

## ТЕХНОЛОГИЯ И ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ МАШИНЫ

621.791.052:669.017.3

### ОСОБЕННОСТИ ПРОЦЕССА ФОРМИРОВАНИЯ ПЕРВИЧНОЙ СТРУКТУРЫ СВАРНЫХ ШВОВ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ РАЗЛИЧНЫХ СИСТЕМ ЛЕГИРОВАНИЯ ПРИ СОВМЕСТНОМ ДЕЙСТВИИ ПЕРИОДИЧЕСКОГО ИСТОЧНИКА ТЕПЛА И МОДИФИКАТОРОВ

Канд. техн. наук, доц. В.П. МОРОЗОВ

*Хорошо известно, что процесс кристаллизации металла расплава - это периодический процесс. Управляя воздействием внешнего теплового источника и создавая тем самым условия резонанса на межфазной границе, можно существенным образом измельчать структуру металла.*

*Важным моментом при сварке является система легирования сплава. Ряд элементов вызывает образование эвтектики в структуре с более низкой температурой плавления, чем у основного металла, и в этом случае необходимо ускорять процесс кристаллизации.*

*Иной характер носит процесс затвердевания сплавов, легированных тугоплавкими модификаторами, вызывающими протекание перитектической реакции с одновременным повышением температуры в расплаве. В этом случае следует затормозить кристаллизацию на межфазной границе, снижая скорость отвода теплоты в более холодные слои металла зоны термического влияния.*

*It is well-known, that the process of crystallization of metal of a melt is a batch process. Operating influence of an external thermal source and creating those conditions of a resonance on interface, it is possible to crumble up structure of metal significantly.*

*Important point at welding is the alloying system. A number of elements cause formation of eutectic in structure with lower melting point, than at the basic metal and in this case it is necessary to accelerate process of crystallization.*

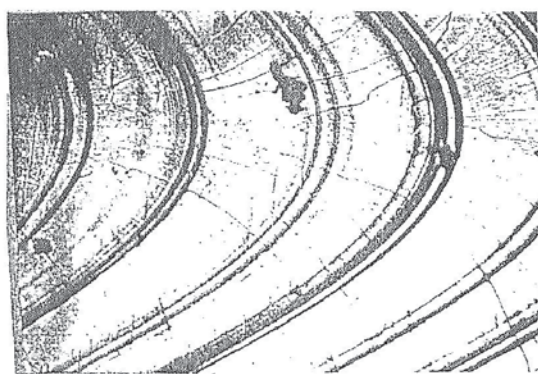
*Other character carries process of the alloy hardening if it was made by refractory modifiers that causes passing of peritectic reaction with simultaneous rise in temperature in a melt. In this case it is necessary to stop crystallization on interface, reducing speed of heat removal towards the colder beds of metal in a zone of thermal influence.*

От процессов формирования сварных соединений зависит высокое качество и работоспособность изделий на их основе. Вид структуры, форма и геометрические размеры ее составляющих имеют основополагающее значение в технологии сварки. Стремление достичь высоких показателей технологической прочности, коррозионной стойкости и других важных характеристик металла, которые, в основном, определяются размерами литого зерна и состоянием межзеренных границ, приводит исследователей к необходимости поиска эффективных путей обеспечения указанного комплекса свойств. Мелкозернистая равномерная структура представляет собой равновесную форму с высокой пластической подвижностью элементов, что позволяет получить хорошую релаксацию внутренних напряжений без последующего разрушения.

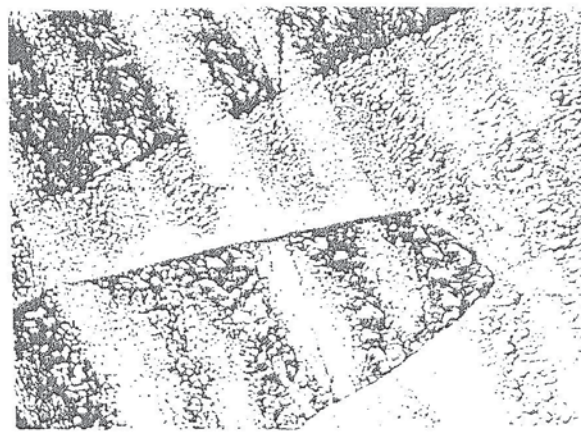
При анализе литературных источников выявлен ряд технологических приемов для получения измельченной структуры. Так, хорошо известно использование вибраций сварного изделия [1, 2]; ввод энергии от импульсного источника нагрева [3, 4]; импульсная подача присадочной проволоки [5] в различных пространственных положениях; применение источников с модуляцией сварочного тока, воздействующего на жидкий металл хвостовой части ванны [6, 7], а также в ряде случаев ввод отдельных тепловых источников, влияющих на зону термического влияния около осевой линии шва [8]; внешнее электромагнитное воздействие (ЭМВ) на расплав как в непрерывном режиме, так и пульсирующего с различной частотой магнитного поля [9—13]. При таком разнообразии технологических приемов следует отметить особо важное значение исходного металла, систему его легирования и рассматривать его исходный состав совместно с действием импульсно-периодического внешнего источника энергии.

Металлографический анализ экспериментального материала, полученного и накопленного лабораторией технологической прочности МГТУ им. Н.Э. Баумана, основанной профессором Н.Н. Прохоровым, позволил установить особенности и различия в протекании процесса кристаллизации литого металла шва при сварке. Структура сварных швов имеет характерное слоистое строение, что позволяет говорить о химической неоднородности металла, а наличие периодичности слоев есть следствие цикличности затвердевания. Эта особенность характерна как для импульсного процесса сварки, когда формирование шва происходит из отдельных точек, так и в случае непрерывного цикла (рис. 1). Замечено, что затвердевание металла происходит дискретно и в кратерах, когда не действует источник тепла.

Так, при сварке чистых металлов и сплавов на их основе частота кристаллизации зависит от технологических параметров сварки и, в первую очередь, от скорости перемещения источника тепла, а также определяется природой исходного материала. В этом плане следует иметь в виду, что частота кристаллизации носит самопроизвольный или естественный характер, зависящий от внутренних факторов тепло- и массопереноса ме-



а)



б)

Рис. 1. Микроструктура свободной поверхности сварного шва после аргоно-дуговой сварки: а — чистый алюминий АВ000, сваренный со скоростью  $v_{св} = 36,0 \text{ м/ч} \times 70$ ; б — травленая поверхность чистого алюминия АВ000 при  $v_{св} = 15 \text{ м/ч} \times 200$



талла.

Металлографический анализ структуры металла с лицевой поверхности швов и в поперечном сечении чистого алюминия марки АВ000 показал наличие строгой периодичности кристаллизационных слоев (рис. 1, а). Микроструктура после травления представляет собой поверхность с полосами переменной травимости, расположение которых соответствует по форме изотермам плавления сварочной ванны (рис. 1, б). Экспериментальная зависимость  $f_{кр} = \varphi(v_{св})$  для дуговой сварки неплавящимся электродом в аргоне чистого алюминия представляет собой экспоненту при увеличении скорости сварки (рис. 2). Периодичность процесса кристаллизации в этом случае определяется частотой выделения скрытой теплоты плавления, количество которой зависит от массы металла, находящегося при температуре плавления, и выделяется с определенной скоростью. Высвободившееся тепло приводит к остановкам в движении межфазной границы, изменяя термическое переохлаждение расплава (ТП) перед фронтом кристаллизации. Незначительное содержание примесных элементов в составе чистого алюминия не позволяет говорить о влиянии концентрационного переохлаждения (КП).

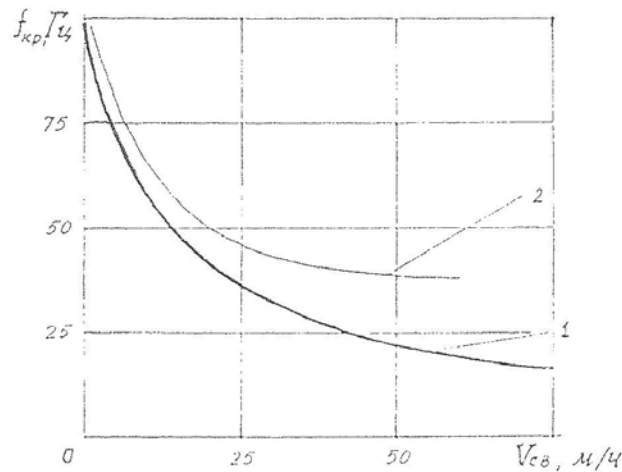


Рис. 2. Изменение частоты естественной кристаллизации  $f_{кр}$  в зависимости от скорости сварки  $v_{св}$ : 1 — чистый алюминий марки АВ000 толщиной 3,0 мм; 2 — чистый титан марки ВТ-1,0

В математическом выражении после обработки экспериментальных данных зависимость частоты самопроизвольной кристаллизации от скорости сварки представляет собой экспоненту для чистого алюминия (марка АВ000)

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

где  $v_{св}$  — скорость сварки, см/с; 10 — постоянный коэффициент, Гц; 22, 52 — постоянный коэффициент,  $\text{см}^{\frac{3}{2}}\text{с}^{-\frac{5}{2}}$ ; 0,343 — постоянный коэффициент, см/с.

Несколько иная зависимость была получена для алюминиевого сплава марки АМг-6 или для двухкомпонентного экспериментального сплава (Al + Cu) с различным содержанием меди (рис. 3). Выявленная дискретность структуры имела более сложный характер. В этом случае полученная зависимость иллюстрирует совместное влияние двух механизмов: термического переохлаждения за счет выделения скрытой теплоты кристал-

лизации и концентрационного переохлаждения расплава по причине накопления примеси перед фронтом затвердевания в процессе роста твердой фазы. В сплавах со значительным содержанием примесей рельеф ячеистой структуры претерпевает качественные геометрические изменения. В зоне значительных ускорений процесса кристаллизации сплава системы (Al + Cu) продольные границы вытянутых ячеек сменяются серией кольцеобразных равноосных границ, расположенных вдоль всего фронта кристаллизации (рис. 4).

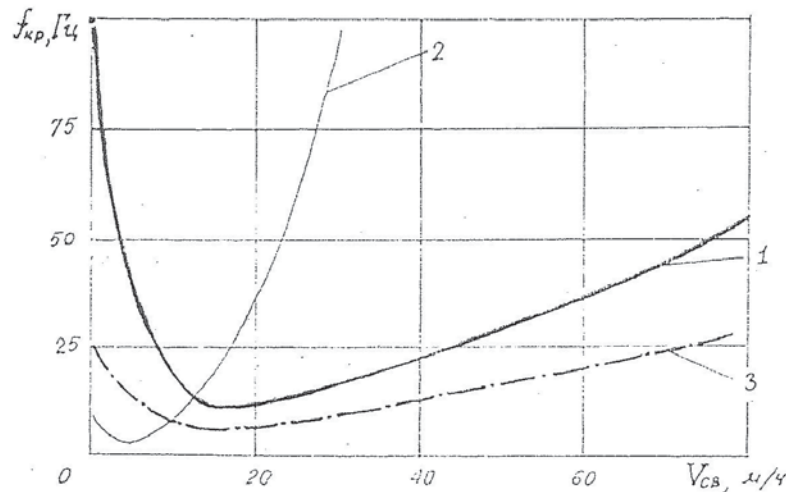


Рис. 3. Зависимость частоты кристаллизации  $f_{кр}$  от скорости сварки  $v_{св}$ : 1 — для алюминия марки Амг-6 толщиной 3,0 мм; 2 — для титана марки ОТ-4,0; 3 — для нержавеющей стали Х18Н10Т

В математическом виде зависимость частоты кристаллизации от скорости сварки представляет собой сумму гиперболы и параболы

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

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

$f_{кп} = \frac{0,5k \lg e v_{св}^2}{D_{ж}}$ , Гц — частота образования концентрационного переохлаждения

( $D_{ж}$  — коэффициент диффузии примесного элемента в жидкости,  $\text{см}^2/\text{с}$ ;  $k$  — коэффициент распределения примеси в расплаве на межфазной границе, значения коэффициента изменяются в диапазоне от 0,01 до 10,0).

В (2) при использовании значений постоянных коэффициентов для системы (Al + Cu) согласно литературным источникам имеем:  $k = 0,01$ ;  $D_{ж} = (7,2 \dots 15,0)10^{-5} \text{см}^2/\text{с}$  [17];  $\lg e = 0,43429$ . Теперь  $f_{кп}$  можем представить в эмпирическом виде

$$f_{кп} = 14,47 v_{св}^2, \text{ Гц.} \quad (3)$$

Периодический характер естественной кристаллизации чистых металлов и сплавов определяется их физической природой и зависит от тепловой обстановки и скопления примеси на межфазной границе. В условиях сварки расплав ванны перед фронтом кри-



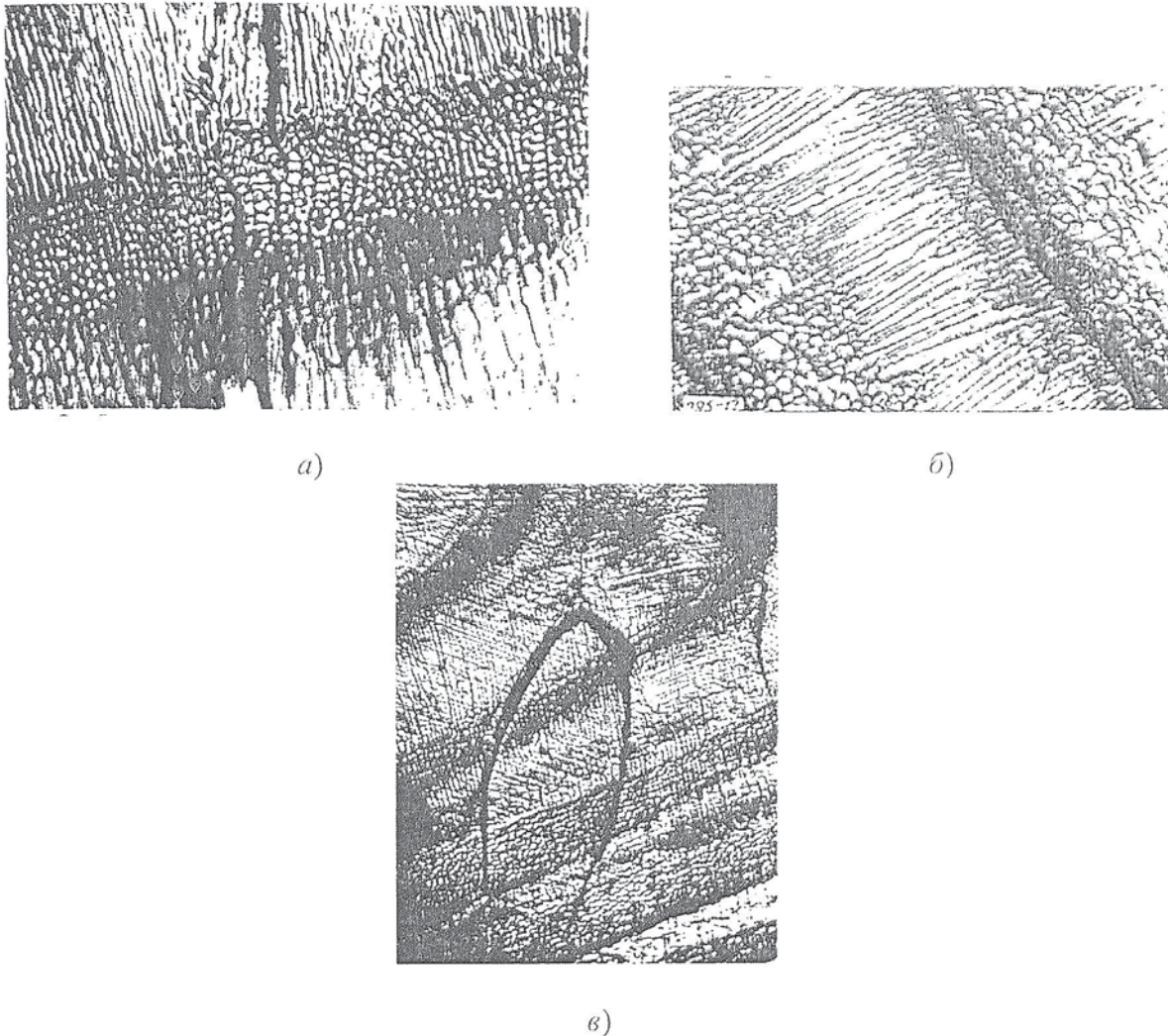


Рис. 4. Изменение рельефа свободной поверхности шва при колебаниях скорости кристаллизации (соответствует форме изотермы затвердевания): *a* — алюминиевый сплав (Al+ 3,0%Cu), сварка со скоростью  $v_{св} = 1,37$  см/с  $\times 200$ ; *b* — сплав (Al+ 2,0%Cu) [15]  $\times 170$ ; *v* — сплав (Al+ 0,5%Cu), сварка со скоростью  $v_{св} = 48$  м/ч [16]  $\times 160$

таллизации оказывается переохлажденным. Переохлаждение в общем виде может быть двойного рода — термическим и концентрационным. Наличие термического переохлаждения вызывает, как правило, кристаллизацию сверхчистых металлов, а также может способствовать затвердеванию сплавов. Выделяющаяся скрытая теплота постепенно снимает начальное термическое переохлаждение. В дальнейшем на более поздних стадиях величина термического переохлаждения будет зависеть от геометрии сварочной ванны и внешних условий, определяющих теплоотвод с межфазной границы.

При неравновесной кристаллизации состав жидкого расплава не выравнивается. В слое жидкости перед фронтом кристаллизации возникает градиент концентрации растворенного компонента. Причем примесь может как понижать, так и повышать температуру кристаллизации.

Толщину слоя концентрационного уплотнения примеси  $X'$  у межфазной поверхности можно определить из уравнения

$$X' = \frac{D}{v_k} \ln C_o \frac{(1-k)}{k} (C_{ж} - C_o), \text{ см} \quad (4)$$

где  $C_o$  — концентрация примеси в твердой и  $C_{ж}$  в жидкой фазах соответственно, %;

Градиенту концентрации соответствует определенный градиент температур ликвидуса. Однако фактическая температура расплава может не совпадать с равновесной температурой и быть ниже нее. Чем больше концентрация примеси и меньше температурный градиент в расплаве, тем шире область КП перед фронтом.

В теории кристаллизации В. Маллинз и Р. Секерки [18] рассматривали динамику устойчивости плоского фронта затвердевания при наложении малых внешних периодических возмущений. В этом случае условие устойчивости в математическом выражении имеет вид

$$\frac{G_{ж}}{v_k} + \frac{\rho_{ж} \Delta H}{2a_{ж}} \geq - \frac{m_{ж} C_o (1-k)}{D_{ж} k} \times \frac{(a_{тв} + a_{ж})}{2a_{ж}} \varphi, \quad (5)$$

где  $\rho_{ж}$  — плотность металла;  $\frac{\Gamma}{\text{см}^3}$ ;  $\Delta H$  — скрытая теплота кристаллизации, Кал/г;

$a_{ж}$  — теплопроводность кристалла и расплава, Кал /  $\text{см} \cdot \text{с} \cdot ^\circ\text{C}$ ;  $\varphi$  — функция, учитывающая действие поверхностной энергии  $\alpha$ . (Если  $\alpha = 0$ , то  $\varphi = 1$ . При значениях поверхностной энергии, характерных для межфазной границы,  $\varphi = 0,8 \dots 0,9$ ).

Анализ неравенства показывает, что концентрационное переохлаждение перед межфазной границей зависит от диффузионного процесса накопления примеси и распределения тепла на фронте кристаллизации. При этом плоский фронт может сохраняться даже при наличии в расплаве некоторого концентрационного переохлаждения.

А.И. Ландау [19] определил, что в условиях концентрационного переохлаждения самовозбуждающееся перемещение фронта кристаллизации может носить скачкообразный характер с периодическим захватом примесей растущими кристаллами даже при постоянстве тепловой обстановки в расплаве.

Подавить образование ячеистой структуры в литом металле для получения мелкозернистой структуры можно как за счет замедления роста твердой фазы, позволяющего примеси диффундировать в расплав, так и за счет создания в расплаве резкого температурного градиента, обеспечивающего устойчивость плоского фронта.

Другой путь может состоять в повышении термического переохлаждения (ТП), добиться которого в условиях сварки достаточно сложно. Поскольку процесс затвердевания происходит периодически, как было показано выше, то и тепловая обстановка на межфазной границе носит тот же характер. Металлографические исследования показывают, что движение межфазной границы происходит как ускоренно, так и с замедлением. При этом между циклами возможна полная остановка, а иногда граница может двигаться в обратном направлении с частичным подплавлением уже закристаллизовавшегося металла шва.

Ранее уже отмечалось, что динамика теплоотвода в холодные слои основного металла от фронта кристаллизации определяется интенсивностью выделения скрытой теплоты кристаллизации, а также нагревом либо охлаждением при концентрационном уплотнении примеси в зависимости от модификатора. Поэтому одни элементы, входящие в состав сплава, способствуют образованию эвтектических составляющих структуры с более низкой температурой плавления, чем основной металл, другие вызывают кристаллизацию дисперс-



ных тугоплавких интерметаллидных соединений, растворимых в твердом растворе основы с последующим их выделением, третьи могут носить смежный характер.

Подтверждение этого можно наблюдать в процессе кристаллизации при сварке. Так, в микроструктуре сплавов системы (Al + Cu), приведенной выше (рис. 4), отчетливо можно различить две зоны: зону равноосных ячеек протяженностью в осевом направлении 0,08 ... 0,35 мм, в которой диаметр ячейки составляет 8,0 ... 12,0 мкм; зону столбчатой ячеисто-дендритной структуры размером от 0,30 мм и более в зависимости от условий кристаллизации. Такой характер микроструктуры формируется под действием периодичности в продвижении межфазной границы при затвердевании металла. Чередование этих зон, их протяженность зависят от технологических параметров сварки и могут наблюдаться в алюминиевых сплавах (рис. 4), а также в сталях системы (Fe + 0,27 %C) (рис. 5).

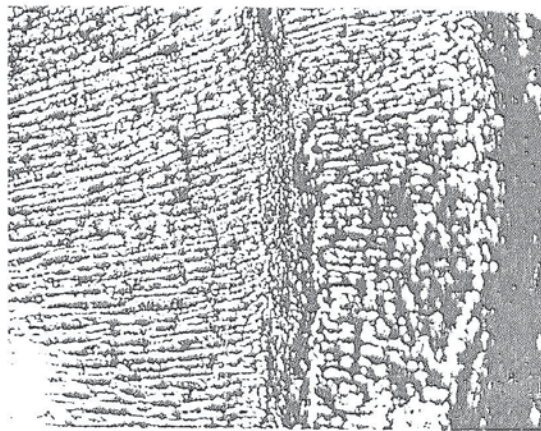


Рис. 5. Микроструктура металла шва стали (Fe + 0,27% C) с полосой мелких равноосных ячеек после аргоно-дуговой сварки со скоростью 5,0 м/ч × 115

В зоне значительных ускорений процесса кристаллизации продольные границы ячеек сменяются серией кольцеобразных границ, расположенных вдоль всего фронта кристаллизации. Подобное изменение рельефа наблюдается в сплавах на основе алюминия с добавками меди. Изменение рельефа сопровождается изменением формы зон, обогащенных примесями. В ячеистых структурах, соответствующих квази-стационарному процессу кристаллизации, участки, обогащенные примесями, имеют форму продольных образований, в то время как в областях существенных ускорений примеси располагаются в зонах, образующих кольцеобразные фигуры.

Из теории металловедения известно, что при кристаллизации ячеек основного металла, эвтектика при достаточном количестве может блокировать продвижение фронта затвердевания, обеспечивая образование глобулярной структуры в форме сферических ячеек. Это подтверждается результатами дуговой сварки алюминиевого сплава [20]. Из двойной диаграммы состояния Al—Cu для равновесных условий известно, что все сплавы данной системы имеют двухфазную структуру:  $\alpha$  — твердый раствор алюминия с медью, решетка ГЦК (гранцентрированный куб) и фазу  $\Theta$  -  $\text{Cu}_2\text{Al}$  с тетрагональной кристаллической решеткой. Растворимость примесного элемента при температуре 20 °C составляет лишь 0,05% (по массе). Эвтектика (Al +  $\text{Cu}_2\text{Al}$ ) образуется при равновесной кристаллизации, когда содержание меди достигнет 5,7 % (мас.), при температуре расплава 547 °C. Для неравновесных условий, которые возникают при сварке, происходят существенные изменения в диаграмме состояния и для получения эвтектической составляющей потребуется значительно меньшее количество меди. Так, легкоплавкая эвтекти-



ка ( $\text{Al}+\text{Cu}_2\text{Al}$ ) была обнаружена при газовой сварке тонколистового алюминиевого сплава с содержанием меди 0,2% (мас.) [21]. При этом скорость охлаждения жидкого расплава была  $(80\dots 100) \text{ }^\circ\text{C}/\text{с}$ . В условиях автоматической аргоно-дуговой сварки сплошной эвтектический слой на фронте кристаллизации образовывался при содержании 0,8% (мас.) меди [3]. Дальнейшее снижение скорости охлаждения до  $(10\dots 12) \text{ }^\circ\text{C}/\text{с}$ , которая характерна для процесса сварки пластин толщиной 14 мм из того же материала, привело к смещению предела растворимости меди до 2,0% (мас.).

Следует заметить, что характер кристаллизации зависит от активности катализаторов зарождения центров кристаллизации, содержащихся в расплаве, и факторов, влияющих на концентрационное переохлаждение (КП) в системе. Медь, входящая в состав алюминиевого сплава, действует как добавка, создающая КП и снижающая, с одной стороны, по этой причине температуру расплава. С другой стороны, мелкозернистая эвтектическая структура может образовываться при малой концентрации второго компонента в виде сильно рассеянных мелких выделений одной фазы в матрице другой, поскольку для формирования более крупных образований не хватает материала. Подтверждение последней особенности хорошо иллюстрируется получением мелкозернистой структуры при дуговой сварке алюминиевого сплава с содержанием 0,5% (мас.) Cu [20].

Однако сложность процесса кристаллизации твердой фазы при сварке заставляет проследить кинетику влияния значительного содержания меди в алюминиевой матрице на размеры кристаллитов, а также толщину и протяженность эвтектических прослоек. Геометрические размеры и форма последних составляющих структуры существенным образом определяют стойкость против образования горячих и холодных трещин, изменяя пластичность сплава в целом.

Изучение влияния содержания меди в бинарном экспериментальном сплаве ( $\text{Al}-\text{Cu}$ ) показало, что при количестве меди до 0,5 % наблюдается уменьшение размера структурных составляющих при затвердевании кристаллита от линии сплавления до оси шва [22]. Причем для наименьшей скорости сварки (4,0 м/ч) из исследованного диапазона ширина кристаллитов в центре шва на 30% меньше, чем у линии сплавления. Кристаллиты максимального размера образуются при содержании 2,0% Cu, что характерно почти для всех скоростей сварки, вплоть до 60 м/ч. Дальнейшее увеличение содержания меди в алюминиевом сплаве с 2,0% (мас.) до 7,0% (мас.) вызывает рост не только кристаллитов в центральной части шва при повышении скорости сварки, но и значительное увеличение толщины эвтектических межкристаллитных прослоек [22]. Последняя особенность сказывается существенным образом на показателе технологической прочности при обычных условиях сварки. С учетом естественной периодичности процесса кристаллизации, когда межфазная граница испытывает существенное ускорение, в жидком расплаве создаются условия значительного концентрационного переохлаждения. Именно в эти моменты и происходит кристаллизация измельченного равноосного отдельно расположенного слоя в структуре металла шва (рис. 4—6).

Высказанное предположение подтверждается при реализации условий кристаллизации с высокими скоростями охлаждения порядка  $(1000\dots 10000) \text{ }^\circ\text{C}/\text{с}$ , когда достигается значительное ускорение в продвижении межфазной границы. Ступенчатое охлаждение в процессе гранулирования (например, охлаждение расплавленной капли металла сначала на воздухе, а затем в воде) приводит к образованию резко отличающихся друг от



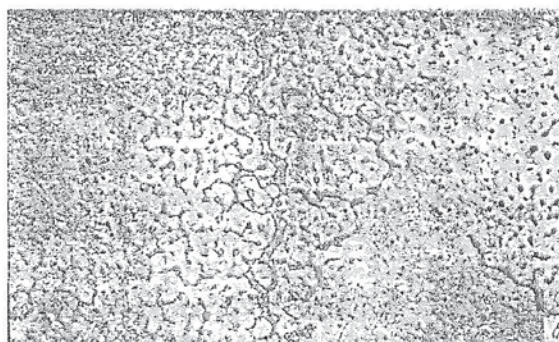


Рис. 6. Микроструктура поперечного сечения металла шва в сплаве (Al + 2,0% Cu) в зоне возникновения «чешуйки» (ускоренного роста),  $\times 200$

друга ветвей дендритов, в частности, в дюралюминии марки Д 16, содержащем (3,8...4,9)% Cu (рис. 7). Наряду с ветвями дендритов измельчаются все составляющие, располагающиеся по их границам: частицы вторых фаз, эвтектические колонии. Диспергирование структуры приводит к одновременному повышению прочности и пластичности тем в большей мере, чем более гетерофазнее сплав.

В условиях сварки эвтектических алюминиевых сплавов, содержащих модификаторы первого рода типа меди, марганца, магния, полосы измельченной структуры образуются нерегулярно. Чтобы получить полностью равноосную мелкозернистую структуру необходимо в этом случае производить синхронное импульсно-периодическое воздействие внешним источником с частотой естественной кристаллизации сплава, что позволит при достижении резонанса не только существенно ускорить процесс перемещения фронта затвердевания, но и создать значительное концентрационное переохлаждение.

Предложенный способ позволяет получать мелкозернистую равноосную структуру, применяя действие внешнего импульсно-периодического источника нагрева.



Рис. 7. Дендритная структура гранул сплава Д 16 при ступенчатом охлаждении,  $\times 340$

Иной характер носит кристаллизация сплавов, в состав легирующих элементов которых входят модификаторы — цирконий, титан, бор, вызывающие протекание перитектической реакции



с одновременным повышением температуры в расплаве. Эти модификаторы можно условно отнести ко 2-ой группе так называемых тугоплавких элементов, которые способствуют задержке роста дендритов твердого раствора основного металла либо за счет растворения их в твердом растворе алюминия, либо за счет адсорбции

сформировавшихся интерметаллических соединений  $ZrAl_3$ ,  $TiAl_3$ ,  $VA_3$  на гранях растущих кристаллов.

Согласно бинарной диаграмме состояния для системы (Al—Zr) в равновесных условиях химическое соединение  $ZrAl_3$  образуется уже при содержании в сплаве до 0,11% Zr, переходя в твердый раствор вследствие протекания перитектической реакции с достаточно большой скоростью. Для получения мелкозернистой структуры с размером зерна около (18...23) мкм в условиях сварки алюминиевого сплава достаточно содержания в металле шва циркония 0,36% [6]. Снижение же содержания Zr до 0,19% приводит к образованию столбчатой дендритной структуры, например в сплаве типа 1925 (рис. 8, а).

Поэтому следует иметь в виду, что для получения существенного измельчения структуры необходимо обеспечить определенное минимальное содержание модификатора в металле шва, количество которого должно соответствовать условиям кристаллизации. В этом случае одним из основных параметров становится скорость охлаждения ( $W_{\text{охл.}} \text{ } ^\circ\text{C}/\text{с}$ ). Известно, что она связана прямо пропорциональной зависимостью со скоростью кристаллизации ( $v_{\text{кр}}$ , см/с), эффективное управление которой можно осуществлять, используя действие внешнего периодического источника тепла.

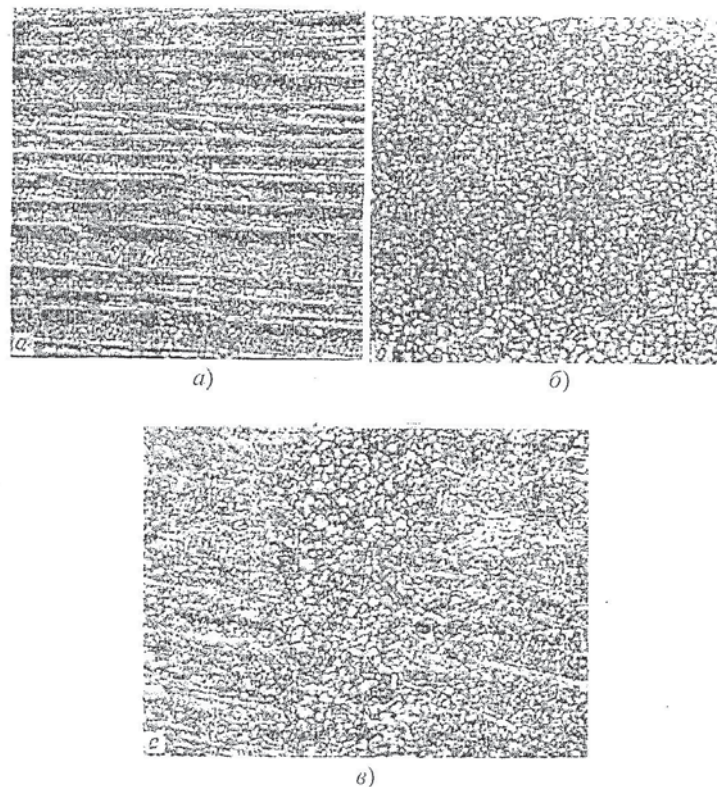


Рис. 8. Структура металла алюминиевого сплава 1925 в горизонтальном сечении сварного шва (x125, уменьшено 2/3) [8]: а — участок шва, выполненный по обычной технологии со скоростью сварки 12 м/ч; б — участок поверхности шва с действием локального импульсного подогрева с частотой, соответствующей естественной частоте кристаллизации металла; в — полоса мелкозернистой дезориентированной структуры после одиночных импульсов подогрева шва

Внешним источником тепловых колебаний может быть модуляция сварочного тока, механические и электромагнитные колебания дуги, реверсирование магнитного поля,



бесконтактно воздействующего на металл сварочной ванны, механическая вибрация сварного изделия и другие.

Если при сварке алюминиевого сплава с модификаторами эвтектического типа для получения равноосной мелкозернистой структуры необходимо было обеспечить синхронное внешнее периодическое тепловое действие по отношению к естественной частоте кристаллизации металла, то для сплавов с тугоплавкими элементами требуется синфазное воздействие. Внешний источник, действуя в противофазе к естественной частоте кристаллизации, вызывает замедление в продвижении межфазной границы, давая тем самым время для выделения интерметаллида из пересыщенного твердого раствора и создания дополнительных центров кристаллизации при этих условиях.

Увеличение времени кристаллизации на межфазной границе можно реализовать за счет снижения градиента температуры в расплаве при снижении скорости отвода тепла в более холодные слои металла. Этот эффект достигается применением импульсного подогрева закристаллизовавшегося металла хвостовой части ванны. При таком подогреве металла шва происходит подавление роста переохлаждения перед фронтом кристаллизации с одновременным увеличением протяженности этой зоны переохлаждения. Такие условия обеспечивают возможность зарождения и роста новых центров кристаллизации за счет образования интерметаллида достаточного размера 50...70 нм за время порядка 0,03 с при 1400 °С [22]. Так, если при обычных условиях сварки алюминиевого сплава (Al + 0,19% Zr) образуется столбчатая дендритная структура (рис. 8, а), то при действии одиночных импульсов длительностью 0,04...0,06 с происходит формирование отдельных слоев с мелкими равноосными ячейками размерами 5,0...12,0 мкм в виде полос. Эти полосы, о которых говорилось выше, повторяют форму изотерм кристаллизации (рис. 8, б). Совмещение частоты внешнего источника нагрева с частотой естественной кристаллизации сплава в данных условиях сварки позволяет формировать мелкодисперсную равноосную структуру по всему сечению шва в виде примыкающих друг к другу слоев (рис. 8, б).

Ранее было определено, что эффективность действия модификатора с повышением его концентрации может исчерпаться при определенном его содержании в сплаве. Дальнейшее увеличение сверх этого предела нецелесообразно, а иногда вредно из-за образования грубых выделений интерметаллидов, не участвующих в процессе измельчения зерна, но охрупчивающих металл шва, несмотря на изменение условий кристаллизации [23]. Избыточным содержанием циркония при скорости охлаждения порядка 10000...100000

°С/с и более является величина 1,6% (мас.), когда из твердого раствора выделяется интерметаллид  $Al_3Zr$  в виде цепочек отдельных кристаллов либо в форме пластин, размеры которых существенно увеличиваются при снижении скорости охлаждения. Поэтому для условий сварки оптимальная концентрация циркония в металле шва должна находиться в диапазоне от 0,15% до 0,24% [26]. При таких количествах цирконий хорошо растворяется в матрице твердого раствора алюминия и равномерно распределяется по всему сечению сварного шва, поскольку представляет собой низколиквидирующий элемент.

Использование внешнего импульсного подогрева для сплавов эвтектического состава, например алюминиевого сплава 1201 с содержанием меди 6,5%, вызывает прямо противоположный эффект. Вместо необходимого измельчения структуры происходит рост зерна в шве и усиление степени химической неоднородности эвтектических прослоек. Все это в комплексе приводит к повышению на 14% вероятности образования горячих трещин [24]. Аналогичный результат получается при использовании предварительного подогрева при сварке сплава марки Д 16 (содержание меди 4,6%).



Разработка сложнелегированных сплавов для улучшения технологических и прочностных свойств способствовала получению материалов, содержащих в своем составе одновременно модификаторы разнонаправленного действия. Поэтому возникает необходимость в исследовании возможностей сварки с применением действия внешних импульсно-периодических возмущений теплового характера и при использовании этих материалов. Третья группа включает, с одной стороны, элементы эвтектического класса, например медь, марганец и магний, а с другой — элементы перитектической реакции — титан, цирконий, скандий, ванадий, бор. В порошковой металлургии хорошо известен жаропрочный сплав 01419 ( $Al + 2,0\%Mn + 1,2\%Cr + 0,5\%Ti + 0,5\%Zr + 0,5\%V$ ) [23].

Элементы, входящие в состав сложнелегированных сплавов, действуют как своеобразные комплексы определенными группами в разных направлениях. Так, сплав ( $Al+0,5\%Cu$ ), модифицированный  $0,01\%Ti$ , кристаллизуется при условиях литья слитка в форме мелких равноосных кристаллов и при этом отсутствует транскристаллитное строение [24]. Содержащаяся медь создает концентрационное переохлаждение в расплаве. В то же самое время титан при высоких температурах образует или интерметаллид  $Al_3Ti$ , реагируя с алюминием, или может образовать с углеродом карбид  $TiC$ , который очень эффективен как катализатор для зарождения дополнительных центров кристаллизации [25]. Последствием введения титана является значительное снижение склонности к образованию кристаллизационных трещин при заливке в кокиль сплавов с относительно большим содержанием меди, начиная с  $1,5\%$  (мас.) [24]. В то же самое время малоэффективно его введение при существенно меньших количествах меди.

Химические соединения как результат реактивной диффузии могут образовываться при охлаждении пересыщенного твердого раствора. При наличии комплексного легирования частицы разного состава иногда могут взаимно затруднять распад и коагуляцию друг друга. По этой причине для большей устойчивости пересыщенного твердого раствора, например циркония в алюминиевой матрице системы ( $Al-Zn-Mg-Cu$ ), дополнительно вводятся  $Zr$ ,  $Sc$ ,  $Ce$  при получении гранул на скоростях охлаждения порядка  $(1000...10000) \frac{^{\circ}C}{c}$  [23].

Применение импульсных источников дополнительного воздействия при сварке сложнелегированных алюминиевых сплавов позволяет выявить особенности процесса кристаллизации при наличии химических элементов различного металлургического характера. Так при следующем содержании в шве элементов:  $Zn = 2,03\%$ ;  $Mg = 3,0\%$ ;  $Zr = 0,24\%$ , после аргоно-дуговой сварки на скорости  $9,0$  м/час с периодическим электромагнитным воздействием (ЭМВ) с частотой реверсирования  $5,0$  Гц вероятность образования горячих трещин снизилась с  $70\%$  до  $6,7\%$  по сравнению с обычными условиями сварки [6]. В то же самое время при содержании:  $Zn = 2,03\%$ ;  $Mg = 3,0\%$ ;  $Zr = 0,09\%$  дополнительное легирование  $0,04\%Ti$  и  $0,0071\%V$  вызвало прямо противоположный эффект; повысилась склонность к образованию трещин с  $75$  до  $84\%$ . При отсутствии циркония добавки  $0,07\%Ti$  и  $0,004\%V$  позволяют снизить вероятность к трещинообразованию с  $68$  до  $36\%$  для процесса использования модулированного тока частотой  $30$  Гц при скорости сварки  $24$  м/ч.

Полученные результаты позволяют однозначно установить положительное влияние периодического теплового воздействия на фронт кристаллизации при совместном, активном действии модифицирующих элементов. Установив собственную частоту кристаллизации жидкого металла, соответствующую его теплофизическим свойствам с учетом характера источника тепла, можно управлять процессом затвердевания с помощью принудительного внешнего теплового воздействия с той же частотой. Явление параметрического резонанса на межфазной границе способствует образованию высокой степени



переохлаждения расплава, существенно увеличивая скорость кристаллизации при сварке сплавов эвтектического состава, а также технически чистых металлов.

В случае использования сплавов, содержащих тугоплавкие элементы, резонансное влияние в противофазе к естественной частоте кристаллизации металла обеспечивает образование дополнительных центров кристаллизации в виде интерметаллидов, выделяющихся из пересыщенного твердого раствора. При сварке комплексно легированных сплавов необходимо согласованное совместное действие оптимального сочетания модификаторов и резонансной частоты внешнего источника тепла.

Предложенное решение позволит получить мелкозернистую равноосную структуру в металле шва, которая обеспечит высокую трещиностойкость при аргоно-дуговой сварке.

### Выводы

1. Установлено, что для измельчения зерна литого металла шва при сварке сплавов эвтектического класса с модификаторами 1-го рода (Cu, Mn, Mg), следует синхронизировать периодичность действия внешнего теплового источника с частотой самопроизвольной кристаллизации расплава. В этом случае происходит ускорение движения фронта кристаллизации за счет создания условий резонанса, способствующих существенному переохлаждению металла с одновременным, активным действием модифицирующего элемента.

2. При сварке алюминиевых сплавов с модификаторами 2-го рода (Zr, Ti, В, Sc), вызывающими повышение температуры в расплаве при протекании перитектической реакции, внешнее воздействие следует производить на затвердевший металл хвостовой части ванны. При совпадении частот реализуется синфазность теплового воздействия на фронт кристаллизации, приводящая к замедлению затвердевания и образованию дополнительных центров кристаллизации в расплаве в виде интерметаллидных соединений.

3. Характер воздействия внешнего периодического теплового источника на процесс кристаллизации сплавов, содержащих модификаторы 3-го рода и занимающих по этой причине смежное положение, следует синхронизировать с частотой естественной кристаллизации металла и учитывать, в первую очередь, наличие циркония, избегая совместного присутствия в этом случае титана и бора.

### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. С у т ы р и н Г. В. Исследование механизма воздействия низкочастотной вибрации на кристаллизацию сварочной ванны // Автоматическая сварка, 1975. — № 5. — С. 7—10.
2. А р и с т о в С. В., Р у с с о В. Л. Кристаллизация металла шва при низкочастотных колебаниях расплава // Сварочное производство, 1982. — № 11. — С. 42—44.
3. П е т р о в А. В., Б и р м а н У. И. Кристаллизация металла шва при импульсно-дуговой сварке // Сварочное производство, 1968. — № 6. — С. 1—3.
4. Б и р м а н У. И., П е т р о в А. В. Влияние характера кристаллизации металла шва при импульсно-дуговой сварке вольфрамовым электродом на образование горячих трещин // Сварочное производство. — 1971. — № 6. — С. 14—17.
5. Опыт применения дуговой наплавки с импульсной подачей электродной проволоки / В. А. Лебедев, А.Е. Коротынский, В.М. Мозок и др. // Автоматическая сварка. — 2001. — № 2. — С. 37—41.
6. 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. — 14, № 2. — P. 99—104.
7. С л а в и н Г. А. Формирование дезориентированной структуры металла шва при наложении низкочастотных возмущений на сварочную ванну // Сварочное производство, 1980. — № 6. С. 3—5.
8. С е м е н ю к Н. И., Р а б к и н Д. М. Измельчение первичной структуры металла швов на алюминиевых сплавах с помощью локального импульсного подогрева // Автоматическая сварка. — 1989. — № 6. — С. 7—12.
9. Структура и свойства металла шва при сварке в продольном магнитном поле низкой частоты / Е.В. Бардокин, В.И. Ливенец, В.А. Окишор и др. // Сварочное производство. — 1975. — № 11. — С. 12—14.

10. Болдырев А. М. О механизме формирования структуры металла шва при введении низкочастотных колебаний в сварочную ванну // Сварочное производство. — 1976. — № 2. — С. 52—55.
11. Черныш В. П. Электромагнитное перемешивание сварочной ванны и качество наплавленного металла. // Вестник КПИ. Серия машиностроение. — 1968. — № 5. — С. 61—67.
12. Абралов М. А., Абдурахманов Р. У. О механизме измельчения первичной структуры металла сварного шва при электромагнитном воздействии // Автоматическая сварка. — 1982. — № 2. — С. 18—21.
13. Якушин Б. Ф., Мисюров А. И. Повышение технологической прочности швов при сварке среднелегированной стали с электромагнитным воздействием // Сварочное производство. — 1979. — № 12. — С. 7—9.
14. Никифоров Г. Д. Металлургия сварки плавлением алюминиевых сплавов. — М.: Машиностроение, 1972. — 264 с.
15. Прохоров Н. Н., Мاستрюкова А. С. Первичная структура и ее значение при оценке прочности металла шва // Автоматическая сварка. — 1965. — № 8. — С. 15—21.
16. Якушин Б. Ф., Чернавский Д. М. Влияние режима сварки на технологическую прочность алюминиевых сплавов // Сварочное производство. — 1972. — № 11. — С. 1—3.
17. Зейт В. Диффузия в металлах. Перев. с англ. — М.: ИЛ, 1959.
18. Маллинз В., Секерка Р. Устойчивость плоской поверхности раздела фаз при кристаллизации разбавленного бинарного сплава. Проблемы роста кристаллов. — М.: Мир, 1968. — С. 108—126.
19. Ландау А. И. К вопросу о волнообразном характере распределения примеси вдоль длины растущего монокристалла // Физика металлов и металловедение. — Т. 6. — Вып. 1. — 1958. — С. 146—148.
20. Алов А. А., Бобров Г. В. Модифицирование металла шва при сварке алюминия // Сварочное производство. — 1959. — № 6. — С. 1—6.
21. Лашко Н. Ф., Лашко С. В. Некоторые проблемы свариваемости металлов. — М.: ГНТИМЛ, 1963. — 798 с.
22. Рохлин Э. А. Анализ температурно-временных условий взаимодействия расплавленного металла с твердым при сварке-пайке разнородных металлов / В Сб. статей «Сварка». — М.: Судостроение, 1968. — С. 99—107.
23. Добаткин В. И., Елагин В. И., Федоров В. М. Быстрозакристаллизованные алюминиевые сплавы. — М.: ВИЛС, 1995. — 341 с.
24. Лашко Н. Ф., Лашко-Авакян С. В. Металловедение сварки, под ред. Г.И. Погодина-Алексева. — М.: Машгиз, 1954. — 200 с.
25. A. Cibula. The Mechanism of Grain Refinement of Sand Casting in Aluminum Alloy // Journal of the Institute of Metals, Vol. 76. — 1949. — P. 321.
26. 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.-13. — № 1. — P. 57—66.