электронное научно-техническое издание
НАУКА и ОБРАЗОВАНИЕ
Эл № ФС 77 - 30569. Государственная регистрация №0420900025. ISSN 1994-0408

Роль зародышевой зоны в процессе кристаллизации металла расплавленной ванны при дуговой сварке

 # 08, август 2010

автор: Морозов В. П.

УДК 621.791.052:669.017.3

МГТУ им.Н..Э.Баумана, г.Москва

VMorozov.52@mail.ru

Введение. Процесс плавления металла при сварке с последующей его кристаллизацией характеризуется рядом особенностей. Переход жидкого расплава в твёрдое состояние, происходящий на межфазной границе в так называемой зародышевой зоне, имеет ряд физико-химических закономерностей. Существующая связь между процессами на атомарном, микроскопическом и макро-уровнях, проявляется через резкое возрастание $3{,}5 \cdot 10^4$ *раз* коэффициента самодиффузии жидкого металла по сравнению с твёрдым состоянием. При этом на межфазной границе происходит повышение в 10^3 *раз* теплоёмкости, снижается в 3…4 *раза* энергия активации молекул, необходимая для изменения их ориентации и возрастает число вакансий в 10^9 *раз*.

Ряд экспериментально полученных фактов позволяет реально свидетельствовать о существовании колебательного механизма, возникающего при кристаллизации металла сварного шва. Этот механизм проявляется не только в макроскопическом масштабе, но и на микроуровне, что подтверждается:

1) наличием чешуек на внешней поверхности сварного шва (Рис.1);
2) слоистостью в расположении микроструктурных элементов (Рис.2);
3) формой термических циклов сварочного процесса;
4) характером распределения примесных элементов вдоль осевой линии шва;
5) динамикой линейного перемещения фронта кристаллизации, полученной киносъёмкой, с построением циклограмм изменения мгновенной скорости движения межфазной границы и её ускорения.



Возможные причины возникающей периодичности процесса кристаллизации можно разбить на две основные группы: внешние и внутренние.

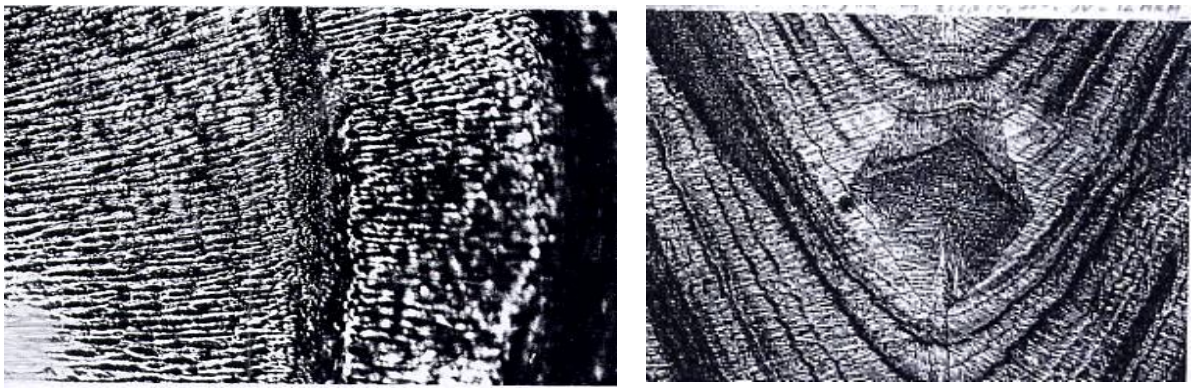
Внешние причины зависят от:

- характера воздействия источника нагрева;
- вида переноса электродного металла в сварочную ванну;
- влияния собственного электромагнитного поля проводника с током;
- применения импульсно-периодического режима сварочного процесса;
- осуществления механических вибраций всего изделия в процессе сварки.

Внутренние причины определяются:

– интенсивностью выделения скрытого тепла кристаллизации на межфазной границе, которая приводит к изменению термического переохлаждения в чистых металлах и сплавах;

Рис. 1. Макроструктура поверхности сварного шва из титанового сплава *0Т 4* после аргонодуговой сварки неплавящимся электродом, х 10 .



а) б)

Рис. 2. Микроструктура металла шва с полосками мелких равноосных ячеек после аргоно-дуговой сварки: а – сталь системы *(Fe + 0,27% C)* после сварки со скоростью $V_{св} = 0{,}14 \times 10^{-2}$ *м / сек (*5,0 *м/час)*, х 115;
б – алюминиевый сплав системы *(Al+0,5% Cu)* после сварки со скоростью $V_{св} = 1{,}0 \times 10^{-2}$ *м / сек* , х160 [3].

- образованием концентрационного переохлаждения в результате накопления примеси перед фронтом кристаллизации, которое характерно в основном для сплавов;
- изменением термического переохлаждения при различных условиях кристаллизации;
- нелинейным изменением теплофизических свойств металла при охлаждении.

Именно в зародышевой зоне, по нашим представлениям, берут начало многие процессы, влияющие на формирование микроструктуры шва, от которой в дальнейшем зависят не только механические свойства сварного соединения, но и особенно свойства технологической прочности, определяющие надёжность работы сварного изделия в целом.

Изменение геометрических размеров зародышевой зоны.

Ранее было установлено [1], что наличие колебательного механизма процесса кристаллизации для чистых металлов и сплавов оказывает прямое влияние на периодичность повторения структурных элементов. В зависимости от вида и системы легирования металла, толщины заготовок, предварительного подогрева, скорости сварки и, соответственно, погонной энергии собственная частота изменяется по величине.

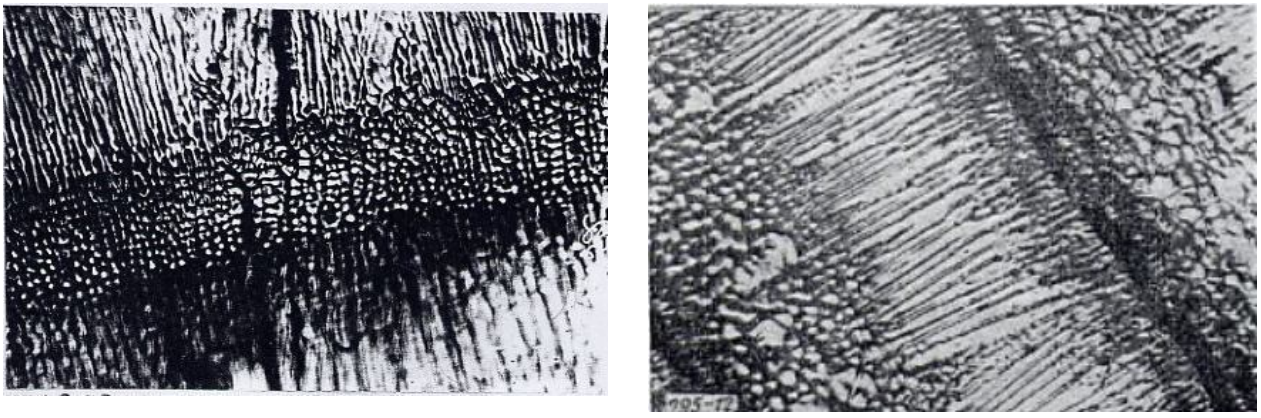
Действие внутреннего колебательного механизма можно регулировать внешним периодическим воздействием от независимого источника энергии в зависимости от места его приложения по отношению к фронту кристаллизации. Местоположение внешнего источника может влиять на ускорение или замедление процесса затвердевания металла, которые существенным образом изменяют форму структурных составляющих. Так для эвтектических алюминиевых сплавов мелкое зерно образуется в фазе ускорения процесса кристаллизации, в случае сварки перитектических сплавов на той же основе измельчение

происходит в фазе коротковременного замедления в продвижении межфазной границы [2], перед которой формируется зародышевая зона.

В этой зоне жидкого металла, непосредственно прилегающей к межфазной границы, отсутствует какое-либо турбулентное движение потоков расплава хвостовой части сварочной ванны [4]. Эта особенность позволяет говорить, что механизм передачи тепла будет носить теплопроводностный характер. Ширина в осевой части зародышевой зоны в 2…3 *раза* больше размеров переохлаждённой жидкости, что выявляет соответствующую разность объёмов $\approx 1{,}25 мм^3$ и $\approx 0{,}5 мм^3$ соответственно.

В микроструктуре можно выделить слои в виде:

1) равноосных ячеек (Рис.3,а,б);
2) вытянутых, столбчатых ячеисто-дендритных образований (Рис. 3,а,б);
3) при форсированных режимах сварки в осевой части шва образуются крупные полиэдры в форме равноосных кристаллитов с дендритной структурой (Рис. 2,б), либо формируется осевой кристаллит с характерной периодичностью структуры.



а) б)

Рис. 3. Характерная периодичность в микроструктуре со стороны свободной поверхности шва при колебаниях скорости кристаллизации:
а - алюминиевый сплав *(Al+ 3,0%Cu)*, сварка со скоростью $V_{св} = 1{,}37 \times 10^{-2} м/сек$, х200;
б - сплав *(Al+ 2,0%Cu)*, х170 [5].

При сохранении строгой последовательности повторения слоёв, их протяженность меняется в зависимости от технологических параметров процесса сварки, природы металла и содержания, входящих в его состав химических элементов. Так слои, содержащие равноосные ячейки могут наблюдаться не только в алюминиевых сплавах (рис.3), но также в сталях, например, системы *(Fe + 0,27%C)* (Рис. 2,а).

Ширина слоя (*а*) ячеек зависит от условий сварки и изменяется при увеличении скорости по зависимости с максимальной точкой (Рис. 4, кривая 2). В микроструктуре сплавов системы *(Al + Cu)* с содержанием меди от 0,5% до 3,0%, приведенной выше (Рис. 3,а), отчетливо можно различить две зоны: зону равноосных ячеек и зону столбчатой ячеисто-дендритной структуры.

Протяжённость первой зоны увеличивается при переходе от линии сплавления к оси шва, где достигает величины (0,08 ... 0,35) *мм* при скорости сварки 30 *м/час* (диаметр ячейки в этой зоне составляет величину (8,0...12,0) *мкм* вне зависимости от положения рассматриваемой точки). Причём при одних и тех же условиях большему содержанию меди в сплаве соответствует более широкий слой ячеек. Зона столбчатой ячеисто-дендритной структуры по оси шва имеет размер от 0,30 *мм* и более в зависимости от условий кристаллизации и состава сплава.

Такой характер чередования слоёв в микроструктуре формируется под действием периодичности в продвижении межфазной границы при затвердевании металла.

Крупные произвольно ориентированные полиэдрические кристаллы появляются при сварке на скоростях $V_{св} = 1{,}0 \times 10^{-2}$ *м/сек (*36 *м/час)* и более, и могут заполнять значительную часть (*l*) ширины шва, но при этом в этой зоне отсутствуют полосы равноосных ячеек, располагаясь ближе к линии сплавления (Рис. 2.,б).

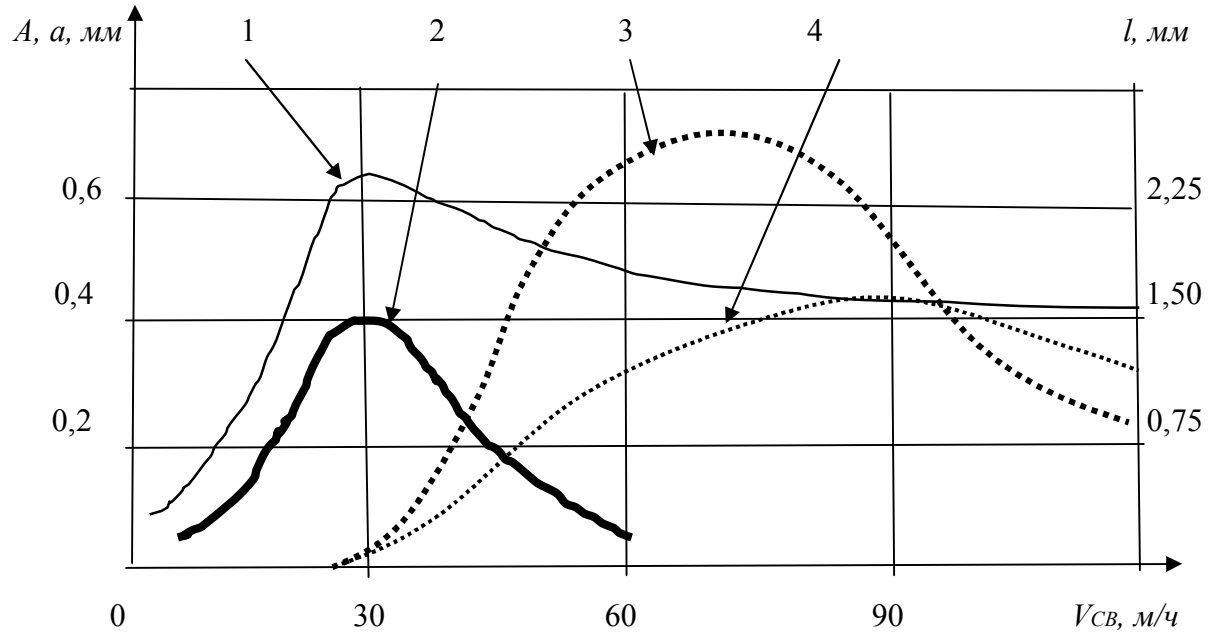


Рис. 4. Изменение геометрических размеров кристаллизационного слоя с различными структурными составляющими:
1 – ширина (*A*) кристаллизационного слоя по оси шва;
2 - линейный размер полос (*a*) с равноосными ячейками для пластин толщиной 3,5 *мм*;
3 - ширина зоны (*l*) крупных равноосных полиэдров для пластины из алюминиевого сплава *Al 1050* толщиной 1,0 *мм* [6];
4 – то же по п.3 для сплава системы *(Al + Cu)* толщиной 3,5 *мм*.

Можно предположить, что появление полиэдрических кристаллов связано с сильным переохлаждением и одновременным пересыщением примесными элементами жидкого расплава перед фронтом затвердевания. В таких условиях возможно возникновение произвольно ориентированных центров кристаллизации вдали от межфазной границы, например, в алюминиевых сплавах разных систем легирования (Рис. 2,б). Анализ поверхности полиэдров, на которой хорошо зафиксированы следы изотерм кристаллизации, подтверждает периодичность процесса затвердевания, которая имеет место не только на линии сплавления, но и на значительном расстоянии от неё - в осевой части ванны.

С увеличением скорости сварки количество полиэдрических кристаллов, достигнув максимальной численности, предположительно будет уменьшаться, особенно на форсированных режимах (Рис. 4, кривые 3,4). Такой характер подтверждается экспериментально в работе [7].

Выявленная дискретность структуры в сплавах имеет более сложный характер на начальной стадии затвердевания металла при переходе мельчайших частиц и их конгломератов через межфазную поверхность. Нанопроцессы, участвующие в акте кристаллизации на сегодня остаются без внимания исследователей, хотя некоторые попытки в этом направлении предпринимались.

Возможность управления колебательным механизмом сложного и неоднозначного процесса затвердевания, доминирующую роль в котором играют внутренние причины периодичности, позволит добиться существенного улучшения свойств сварного соединения за счёт измельчения литой структуры металла шва.

Характерные закономерности формирования зародышевой зоны сварочной ванны в рамках феноменологической модели.

Условия сварки приводят к формированию локальных скоплений несовершенств в кристаллической решётке металла шва в виде вакансий, межузельных атомов, дислокаций, внедрённых атомов, дефектов упаковки, субзёренных границ и др., которые приводят к изменению свойств металла на атомарном уровне.

Из множества типов несовершенств, образующихся в кристаллической решётке, наиболее важными с точки зрения термодинамики, являются вакансии. Это единственный тип дефектов, при образовании которого происходит уменьшение свободной энергии кристалла [8]. Причём, минимум энергии достигается при определённой концентрации вакансий.

Последняя особенность имеет особое значение, поскольку термодинамические условия на межфазной границе, согласно теоретическим основам процесса кристаллизации, также стремятся к минимальному уровню свободной энергии.

На основание выше изложенного можно предположить, что механизм передвижения фронта кристаллизации в условиях сварки, по всей вероятности, будет вакансионным.

Поэтому, для объяснения физической сущности этого механизма на межатомарном уровне, необходимо рассмотреть условия взаимодействия твёрдой и жидкой фаз, учитывая физические особенности кинетики и термодинамики протекания необратимых процессов в металле, а также существования различий в свойствах жидкой и твёрдой фаз в области температур плавления.

Объективная сложность непосредственного наблюдения динамики перемещения мельчайших частиц расплава в виде атомов привела к необходимости воспользоваться техническими средствами, которые косвенно позволяют анализировать динамику изменений в жидкой и твёрдой фазах с помощью дифракции рентгеновских лучей или потоков нейтронов.

Тепловое движение частиц в твердых телах представляет собой колебания их около определенных положений динамического равновесия. В результате флуктуаций тепловой энергии некоторые атомы приобретают энергию, значительно превышающую среднюю её величину, приходящуюся на частицу. С повышением температуры тела усиливается подвижность отдельных атомов, которые способны перемещаться внутри кристаллической решетки, преодолевая потенциальные энергетические барьеры (Рис.5). При достижении температуры плавления и выше межатомные связи нарушаются, приводя к хаотическому движению молекул и атомов вещества - тем самым осуществляется процесс плавления металлов.

В случае кристаллизации расплавленного металла следует ожидать, что затвердевание жидкой фазы должно происходить в обратном порядке по отношению к

процессу плавления. При охлаждении расплава до температуры кристаллизации или переохлаждения до более низких температур масса расплава переходит в кристаллическое состояние не мгновенно и не одновременно во всём объёме. Рост твёрдой фазы происходит либо из центров кристаллизации (ЦК) в виде тугоплавких частичек эпитаксиально, или за счёт тепловых флуктуаций, зависящих от степени переохлаждения ($\Delta T,^0 C$) расплава [8,9]. Отложение кристаллического вещества на поверхности растущего кристалла в расплаве происходит не монотонно, а скачками с

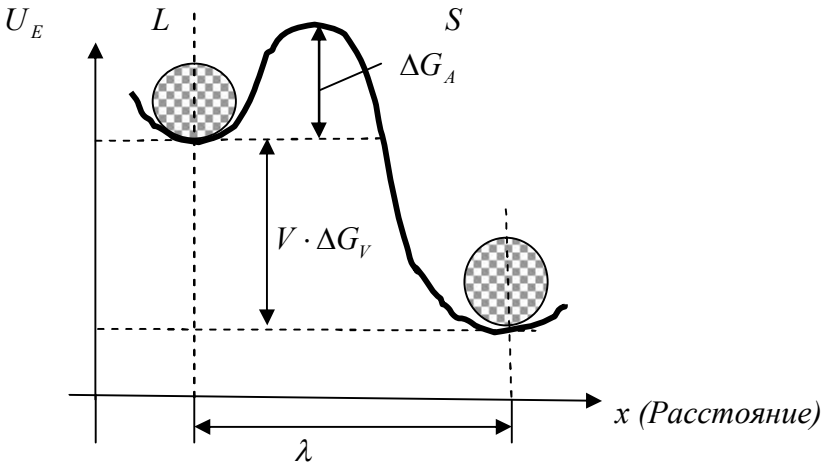


Рис. 5. Изменение свободной энергии атомов вблизи межфазной границы «расплав-кристалл»: L - жидкая фаза; S - твёрдая фаза.

некоторой частотой и может быть связано с образованием на кристаллической грани двухмерных зародышей.

Однако на сегодня в научной литературе отсутствует информация, связанная с изучением особенностей колебательного движения кристаллитов и зерен металла как в макромасштабе, так и конгломератов молекул и атомов на микроуровне в процессе кристаллизации расплава сварочной ванны. Периодичность движения основных кирпичиков кристаллической структуры даёт основания полагать в дальнейшем, что при вскрытии некоторых закономерностей этого движения, можно будет производить эффективное воздействие на межфазную границу за счёт создания аналогичного колебательного режима для всей системы «расплав-кристалл» в целом. Эффект резонанса, возникающий при этом, может привести к своеобразным условиям кристаллизации твёрдой фазы из расплава и тем самым получить некоторые свойства сварного соединения, недостижимые в обычных условиях сварки.

Строение жидких металлов и сплавов, их термодинамическая устойчивость в известной степени предопределяет структуру в твёрдом состоянии. Поэтому в первую очередь возникает необходимость в определение свойств жидкости при температуре плавления.

Изучение свойств жидкого состояния осуществляется, как правило, на примере одноатомных чистых металлов. Экспериментальные исследования структуры жидкого расплава рентгенографическим методом вблизи температуры плавления, согласно данным многочисленных работ, показали некоторое соответствие свойств жидкости свойствам твёрдого тела, несмотря на то, что жидкость – это система более динамичная.

Так, первым важным моментом является тот факт, что на протяжении нескольких атомных слоёв в жидкости происходит формирование ближнего порядка в расположении атомов подобно их расположению в кристаллической решётки твёрдого тела.

Второй особенностью является характер теплового движения, в котором участвуют атомы.

Из теории кристаллизации хорошо известно, что элементарный процесс плавления или затвердевания происходит тогда, когда атом поверхности удовлетворяет одновременно трём требованиям [8]:

1) он должен обладать энергией, достаточной, чтобы перейти в активированное состояние;

2) иметь сообразно большую составляющую скорости по нормали к поверхности раздела;

3) найти в другой фазе позицию, в которой сможет закрепиться.

Характер теплового движения атомов.

Частицы в жидкости совершают тепловые колебания с некоторой частотой $(1/\tau_0)$, около временных положений равновесия, в то время как в кристаллах, колебания атомов происходят около постоянных узлов кристаллической решётки.

Если принять, что частицы в жидкости совершают гармонические колебания под действием возвращающей упругой силы, то частоту их колебаний можно ориетировочно определить из выражения [10]:

$$\nu_{\max} = \frac{1}{2\pi} \cdot \sqrt{\frac{E \cdot a}{m}}, \qquad (1)$$

где $E = 10^{10}\, H/м$ - модуль упругости металла;

$a = 10^{-8}\, см$ - межатомное расстояние;

$m = 10^{-23}\, г$ - атомная масса.

Вычисленная частота составляет величину порядка $(10^{12} - 10^{13})сек^{-1}$.

Кроме этих колебаний частицы время от времени резко смещаются, совершая скачкообразные перескоки из одного положения равновесия в соседнее с существенно меньшей на два порядка частотой $(10^{10}\, Гц)$. При этом происходит преодоление высоты потенциального барьера за счёт так называемого трансляционного движения, когда происходит чёткая синхронизация движения одновременно нескольких атомов. Второй вид колебаний представляет характерную черту жидкого состояния вещества и может совершаться с несколько отличной от первого вида частотой. Этот вид движения соответствует самодиффузии частиц жидкости относительно своего ближайшего окружения [11].

Экспериментально удалось определить спектр частот для твёрдого и жидкого состояния одного и того же металла - частота колебаний атомов жидкого галлия составила $1{,}5 \cdot 10^{12}\, Гц$, атомов твёрдого галлия - $2{,}0 \cdot 10^{12}\, Гц$ (Рис.6). В то же самое время расчётная частота для чистого алюминия составила $10^{13}\, Гц$, а для квазикристалла алюминия (Al+Cu+Fe) уже $1{,}4 \cdot 10^{13}\, Гц$.

Переход металла из жидкого состояния в твёрдое сопровождается трансформацией частотного спектра атомов, который оказывает непосредственное влияние и на процессы микромасштаба на фронте кристаллизации. В пользу этой модели свидетельствуют экспериментальные факты изменения частоты для алюминия: с величины в $1{,}4 \cdot 10^{13}\, Гц$ до экспериментально полученных значений $50 Гц$ [1,3]. Подтверждением могут служить данные для оптически прозрачного материала в виде воды: $2{,}0 \cdot 10^{12}\, Гц$, $10^{10}\, Гц$, $6{,}0 Гц$, причём с последней частотой затвердевают дендриты на микроуровне [12].

Следующей важной особенностью является то, что движение атомов и молекул в жидкостях, как показывают опыты по исследованию рассеяния потока медленных нейтронов, носит коллективный характер (Рис. 7).

Решение дифференциального уравнения движения второго порядка для линейной цепочки взаимосвязанных между собой частиц представляет собой дисперсионную кривую (Рис. 7), которая показывает зависимость частоты колебания частиц типа фонона $\omega(q)$ от его волнового вектора $\overrightarrow{q}$:

$$\omega = \sqrt{\frac{2 \cdot a}{m} \cdot \left[1 - \cos(q \cdot a)\right]} \qquad (2)$$

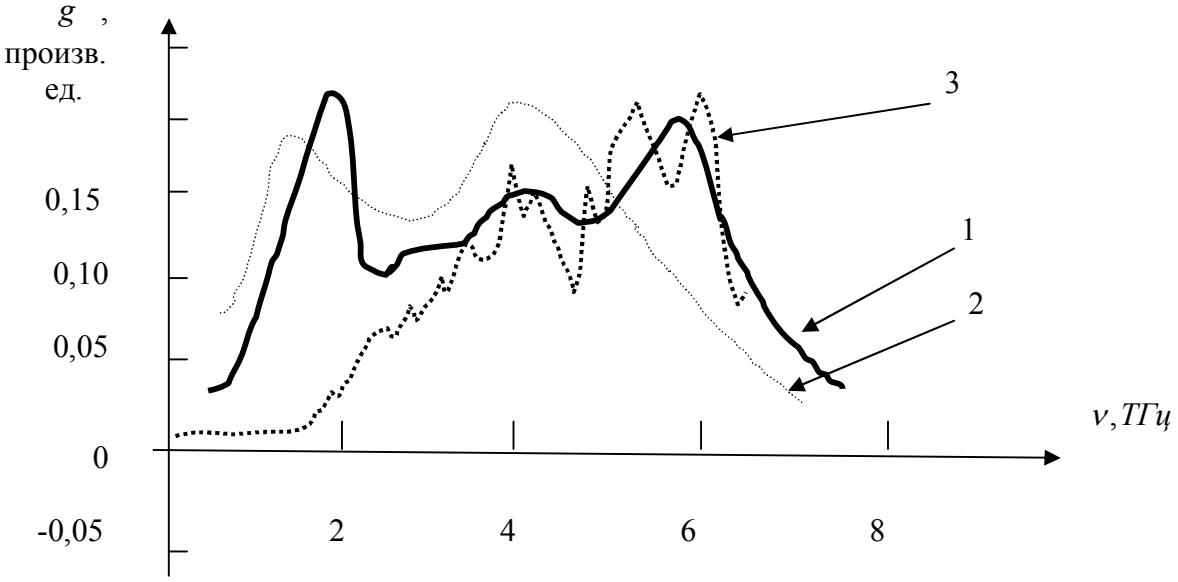


Рис. 6. Колебательный спектр частот атомов в различном агрегатном состоянии:

1 – в кристаллах галлия (*Ga*) [12];

2 – в жидком расплаве галлия (*Ga*) [12];

3- атомов алюминия (*Al*) в квазикристалле *i -AlCuFe* [13].

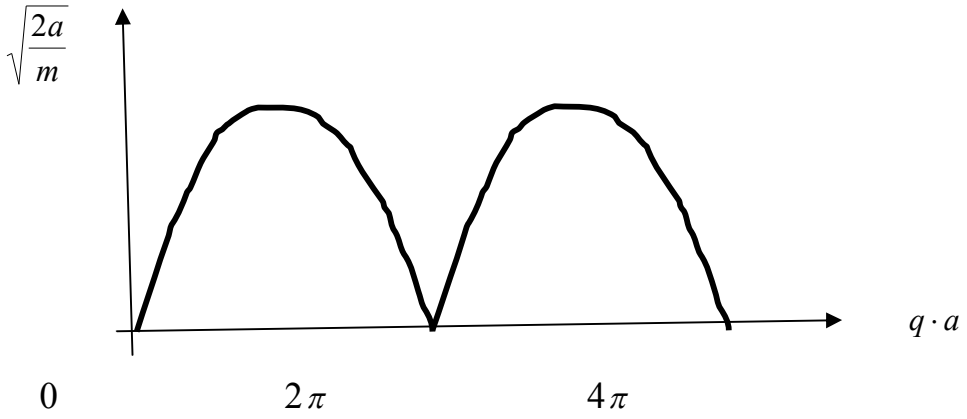


Рис. 7. Дисперсионная кривая для линейной цепочки атомов [14].

Использование метода изучения неупругого рассеяния медленных нейтронов жидкостями позволило подтвердить тот факт, что в жидкой фазе ряда металлов (натрий - *Na*, свинец - *Pb* и т.д.) тепловое движение атомов носит коллективный характер, а дисперсионная кривая имеет соответствующий вид, который мало изменяется при плавлении и подобен кривой на Рис.7.

В силу большей энергетической активности групповое перемещение атомов в жидкости имеет более высокую скорость, чем диффузионные процессы в твёрдой фазе. Группы частиц, перешедшие через барьер, сообщают часть своей энергии соседям и тем самым доводят их энергию до значений энергии активации. Этот факт подтверждается скачкообразным изменением величины коэффициента самодиффузии при температуре плавления металла, о чём говорилось выше.

Таким образом, изучение свойств жидкого состояния металла показало, что перед началом кристаллизации в жидком слое перед межфазной границей на протяжении нескольких атомных слоёв формируется ближний порядок в расположении атомов подобный порядку в кристаллической решётке твёрдой фазы.

Переход атомов и многочисленных групп атомов в форме кластеров через барьер осуществляется путём распространения энергетической волны, последовательно охватывающей всю совокупность атомов, находящихся в метастабильном состоянии. Такой вид движения имеет место, например, при перемещении дислокаций.

Кластеры расплава могут представлять собой при определённом размере центры кристаллизации (ЦК) и содержать не только совокупность частиц в виде электронов, ионов и атомов, но и вакансии. Критический размер кластера, содержащего от 305 *атомов* до 3650 *атомов*, можно определить из выражения

$$r_c = \frac{2 \cdot V \cdot \sigma}{k_B \cdot T \cdot \ln(\frac{N_0}{c_0})}, \qquad (3)$$

где k_B - постоянная Больцмана;

T - абсолютная температура;

N_0 - концентрация вещества в объёме раствора;

σ - коэффициент поверхностного натяжения;

c_0 - постоянная с размерностью концентрации при реакции растворимости нулевого порядка.

Одним из основных параметров колебательного механизма является среднее время жизни спонтанно образованных кластеров, которое определяется взаимодействием их между собой и с межфазной границей и по одним данным составляет $(10^{-7}...10^{-8})$*сек* и менее, по другим, подтверждённым экспериментальным моделированием,- $(10^{-3}...10^{-1})$*сек* . Такой разброс может быть связан с количеством атомов, входящих в состав кластера.

Вторым параметром теплового движения частиц является тот факт, что переходу частиц через межфазную границу способствует концентрация вакансий, которая происходит не только в твёрдой фазе на межфазной границе. Концентрация вакансий происходит также и в зародышевой зоне сварочной ванны, достигая величины в $0{,}5\cdot10^{10}$"*дырок*" и снижая тем самым уровень необходимой энергии активации. Поэтому на трансформацию частоты временя существования вакансий будет оказывать существенное влияние. Экспериментально показано, что в процессе линейного роста кристалла германия, содержащего сурьму, время существования вакансий носит волнообразный характер и изменяется в диапазоне от 10^{-5}*сек* до $6{,}5\cdot10^{-5}$*сек* (Рис.8).

Третьим параметром перехода группы частиц в упорядоченное состояние, характерное твёрдой фазе основного металла, является реализация послойного (пакетного) механизма. Послойное поэтапное оседание или переход частиц осуществляется при установлении определённого частотного режима неустойчивого равновесия или срыва, когда система достигает минимально необходимого уровня энергии взаимодействия.

Величина критической внутренней (собственной) частоты перехода может изменяться в соответствии с размерами частиц и, как показывает динамическое моделирование, составлять 60 *Гц*, 90 *Гц* и 170 *Гц* [16].

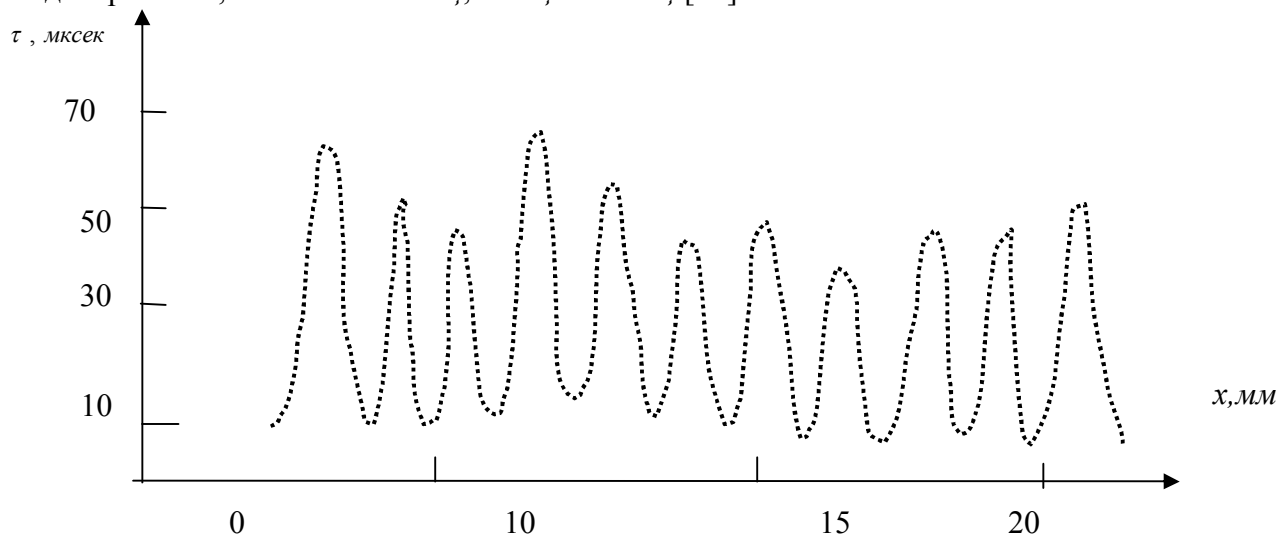


Рис. 8. Время жизни «дырок» для кристалла германия (*Ge*) со слоистым распределением сурьмы [15].

Численные значения частоты соответствуют экспериментально полученным значениям собственной частоты процесса кристаллизации металла сварного шва [1,2].

Наличие колебательных механизмов движения групп частиц в зародышевой зоне расплава, при переходе через межфазную границу, диктует периодичность сложного

процесса кристаллизации с трансформированной частотой. Усложнение акустической обстановки в реальной жидкой ванне при сварке напрямую связано с влиянием не только атомных колебаний, но и колебаний кластеров как отдельных образований, так и в составе множественных групп, движение которых может происходить послойно.

Осуществляя внешнее периодическое влияние от отдельного источника (электромагнитного поля или модулирования тока и т.д.), можно эффективно управлять движением межфазной границы в процессе кристаллизации металла шва при сварке. В рамках данной статьи этот вопрос не рассматривается и будет освящён в дальнейшем.

ВЫВОДЫ ПО РАБОТЕ

1. Зона жидкого металла шириной в несколько атомных слоёв перед межфазной границей представляет собой зародышевую зону, в которой конгломераты атомов в виде локализованных кластеров, обладающих потенциальной и кинетической энергией, после установления термодинамического равновесия и выравнивания температуры, совершают акт одновременного перехода из жидкого состояния в твёрдое при кристаллизации металла, начиная колебательный процесс.

2. Анализ феноменологической модели показал, что переход атома через межфазную границу в процессе затвердевания осуществляется при достижении им достаточной энергии для его активации, которая обеспечивала бы необходимую скорость передвижения при условии наличия энергетически подходящей позиции в твёрдой фазе.

3. Формирование ближнего порядка в расположении атомов в жидкости за счёт использования энергии их синхронных колебаний, а так же коллективный характер движения групп частиц создают условия лавинной или цепной реакции при межфазном переходе. В результате заполнения некоторого энергетического уровня в определённый момент происходит сброс энергии.

4. Анализ динамики поведения системы в виде модельной жидкости, в которой намагниченные сферические частицы с диполь-дипольным взаимодействием между собой подвергаются воздействию внешнего электромагнитного поля, показал, что получаемая совокупность представляет собой физическую модель, аналогичную жидкому металлу.

5. Заряженные частицы системы, как и атомы в реальной жидкости, могут перемещаться под действием электромагнитного поля в различных направлениях. В зависимости от характера и численных значений параметров (напряжённости поля, степени заряженности частиц, диаметра частиц и др.) частицы могут совершать, как хаотичные беспорядочные колебания, свойственное атомам и молекулам жидкого металла, так и движение коллективное в группах многочисленных кластеров или зародышей, соответствующее переходному процессу из жидкого в твёрдое состояние.

6. Кинограммы динамических изменений в модельной жидкости показывают, что переход многочисленных групп частиц из возбуждённого («магнитоожижённого») состояния в состояние с высокой упорядоченностью, характерного для твёрдого кристаллического тела с гексаганальной структурой, происходит при установлении определённой частоты воздействия внешнего электромагнитного поля. В зависимости от размера частиц численные значения частот от 60 *Гц* до 170 *Гц* по порядку аналогичны величинам, которые имеют место в процессе кристаллизации металла шва при сварке.

7. Переход частиц осуществляется послойно при установлении соответствующего частотного режима, при котором линейная скорость частиц в слое принимает нулевое значение. В этот момент энергия, подводимая от магнитного поля, компенсируется диссипацией энергии от движения и соударения частиц с учётом их вязкого взаимодействия, поверхностного трения и деформирования при изменении скорости за счёт дипольного взаимодействия.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. 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.

2. 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.

2. Павлов Б.И. Шарико-винтовые механизмы в приборостроении. Ленинград-Москва, Машиностроение, 1968. – 134 с.

3. Чернавский Д.М. Исследование влияния режима сварки на образование горячих трещин в алюминиевых сплавах: Дис. … канд. техн. наук. М.: МВТУ им. Н.Э. Баумана, 1974. 198 с.

4. Славин Г.А. Управление структурой и оптимизация свойств сварных соединений из жаропрочных аустенитных сталей и сплавов на основе никеля : Дис. … докт. техн. наук. М.: МВТУ им. Н.Э. Баумана, 1981. 431 с., д.с.п.

5. Прохоров Н.Н., Мастрюкова А.С. Первичная структура и её значение при оценке прочности метала шва.// Автоматическая сварка, 1965.- №8.- С. 15-21.

6. Bakerud L. and Chalmers B. Some Aspects of Dendritic Growth in Binary Alloys: Stady of the Aluminum-Copper System. //Trans. TMS-AIME, 1969, Vol. 245. P. 309-318.

7. Механизм затвердевания при сварке и свойства получаемой структуры. Сообщение 7: Изменение кристаллической структуры металла сварного шва алюминиевых пластин./ Т. Сэнда, Ф. Матсуда, М. Като и др. Перев. с япон. статьи ВЦПНТЛД // Ёсэцу гаккаи си, 1972, т.41, №1. С. 75-82.

8. Чалмерс Б. Теория затвердевания. М.: Металлургия, 1968. 288 с.

9. Салли И.В. Кристаллизация при сверхбольших скоростях охлаждения. Киев: Наукрва думка, 1972. 135 с.

10. 1. Прохоров Н.Н. Физические процессы в металлах при сварке. Т.1. Элементы физики металлов и процесс кристаллизации. М.: Металлургия, 1968. 695 с.

11. Френкель Я.И. Собрание избранных трудов. Т. III, Л.: Ленинградское отделение Издательства АН СССР, 1960. 458 с.

12. Скрышевский А.Ф. Структурный анализ жидкостей и аморфных тел. М.: Высшая школа, 1980. 328 с.

13. Руденко А.Н., Мазуренко В.Г. Расчёт колебательных спектров икосаэдрического квазикристалла Al-Cu-Fe.// Кристаллография, 2007, т. 52, №6. С. 1062-1066.

14. Физико-химические основы металлургических процессов./ А.А. Жуховицкий, Д.К. Белащенко, Б.С. Бокштейн и др. М.: Металлургия, 1973. 392 с.

15. Distribution of Sjlute in Crystals Grown from the Melt. Part II. Experimental. / J.A. Burton, E.D. Kolb, W.P. Slichter and J.D. Struthers. // The Journal of Chemical Physics, 1953, Vol. 21. No. 11, P. 1991-1996.

16. Движение частиц при магнитоожижении в переменном поле. / Ю.А. Буевич, М.К. Болога, С.В. Сюткин и др. // Магнитная гидродинамика, 1985. №3. С. 3-12.