке с применением внешних дополнительных источников возмущений расплава ванны.

Глава 2. Закономерности образования слоистой структуры литого металла сварного шва в процессе кристаллизации.

Основные положения теории сварочных процессов базируются на общей теории кристаллизации, разработанной М. Фольмером и в дальнейшем развитой в работах Дж. Гиббса, Г. Таммана, А.А. Бочвара, А.Н. Колмогорова, Г.П. Иванцова, Ю.А. Нехендзи, Н.Г. Гиршовича, Г.Ф. Баландина, М. Флемингса, Б. Чалмерса, Р.У. Кана, А. Оно и др.

Размер структурных составляющих элементов, их форма определяются: 1) скоростью зарождения центров кристаллизации (ЦК) и 2) скоростью роста этих центров. При этом соотношение скоростей определяет объёмный характер процесса кристаллизации или последовательный. В том и другом случаях движущей силой роста твёрдой фазы является термическое переохлаждение.

Объёмная кристаллизация начинается при глубоком переохлаждении порядка $(-100...-300)^\circ\text{C}$, последовательное затвердевание при небольшом $-(0)_{,1}^\circ\text{C}$.

Термодинамические условия на межфазной границе стремятся к минимальному уровню свободной энергии. В этом отношении гетерогенная последовательная кристаллизация является энергетически более выгодной по сравнению с объёмным гомогенным затвердеванием.

Переохлаждение в свою очередь может быть двоякого рода: термическим и концентрационным.

При росте твёрдой фазы происходит выделение скрытого тепла кристаллизации, которое повышает фактическую температуру на межфазной границе.

Некоторые примеси понижают температуру равновесного ликвидуса, усиливая термическое переохлаждение. В то же самое время имеются химические элементы, которые приводят к депрессии первоначального переохлаждения или нагреву.

Выше отмеченные особенности имеют место и при сварке с той лишь разницей, что происходят в более жёстких условиях кристаллизации металла шва по сравнению с литейным процессом, для которого разрабатывалась общая теория кристаллизации.

Другой важной особенностью процесса кристаллизации металла, на которую мало обращают внимание исследователи, является периодичность. Она выявляется на внешней поверхности швов в виде формирования чешуйчатости (Рис. 1,а), формой термических циклов, образованием слоистости в микроструктуре (Рис. 1,б,в), строгой периодичностью в микрораспределении химических элементов.

Периодичность зависит от внешних и внутренних причин. К внешним причинам можно отнести: 1) влияние источника нагрева; 2) характер плавления присадочного металла; 3) блуждание катодного пятна нагрева; 4) механические колебания электрода; 5) действие внешнего и собственного электромагнитного поля.

Внутренними причинами будут являться: 1) периодичность выделения скрытого тепла кристаллизации; 2) накопление примеси на межфазной границе; 3) изменение термоконцентрационного переохлаждения в зависимости от условий

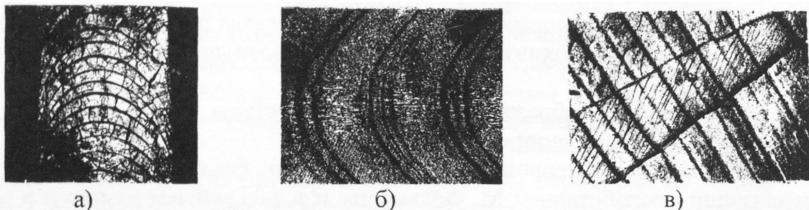


Рис. 1. Макро- (а) и микроструктура (б,в) свободной поверхности сварных швов после аргоно-дуговой сварки различных сплавов: а) – титановый сплав ОТ 4 (режим сварки: $I_{св} = 36 \text{ А}$, $V_{св} = 1,0 \times 10^{-3} \text{ м/сек}$), х 10; б) – сплав системы (Al + 1,33% Cu), сваренный на скорости $V_{св} = 1,37 \times 10^{-2} \text{ м/сек}$, х 120; в) – чистый алюминий АВ 000 после сварки при $I_{св} = 280 \text{ А}$ и $V_{св} = 1,0 \times 10^{-2} \text{ м/сек}$, х 200.

кристаллизации; 4) изменение теплофизических параметров металла при охлаждении.

Очевидно, что периодичность определяется в первую очередь причинами внутреннего характера, которые действуют независимо от внешних причин. В то же самое время, внешнее воздействие может усиливать амплитудные значения внутренних параметров кристаллизации либо ослаблять их при определенных условиях.

В первую очередь нами был проведён металлографический анализ структуры сварных швов, в результате которого удалось установить различия и особенности в протекании процесса кристаллизации чистых металлов и сплавов на их основе при сварке.

В микроструктуре металла с лицевой поверхности швов и в поперечном сечении установлено наличие строгой периодичности в повторении кристаллизационных слоёв, соответствующих по форме расположения линиям изотерм плавления в сварочной ванне (Рис. 1).

Расстояние между изотермами кристаллизации в микроскопическом масштабе представляет собой расстояние между двумя остановками при неравномерном движении межфазной границы ($\Delta X_{\max}$). Разделив скорость сварки ($V_{\text{св}}$) на величину расстояния ($\Delta X_{\max}$) в осевой части шва, можно определить собственную частоту процесса кристаллизации $f_{\text{соб}} = V_{\text{св}} / \Delta X_{\max}$.

Закономерность изменения частоты ($f_{\text{кр}}$) зависит от природы исходного материала (Рис.2,а,б), толщины заготовок ($h_{\text{кр}}$) (Рис.2,а), температуры их подогрева ($T_{\text{п}}$) и определяется погонной энергией ($q/V_{\text{св}}$), зависящей в первую очередь от скорости сварки.

Математическое выражение частотной характеристики после обработки экспериментальных данных представляет собой эмпирическое уравнение общего вида для металлов и сплавов:

$$f_{\text{кр}} = f_{\text{СТ}} + f_{\text{КП}}, \quad (1)$$

где $f_{\text{СТ}}$ – частота выделения скрытой теплоты кристаллизации; $f_{\text{КП}}$ – частота образования концентрационного переохлаждения.

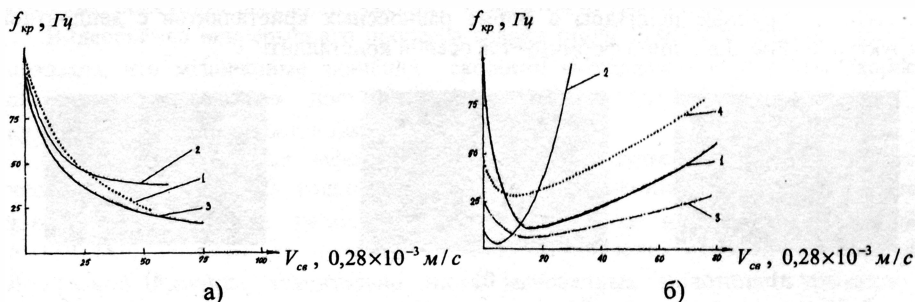


Рис. 2. Изменение частоты естественной кристаллизации $f_{\text{кр}}$ от скорости сварки $V_{\text{св}}$:

а - для технически чистых металлов (1 – алюминий марки АД 1 толщиной $6,0 \times 10^{-3}$ м; 2 – чистый титан марки ВТ 1-0 толщиной $3,5 \times 10^{-3}$ м; 3 – чистый алюминий марки АВ 000 толщиной $3,5 \times 10^{-3}$ м); б - для сплавов металлов (1 - алюминиевый сплав марки АМз-6; 2 – титановый сплав ОТ-4.1; 3 – нержавеющая сталь Х18Н10Т; 4 – малолегированный хром (Cr)).

$$\text{Для чистого алюминия марки АВ000 - } f_{\text{СТ}} = \left[10 + \frac{22,52}{\sqrt{(V_{\text{св}} + 0,343)^3}} \right] \text{ Гц и } f_{\text{КП}} = 0.$$

Для сплава АМз-б - $f_{CT} = \left[\frac{3,79}{\sqrt{(V_{св} + 0,1)^3}} \right] \Gamma_{\text{ц}}$ и $f_{\text{кл}} = \frac{(0,5 \cdot k \cdot \ln e)}{D_{\text{ж}}} \times V_{св}^2$,

где $D_{\text{ж}}$ - коэффициент диффузии примесного элемента в жидком алюминии ((7,2...15,0)·10⁻⁹ м²/сек); k - коэффициент распределения примеси в расплаве на межфазной границе (для системы (Al+Cu) $k = 0,01$); $\ln e = 0,43429$.

С помощью статистической обработки параметров процесса методом наименьших квадратов была получена математическая модель, которая может быть представлена уравнениями регрессии в виде линий уровня (F_h), соответствующих толщине 3,5·10⁻³ м для алюминиевого сплава АМз-б в виде:

$$F_h = 0,291 \cdot (V_{св})^2 - 0,629 \cdot V_{св} \cdot f_{\text{сп}} + 110,521 \cdot V_{св} + 0,425 \cdot (f_{\text{сп}})^2 - 163,752 \cdot f_{\text{сп}} + 16295,792 \quad (2)$$

где $f_{\text{сп}}$ - собственная частота кристаллизации, Гц;

$V_{св}$ - скорость сварки, ×10⁻⁴ м/сек.

Изучение влияния технологических параметров на характер кристаллизации проводилось на основе критерия полного провара всей толщины пластин (3,0...3,5)×10⁻³ м, который оставался неизменным при росте мощности источника тепла ($q_0 = I_{св} \cdot U_0$), скорости сварки ($V_{св}$), эффективного и термического к.п.д.

На втором этапе системного подхода исследовалась топография слоистости в микроструктуре, которая включала чередование полос в виде изотерм кристаллизации, состоящих из разных по форме составляющих структур:

- от полос в виде равноосных ячеек (Рис. 3,а);
- до полос вытянутых столбчатых ячеисто-дендритных образований (Рис. 3,б);
- при форсированных режимах сварки (максимальные скорости) в осевой части шва образуются крупные полиэдры в форме равноосных кристаллитов с дендритной структурой (Рис. 3,в), либо формируется осевой кристаллит.

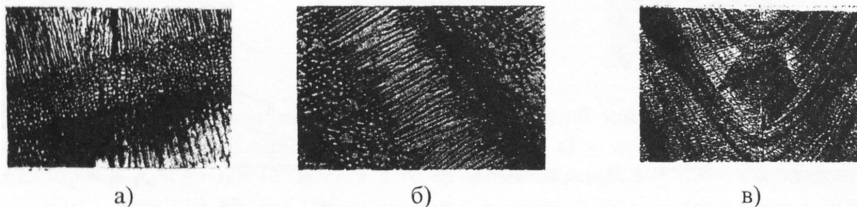


Рис. 3. Изменение микроструктуры металла шва в процессе сварки при колебаниях скорости кристаллизации с образованием полос мелких равноосных ячеек: а) - алюминиевый сплав (Al+ 3,0%Cu), сварка со скоростью $V_{св} = 1,37 \times 10^{-2}$ м/сек, ×170; б) - сплав системы (Al+ 2,0%Cu), ×200; в) - алюминиевый сплав (Al+0,5% Cu) после сварки со скоростью $V_{св} = 1,0 \times 10^{-2}$ м/сек, ×160.

На третьем этапе методом радиоактивных изотопов, используемым другими исследователями, было установлено наличие химической неоднородности по слоям. Зафиксировано ступенчатое чередование трёх участков слоя в строгой последовательности по направлению движения (в соответствии с расположением

полос): 1) от участка с наибольшим содержанием примеси, 2) к участку со средним количеством и 3) далее к участку с минимальным содержанием.

Подобные изменения свидетельствуют о неравномерном перемещении фронта кристаллизации, которое определено в эксперименте микроносьёмкой как для непрерывного процесса сварки (Рис.4), так и в случае импульсной точечной сварки (Рис.5), когда отсутствует подвод внешней энергии. Численные значения мгновенной скорости кристаллизации твёрдой фазы, как показывают циклограммы, периодически меняются с собственной частотой кристаллизации и включает период ускорений, замедления и последующую остановку (Рис. 4). Для сплавов с низкой теплопроводностью и технически чистых металлов, например *армко-железа*, возможно подплавление затвердевшего металла во время остановки (Рис. 4,б), при

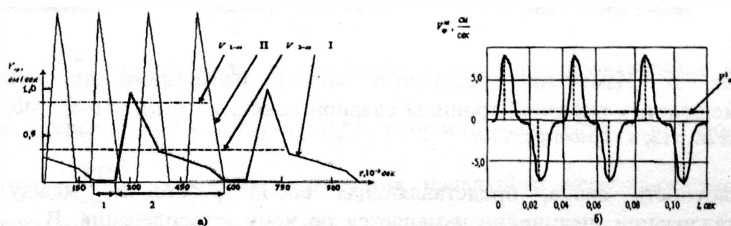


Рис. 4. Изменение мгновенной скорости кристаллизации межфазной поверхности в процессе дуговой сварки: а – сталь *X18H10T* (I - толщина $1,0 \times 10^{-3}$ м, скорость сварки $V_{1-св} = 3,06 \times 10^{-3}$ м/сек; II - толщина $0,5 \times 10^{-3}$ м, скорость сварки $V_{2-св} = 8,69 \times 10^{-3}$ м/сек); б – *армко-железо* (толщина $2,0 \times 10^{-3}$ м, скорость сварки $V_{3-св} = 1,56 \times 10^{-3}$ м/сек).

которой происходит переход примесных элементов из твёрдой фазы в расплав.

Видео съёмка непрерывного процесса сварки стали *X18H10T* толщиной $1,0 \times 10^{-3}$ м показала, что мгновенные значения скорости затвердевания ($V_{кр}$) при скорости сварки в $3,06 \times 10^{-3}$ м/сек достигают максимума в $10,0 \times 10^{-3}$ м/сек, снижаясь до нулевого значения при остановке (Рис. 4,а).

Аналогичные данные зафиксированы и для импульсной сварки технически чистого титана *BT-1.0* толщиной $1,5 \times 10^{-3}$ м: мгновенные значения скорости затвердевания ($V_{кр}$) в радиальном направлении за один цикл изменялись от $(14,0 \dots 18,0) \times 10^{-3}$ м/сек до нулевых. Средние же значения скорости перемещения межфазной границы значительно ниже мгновенных монотонно убывают на завершающем этапе прерывистой кристаллизации, начиная с величины $2,9 \times 10^{-3}$ м/сек. При этом частота кристаллизации остаётся постоянной и равной 110 Гц.

В отличие от титана, при точечной сварке технически чистого алюминия скорость кристаллизации увеличивается с ростом скорости охлаждения и коэффициента теплопроводности, но уменьшается с возрастанием скрытой теплоты затвердевания и плотности металла ($\frac{dx}{dt} = \sqrt{\frac{\lambda \cdot \omega_{\text{зл}}}{\Delta H \cdot \gamma}}$).

Численный расчёт скорости кристаллизации в радиальном направлении ($V_{кр} = \omega_{\text{зл}} / G_m$) на основе экспериментально полученных значений скорости

охлаждения и градиента температур подтвердил, что для периферии сварной точки скорость составила $10,5 \cdot 10^{-3} \text{ м/сек}$ (при $\omega_{\text{охл}} = 630^\circ\text{C/сек}$ и $G_m = 60000^\circ\text{C/м}$), а для участков ближе к центру - $26,5 \cdot 10^{-3} \text{ м/сек}$ (несмотря на меньшие значения $\omega_{\text{охл}} = 265^\circ\text{C/сек}$ и $G_m = 10000^\circ\text{C/м}$). При этом рост скорости приводит к увеличению расстояния между изотермами (Рис.5,а).

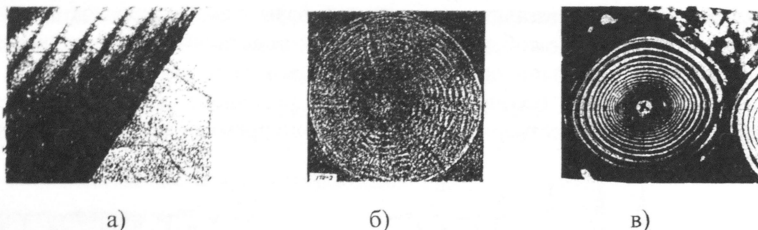


Рис. 5. Изменение расстояния между изотермами кристаллизации при перемещении межфазной границы сварной точки: а - сплав *АМз-6*, х340; б - технически чистый *Ni*, х12; в - *армко-Fe*, х70.

Плотность слоёв, представляющая собой расстояние между изотермами кристаллизации, нелинейно изменяется по ходу затвердевания. В *армко-железе* это расстояние от периферии к центру сварной точки уменьшается (Рис. 5,в), в алюминиевом сплаве *АМз-6* - увеличивается (Рис. 5,а) и в никеле (*Ni*) – остаётся постоянным (Рис. 5,б). Эта особенность объясняется различием в теплофизических свойствах этих металлов и по этому признаку все металлы можно разбить на три группы (высокотеплопроводные, низкотеплопроводные и металлы со средней теплопроводностью).

В отличие от линейной скорости кристаллизации объёмная скорость изменяется в соответствии с термическим переохлаждением: для внешнего слоя точки (переохлаждение для *АВООО* (-30°C)) - $W_1 = m_1 / \tau = 0,609 \text{ г/сек}$; для слоя в середине радиуса - $W_2 = m_2 / \tau = 0,416 \text{ г/сек}$; для слоя ближе к центру точки (где переохлаждение для *АВООО* (-12°C)) - $W_3 = m_3 / \tau = 0,145 \text{ г/сек}$.

На четвёртом этапе проведённое совмещение циклограмм изменения мгновенной скорости и микроструктуры позволило установить, что:

- полосы равноосных ячеек образуются при ускорениях, столбчатая вытянутая структура – при замедлениях и остановках. Эта особенность характерна для сплавов, содержащих модификаторы эвтектического типа, например системы алюминий-медь (*Al+Cu*) с коэффициентом распределения примеси $k \ll 1$;
- совершенно противоположный эффект происходит в сплавах, содержащих модификаторы перитектического вида, например в системе алюминий-цирконий (*Al+Zr*) с коэффициентом $k \approx 1$. Полосы равноосных ячеек в этом случае образуются при замедлениях и остановках в продвижении фронта кристаллизации, когда возможно подплавление металла шва.

Поэтому совершенно очевидно, что получение мелкозернистой структуры зависит от системы легирования и характера изменения мгновенной скорости кристаллизации, которые являются следствием действия собственного частотного

механизма. Причиной такого характера изменения скорости кристаллизации является степенная зависимость от термokonцентрационного переохлаждения, являющегося движущей силой процесса затвердевания.

Термическое переохлаждение для чистых металлов, например, алюминия может достигать -30°C на периферии сварочной ванны, снижаясь к центру до величины -12°C , как показывают экспериментальные данные. В сталях это переохлаждение $(-12...-8)^{\circ}\text{C}$, но при этом концентрация серы (S) во внешних участках вызывает депрессию переохлаждения на $1,5^{\circ}\text{C}$, что составляет пятую часть от общего переохлаждения.

В соответствии с уравнением теплового баланса (выведено Н.Г. Гиршовичем) термическое переохлаждение в процессе кристаллизации меняется:

$$-\frac{dQ_{me}}{dt} + \frac{dQ_{exp}}{dt} = c \cdot \gamma \cdot V_o \cdot \frac{d(-\Delta T)}{dt}, \quad (3)$$

где $\frac{dQ_{me}}{dt} = -(\lambda \cdot S_{\delta} \cdot \frac{dT_{me}}{dx})$ - скорость теплоотвода в закристаллизовавшийся металл (соотношение Фурье); $\frac{dQ_{exp}}{dt} = (\Delta H \cdot \gamma \cdot S_{\alpha} \cdot V_{xp})$ - скорость выделения скрытого тепла кристаллизации; $\frac{d(\Delta T)}{dt}$ - скорость изменения начального переохлаждения; c - удельная теплоёмкость металла; V_o - объём слоя металла.

Отношение скорости охлаждения ($\omega_{охл}$) к величине термического переохлаждения (ΔT_{max}) остаётся величиной постоянной для выбранного режима кристаллизации, поскольку происходит их синхронное изменение с одинаковой частотой (Рис. 6). Эту частоту можно определить из выражения:

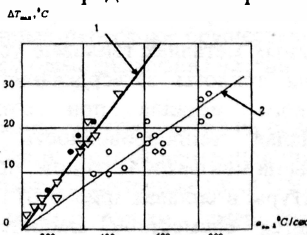


Рис. 6. Соотношение между скоростью охлаждения и термическим переохлаждением в процессе кристаллизации металла сварной точки из алюминия АВ000 толщиной 1,0 мм (экспериментальные точки взяты из работы С. Охта):

1 - частота 22,5 Гц для времени импульса $\tau_u = 5$ сек; 2 - частота 9,3 Гц для $\tau_u = 15$ сек;

● - охлаждение мелких капель АВ000 (данные взяты из работы Г.П. Брехаря).

$$f_{xp} = \frac{\omega_{охл}}{\Delta T_{max}}, \quad (4)$$

где $\omega_{охл} = (G_m \cdot V_{xp})$ - скорость охлаждения металла в точке плавления; $V_{xp} = (V_{св} \cdot \cos \varphi)$ - скорость кристаллизации; ΔT_{max} - величина начального максимального термического переохлаждения.

Степень влияния концентрационного переохлаждения в отличие от термического увеличивается от линии сплавления к оси шва, что подтверждается распределением критерия концентрационного переохлаждения (V_k/G).

Усиление концентрационного переохлаждения к оси шва при непрерывной дуговой сварке на форсированных режимах может вызывать образование отдельных крупных полиэдров (Рис. 3,в) кристаллизующихся также циклично с собственной частотой изменения температуры, например, в структуре алюминиево-медного сплава. Эта же особенность проявляется и в стали *X18Ni10T*, но при более жёстких условиях импульсной электронно-лучевой сварки.

Область образования полиэдров имеет незначительные размеры на оси шва, но именно в этой области не образуются полосы равноосных мелкозернистых ячеек, а локализуются в основном в средней зоне между линией сплавления и осевой частью (Рис. 3,в). Концентрация примеси на межфазной границе может вызывать не столько депрессию термического переохлаждения или его усиление, сколько создавать условия для активизации действия модификаторов.

Таким образом, основной причиной слоистости в структуре технически чистых металлов (рис. 2,а) является периодическое выделение скрытого тепла кристаллизации. Соотношение скорости тепловыделения при кристаллизации и скорости теплопроводности определяет характер изменения переохлаждения на фронте кристаллизации, приводя к замедлению, остановке или движению межфазной границы в обратном направлении при подплавлении затвердевшего металла шва. Результаты расчётов для сварки технически чистого металла (алюминий *AB000*) показали, что скорость уменьшения термического переохлаждения в большей степени определяется скоростью отвода тепла за счёт теплопроводности металла. Скрытая теплота кристаллизации в этом случае играет второстепенную роль.

В низкотеплопроводных металлах тепловые условия будут в основном зависеть от скорости выделения теплоты затвердевания, которая снимает термическое переохлаждение жидкого металла при сопутствующем влиянии низкой теплопроводности. Малая теплопроводность вызывает более интенсивное повышение температуры на межфазной границе, препятствуя рассеиванию тепла.

Дискретность структуры в сплавах (рис. 1,б) имеет более сложный характер. В этом случае проявляется совместное влияние двух механизмов (рис. 2,б): периодического выделения скрытого тепла при кристаллизации твёрдой фазы и концентрационной депрессии термического переохлаждения или его усиления при накоплении примеси на фронте.

Глава 3. Характерные закономерности формирования латентной зоны перед фронтом кристаллизации в рамках феноменологической модели.

Зона расплавленного металла сварочной ванны, расположенная перед фронтом кристаллизации, характерна тем, что в ней начинаются и в дальнейшем протекают физико-химические процессы в латентной форме.

Протяжённость этой зародышевой зоны, где отсутствуют турбулентные тепловые потоки, у линии сплавления ванны составляет величину $(0,14 \dots 0,5) \times 10^{-3} \text{ м}$, которая постепенно увеличивается к осевой части шва до

размера $(0,4...0,5) \times 10^{-3}$ м в стали *1Х18Н10Т*. Ширина слоя по оси ванны в 2...3 раза больше протяжённости зоны концентрационного переохлаждения.

Согласно общей теории кристаллизации масса расплава переходит в кристаллическое состояние не мгновенно и не одновременно во всём объёме, но при охлаждении жидкости до температуры кристаллизации или переохлаждения ($\Delta T, ^\circ\text{C}$) до более низких температур. Рост твёрдой фазы происходит либо в объёме из центров кристаллизации (ЦК), или начинается последовательно с полуплавленных зёрен межфазной границы.

До настоящего времени в научной литературе процессы затвердевания расплава сварочной ванны, движения фронта кристаллизации, роста зерен и кристаллитов металла описывались в макро- и микромасштабе, но отсутствует информация, связанная с изучением особенностей взаимодействия конгломератов молекул и мельчайших частиц на атомарном уровне.

Переход металла из жидкой фазы в твёрдое состояние сопровождается рядом кантовых процессов, которые можно представить в виде феноменологической модели, включающей три стадии.

Первая стадия связана с температурой жидкости, которая превышает температуру плавления материала. В этом состоянии частицы совершают хаотическое беспорядочное движение, свойственное состоянию атомов и молекул жидкого металла.

Тепловое движение частиц в жидкости носит характер колебаний с одной частотой ($1/\tau_0$) около временных положений равновесия. В некоторые моменты времени частицы резко смещаются, совершая скачкообразные трансляционные перемещения из одного положения равновесия в другое, преодолевая высоту потенциального барьера в момент чёткой синхронизации движения одновременно нескольких атомов. Трансляционные перескоки осуществляются с другой частотой ($1/\tau_1$) и соответствуют процессу самодиффузии частиц жидкости относительно своего ближайшего окружения.

Экспериментальное исследование спектра частот на основе изучения дифракции рентгеновских лучей или откликов от потока нейтронов позволило установить, что для частиц жидкого галлия (*Ga*) частота составила $1,5 \cdot 10^{12}$ Гц. При переходе в твёрдое кристаллическое состояние частотный режим смещается в область больших значений $2,0 \cdot 10^{12}$ Гц. Подобные данные были получены также для других молекул (аргон, вода). Период между трансляционными перескоками имеет большую величину ($\tau_1 = 10^{-10}$ сек). Полученная разница показывает, что каждая молекула совершает около 100 колебаний относительно одного и того же положения равновесия, прежде чем переменить своё место.

Аналогичных показателей частотного режима удастся достичь и расчётным путём для атомов чистого алюминия (с ГЦК решёткой) - $10,0 \times 10^{12}$ Гц или для частиц в квазикристалле более сложного состава на основе алюминия (*i - Al_{0,62}Cu_{0,255}Fe_{0,125}*) - $14,0 \times 10^{12}$ Гц.

Вторая стадия связана с понижением температуры жидкости до температуры фазового превращения, при которой увеличивается плотность жидкой фазы, и колебательное движение атомов способствует объединению их в отдельные

кластеры, число которых растёт с образованием многочисленных группы и конгломератов из большого числа кластеров.

Экспериментальные исследования рентгенографическим методом структуры жидкого расплава одноатомной жидкости вблизи температуры плавления, согласно данным многочисленных работ, подтверждают некоторое соответствие свойств жидкости свойствам твёрдого тела, несмотря на то, что жидкость – это система более динамичная.

На протяжении нескольких атомных слоёв в жидкости происходит формирование ближнего порядка в расположении атомов, которое подобно их расположению в кристаллической решётки твёрдого тела.

Формирование ближнего порядка связано с тем, что даже при температурах перегрева ($40...60^{\circ}\text{C}$, иногда до 300°C) в расплаве образуются устойчивые конгломераты атомов в виде кластеров небольших размеров. В объёме $1,0 \times 10^{-6} \text{ м}^3$ расплава алюминия, например, может содержаться $2,5 \times 10^{14}$ кластеров, что для зародышевой зоны объёмом $0,5 \times 10^{-9} \text{ м}^3$ при сварке позволит достигнуть величины $1,25 \times 10^{11}$ кластеров.

Зародыши в виде кластеров в металле могут представлять собой куб с усечёнными вершинами (содержащий до 305 атомов одного элемента) (Рис. 7,а), либо кластер более сложного строения (содержащий 3579 или 3655 атомов в каждом) (Рис. 7,б), включающий два элемента с различным кристаллографическим строением решёток. Встречаются зародыши в виде так называемых мицелл (Рис. 7,в), которые с изменением температуры меняют свою упорядоченность частиц и перестраиваются в энергетически более стабильные икосаэдрические симметричные комплексы.

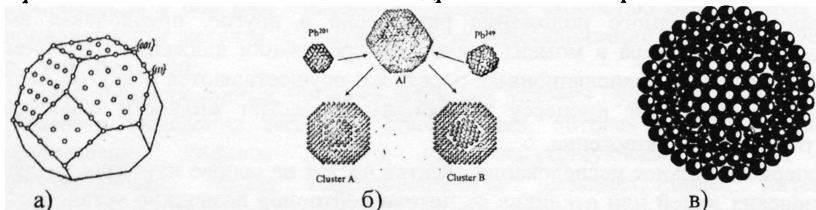


Рис. 7. Схематическое строение зародышей в жидком металле: а – гомогенный зародыш с решёткой гранецентрированного куба; б – кластеры двух типов в алюминиевой матрице; в – наномицеллы с плотной упаковкой атомов.

Размер критического радиуса ($r_{кр}$) зародыша, например, для кластера кремния в расплаве алюминия, можно оценить по формуле:

$$r_{кр} = \frac{2 \cdot \sigma \cdot T_0 \cdot V}{L \cdot \Delta T} = \frac{2 \cdot 0,68 \cdot 843}{2,4 \cdot 10^3 \cdot 6 \cdot 1,6 \cdot 10^6} = 50 \times 10^{-9} \text{ м}, \quad (5)$$

где σ - поверхностное натяжение на границе «кристалл-расплав» (680 мДж/м^2); V - удельный объём кристалла; L - скрытая теплота межфазного перехода; T_0 - равновесная температура плавления (570°C или 843°K); ΔT - термическое переохлаждение жидкой фазы (-6°C).

Диаметр кластеров $\leq 100 \times 10^{-9} \text{ м}$ представляет собой критическую величину наноструктурного устойчивого образования, размер которого служит переходом от микро - к макро-масштабу и наоборот.

Объединяя кластерную модель жидкости и общепринятую оболочечную модель электронной структуры кластеров, можно предположить, что свободно блуждающие кластеры с ростом их численности и размеров начинают взаимодействовать друг с другом по средствам устойчивой замкнутой оболочки из поверхностных валентных электронов. Эта оболочка образуется вокруг остова из ионов и оказывает влияние на время жизни конгломерата, которое может составлять $(10^{-5} \dots 10^{-8}) \text{ сек}$ и меняться в зависимости от частоты столкновений, увеличиваясь тем самым до сравнительно больших величин $(10^{-2} \dots 10^{-3}) \text{ сек}$.

Колебания кластеров не подменяют в жидкости тепловых колебаний отдельных атомов и существуют в жидкости одновременно. Вычисленные частоты колебаний кластеров на четыре порядка меньше частоты для отдельных атомов и составляют: для алюминия (Al) $4,4 \cdot 10^8 \text{ сек}^{-1}$, для железа (Fe) - $10,0 \cdot 10^8 \text{ сек}^{-1}$.

В то же самое время наличие в кластере вокруг остова из ионов устойчивой замкнутой оболочки из свободных валентных электронов определяет не только структуру конгломерата в целом, но и характер его поведения в процессах взаимодействия. Внешняя электронная система совершает собственные колебания, которые отсутствуют для отдельных атомов, и носят название «плазменных», поскольку аналогичны колебаниям электронного газа в плазме.

Частота электронных колебаний отлична от частот в макроскопических образованиях и имеет сложную структуру. По предварительной оценке величина их может составлять $4,9 \cdot 10^7 \text{ сек}^{-1}$ и изменяться в зависимости от плотности электронов (в рамках классической физики):

$$\Omega = \sqrt{\frac{4 \cdot \pi \cdot n \cdot e^2}{3 \cdot m}}, \quad (6)$$

где e, m – заряд и масса электрона, соответственно; n – плотность электронов в кластере.

Третья стадия является заключительной и соответствует фазовому превращению. Переход через межфазную границу осуществляется одновременно в виде перемещения слоя кластеров некоторой толщины после установления соответствующих условий. При достижении некоторого критического значения частоты ($\omega_k = 2 \cdot k \cdot \pi \cdot t_c^{-1}$) динамическое состояние кластерных групп становится неустойчивым и наблюдается «срыв», когда слой кластеров определённой толщины оседает, поскольку линейная скорость каждого конгломерата становится равной нулю в результате полной диссипации подводимой извне энергии. Величина критической частоты (f^*) при увеличении размера кластеров убывает со 170 Гц до 60 Гц, характерных для условий сварки.

Имитация в феноменологической модели поэтапного послойного оседания или перехода многочисленных групп частиц из возбуждённого колебательного движения в неподвижное состояние, позволяет на основе киносъёмки рассматривать переход подобного рода, как переход через межфазную границу при кристаллизации металла. Такой переход происходит за счёт установления критической частоты воздействия

электромагнитного поля системы на заряженные кластеры, что согласуется с механизмом послойной кристаллизации металла шва при сварке.

Таким образом, при переходе через межфазную границу происходит постепенная трансформация частотных механизмов, начиная с частоты колебаний отдельных атомов $f_0 = (0,71...14,0) \cdot 10^{12} \text{ Гц}$, поэтапно переходящих к частоте послойного перехода $f_{\text{сп}} = (60...170) \text{ Гц}$.

Согласно теории колебаний, действие двух и более механизмов возбуждения в колебательной системе могут вызывать смешанные колебания (вынужденные, параметрические и автоколебания), устойчивость которых определяется неравенством $A_p^2 \phi A_a^2/2$: квадрат амплитуды резонансных колебаний (A_p^2) должен превышать половину квадрата амплитуды автоколебаний ($A_a^2/2$).

Воздействуя внешними тепловыми и электромагнитными источниками на электронную оболочку кластеров в зародышевой зоне для целенаправленного управления смешанными результирующими колебаниями, можно регулировать не только момент перехода из жидкого состояния в твёрдое, но и степень измельчения кластерных образований в широких пределах, поскольку итоговая частота кристаллизации элемента структуры в виде дендрита на микроскопическом уровне, как показывает эксперимент представленный в Главе 2, составляет $f_{\text{сп}} = (0,8...215) \text{ Гц}$.

Глава 4. Разработка принципиальных положений технологического метода управления структурообразованием сварного соединения.

Многие способы внешнего периодического воздействия на металл ванны при сварке, несмотря на ряд полученных положительных эффектов, не нашли широкого применения в технологическом процессе.

Действие внешнего источника периодических возмущений в виде электромагнитного поля, модуляции сварочного тока или механических колебаний дуги и др., в процессе сварки оказывает существенное влияние на характер изменения выходных параметров процесса кристаллизации, как в положительную сторону, так и отрицательную. Так несогласованность действий температурных колебаний от внешнего дугового источника и тепловых колебаний, происходящих на межфазной границе на микроуровне, может приводить к повышению вероятности образования трещин, о чём будет изложено далее в Главе 5.

Согласно теории колебаний взаимодействие двух независимых частотных механизмов может вызывать: эффект взаимной их конкуренции либо синхронизацию, биеение, многомодовые режимы, стохастичность и рассогласованность, вплоть до почти полного подавления. Причём в последних случаях могут развиваться автоволновые процессы (АВП), которые имеют место в неравновесных системах и описываются в рамках теории самоорганизации или синергетики.

Модельные испытания с записью осциллограмм температуры в хвостовой части эллипсоидной ванны расплава показали, что мгновенные значения температуры в точке на межфазной границе и градиент температуры вблизи изотермы плавления ванны колеблются с собственной частотой в некотором интервале температур. Для обычных условий кристаллизации этот интервал составляет $\Delta T = (6+10)^\circ\text{C}$ для сплава

Вуда. Применение действия внешнего реверсируемого электромагнитного поля (ЭМВ) на расплав с увеличивающейся частотой позволяет расширить интервал до максимальных величин $\Delta T = 42,9^\circ\text{C}$ (резонансные условия), которые для стали *1Х18Н9Т* достигают пределов $\Delta T = (200 + 270)^\circ\text{C}$. Дальнейшее увеличение частоты ведёт к уменьшению интервала и изменению его периодичности.

Температурные колебания определяют величину перегрева и переохлаждения по отношению к интервалу затвердевания сплава и напрямую связаны с изменениями мгновенной скорости передвижения границы раздела фаз, фиксируемых с помощью киносъёмки (Рис. 8,а).

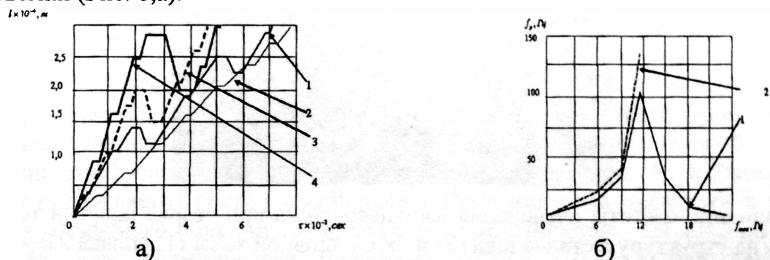


Рис. 8. График зависимости перемещения межфазной границы (а) и результирующей частоты f_p колебаний фронта кристаллизации при затвердевании от частоты внешних колебаний дуги (б) при сварке сплава *10Х11Н20Т2Р* толщиной $2,0 \times 10^{-3}$ м: а – обозначения: 1 - $f_{\text{внеш}} = 10,0 \text{ Гц}$; 2 - $f_{\text{внеш}} = 12,0 \text{ Гц}$; 3 - $f_{\text{внеш}} = 18,0 \text{ Гц}$; 4 - $f_{\text{внеш}} = 24,0 \text{ Гц}$; б – обозначения: 1 - экспериментальные данные; 2 - расчётные данные.

Колебания скорости на микроскопическом уровне происходят с собственной частотой (8,0...12,0) Гц (о чём говорилось в Главе 2), которая не изменяется в условиях дополнительного теплового воздействия внешним источником с меньшей постоянно действующей частотой (1,0 Гц). При этом отсутствует строгая периодичность и в отдельные периоды времени наблюдается усиление максимальных значений мгновенной скорости кристаллизации с $1,0 \times 10^{-3} \text{ м/сек}$ до $1,6 \times 10^{-3} \text{ м/сек}$, или снижение минимальных величин с $0,52 \times 10^{-3} \text{ м/сек}$ до $0,13 \times 10^{-3} \text{ м/сек}$. В то же самое время при действии двух и более независимых частотных механизмов увеличением частоты внешнего теплового воздействия можно подстраивать систему под одну из частот, которая будет результирующей.

В области действия параметрического резонанса одного из механизмов результирующая частота достигает максимальной величины (Рис. 8,б).

В микроструктуре сварных соединений из алюминиевого сплава *АМг-6* или титанового сплава *ОТ4-1*, после импульсно-дуговой сварки плавящимся электродом или сварки колеблющимся электронным лучом наблюдается одновременное измельчение не только первичных форм структурных составляющих металла шва (Рис. 9,2-б,в,г), но и измельчение структуры в зоне термического влияния (ЗТВ) (Рис. 9,1-б,в,г). Увеличение частоты следования импульсов (с 0 Гц до 50 Гц для *АМг-6* и до 33 Гц для *ОТ4-1*) сопровождается закономерным уменьшением среднего размера зерна закристаллизовавшегося металла. Достигнув минимального значения при резонансной частоте для выбранной скорости, зёрна микроструктуры в дальнейшем

при повышении частоты до 100 Гц и 1000 Гц укрупняются, например, в титановом сплаве ОТ-4.

Анализ полученных данных позволяет прийти к выводу, что установление собственного частотного механизма кристаллизации и возможность осуществления внешнего пульсирующего воздействия с той же частотой будут способствовать возникновению условий резонанса. Возможность управления процессом кристаллизации металла с помощью резонансных условий составило основу нового способа измельчения структуры.

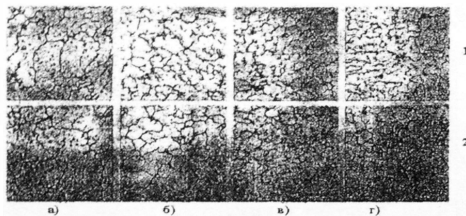


Рис. 9. Влияние частоты следования импульсов тока при сварке пластин толщиной $4,0 \times 10^{-3}$ м на структуру металла шва (2) и около шовной зоны (1) сплава АМг-6 (х300): а – сварка без импульсов на режиме: $I_{св} = 350$ А, $U_{д} = 30$ В, $V_{св} = 10 \times 10^{-3}$ м/сек; б-г – частота следования импульсов тока соответственно 10, 50 и 100 Гц.

Явление параметрического резонанса позволяет активно влиять на зародышевую зону и создавать условия образования дополнительных центров кристаллизации (ЦК) для получения мелкозернистой равноосной структуры.

Экспериментальным подтверждением действия резонанса являются примеры сварки различных металлов и сплавов (Рис. 10):

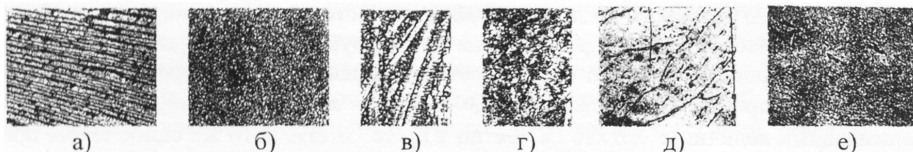


Рис. 10. Первичная микроструктура металла шва после сварки:

а – обычные условия сварки неплавящимся электродом алюминиевого сплава 1925, х100; б – сварка того же сплава, что и на а), но с импульсным подогревом ЗТВ с частотой $f = 7$ Гц ($I_{имп} = 60$ А; $t_{имп} = 0,05$ сек), х100; в – обычные условия сварки стали 42Х2ГСНМ без колебания дуги, х100; г – сварка той же стали, что и на в), но с поперечными колебаниями дуги частотой $f = 3$ Гц и амплитудой $3,5 \times 10^{-3}$ м, х100; д – обычные условия сварки алюминия АД-1 плавящимся электродом диаметром $2,0 \times 10^{-3}$ м, х200; е – сварка того же алюминия, что и на д), но с колебаниями электрода частотой $f = 50$ Гц и амплитудой $0,5 \times 10^{-3}$ м, х200.

1) сварка алюминия АД-1 плавящимся электродом с поперечными колебаниями электрода с частотой 50 Гц при $V_{св} = 5,42 \times 10^{-3}$ м/сек (в структуре алюминия произошло измельчение зерна с 70×10^{-6} м до 25×10^{-6} м, т.е. более чем в два раза) (Рис. 10, д, е);

2) сварка аустенитной стали Х18Н10Т неплавящимся вольфрамовым электродом с поперечными колебаниями дуги с частотой 3,0 Гц при $V_{св} = 3,33 \times 10^{-3}$ м/сек

(микроструктура претерпевала значительные изменения - исчезала столбчатость первичных дендритов, присущая другим режимам колебаний дуги (Рис. 10,в), границы кристаллитов стали размытыми и пропала плоскость слабины (Рис. 10,г));

3) пример внешнего воздействия в противофазе является сварка алюминиевого сплава 1915 с добавками циркония при периодическом подогреве затвердевшего металла шва с частотой 7 Гц при $V_{\text{св}} = 3,33 \times 10^{-3} \text{ м/сек}$ (послойное формирование равноосных ячеек в этом случае позволило получить сплошную мелкозернистую структуру в шве (Рис. 10,б)). Эта структура существенно отличается от столбчатой вытянутой структуры, характерной для обычных условий сварки (Рис. 10,а).

Известно, что при температуре плавления металла коэффициент самодиффузии (D) изменяется скачкообразно и его значения для жидкого индия (In) по сравнению с твёрдым состоянием увеличиваются в $3,2 \cdot 10^3 \text{ раз}$ или для свинца (Pb) в $3,5 \cdot 10^4 \text{ раз}$.

Воздействие такого же характера на расплавленный металл будет оказывать наложение внешнего переменного магнитного поля с резонансной частотой. Ускорение диффузионного проникновения, например, атомов Fe в алюминиевую матрицу определяется ростом соотношения коэффициентов диффузии в условиях действия магнитного поля (частотой 50 Гц и напряжённостью $\approx 24 \cdot \text{кА/м}$) и без него $D_{\text{мг}} / D = 1,5$ для алюминиевого бинарного сплава ($Al + Fe$) при температуре $T_{\text{исп}} = 940^\circ \text{C}$.

Ещё большего эффекта удаётся достичь для твёрдого металла в сплавах на основе железа с содержанием незначительного количества алюминия (Al), обладающих меньшей теплопроводностью. При этом значения коэффициента диффузии увеличиваются в 12 раз при совпадении частот.

С увеличением частоты при колебаниях жидкой среды происходит рост коэффициента теплоотдачи, который достигает своего ярко выраженного максимума в резонансных условиях.

Определить периодичность роста дендритов при кристаллизации экспериментальным путём не всегда возможно, и этом случае разработка адекватной математической модели дискретного затвердевания металла шва позволяет предварительно давать некоторую качественную оценку процесса.

Такая модель, описывающая дискретность кристаллизации дендрита, была предложена Г.А. Славиным после обобщения результатов работ Н.Н. Рыкалина, Н.Н. Прохорова, Б. Чалмерса, У.А. Тиллера и других.

Математическая модель описывает нелинейную краевую задачу системы «жидкая фаза – дендрит» в виде дифференциальных уравнений в частных производных. Одномерная задача включает пять основных уравнений и тринадцать вспомогательных, включая уравнения теплопроводности Фурье для движущейся системы координат, уравнение диффузии примеси и уравнение теплообмена на границе раздела фаз. Дискретность учитывается условиями образования термического переохлаждения ($V(t) = A_4 \cdot \Delta T(t, x)$) и концентрационной депрессии переохлаждения жидкого металла у межфазной границы ($\Delta T(t, x)_{x=0} = T_s - T_x(t, x) - m \cdot C(t, x)$), приводящих к остановке фронта.

Модель решается численным методом на ПК. Адекватность этой модели оценивается по изменению скорости роста дендрита, температуры и распределению примеси в период, который соответствует частоте собственных колебаний процесса.

Таким образом, можно ожидать для металла сварного соединения, полученного в условиях действия внешних колебаний с резонансной частотой, значительного повышения сопротивляемости образованию горячих и холодных трещин.

Глава 5. Технологическая прочность металла сварных соединений, как показатель функциональной связи режима сварки и структурных различий в шве.

Заключительный этап работы был посвящён определению свойств сварного соединения, полученного при реализации нового способа управления структурообразованием.

Внешнее периодическое воздействие на фронт кристаллизации способствовало измельчению не только первичной структуры шва более, чем в два раза, но и металла зоны термического влияния.

Эффективный ввод энергии позволил сократить время пребывания металла ЗТВ при повышенных температурах, что важно для металла, склонного к росту зерна.

Теория технологической прочности, разработанная Н.Н. Прохоровым и развитая в дальнейшем Э.Л. Макаровым, Б.Ф. Якушиным, В.С. Гаврилюком, Н.Никол. Прохоровым и другими позволяет определять изменение свойств металла сварного соединения при испытаниях в высокотемпературной области и при комнатных температурах.

При высоких температурах твёрдо-жидкого состояния металла происходит образование «горячих» трещин. В низкотемпературной области, где развиваются не только релаксационные процессы, но и происходят полиморфные превращения, возможно появление «холодных» трещин.

Вероятность образования высокотемпературного разрушения определяется соотношением величины минимальной пластичности и темпа нарастания линейной усадки в пределах температурного интервала хрупкости.

Машинные испытания по методике МВТУ ЛТП-1.6 сварного соединения, полученного в условиях резонанса, показали повышение пластичности для стали *0Х18Н10Т* на 54% при одновременном сужении *ТИХ* на 30% по сравнению с обычными условиями. При этом критическая скорость деформирования увеличилась: для этой же стали на 53% и на 16-78% для магниевых сплавов. В то же самое время образцы, сваренные с частотой не соответствующей резонансной области, могли обладать меньшей стойкостью против образования горячих трещин по сравнению с обычными условиями сварки.

При сварке проб «рыбий скелет» конструкция образца предусматривает постепенное изменение жёсткости в сварном сечении сварочной ванны. Значения коэффициента трещинообразования при этих испытаниях снижаются (Рис. 11): для алюминиевого сплава *АМг* (Рис. 12,б) с 70% до менее 7%, для сплава *КВК-32* – с 50% до 10% (Рис. 11,а), т.е. в (5...10) раз. При этом характер изменения показателя технологической прочности от частоты внешнего воздействия, имея в области резонансных частот минимальные значения, остаётся тот же самый вне зависимости от вида источника внешнего воздействия – электромагнитного воздействия,

действия модулированного тока или механических колебаний дуги. Это подтверждает правильность выбранного направления.

Аналогичным образом изменяется и пористость с увеличением частоты внешнего воздействия для чувствительного в этом отношении титанового сплава.

Холодные трещины, как правило, зарождаются по границам аустенитного зерна, где в большей степени сосредоточены кристаллографические несовершенства и одновременно развита химическая неоднородность. Эффект измельченности

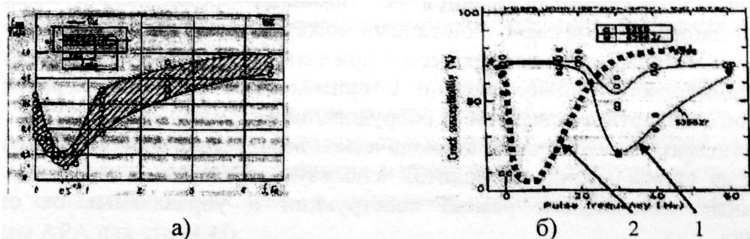


Рис. 11. Влияние частоты колебаний внешнего источника на вероятность образования горячих трещин в металле сварного шва при испытании образцов «Рыбий скелет»: а) – сварка с ЭМВ стали КВК-32; б) – сварка модулированным током алюминиевого сплава системы (Al+Zn+Mg) толщиной $6,0 \times 10^{-3}$ м ($I_{св} = (195-205)$ А; $U_d = (28-29)$ В): 1 - $V_{св} = 6,67 \times 10^{-3}$ м/сек; 2 - $V_{св} = 2,5 \times 10^{-3}$ м/сек.

металла сварного соединения в целом будет повышать сопротивляемость образованию холодным трещинам за счёт измельчения аустенитного зерна и снижения влияния ликвации на разницу в содержание элементов в зерне и прослойках. В дополнении к этому склонность к образованию холодных трещин определяется: уровнем напряжений и критическим содержанием диффузионно-подвижного водорода.

Испытания по методике МВТУ ЛТП-2.5, предусматривающие нагружение сварного соединения двухосным статическим изгибом, убедительно подтвердили увеличение уровня разрушающих напряжений в 3-3,5 раза для низкоуглеродистой высокопрочной стали КВК-22, в 1,5 раза для стали ЭП-56, особенно склонной к водородному охрупчиванию, в 1,4 раза для алюминиевого сплава АМг-6.

В области режима частотного резонанса зафиксировано минимальное содержание диффузионно-подвижного и остаточного водорода. В некоторых работах установлено положительное изменение эксплуатационных характеристик:

- 1) рост ударной вязкости;
- 2) снижение порога хладоломкости с $(-60)^{\circ}\text{C}$ до $(-70)^{\circ}\text{C}$;
- 3) повышение работы зарождения трещины, например, для магниевых сплавов ВДМ-3 на 70-130%.

Таким образом, экспериментально подтверждена возможность эффективного управления структурообразованием при реализации условий резонанса на межфазной границе в процессе кристаллизации металла шва при сварке.

Формирование мелкозернистой структуры позволяет обеспечить высокую пластичность металла сварного соединения, а также повышенную сопротивляемость образованию горячих и холодных трещин.

Глава 6. Модернизация сварочного оборудования в рамках нового направления на основе развития созданных синергетических систем управления параметрами сварки.

Перспектива развития нового научного направления «Физические основы управления структурообразованием с помощью резонансных явлений при кристаллизации металла сварочной ванны» может быть связана как с особенностями протекания металлургических процессов при затвердевании металла сварного шва и зоны термического влияния, так и с применением ряда ранее разработанных элементов стандартного сварочного оборудования.

Дополнительное внешнее периодическое воздействие электромагнитного поля на расплав ванны можно проводить, используя стандартные сварочные головки, снабжённые соленоидами разной конструкции и управляемые от отдельного источника.

Технологический режим модуляции тока стал возможным благодаря сочетанию в одном источнике блока стабильного горения дуги и специально созданного блока, генерирующего импульсы тока. Процесс сварки с наложением импульсов тока может сочетаться с модуляцией скорости подачи проволоки и иметь различные циклограммы:

- импульсы тока строго синхронизированы с импульсами подачи электрода;
- импульсы тока налагают в момент разгона электрода;
- либо импульсы тока налагают в момент остановки движения электрода.

В последнее время широкое применение при сварке плавящимся электродом в среде защитных газов находят механизмы, обеспечивающие импульсную скорость подачи электродной проволоки. Выбор оптимальных параметров тока для создания синергетических систем управления режимами проводится на базе трёх основополагающих критериев: плавления электрода, стабильности горения дуги и критерии мелкокапельного переноса металла электродной проволоки.

Однако, выше указанные аналоги механизмов и оборудования не позволяют обеспечивать широкий диапазон плавного регулирования частотного режима, что требуется при научном подходе к выбору частоты воздействия на основе данной работы.

Эти особенности заставляет модернизировать существующие источники питания и совершенствовать системы управления.

Общая методика выбора численных значений технологических параметров для нестационарного процесса импульсно-дуговой сварки должна включать два этапа.

Первый этап связан с установлением собственной частоты кристаллизации металла шва ($f_{\kappa} = \varphi(\frac{q}{V_{\kappa} \cdot \delta})$), которая зависит от толщины металла, величины тока и скорости сварки и определяется по методике, изложенной в Главе 4.

На втором этапе общей методики необходимо рассчитать технологические параметры: амплитуду тока импульса (I_n), длительность импульса (t_n), базовый ток (I_0) и длительность паузы (t_n) в пределах периода следования импульсов $T = (t_n + t_n)$

на основании установленной предельной частоты (собственной частоты кристаллизации, определённой на первом этапе).

Возможные перспективы развития нового научного направления могут быть связаны не только с особенностями металлургических процессов кристаллизации металла сварного шва, но и с нестационарностью протекания структурных превращений в зоне термического влияния. Это особенно актуально при сварке легированных сталей с повышенным содержанием (более 0,22%) углерода, когда в результате структурных превращений при охлаждении металла образуются закалочные малопластичные структуры и возникает опасность появления холодных трещин.

Обычно стали такого класса, сваривают с предварительным и сопутствующим подогревом, при этом сварку выполняют многослойным швом с малым сечением каждого слоя и полученное соединение охлаждают с контролируемой скоростью. Полученная в этих условиях бейнитно-мартенситная структура образуется при скорости охлаждения $3,0^{\circ}\text{C}/\text{сек}$ в интервале температур $(400...700)^{\circ}\text{C}$ (анализ диаграммы АРА для стали 45).

Аналогичную структуру менее склонную к образованию холодных трещин удаётся получить при применении источника, использующего режим частотной модуляции тока при дуговой сварке стали 45. По сравнению с обычными условиями удаётся заметно снизить в структуре ЗТВ количество мартенсита с 90% до 40% с одновременным ростом бейнита с 10% до 60% (Рис. 12,а). При этом происходит изменение численных значений микротвёрдости структуры: для мартенсита снижение с $664,5H_{\mu}$ до $504,6H_{\mu}$; для бейнита снижение с $399,5H_{\mu}$ до $309,3H_{\mu}$ (Рис.12,в).

Создание пульсирующего температурно-деформационного цикла способствует

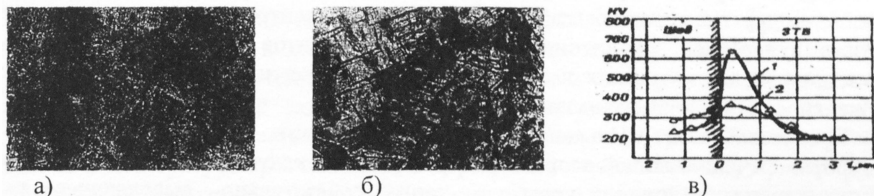


Рис. 12. Микроструктура зоны термического влияния (ЗТВ) сварного соединения металла из стали 45 толщиной 12 мм (а,б) и распределение твёрдости (в) после сварки: а - стационарной дугой, $\times 500$ (уменьшено в 2/3); б – модулированным током, $\times 500$ (уменьшено в 2/3).

интенсификации распада аустенита в металле ЗТВ с одновременным снижением длительности пребывания металла при высокой температуре (выше 1200°C).

Таким образом, управление кинетикой движения межфазной границы за счёт синхронизации внешнего воздействия с собственной частотой кристаллизации свариваемого металла в самом начале формирования соединения обеспечивает не только благоприятные условия затвердевания мелкозернистого металла, но и достижение высокого качества за счёт снижения вероятности дефектообразования в микроструктуре шва.

Общие выводы и результаты работы.

1. Формирование мелкозернистой разориентированной структуры металла зоны сварного соединения позволяет достичь высоких механических свойств металла шва, повысить сопротивление отрыву, обеспечить коррозионную стойкость и особенно увеличить технологическую прочность.

Достигнуть измельчения и улучшения микроструктуры удаётся и за счёт физико-химических реакций при металлургических способах модифицирования жидкого металла ванны и с помощью физических воздействий на свойства основного металла перед сваркой или изменений условий его кристаллизации во время сварки с помощью технологических методов управления структурообразованием.

Одинаковый результат, полученный при использовании различных приёмов, не имеет на данный момент единого научного разъяснения, но может быть объяснён с термодинамических позиций в особенности при раскрытии закономерностей образования и развития зародышевой зоны перед фронтом кристаллизации, несомненно, связанной со слоистостью структуры.

Предкристаллизационная зародышевая зона, где начинаются неравновесные нано процессы кристаллизации металла шва, может иметь решающее значение при измельчении структуры, особенно при использовании перспективных способов внешнего периодического теплового воздействия на расплав, усиленно развиваемых в последнее время.

2. Существующие факты периодичности при сварке в виде чешуйчатости поверхности шва, температурных колебаний при нагреве и охлаждении, слоистости в микроструктуре, характеризующих сложность процессов взаимодействия, как показывает анализ литературного материала, не имеет единого теоретического объяснения, а представляет собой точки зрения частного характера:

в одних случаях периодичность связывают с механизмом выделения скрытого тепла; в других условиях главным является концентрационное переохлаждение, возникающее при скоплении примесных элементов на движущемся фронте кристаллизации; в третьих главным является подвод и отвод тепла к межфазной поверхности от внешнего независимого источника.

Представленные положения следует объединить в единую теорию, как непротиворечащие общей теории кристаллизации, включая необходимые поправки и уточнения. Влияние скрытого тепла, обязательно выделяющегося при затвердевании, может играть второстепенную роль для высокотеплопроводных металлов, несмотря на имеющееся термokonцентрационное переохлаждение.

Отсутствие внешнего подвода тепла при импульсной сварке, как и при литье, не исключает периодичность в структуре, поскольку ведущая роль перераспределяется между скрытым теплом и степенью концентрационной депрессии переохлаждения для металлов и сплавов различных модификаций.

3. Проведённый нами анализ микроструктуры металла сварного шва, характер циклограмм изменений линейного перемещения межфазной границы, а также изменений мгновенной скорости и ускорения в процессе кристаллизации, периодический характер температурных изменений при нагреве и охлаждении и неравномерное распределение примесных элементов в шве вынуждает нас разобраться в природе этих явлений, которые проявляются в большом количестве

экспериментальных данных. Было установлено, что периодичность кристаллизации свойственна всем металлам и сплавам при этом собственная частота может явиться физической характеристикой материала. С собственной частотой происходит изменение мгновенной скорости линейного перемещения межфазной границы, полный цикл которой включает периоды ускорений, замедление, остановку и движение в обратном направлении.

Цикл кристаллизации в виде повторяющихся изотермических линий в структуре, проявляемых на макро- и микроуровне, начинается в зародышевой зоне расплава на атомарном уровне и напрямую влияет на структурообразование.

4. На основе общей теории кристаллизации, теории твёрдого тела и теории физико-химических процессов, рядом металлофизиков установлены явления колебаний и беспорядочных перемещений однородных мельчайших частиц в расплаве модельной жидкости при использовании зондирующих потоков медленных нейтронов и рентгеновского излучения.

Аналогичные явления имеют место и в жидких расплавах сложных сплавов, с учётом разной степени завершённости релаксационных процессов в зависимости от закономерностей, связанных с межфазным переходом при кристаллизации.

На основе предложенной в работе феноменологической модели и экспериментально подтвержденных явлений, происходящих в зародышевой зоне, было установлено три стадии перехода вещества из жидкого состояния в твёрдую фазу. Первоначально в зоне с высокой температурой при перегреве и малой плотностью хаотическое движение отдельных частиц применительно к конструкционным материалам представляет собой сложные электромагнитные колебания вокруг временных положений равновесия с частотой $10^{12}...10^{14}$ Гц с периодическими дискретными скачками при смене равновесного положения с существенно меньшей частотой 10^{10} Гц. На второй стадии в соответствие с уплотнением при снижении температуры жидкой фазы происходит формирование центров кристаллизации в виде кластеров и групп из них, имеющих ближний порядок и обладающих потенциальной энергией положения временного равновесия и кинетической энергией колебательного циклического движения с частотой, определяемой временем жизни кластеров $10^{-6}...10^{-8}$ сек. На третьей завершающей стадии при температуре кристаллизации переход многочисленных групп частиц из возбуждённого состояния в жидкой фазе в состояние с высокой упорядоченностью, характерного для твёрдого кристаллического тела с определённой структурой, происходит лавинообразно в виде сформировавшегося слоя некоторой нано толщины при трансформации частоты колебаний собственного электромагнитного поля кластеров в механические колебания слоя. В зависимости от размера частиц и толщины слоя численные значения частот могут лежать в диапазоне от 60 Гц до 170 Гц согласно литературным данным и по порядку аналогичны величинам, которые имеют место в процессе кристаллизации металла шва при сварке.

5. Процесс кристаллизации многими исследователями рассматривался в основном в масштабе макрособытий и, поэтому нано процессы, которые не только определяют характер кристаллизации, но и активно влияют на термодинамику его протекания, остаются без внимания при отсутствии глубокого анализа их роли и систематизации.

Первоначально в работе удалось установить, что частотная характеристика определяется действием внутренних причин, к которым можно отнести: периодическое выделение скрытого тепла при кристаллизации твёрдой фазы; накопление примесных элементов на межфазной границе; соотношение скоростей отвода тепла за счёт теплопроводности и выделения скрытого тепла кристаллизации, которое в итоге определяет скорость изменения термического переохлаждения на межфазной границе, как движущей силы процесса.

На конечный результат оказывают влияние также и внешние причины, связанные с колебаниями источника нагрева, механическими вибрациями всего изделия, блужданием катодного пятна нагрева и др., которые играют второстепенную роль по сравнению с внутренними, но могут усиливать или ослаблять амплитудные значения параметров кристаллизации.

Установленные в работе закономерности частного характера относительно микроуровня показали, что при сварке плавлением самоорганизующиеся, периодическое, устойчивое движение межфазной границы определяется тепловой обстановкой в зародышевой зоне расплава ванны, определяемой численными значениями технологических параметров $(I_{св}, U_{д}, T_{нод}, \frac{q}{V_{св} \cdot \delta})$, а также химическим составом, конфигурацией и объёмом сварочной ванны. Зависимость собственной частоты кристаллизации от технологических параметров и в первую очередь от скорости сварки имеет различный вид для чистых металлов и сплавов.

Частные зависимости для микромасштаба не могут в полной мере, как и математическое моделирование, выявить всю сложность процесса кристаллизации, который изначально формируется на атомарном и наноуровне. Функциональный принцип подхода к анализу необходимо осуществлять с позиций существования квантовых процессов перехода кластерных групп из жидкого состояния в твёрдое на основе порционного характера передачи внутренней энергии.

6. В жидком состоянии элементарные частицы однородного металла, совершая сложные колебательные движения, объединяются в кластерные конгломераты с минимальной энергией, достаточной для формирования центров кристаллизации, а при её недостаточном численном значении, включая процесс объединения кластерных групп в слой микроскопического размера, обладающего энергией активации для лавинообразного перехода в твёрдое состояние, можно предполагать трансформацию этих колебаний на микроуровень, характеризующий автоколебательный процесс.

Установленный механизм автоколебаний может явиться основой для принципиально новых технических решений, т.к. из факта существования автоколебаний следует возможность использования для управления теплофизическими явлениями в зародышевой зоне с помощью внешнего воздействия на материалы большого арсенала средств, хорошо апробированных в нелинейных колебательных и волновых процессах в рамках нового научного направления «Физические основы управления структурообразованием с помощью резонансных явлений при кристаллизации металла сварочной ванны».

7. Уровень энергии расплава на межфазной границе определяется суммой тепловой энергии источника нагрева, концентрацией примесных элементов, силовым

взаимодействием собственных электромагнитных полей элементарных частиц и оказывает доминирующее влияние при многообразных способах структурообразования, включая процессы модифицирования ванны с помощью порошкообразных материалов, электромагнитного перемешивания, использования модулированного сварочного тока.

Применение различных источников внешнего периодического воздействия на расплавленный металл ванны у межфазной границе, учитывая собственную частоту кристаллизации сложного сплава, содержащего в отличие от чистого многообразные химические элементы, для эффективного управления структурообразованием необходимо производить воздействие с той же частотой, создавая условия параметрического резонанса. Экспериментальным подтверждением представленной гипотезы является получение мелкозернистой разориентированной структуры металла шва из алюминия (*АД-1*) и его сплавов (*АМз-6, 1915*), сталей различного структурного класса (*КВК-22, Х18Н10Т, сталь 45*), титановых сплавов (*ОТ-4, ВТ-1.0*).

Создание условий резонанса в зародышевой зоне около межфазной границы позволяет не только эффективно управлять структурообразованием в литом металле шва за счёт регулирования температурными колебаниями величины термоконцентрированного переохлаждения, но и металле зоны термического влияния, где происходит существенные изменения активности диффузионных процессов дискретного перемещения легирующих и модифицирующих элементов в результате минимизации энергетических затрат.

Возможность компенсации колебаний от действия внутренних факторов применением внешних периодических источников может представлять собой интерес в других технологических процессах, когда будет возможен уход от случайного или эмперического подбора частот к научно-обоснованному назначению.

8. Сложность химического состава различных сплавов, используемых при сварке реальных конструкций, существенно отличающихся от технически чистых металлов и, тем более, модельных жидкостей, в процессе межфазового перехода с учётом представленных научных принципов и гипотезы, позволяет нам предположить возможность не только реализации установленных закономерностей квантовых процессов, но и осуществления подавления и раскачивания автоколебаний.

При сварке сплавов модифицированных элементами, которые способствуют образованию легкоплавкой эвтектики с основой, измельчение наступает при ускорениях процесса кристаллизации в результате резонансного теплового воздействия на зародышевую зону расплава. В этих условиях возрастает мгновенная скорость охлаждения, которая, усиливая переохлаждение расплава на межфазной границе, ускоряет процесс образования эвтектики, блокирующей рост твёрдого раствора основной фазы с последующей его коагуляцией;

Измельчение структуры металла шва при сварке сплавов, содержащих элементы, вызывающие перитектическую реакцию с основой, может наступать при периодическом замедлении процесс кристаллизации за счёт резонансного воздействия на затвердевший металл шва. Образование в этих условиях тугоплавких частиц интерметаллидов критического размера ($70...100$ нм), равномерно расположенных в кристаллизующемся слое, способствует реализации зародышевого механизма при кристаллизации твёрдого раствора основы.

9. Проверка возможностей управления структурообразованием за счёт создания резонансных условий на границе раздела фаз при кристаллизации была проведена с помощью прямого эксперимента. Сварка образцов в виде технологических проб, определяющих склонность к образованию горячих и холодных трещин, проводилась на сталях *КВК-22*, *X18H10T*, *сталь 45*, алюминиевых сплавах *АМз-6*, *1915* и титановых сплавах *ОТ-4*, *ВТ-1.0*.

Измельчённая структура металла сварного шва и зоны термического влияния, полученная в условиях резонанса, обеспечивает повышение стойкости против образования горячих трещин в высокотемпературной области и снижает вероятность образования холодных трещин в области низких температур по сравнению со структурой, полученной в обычных условиях сварки.

Формирование мелкозернистой разориентированной структуры металла сварного соединения способствует подавлению распространения трещин, повышению деформационной способности в температурном интервале хрупкости (ТИХ), сужению ТИХ, за счёт смещения нижней границы в высокотемпературную область, а также снижению темпа нарастания внутренних деформаций металла в ТИХ, за счёт увеличения амплитуды скачкообразных колебаний температуры при охлаждении.

Экспериментальным подтверждением практической реализации могут служить технические решения в виде соленоидов, входящих в комплект сварочной головки для сварки с ЭМВ, а также источники для импульсной сварки тонколистовых конструкционных материалов неплавящимся электродом, включая блок-схему коммутирующего устройства, управляющего плавной регулировкой частоты импульсов тока, что может представлять собой законченную систему.

10. Измельчённость первичной структуры металла шва, полученной в режиме резонанса, способствует уменьшению среднего размера вторичного зерна, изменив морфологию распада переохлаждённого аустенита в зоне термического влияния с переходом от реечного мартенсита для обычных условий сварки к структуре полностью нижнего бейнита, образующегося в условиях резонанса. Для сварки закаливающихся сталей такая особенность позволяет отказаться от предварительного и сопутствующего подогрева сварного изделия в целом, что значительно упрощает технологический процесс.

При условии резонанса дополнительно снижается количество газовой фазы в шве, в том числе содержание диффузионно-подвижного и остаточного водорода, что в конечном итоге повышает прочность металла в 1,4...2,5 раза по сравнению с нерезонансной областью режимов и с обычными условиями сварки.

11. Представленные в работе закономерности затвердевания в префронтальной зоне должны учитываться при исследованиях процессов, связанных с регулированием структуры металла, конструировании технологического оборудования, разработке технологий, касающихся кристаллизации из жидких расплавов и перекристаллизацией металла в твёрдом состоянии при термической обработке.

Эта тенденция подтверждается как при получении локальных зон расплавленного металла небольших размеров, так и в информации новых

запатентованных процессах металлургии по отношению к значительным размерам отливок.

Основное содержание работы отражено в публикациях:

1. Морозов В.П. Роль зародышевой зоны в процессе кристаллизации металла расплавленной ванны при дуговой сварке. technomag.edu.ru: Наука и образование: электронное научно-техническое издание. 2010. выпуск 08.URL <http://technomag.edu.ru/issue/160383.html>, (дата обращения 08.08.2010).
2. Морозов В.П. Особенности процесса кристаллизации металла расплавленной ванны при дуговой импульсно-периодической сварке. technomag.edu.ru: Наука и образование: электронное научно-техническое издание. 2010. выпуск 08.URL <http://technomag.edu.ru/issue/160430.html>, (дата обращения 08.08.2010).
3. Морозов В.П. Влияние колебательного механизма кристаллизации на процесс измельчения первичной структуры металла шва и зоны термического влияния. technomag.edu.ru: Наука и образование: электронное научно-техническое издание. 2010. выпуск 09.URL <http://technomag.edu.ru/issue/161301.html>, (дата обращения 09.09.2010).
4. Морозов В.П. Определение связи между периодичностью процесса кристаллизации металла сварного шва, изменениями мгновенной скорости затвердевания и показателями технологической прочности. technomag.edu.ru: Наука и образование: электронное научно-техническое издание. 2010. выпуск 09.URL <http://technomag.edu.ru/issue/161101.html>, (дата обращения 09.09.2010).
5. Морозов В.П. Влияние внешнего пульсирующего источника тепла на расплавленный металл сварного шва в процессе его кристаллизации с целью эффективного управления структурообразованием. technomag.edu.ru: Наука и образование: электронное научно-техническое издание. 2010. выпуск 10.URL <http://technomag.edu.ru/issue/162044.html>, (дата обращения 10.10.2010).
6. Морозов В.П. Роль выделения скрытого тепла в управлении структурообразованием процесса кристаллизации металла расплавленной ванны при сварке. technomag.edu.ru: Наука и образование: электронное научно-техническое издание. 2011. выпуск 11.URL <http://technomag.edu.ru/issue/286150.html>, (дата обращения 12.11.2011).
7. Морозов В.П. Характерные закономерности перехода жидкого расплавленного металла в твердое состояние на фронте кристаллизации в рамках феноменологической модели. technomag.edu.ru: Наука и образование: электронное научно-техническое издание. 2011. выпуск 12.URL <http://technomag.edu.ru/issue/282085.html>, (дата обращения 27.11.2011).
8. Морозов В.П. Влияние синхронизации собственной частоты колебательного механизма кристаллизации металла шва и частоты внешнего периодического воздействия на технологическую прочность в процессе сварки. technomag.edu.ru: Наука и образование: электронное научно-техническое издание. 2011. выпуск 12.URL <http://technomag.edu.ru/issue/289392.html>, (дата обращения 27.11.2011).
9. Морозов В.П. Особенности импульсно-периодического процесса лазерной наплавки при восстановлении деталей машиностроения / Сб. докладов ГНУ ГОСНИИТИ. 2011. Т. 108. С. 8-24.

10. Морозов В.П. Анализ условий формирования измельченной структуры при кристаллизации металла сварочной ванны с наложением внешних периодических возмущений. // Известие ВУЗов. Машиностроение. 2006. №8. С. 41-54.
11. Морозов В.П. Особенности процесса формирования первичной структуры сварных швов алюминиевых сплавов различных систем легирования при совместном действии периодического источника тепла и модификатора. // Известие ВУЗов. Машиностроение. 2006. №9. С.59-72.
12. Определение факторов, влияющих на образование трещин при лазерной наплавке порошков системы Ni-Cr-B-Si / В.П. Морозов [и др.] // Лазерные технологические установки и перспективы их применения на предприятиях отрасли: Сб. науч. ст., Москва. 1986 . С. 34-44.
13. Гаврилюк В. С., Взяткин Г.А., Морозов В.П. Установка для лазерной наплавки изношенных деталей машин // Лазерные технологические установки и перспективы их применения на предприятиях отрасли: Сб. науч. ст., Москва. 1986 . С. 27-29.
14. Анализ условий образования трещин при лазерной наплавке порошков системы Ni-Cr-B-Si / В.П. Морозов [и др.] //Сварочное производство. 1987. №5. С.7-9.
15. Мисюров А.И., Морозов В.П., Гаврилюк В.С. Повышение технологической прочности при лазерной наплавке // Инженерные методы обеспечения безопасности полетов при ремон. авиац.техн. ГА: Сб. науч. ст., М: РИО МИИГА, 1988. С. 14-19.
16. Установка для испытания пластичности сварных соединений: а.с. 1317316 СССР. №3985057: заявл. 11.05.86./ В.С. Гаврилюк, А.И. Мисюров, Г.А. Взяткин, В.П. Морозов // Б.И. 1988.№2.
17. Устройство для лазерной наплавки: а.с. 1394592 СССР. №4125972: заявл. 18.06.86./ В.П. Морозов, В.С. Гаврилюк, А.Г. Григорьянц // Б.И. 1988. №1.
18. Способ наплавки металлов: а.с. 1408671 СССР. №4155491: заявл. 04.12.86. / В.П. Морозов, В.С. Гаврилюк, А.Г. Григорьянц // Б.И. 1988.№4.
19. Способ лазерной наплавки: а.с. 1415585 СССР. №4083326: заявл. 03.07.86. / В.П. Морозов, Г.А. Взяткин, А.И. Мисюров // Б.И. 1988.№5.
20. Гаврилюк В.С., Измайлова Г.М., Морозов В.П. Влияние характера лазерного излучения на структуру наплавки и сопротивление образованию трещин применительно к восстановлению деталей автотракторного машиностроения // Научно-технические достижения и передовой опыт в автомобилестроении: Сб. науч. ст., Москва.1990 . №3. С. 7-10.
21. Способ восстановления цилиндрических деталей: пат. 2049640 Рос. Федерация. № 93005844: заявл. 02.02.93. / В.С. Гаврилюк, В.П. Морозов, М.Л. Файн, Н.В. Гаврилюк, В.К. Васильев, В.С. Лысов и Н.А. Миронов // Б.И. 1995. №34.
22. Способ восстановления электроконтактной наваркой поверхностей тел вращения, имеющих большую степень износа / В.П. Морозов [и др.] // РВМ. 2003. № 10. С. 19-21.