

Влияние колебательного механизма кристаллизации на процесс измельчения первичной структуры металла шва и зоны термического влияния

09, сентябрь 2010

автор: Морозов В. П.

УДК 621.791.052:669.017.3

МГТУ им. Н.Э. Баумана, г.Москва

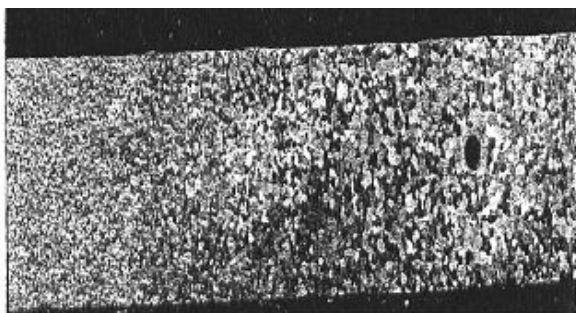
VMorozov.52@mail.ru

Введение. Получение измельченной структуры металла шва и зоны термического влияния после сварочного процесса позволяет исследователям существенно улучшить свойства сварного соединения в целом по сравнению с крупнозернистой структурой.

Анализ литературных источников показывает, что многим авторам удастся достичь положительных результатов в этом направлении.

Из существующих методов воздействия на процесс кристаллизации металла сварочной ванны можно выделить два основных пути: металлургический, который связан со свойствами металла и технологический, определяющий способы воздействия на металл.

Металлургический путь основан на применении металла с природно-мелким зерном (Рис.1), либо модифицировании сварочной ванны химическими элементами через присадочную проволоку [1], флюсы или специальные пасты [2], [3] либо с помощью введения соответствующих порошковых материалов непосредственно в хвостовую часть ванны (Рис.2) [4]. В некоторых случаях ограничивают содержание примесей, способствующих росту зерна при нагреве.



а)



б)

Рис. 1.. Характерные изменения в макроструктуре шва и около шовной зоны при сварке основного металла с различной начальной зернистостью:

а – мелкозернистый алюминий марки АВ 0000, х 2,5;

б – крупнозернистый алюминий марки АВ 0000, х 2,5.

Близко к этому направлению можно рассматривать методы предварительной подготовки основного металла перед сваркой, включающие, например, механическую

предварительную нагортовку или наклёп кромок свариваемого металла [5]. В зоне деформированного металла протекает процесс рекристаллизации, который способствует образованию очень мелкого зерна.

Технологический путь включает не только способы оптимизации технологических параметров сварки, которыми занимались многие исследователи в течение продолжительного времени. Сюда можно добавить и методы внешнего силового, теплового (Рис.3) [6] или электромагнитного воздействия на расплав в процессе его кристаллизации (Рис.4) [7].

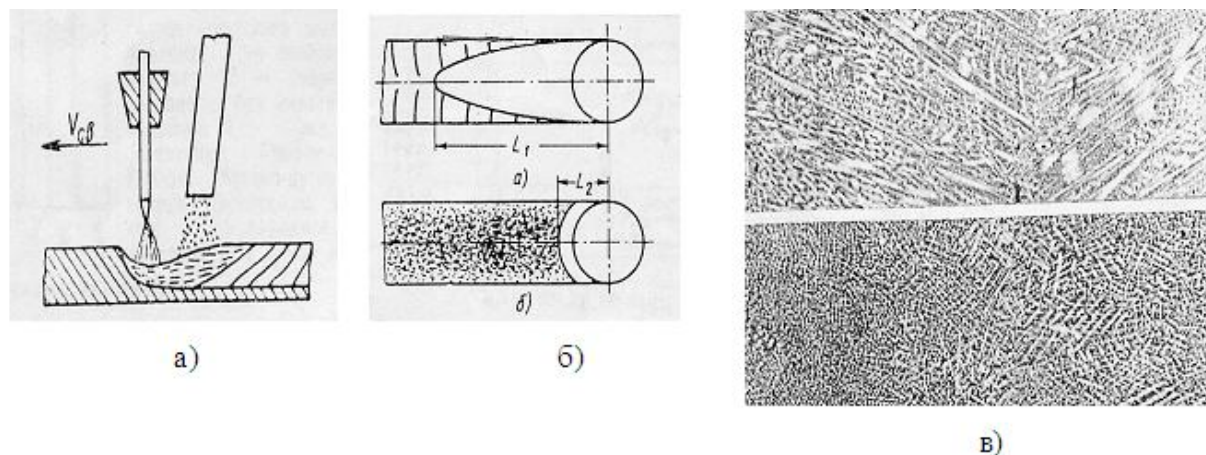


Рис. 2. Схема процесса модифицирования ванны расплава порошковым материалом (ПЖ-3М) при сварке стали ВКС-1 и характерные изменения в микроструктуре шва [4]:

а – схема процесса;

б – схема изменения протяжённости ванны расплава;

в – микроструктура металла сварного шва с модифицированием ванны и без него, х20.

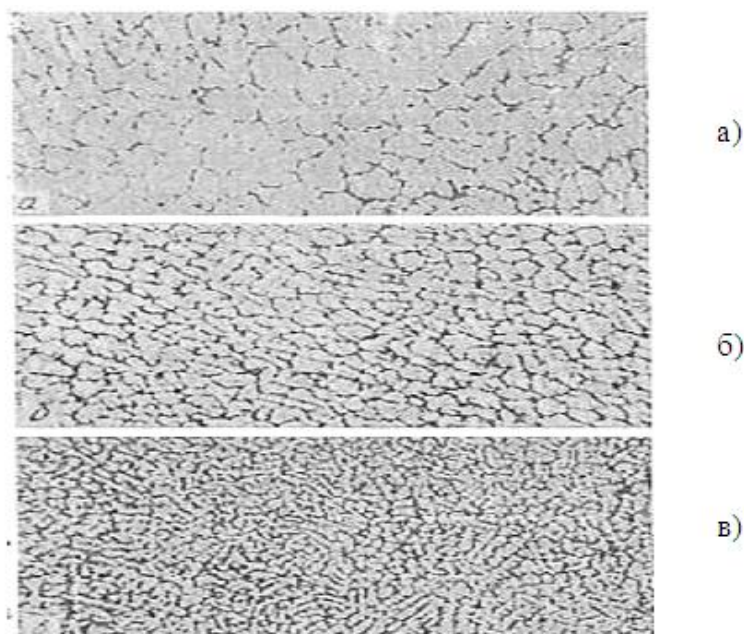


Рис. 3. Влияние частоты внешнего колебания дуги на измельчение элементов первичной структуры металла шва при сварке стали 30ХГСНМ2А ($q/V_{св} = 4 \text{ кДж/см}$) х50 [6]:

а – сварка без колебаний;

б – сварка с частотой колебаний 1,0 Гц;

в – колебания с частотой 2,0 Гц.

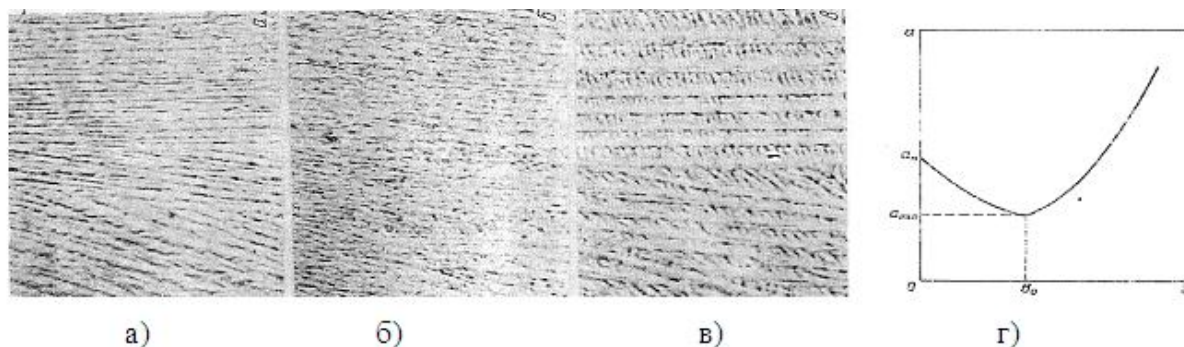


Рис. 4. Изменения в микроструктуре шва после сварки с ЭМП алюминиевого сплава (АМц) и график степени измельчения при различной индукции электромагнитного поля:
 а – обычные условия сварки без ЭМВ ($B = 0$) на режиме: $I_{св} = 60$ А; $U_{д} = 16$ В; $V_{св} = 25$ м/ч (x320);
 б – сварка с ЭМВ при индукции электромагнитного поля $B = 10$ мТл (x320);
 в - сварка при индукции электромагнитного поля $B = 25$ мТл (x320);
 г - график степени измельченности ($a_n = 6,25$ мкм; $a_{min} = 3,75$ мкм; $a_{max} = 11,25$ мкм) алюминиевого сплава 1420 при сварке на режиме: $I_{св} = 80$ А; $U_{д} = 13$ В; $V_{св} = 23$ м/ч; $f_{ц} = 4,4$ Гц ($t_u = 0,05$ с; $t_n = 0,18$ с).

Так хорошо известно:

- использование вибраций сварного изделия;
- ввод энергии от импульсного источника нагрева;
- применение импульсной подачи присадочной проволоки в различных пространственных положениях;
- применение источников с модуляцией сварочного тока, воздействующего на жидкий металл хвостовой части ванны;
- в ряде случаев осуществляется ввод отдельных тепловых источников, влияющих на зону термического влияния около осевой линии шва;
- применение внешнего электромагнитного воздействия (ЭМВ) на расплав, как в непрерывном режиме, так и реверсируемого или пульсирующего с различной частотой магнитного поля.

Однако не во всех случаях помогает процесс модифицирования шва. Например, в некоторых магниевых сплавах модифицирование вызывает рост зерна. Сложность явлений металлургического характера, происходящих в условиях неравновесной кристаллизации жидкого металла при сварке плавлением, когда происходит смещение точек структурных превращений в простых бинарных диаграммах равновесной кристаллизации, заставляет искать другие пути.

Зачастую возникают сложности и с выбором изначально мелкозернистого металла. Иногда приходится сваривать металлы со структурой крупного зерна или сложно легированные сплавы, интенсивно разрабатываемые в последнее время. В состав этих

сплавов, например на основе алюминия (*Al*), входят химические элементы с прямо противоположным действием по отношению к процессу измельчения зерна. Поэтому определение характера развития структуры в процессе кристаллизации вызывает значительные трудности.

Наиболее распространённым методом, развиваемым в последнее время, как показывает анализ литературных источников, является метод внешнего периодического воздействия.

Тем не менее, и в этом направлении применение многих способов внешнего периодического воздействия на расплав ванны при затвердевании зачастую не оказывает какого-либо положительного влияния, а в ряде случаев приводит к отрицательному результату. Эта особенность лишний раз указывает на сложность процесса кристаллизации, управляемость которого не определяется только внешними возмущениями. Получение отрицательных результатов во многих случаях указывает на наличие причин внутреннего характера, действующих независимо от внешнего влияния. Слоистое строение в литом металле и образующаяся на этапе охлаждения химическая неоднородность в структуре, несомненно, являются причиной периодичности процесса кристаллизации.

Остается ещё не совсем ясной причина измельчения первичных форм кристаллизации при дуговой сварке с применением дополнительных источников возмущений жидкого металла ванны.

Несомненно, существует связь между формированием измельченной разориентированной структуры металла шва и слоистостью, механизм периодического формирования которой на данный момент полностью не раскрыт и поэтому требуется проведение дальнейшего изучения особенностей процесса в этом направлении. Эта проблема актуальна, поскольку уровень технологической прочности, как одного из определяющих свойств сварного соединения, зависит от типа первичной структуры, существенно влияющего на форму и размеры аустенитного зерна зоны термического влияния.

Поэтому, исследование путей управления структурой в процессе кристаллизации металла при сварке плавлением для получения измельчённой структуры, является актуальной задачей.

Формирование структурных изменений в микроскопическом масштабе при неравновесной кристаллизации.

Крупнозернистое строение металла шва для ряда изделий ответственного назначения, работающих в тяжёлых условиях, вызывает снижение прочности основного металла. Эффект внешнего периодического теплового воздействия в процессе кристаллизации металла шва при сварке естественным образом вызывает структурные изменения. В этом отношении остаётся вопрос о возможностях этого воздействия, поскольку экспериментальный опыт показывает как положительный результат, так и негативные изменения структуры.

Примером такого внешнего влияния может служить сварка с использованием колеблющегося электронного луча (ЭЛС) образцов из титанового сплава *ОТ-4* толщиной (2 ... 6) мм (Рис. 5) [8]. Широкий диапазон регулирования частоты колебаний источника (5...2000) Гц с амплитудой от 2,0 мм до 7,5 мм по различным траекториям позволил проследить за характером изменения размера зерна по сечению шва. При этом различным скоростям сварки соответствовали свои оптимальные, с точки зрения мелкозернистой структуры, частоты колебаний (Рис. 6). Так, например, для скорости сварки 35 м/час зёрна минимального размера площадью 0,075 мм² формировались при частоте колебаний луча в 85 Гц.

Аналогичного рода нелинейность зависимости размера зерна от частоты подтверждается и при сварке электронным лучом технически чистого алюминия и сплавов на его основе системы $(Al + Si)$ [9]. Прямое наблюдение за ростом кристаллов и их измельчением с помощью «электронографа» показало максимальное измельчение первичной структуры сварного шва после сварки на скорости $(4,1...5,3)$ м/час со сканированием пучка по эллиптической траектории с частотой 300 Гц . Дальнейшее увеличение частоты до 500 Гц привело к росту размеров кристаллов. В то же самое время, при обычных условиях сварки без колебаний луча в структуре формируются ещё более крупные столбчатые кристаллиты [9].

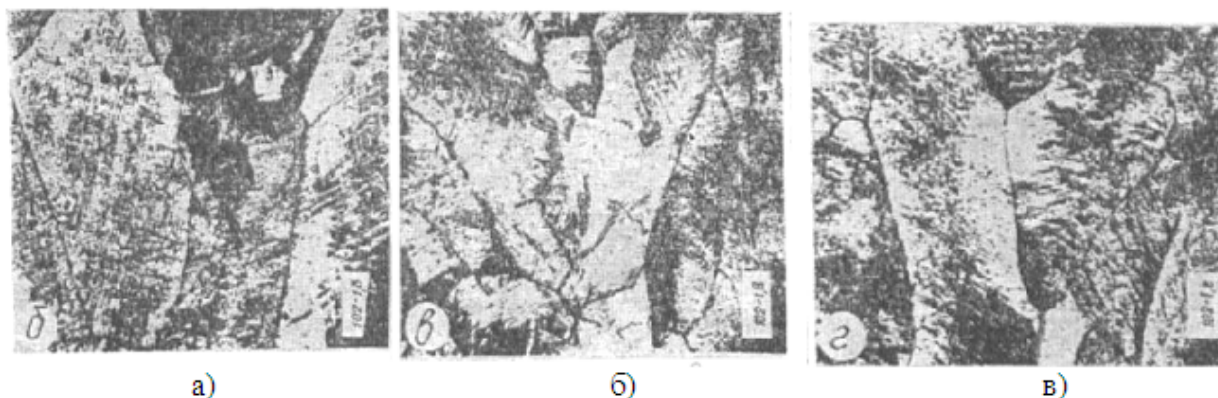


Рис. 5. Влияние частоты колебаний электронного луча на микроструктуру швов из титанового сплава $OT4$ при скорости сварки $V_{св} = 15,0 \text{ м/час}$ (x100):

- а – сварка статическим лучом без импульсов;
- б – сварка колеблющимся лучом с частотой 33 Гц ;
- в – сварка колеблющимся лучом с частотой 400 Гц .

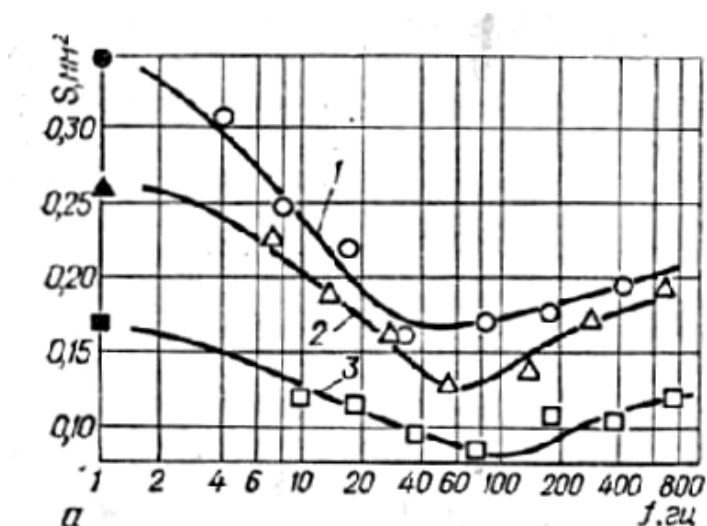


Рис. 6. Изменение площади зёрен металла шва в зависимости от частоты колебаний луча по прямоугольному закону при сварке титанового сплава $OT-4$:

- 1 – сварка со скоростью $V_{св} = 15,0 \text{ м/час}$;
- 2 – скорость сварки $V_{св} = 25,0 \text{ м/час}$;
- 3 – скорость сварки $V_{св} = 35,0 \text{ м/час}$.

Совершенно ясно, что и в условиях дуговой сварки с внешними периодическими тепловыми воздействиями на расплавленный металл ванны будут происходить аналогичные структурные изменения. Причём характер полученных графиков (Рис.6) и экспериментальные данные [9] позволяют сделать вывод, что существует оптимальная частота внешних тепловых колебаний, при которой достигается наибольшее измельчение структуры. Эта частота меняется при изменении режимов сварки.

На основании результатов металлографических исследований, проведённых нами, можно установить особенности и различия в протекании процесса кристаллизации металла шва при сварке. Рассматривался широкий ряд технически чистых металлов, используемых в сварочной технологии, а так же многочисленные сплавы на основе этих металлов.

При анализе образцов из ряда чистых металлов и сплавов с различным содержанием легирующих элементов, рассматриваемых в данной работе, во всех случаях была зафиксирована слоистая структура (Рис. 7). Слоистое строение обнаружено с лицевой поверхности сварного шва, в продольном и поперечном сечении его при наличии полного пространственного согласования слоёв.

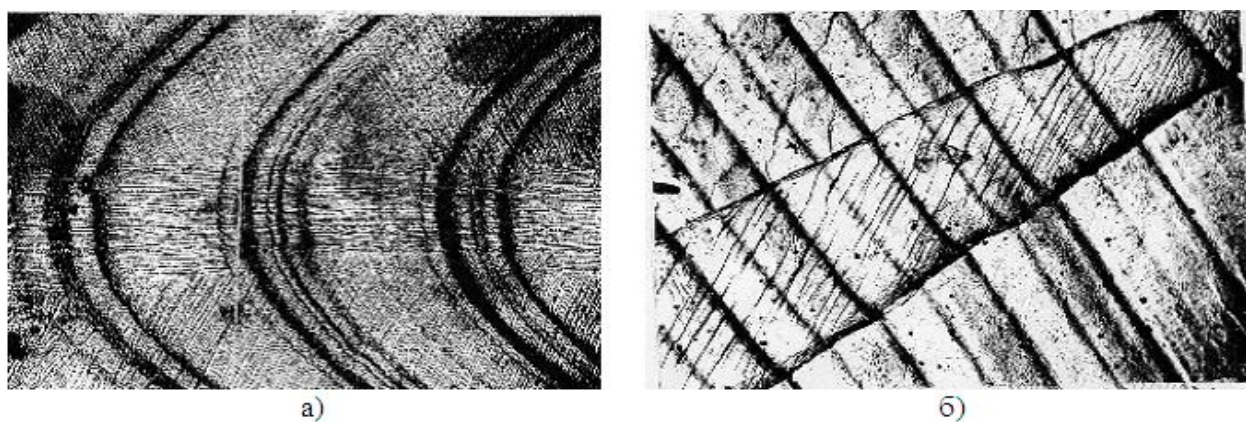


Рис. 7. Микроструктура свободной протравленной поверхности сварного шва после непрерывного процесса аргонодуговой сварки неплавящимся электродом:

а – алюминиевый сплав ($Al + 1,33\% Cu$) (скорость сварки $V_{св} = 1,37 \times 10^{-2} \text{ м/сек}$), х 120;

б – технически чистый алюминий АВ 000 (режим сварки: $I_{св} = 280 \text{ А}$, $V_{св} = 1,0 \times 10^{-2} \text{ м/сек}$), х 200.

В технически чистом алюминии (Al) поверхностная слоистость в структуре (Рис. 7,б) носит регулярный характер. Регулярность повторения слоёв была выявлена после химического травления и представляла собой чередование полос различной травимости. В то же самое время в технической меди (Cu) выявлен более сложный характер слоистости.

Поверхностные слои по форме соответствуют изотермам плавления сварочной ванны и, сохраняя периодичность, изменяются с ростом скорости сварки, переходя от формы окружности и приближаясь к эллиптическому и коническому очертаниям для малолегированного хрома [10].

На основе металлографических исследований можно предположить, что выявленная слоистость свидетельствует о неравномерном движении межфазной границы, которое может происходить, как ускоренно, так и с замедлением вплоть до полной остановки фронта. Во время остановки значительное количество выделившегося тепла будет способствовать движению фронта в обратном направлении и вызывать частичное подплавление уже

закристаллизовавшегося металла шва, существенно замедляя процесс. При подплавлении происходит выравнивание границы с резким округлением рельефа и отсутствием выступающих частей первичных осей дендритов.

Структурные изменения в сплавах металлов носят более сложный характер по сравнению с технически чистым металлом (Рис. 7,а). Установлено, что в алюминиевых сплавах со значительным содержанием примесей, например, марки *АМз-б* или в двухкомпонентном экспериментальном сплаве (*Al + Cu*) с различным содержанием меди, слоистость представляет собой чередование полос различной протяженности по оси шва.

В микроструктуре можно выделить слои в виде:

- 1) равноосных ячеек;
- 2) вытянутых, столбчатых ячеисто-дендритных образований;
- 3) при форсированных режимах сварки в осевой части шва образуются крупные полиэдры в форме равноосных кристаллитов с дендритной структурой, либо формируется осевой кристаллит (Рис.7,а).

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.

Отсутствие примеси в технически чистых металлах позволяет предполагать, что неравномерность передвижения фронта кристаллизации в этом случае может быть связана с изменениями термического переохлаждения расплава перед фронтом затвердевания. Величина переохлаждения определяется соотношением скорости теплоотвода и скорости выделения скрытого тепла.

Отношение скорости сварки к расстоянию между изотермами, зафиксированными в микроструктуре осевой части шва, представляет собой собственную частоту кристаллизации, являющуюся основным параметром периодичности $f_{кр} = \frac{V_{св}}{\Delta x}$.

Закономерность изменения частоты зависит [11]:

- 1) от химического состава исходного металла ;
- 2) толщины свариваемых заготовок δ (Рис.8);
- 3) технологических параметров процесса – в первую очередь скорости сварки $V_{св}$ (Рис. 8), (Рис. 3), а также удельной погонной энергии $\frac{q}{V_{св} \cdot \delta}$;
- 4) температуры предварительного подогрева металла основы $T_{под}, ^\circ C$.

Для технически чистых металлов толщиной 3,5 мм, например алюминия марки *АВ000* и титана *BT-1.0* эмпирическая зависимость собственной частоты кристаллизации от скорости сварки $f_{кр} = \varphi(V_{св})$ представляет собой экспоненту (Рис. 8).

Зависимость аналогичного характера была получена и для алюминия технической чистоты марки *АД-1*, но для металла большей толщины 6,0 мм с той лишь разницей, что численное значение частоты для одной и той же скорости имеет бóльшую величину. Значения точек, для построения графика в этом случае, нами были получены после обработки экспериментальных данных работы [12], в которой осуществлялась сварка неплавящимся W-ым электродом в среде аргона на переменном токе.

Периодичность процесса кристаллизации зависит от скорости выделения скрытой теплоты плавления и массы металла, находящегося в температурном интервале кристаллизации (ТИК). Соотношение между скоростью выделения скрытого тепла и скоростью его отвода за счёт теплопроводности определяет темп снятия термического переохлаждения, либо увеличивая скорость его снятия или уменьшая. Для различных

металлов, затвердевающих в одних и тех же условиях, скорость выделения тепла может быть, как меньше скорости охлаждения при температуре плавления, так и больше. Если теплоотвод через твёрдую фазу недостаточен (малые значения коэффициента теплопроводности), то жидкость будет нагреваться. При этом нагрев будет тем сильнее, чем больше слой кристаллизующейся жидкости. В то же самое время охлаждение с большими скоростями может способствовать более медленному выделению скрытого тепла [13]. В математическом выражении после обработки экспериментальных данных эмпирическая зависимость собственной (или самопроизвольной) частоты кристаллизации от скорости сварки представляет собой экспоненту для чистого алюминия (марка *AB000*) следующего вида:

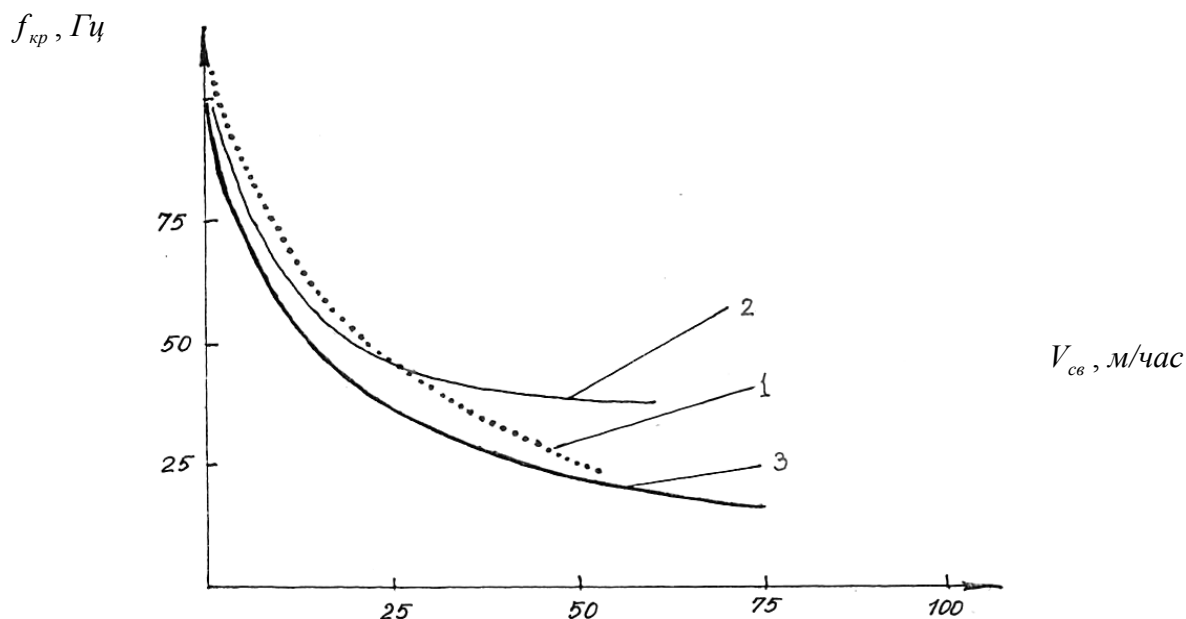


Рис. 8. Изменение собственной частоты кристаллизации $f_{кр}$ от скорости сварки $V_{св}$ для технически чистых металлов разной толщины:

- 1 - для алюминия марки *АД 1* толщиной 6,0 мм [12];
- 2 - для технически чистого титана марки *ВТ 1-0* толщиной 3,5 мм;
- 3 - для технически чистого алюминия марки *АВ 000* толщиной 3,5 мм.

$$f_{кр} = 10 + \frac{22,52}{\sqrt{(V_{св} + 0,343)^3}}, \quad (1)$$

где $V_{св}$ - скорость сварки, см/сек;

10 – постоянный коэффициент, Гц;

22,52 - постоянный коэффициент, $\text{см}^{3/2} \text{сек}^{-5/2}$;

0,343 - постоянный коэффициент, см/сек.

Незначительное содержание примесных элементов в составе чистого металла не позволяет говорить о влиянии концентрационного переохлаждения (КП) в этом случае.

Процесс выделения скрытого тепла может приводить не только к замедлению затвердевания, но и к остановке с возможным подплавлением затвердевшего шва в чистых металлах, вызывая перемещение межфазной границы в обратном направлении. Для сплавов металлов, например алюминиевого *АМз-6* или сплава системы (*Al + 1,33% Cu*), титанового *ОТ-4*, нержавеющей стали *X18H10T*, зависимость имеет более сложный вид. Форма зависимостей иллюстрирует влияние двух механизмов: периодического выделения скрытого тепла при кристаллизации твёрдой фазы и концентрационной депрессии переохлаждения при накоплении примеси на межфазной границе.

В математическом выражении графики представляет собой сумму экспоненты и параболы (Рис.9):

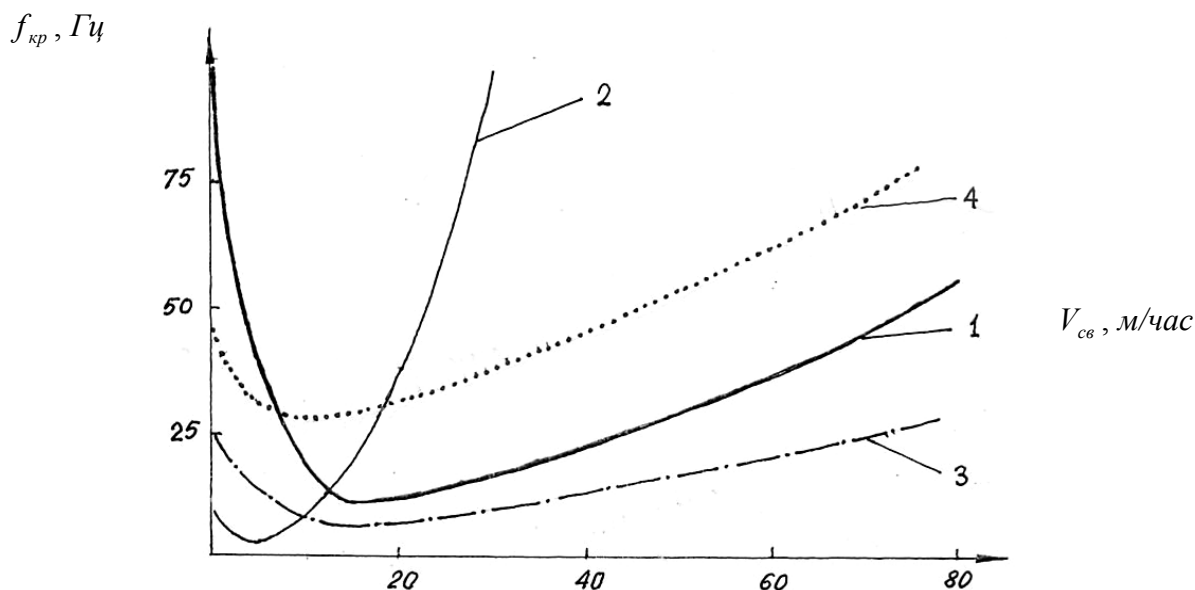


Рис. 9. Зависимость частоты кристаллизации $f_{кр}$ от скорости сварки $V_{св}$ для различных материалов толщиной (3,0...3,5) мм :

- 1 - алюминиевый сплав марки *АМз-6*;
- 2 - титановый сплав *ОТ-4.1*;
- 3 - нержавеющая сталь *X18H10T*;
- 4 - малолегированный *Cr* (хром).

$$f_{кр} = f_{ст} + f_{кп}, \quad (2)$$

где $f_{ст} = \frac{3,79}{\sqrt{(V_{св} + 0,1)^3}}$, Гц — частота выделения скрытой теплоты кристаллизации;

$f_{кп} = 14,47 \times V_{св}^2$, Гц — частота образования концентрационной депрессии переохлаждения.

Последнее слагаемое выражения (2), можно представить в другом виде [14]:

$$f_{кп} = \frac{0,5 \cdot k \cdot \lg e \cdot (V_{св})^2}{D_{ж}}, \quad \text{Гц.} \quad (3)$$

где $D_{ж} = (7,2...15,0) \cdot 10^{-5} \text{ см}^2 / \text{сек}$ - коэффициент диффузии примесного элемента в виде меди (*Cu*) для твёрдого раствора жидкого алюминия (*Al*);

$k = 0,01$ - коэффициент распределения примеси в расплаве на межфазной границе (диапазон изменения от 0,01 до 10,0);
 $\lg e = 0,43429$.

С помощью статистической обработки параметров процесса методом наименьших квадратов* была получена математическая модель, которая может быть представлена уравнениями регрессии в виде линий уровня. Каждому уровню соответствует определённое значение некоторой функции (F_h), которая для алюминиевого сплава АМг-6 толщиной 3,5 мм может быть представлена в виде:

$$F_h = 0,291 \cdot (V_{св})^2 - 0,629 \cdot V_{св} \cdot f_{кр} + 110,521 \cdot V_{св} + 0,425 \cdot (f_{кр})^2 - 163,752 \cdot f_{кр} + 16295,792 \quad (4)$$

* - в обработке экспериментальных данных принимал участие Галкин М.А.

где $f_{кр}$ – собственная частота кристаллизации, Гц;

$V_{св}$ - скорость сварки, м/час.

Функция F_h задаётся на плоскости в виде двух переменных ($V_{св} \cdot f_{кр}$) и, для выбранной глубины проплавления $h_{пр}$, остаётся постоянной величиной вдоль линий уровня (линии уровня зависят от значений коэффициента - $k_1 = 1,0$; $k_2 = 0,95$; $k_3 = 0,9$).

Регулируя частоту внешнего теплового воздействия, можно настроить её в резонанс с собственной частотой кристаллизации, что для сварки алюминиевого сплава системы (Al+Zr) марки 1925 приводит к изменению толщины мелкозернистого слоя [15]. Форма слоя повторяет изотерму кристаллизации ванны и распространяется на всю толщину свариваемого материала. При частоте 3,0 Гц толщина составила величину $(0,12...0,13) \times 10^{-3} \cdot м$, увеличиваясь до размеров $(0,24...0,29) \times 10^{-3} \cdot м$, соответствующих частоте 5,0 Гц. Между слоями расположены области так называемой избирательной кристаллизации с более крупными столбчато-дендритными вытянутыми кристаллитами, ширина которых сокращается с увеличением частоты. Многослойную сплошную мелкозернистую структуру, состоящую из равноосных ячеек, удаётся получить при действии резонансной частоты [11, 16].

Аналогичные структурные изменения происходят в сварном соединении алюминиевого сплава АМг-6. Причём отмечается измельчение первичных форм структурных составляющих после автоматической импульсно-дуговой сварки плавящимся электродом не только в металле шва, но, что особенно характерно, измельчение зерен зоны термического влияния (Рис. 10) [17]. Увеличение частоты следования импульсов до 50 Гц сопровождается закономерным уменьшением среднего размера зерна закристаллизовавшегося металла для скорости сварки в 36 м/час, величина которой оставалась постоянной. Дальнейшее повышение частоты до 100 Гц существенного усиления этого эффекта не даёт.

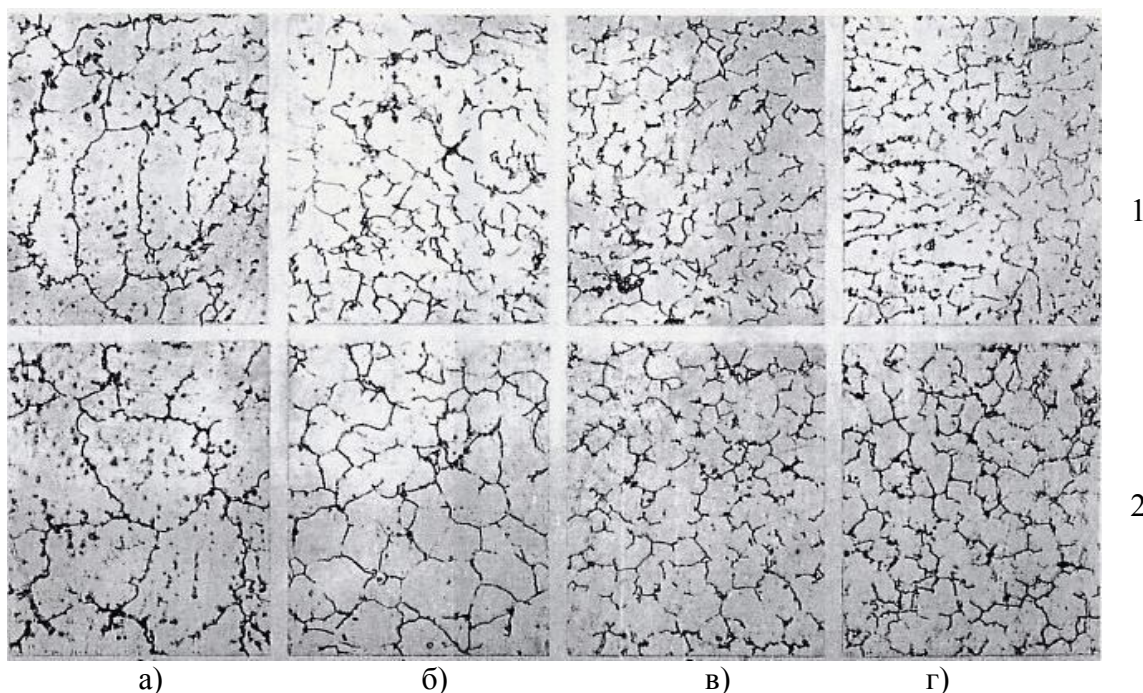


Рис. 10. Влияние частоты следования импульсов тока при сварке пластин толщиной 4 мм на структуру металла шва (2) и около шовной зоны (1) сплава АМг-6 (х300):

а – сварка без импульсов на режиме: $I_{св} = 350 \text{ A}$, $U_{д} = 30 \text{ В}$, $V_{св} = 36,0 \text{ м/час}$, $d = 4,0 \text{ мм}$;

б-г – частота следования импульсов тока соответственно 10, 50 и 100 Гц.

соединения в целом по сравнению с обычными условиями сварки.

Та же особенность обнаружена в микроструктуре титанового сплава ОТ4-1 после импульсной термообработки пластин толщиной (0,3...1,5) мм колеблющимся расфокусированным электронным лучом с частотой (15...33) Гц [18]. В структуре титанового сплава происходит перестроение кристаллитов и формирование равноосной мелкозернистой структуры по сравнению со структурой, не подвергавшейся какому-либо воздействию (Рис.11а,б). В этих условиях градиент температур в центре зоны обработки и по её краям должен обеспечивать температуру выше и соответственно ниже конца $\alpha \rightarrow \beta$ – превращения (для сплава ОТ4-1 $T_{\alpha \rightarrow \beta} = 950^\circ \text{C}$) [18].

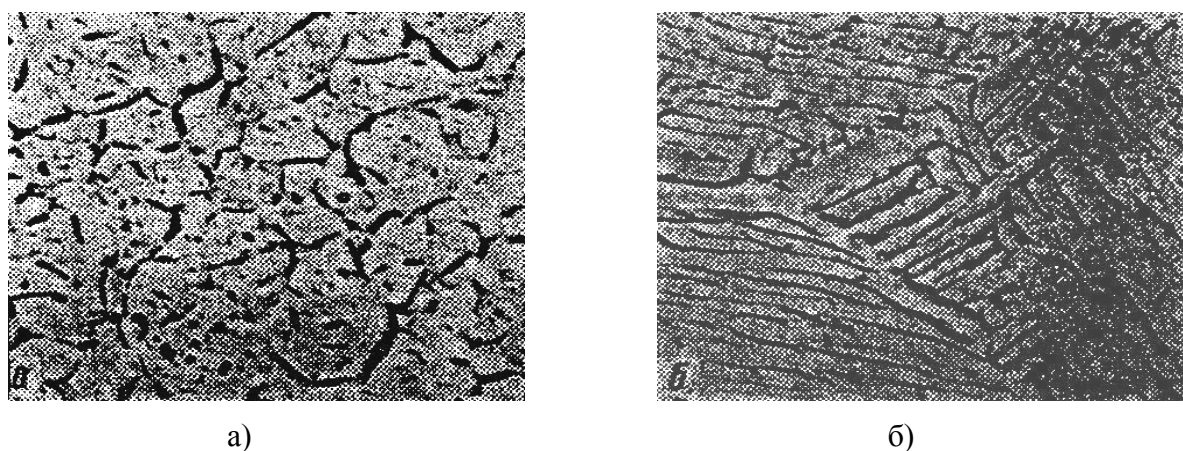


Рис. 11. Микроструктура титанового сплава ОТ4-1 толщиной (0,3...0,5) мм до (б) и после (а) термообработки колеблющимся расфокусированным электронным лучом (Режим обработки: $I_{л} = (10...35) \text{ mA}$; $U_{у} = 25 \text{ кВ}$; $V_{то} = (15,0...40) \text{ м/час}$) (х500, уменьшено на 3/4) [18]:

а – нагрев колеблющимся лучом с частотой (15...33) Гц;

б – исходная структура.

Можно ожидать, таким образом, что для сварного соединения, полученного в условиях колебаний с резонансной частотой, значительно повысится сопротивляемость металла образованию горячих и холодных трещин.

Осуществляя управление частотой внешнего теплового периодически действующего источника нагрева в соответствии с собственной частотой кристаллизации металла шва при дуговой сварке плавлением, возможно перспективное развития нового научного направления «Физические основы управления структурообразованием с помощью резонансных явлений при кристаллизации металла сварочной ванны».

В качестве примера можно рассмотреть сварку легированных сталей с повышенным содержанием (более 0,3%) углерода, когда в результате структурных превращений при охлаждении металла образуются закалочные малопластичные структуры и возникает опасность появления холодных трещин.

Обычно стали такого класса, обладающие нестационарностью протекания структурных превращений в зоне термического влияния (ЗТВ), сваривают с предварительным и сопутствующим подогревом. При этом сварку выполняют многослойным швом с малым сечением каждого слоя, и полученное соединение охлаждают с контролируемой скоростью [19]. Однако предварительный и сопутствующий подогрев – это энергоёмкие и дорогостоящие операции, которые можно избежать, создав условия управления структурообразованием в шве и ЗТВ.

Так, при дуговой сварке стали 45 модулированным током, термоциклирование зоны термического влияния в определённом интервале температур позволяет заметно снизить в структуре количество мартенсита с 90% до 40% с одновременным ростом бейнита с 10% до 60% [20] (Рис. 12). При этом происходит изменение численных значений микротвёрдости для составляющих структуры: для мартенсита происходит снижение с $664,5H_{\mu}$ до $504,6H_{\mu}$; для бейнита снижение с $399,5H_{\mu}$ до $309,3H_{\mu}$ (Рис.13).

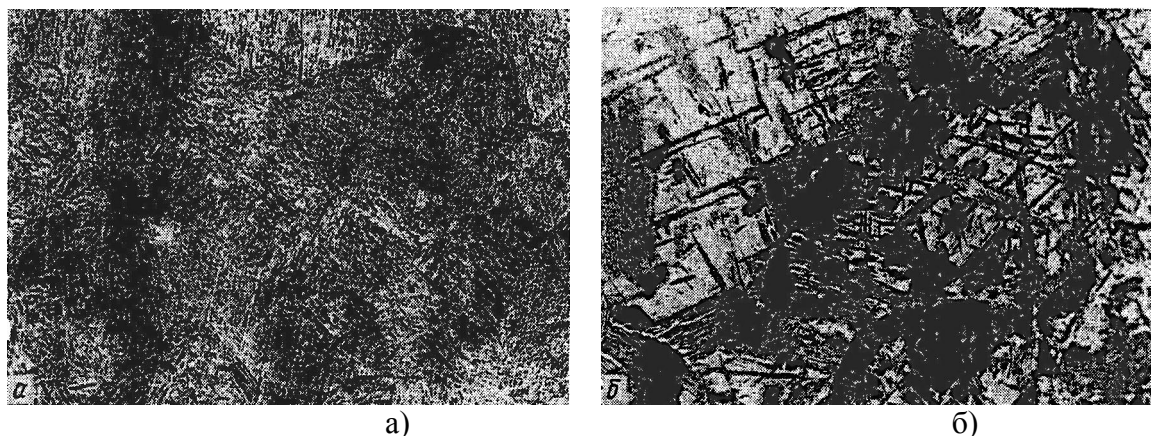


Рис. 12. Микроструктура металла толщиной 12 мм из стали 45 зоны термического влияния (ЗТВ) сварного соединения на участке крупного зерна в образцах, сваренных (x500, уменьш. 2/3) [20]:

а - стационарной дугой;

б – модулированным током.

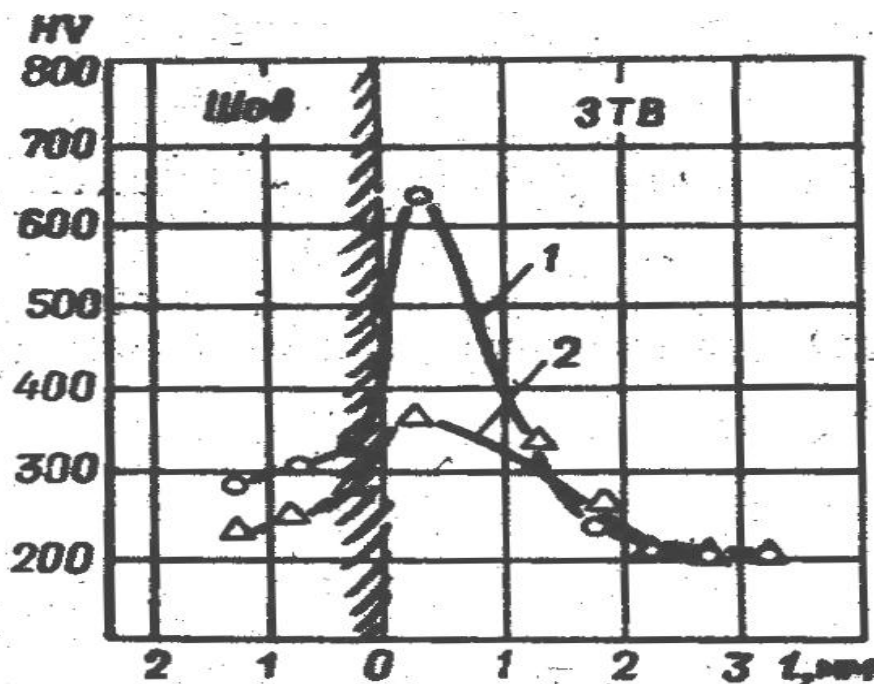


Рис. 13. Распределение твёрдости в металле шва и ЗТВ в сварных соединениях, выполненных [20]:

1 - стационарной дугой;

2 – модулированным током.

предварительный подогрев всего изделия или вынужденно идут на увеличение погонной энергии за счёт снижения скорости сварки. Однако, подобных условий удаётся добиться при сохранении значений показателей погонной энергии на прежнем уровне, но применяя сварку с модулированным током. Создание пульсирующего температурно-деформационного цикла способствует интенсификации распада аустенита в металле ЗТВ [20] с одновременным снижением длительности пребывания металла при высокой температуре (выше 1200°C).

Структура металла сварного соединения в ЗТВ, сваренного традиционным способом, представляет собой в основном реечный мартенсит с небольшими участками нижнего бейнита (Рис. 12,а). В образце, сваренном модулированным током, наблюдаются строчечные ферритокарбидные включения, которые могут образовывать конгломераты без ориентации и которые идентифицируются как нижний бейнит (Рис.12,б).

Влияние частоты внешнего воздействия от теплового источника на сопротивляемость металла шва образованию горячих трещин.

Машинные испытания на горячие трещины по методике МВТУ ЛТП-1.6 предусматривают деформирование образцов во время сварки стыкового шва. Определение пластических свойств металла шва и зоны термического влияния (ЗТВ) при внешней заданной машинной скорости деформирования, имеющей близкие значения к реальным условиям, осуществляются при постепенном её увеличении. Деформация продолжается до появления разрушения в металле шва или ЗТВ с фиксированием критической скорости деформирования ($V_{кр}^{def}$).

Скорость внутренней деформации можно регулировать при сварке проб «рыбий скелет». В этом случае показателем склонности к образованию горячих трещин является коэффициент образования трещин $K = \frac{l_{тр}}{l_{шва}} \times 100\%$. Характерный вид зависимости показателя технологической прочности от частоты представляет собой кривую, которая

имеет минимальные значения в области действия резонансных частот (Рис. 14). Этот характер сохраняется вне зависимости от вида источника воздействия – механические колебания дуги, реверсируемое электромагнитное поле, модулирование сварочного тока, что подтверждает правильность выбранного направления. В этой области значения показателя снижаются в зависимости от металла на 30%...60% и более, достигая минимальных величин по сравнению с обычными условиями сварки (Рис. 14,а,б).

Так, после сварки проб из алюминиевого сплава системы $AlMg$ значения коэффициента трещинообразования снизились с 70%, характерных для обычных условий сварки, до значений менее 7%, полученных при действии внешнего периодического источника возмущений (Рис.14,а) [22], [23].

В некоторых случаях, например при сварке высокопрочной стали марок КВК-32,42 с частотой, не соответствующей резонансной области, сварное соединение обладает либо одинаковой или даже меньшей стойкостью против образования горячих трещин по сравнению с обычными условиями сварки (Рис. 14,б).

Эффективность периодического воздействия можно наблюдать в макро- и микроструктуре (Рис.15), где в момент включения источника колебаний происходит измельчение структурных составляющих. Такая мелкозернистая равноосная структура обладает более высокой пластичностью по сравнению со столбчатой вытянутой структурой и может сдерживать развитие ранее образовавшихся трещин (Рис.15,а,б).

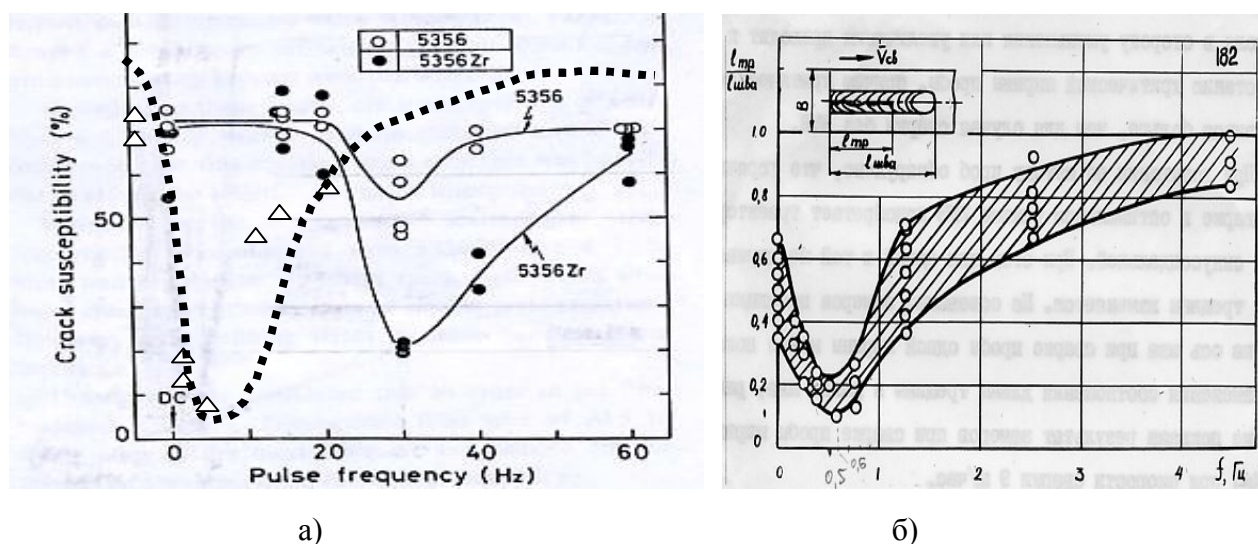


Рис. 14. Влияние частоты колебаний внешнего источника на вероятность образования горячих трещин в металле сварного шва образцов «рыбий скелет»:

а - для алюминиевого сплава системы ($Al-Zn-Mg$):

— сварка модулированным током образцов толщиной 6 мм (режим:

$I_{CB} = (195-205) A$; $U = (28-29) B$; $V_{CB} = 24 м/ч$, $I_p / I_v = 2,6$; $T_p / T_v = 1/3$), [22];

..... - сварка образцов толщиной 2 мм с использованием реверсируемого ЭМВ (режим:

- $I_{CB} = 55 A$; $U = 21 B$; $V_{CB} = 9 м/ч$; $B = 175 Г$), [23];

б - для сталей марок КВК-32,42, [24] .

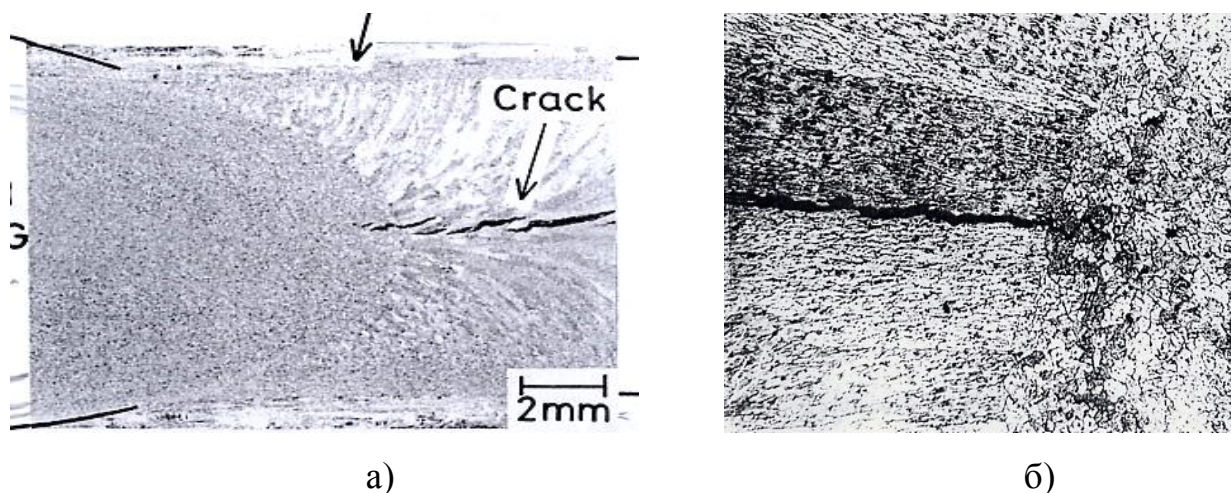


Рис. 15. Вид макро- и микроструктурных изменений в металле сварного шва из алюминиевого сплава системы в момент включения внешнего периодического источника тепла:

а – сварка сплава системы ($Al-2Zn-3Mg$) с ЭМП при частоте 5 Гц , $\times 5,5$, [22];

б – импульсный подогрев зоны термического влияния алюминиевого сплава марки 1925 системы ($Al-Zr$) с частотой 7 Гц , $\times 100$, [25].

Вероятность образования высокотемпературного разрушения будет существенно снижаться, поскольку увеличивается соотношение величины минимальной пластичности и темпа нарастания линейной усадки в ТИХ. Резонансные условия кристаллизации металла в твёрдожидком состоянии способствуют скачкообразному снижению максимальных значений темпа внутренних деформаций при повышении температуры (Рис.16).

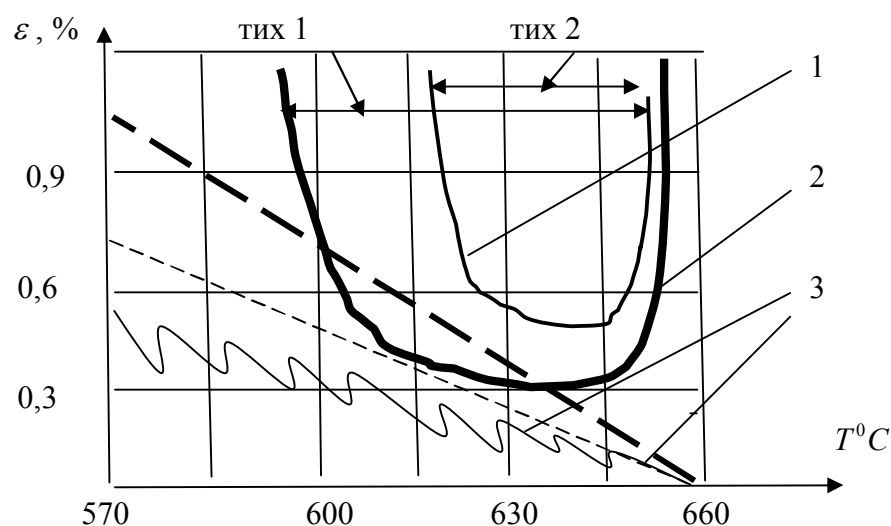


Рис. 16. Изменение темпа внешней и внутренней деформации в металле шва при сварке в зависимости от температуры:

1 – равновесная структура сплава ($Al+1,5\%Cu$);

2 – столбчатая структура сплава ($Al+1,5\%Cu$);

3 – темп внутренней линейной усадки.

ВЫВОДЫ ПО РАБОТЕ

1. Степень неравновесности протекания процессов кристаллизации металла при сварке устанавливает уровень технологической прочности сварного соединения. Из ряда многочисленных параметров, определяющих технологическую прочность для температурных областей горячих и холодных трещин, размер зерна структуры является ключевым.

Мелкозернистая равноосная структура по сравнению с крупнозернистой столбчатой обладает более высокой пластичностью, меньшим ТИХ и снижает темп нарастания линейной усадки для области температур образования горячих трещин. Меньшее первичное зерно, как правило, снижает размер вторичного аустенитного зерна, способствуя более благоприятному перераспределению остаточных напряжений в шве, тем самым, при этом снижается химическая неоднородность и вероятность образования холодных трещин в целом.

2. Отрицательные последствия неравновесных условий кристаллизации можно снизить за счёт измельчения первичных форм кристаллизации с помощью применения либо методов металлургического характера или с помощью технологических приёмов и способов.

Подходы, которые использовали предыдущие авторы, применяя способы механического, физического или металлургического воздействия на процесс кристаллизации с помощью переменного электромагнитного поля (ЭМП), механических колебаний дуги либо импульсного режима генерации источника внешней энергии не дают объяснений причин возникающей периодичности в структуре шва при сварке.

3. Периодическое воздействие внешнего источника тепла на фронт кристаллизации в условиях резонанса, когда происходит синхронизация по частоте и фазе, позволяет достичь существенного увеличения амплитуды температурных колебаний по сравнению с обычными условиями кристаллизации. В периоды понижения температуры ниже точки ликвидуса усиливается термическое переохлаждение, что вызывает ускоренный рост твёрдой фазы. Отклонение в противоположную сторону согласуется с моментом выделения скрытого тепла, которое замедляет продвижение фронта вплоть до полной остановки его и перемещения в обратном направлении.

4. Результатом температурных колебаний являются изменения мгновенных значений скорости охлаждения или нагрева и, как следствие при этом, происходит рост либо замедление скорости кристаллизации по сравнению со средними значениями скорости сварки.

5. Управление структурообразованием можно эффективно осуществлять при реализации условий резонанса на межфазной границе в процессе кристаллизации металла шва. Для этого необходимо согласовать частоту внешнего периодического теплового воздействия с собственной частотой кристаллизации металла, соответствующей технологическим условиям сварки и представляющим собой новый способ сварки.

6. Формирование мелкозернистой структуры при сварке с внешним периодическим воздействием в режиме резонанса позволяет обеспечить одновременно высокую пластичность металла сварного соединения, что повысить сопротивляемости образованию горячих и холодных трещин.

7. Машинные методы испытания сварных соединений на склонность к образованию горячих трещин показали положительную динамику, что будет способствовать развитию нового направления при сварке закаливающихся сталей, когда появляется возможность исключить предварительный и сопутствующий подогрев и уменьшить время пребывания металла ЗТВ при высоких температурах.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Дзыкович И.Я. Исследование структуры и условия кристаллизации металла сварных швов на хромоникелевых аустенитных сталях.// Автоматическая сварка, 1962. №11. С. 20-25.
2. Медовар Б.И. Сварка жаропрочных аустенитных сталей и сплавов. М.: Машиностроение, 1966. 430 с.
3. Технология электрической сварки металлов и сплавов плавлением./ Под ред. Б.Е. Патона. М.: Машиностроение, 1974. 768 с.
4. Ивочкин И.И. Подавление роста столбчатых кристаллов методом «замораживания» сварочной ванны.// Сварочное производство, 1965. №12. С. 1-3.
5. Любавский К.В., Пашуканис Ф.И. Некоторые особенности сварки литых аустенитных сталей.// Сварочное производство, 1955. №9. С. 10-12.
6. Павлов А.С., Штрикман М.М. Влияние воздействия дополнительной газовой струи при сварке в узкий зазор на структуру и химическую неоднородность шва. // Автоматическая сварка, 1991. №11. С.47-50.
7. Абралов М.А., Абдурахманов Р.У. Сварка с электромагнитным воздействием. Ташкент: Издательство «Фан» УзССР, 1984. 136 с.
8. Особенности сварки титанового сплава ОТ4 колеблющимся электронным лучом. / А.В. Башкатов, Ф.Н. Рыжков, В.С. Глотов и др. // Автоматическая сварка, 1971. № . С. 68-69.
9. Особенности кристаллизации металла шва при ЭЛС алюминиевых сплавов со сканированием пучка./ Чен Сяофун, Ши Цзунъяо, Ли Зунку и др. // Автоматическая сварка, 1988. №10. С. 27-30.
10. Управление структурой шва на малолегированном хrome при сварке плавлением./ В.В. Кундик, М.М. Нероденко, А.Н. Ракитский и др. // Автоматическая сварка, 1982. №2. С.15-17.
11. 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.
12. Никифоров Г.Д. Металлургия сварки плавлением алюминиевых сплавов. М.: Машиностроение, 1972. 264 с.
13. Сутырин Г.В. Исследование механизма воздействия низкочастотной вибрации на кристаллизацию сварочной ванны.// Автоматическая сварка, 1975. №5. С. 7-10.
14. Болдырев А.М., Дорофеев Э.Б., Антонов Е.Г. Управление кристаллизацией металла при сварке плавлением. // Сварочное производство, 1971. №6. С. 35-37.
15. Семенюк Н.И. Особенности кристаллизации швов и уменьшения склонности к горячим трещинам при сварке алюминиевых и магниевых сплавов: Дисс... канд.тех. наук. Киев: КПИ, 1991. 238 с.
16. Морозов В.П. Особенности формирования первичной структуры сварных швов алюминиевых сплавов различных систем легирования при совместном действии периодического источника тепла и модификаторов. // Известие ВУЗов.: Машиностроение, 2006. №. С. 51-64.
17. 261. Исследование физико-технологических характеристик импульсной дуги и разработка технологии автоматической импульсно-дуговой сварки алюминиевых сплавов. / В.В. Ардентов, Г.Я. Богданов, Ю.А. Деминский и др. // В сб.: Сварка, Издательство : Судостроение, 1968. №11. С. 224-245.
18. Пешков В.В., Кудашов А.О. Оптимизация исходной микроструктуры элементов из сплава ОТ4-1, соединяемых диффузионной сваркой.//Автоматическая сварка, 1983.№5. С. 26-27.
19. Технология электрической сварки металлов и сплавов плавлением./ Под редакцией Б.Е. Патона.- М.: Машиностроение, 1974. 768 с.
20. Структура и твердость металла ЗТВ стали 45 при дуговой сварке модулированным током./ Д.А. Дудко, В.С. Сидорук, Г.А. Иващенко и др. // Автоматическая сварка, 1990. №3. С. 10-12.

21. Попов А.А., Попова Л.Е. Изотремические и термокинетические диаграммы распада переохлаждённого аустенита. М.: Металлургия, 1965. 496 с.
22. Combined effect of current pulsation and Zr addition on improvement of solidification cracking of Al-Zn-Mg alloy weld metal. / F. Matsuda, K. Nakata, K. Tsukamoto, et al. // Trans. JWRI. 1985, Vol. 14. No. 2, P. 99-104.
23. Effect of additional element of weld Solidification crack susceptibility of Al-Zn-Mg alloy (Rep.111)./ F. Matsuda, K. Nakata, K. Tsukamoto, et. al. // Trans. JWRI, 1984, Vol. 13. No. 1, P. 57-66.
24. Тюменцев И.Г. Исследование влияния продольного магнитного поля при сварке на характер кристаллизации и прочность металла шва: Дисс... кан.тех.наук. М.: МГТУ им. Н.Э. Баумана, 1978. 227 с.
25. Семенюк Н.И. Особенности кристаллизации швов и уменьшения склонности к горячим трещинам при сварке алюминиевых и магниевых сплавов: Дисс... канд.тех. наук. Киев: КПИ, 1991. 238 с.