



К ВОПРОСУ ПРЕРЫВИСТОСТИ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ МЕТАЛЛА СВАРНОГО ШВА*

Академик НАН Украины **В. И. МАХНЕНКО, Г. Ю. САПРЫКИНА**, канд. техн. наук
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Рассмотрен вопрос прерывистости кристаллизации металла сварочной ванны, который достаточно интенсивно дискутировался специалистами в 1970-х годах. Авторы статьи, не претендуя на исчерпывающее решение, предлагают феноменологическую модель хорошо наблюдаемых фактов.

Ключевые слова: дуговая сварка, сварочная ванна, прерывистая кристаллизация, феноменологическая модель, металл шва, слоистое строение, скрытая теплота

При сварке плавлением качество металла сварного шва очень часто зависит от условий первичной кристаллизации, особенно для таких конструкционных материалов, как алюминиевые сплавы и аустенитные стали. Первичная кристаллизация металла шва этих материалов определяет степень локальной химической неоднородности, размер зерна, риск образования горячих трещин и т.п., поэтому вопросы первичной кристаллизации металла сварочной ванны привлекали [1, 2 и др.] и привлекают в настоящее время [3–5 и др.] достаточно большое внимание исследователей. Одним из наиболее неясных вопросов первичной кристаллизации металла сварочной ванны является так называемая прерывистая кристаллизация, наблюдаемая в специальных опытах [2, 5, 6], следы которой достаточно легко увидеть на простых шлифах металла шва. Примеры следов показаны на рис. 1, а–г, а прерывистость кристаллизации – на рис. 1, д, е. На рис. 1, а–г видны слои кристаллизации, разделенные границами, где скорость кристаллизации металла равна нулю.

Для низкоуглеродистой стали после γ - α -превращения в металле шва кристаллизационные слои, естественно, видны менее отчетливо. На рис. 1, д, е результаты скоростной киносъемки для конкретного момента времени (состояния) сварочной ванны позволили авторам наблюдать процесс прерывистости кристаллизации в зависимости от скорости сварки. Наблюдаемые в работе [1] реальные скорости кристаллизации существенно отличаются от классических представлений, вытекающих из рис. 2, при

$$v_{cp} = v_{cb} \cos \alpha, \quad (1)$$

где v_{cp} – средняя скорость кристаллизации по «классическому» механизму.

Объяснений данному факту, кардинально изме-

няющему наши представления о первичной кристаллизации металла сварочной ванны, пока нет. В настоящей работе сделана попытка такого разъяснения в рамках феноменологической модели процесса.

Предлагаемая феноменологическая модель прерывистой кристаллизации металла сварочной ванны. В основе предлагаемой модели лежит допущение, что в зоне достаточно высоких градиентов температур «классический» механизм кристаллизации, когда скорость движения фронта превращения определяется изменением положения в пространстве температуры $T_{кр} \approx T_S + T_L/2$ (T_S – температура солидуса; T_L – температура ликвидуса металла шва), вытесняется «мартенситным» механизмом, при котором кристаллизация начинается при определенном переохлаждении, т.е. при температуре $T_{st} < T_{кр}$, и заканчивается при соответствующем перегреве, т.е. при температуре $T_e > T_{кр}$.

Таким образом, в интервале температур $T_{st} - T_e$ процесс кристаллизации является необратимым и происходит с достаточно высокой скоростью (как и мартенситное превращение аустенита в сталях при температурах ниже T_{st}). Средняя скорость движения фронта кристаллизации по «мартенситному» механизму v_m должна быть связана со скоростью кристаллизации $v_{кр}$ по (1) условием $v_m = v_{кр} \xi_m$, где $\xi_m \geq 1,0$. Поскольку процесс кристаллизации связан с выделением скрытой теплоты, то температура на фронте кристаллизации может повышаться, что создает предпосылку для остановки, если она достигнет температуры T_e . Существует приближенная зависимость из [4], по которой можно оценить приращение температуры $\Delta T(h)$ в конце слоя кристаллизации толщиной h

$$\Delta T(h) = \frac{q_{ck}}{c} \sqrt{\frac{h v_m}{\pi a}} - w \frac{h}{v_m} + Gh, \quad (2)$$

где $\Delta T(h) = T_e - T_{st}$; q_{ck} – скрытая теплота кристаллизации, Дж/г; c – теплоемкость, Дж/(г·°C); a – температуропроводность материала, см²/с; w – скорость охлаждения в зоне кристаллизации, °C/с; G – градиент температур в той же зоне, °C/см (w и G – макроскопические характеристики по абсолютной величине). Параметр w изменяется от нуля в зоне

* По материалам Второй международной конференции «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах» (13–17 сент. 2004 г., пос. Кацивели, Крым, Украина).

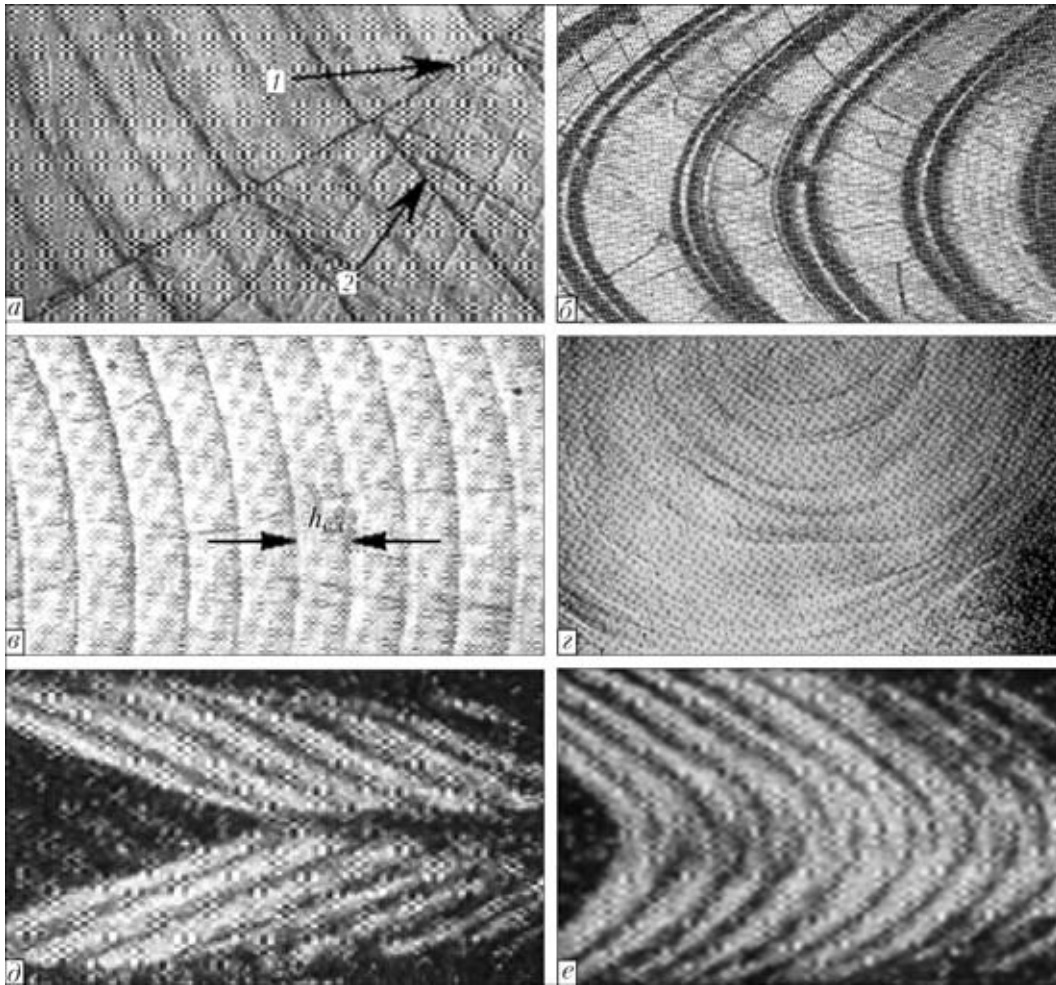


Рис. 1. Слоистое строение металла швов, выполненных сваркой плавлением: *a, б* – алюминий AV000 [5, 6]; *в* – чистый алюминий [6]; *г* – низкоуглеродистая сталь [2]; *д, е* – сталь X18H10T соответственно при $v_{св} = 31,3$ и 11 м/ч [1]; $h_{сл}$ – толщина кристаллизационного слоя; *1* – граница столбчатых кристаллитов; *2* – следы фронтов кристаллизации

сплавления примерно до $T_{пл}(v/2a)$ в хвостовой части сварочной ванны, движущейся со скоростью v . Градиент температур G , наоборот, максимальный в зоне сплавления и минимальный в хвостовой части сварочной ванны (имеется в виду градиент температур у границы сплавления со стороны жидкой части сварочной ванны). Если жидкий металл в сварочной ванне энергично перемешивается, то вполне правомочно считать, что в уравнении (2) $G \approx 0$ и тогда толщина слоя h опре-

деляется зависимостью

$$\sqrt{\frac{hv_m}{a}} = \frac{2\sqrt{\pi}c\Delta T}{q_{ск}(1 + \sqrt{1 - Aw})}, \quad (3)$$

где

$$A = \frac{4\pi ac^2}{q_{ск}^2 v_m^2} \Delta T. \quad (4)$$

Зависимость (3) имеет место, если $Aw \leq 1$, в противном случае процесс прерывистой кристаллизации нарушается. Для хвостовой части сварочной ванны

$$w \approx T_{пл} \frac{v^2}{Aa}. \quad (5)$$

В этом случае условие $Aw \leq 1$ представляется соответственно в виде

$$v_m \geq v_{св} \frac{\sqrt{4\pi T_{пл} \Delta T}}{q_{ск}} c. \quad (6)$$

Для алюминия, приняв $q_{ск} = 407$ Дж/г, $c = 1,08$ Дж/(г·°C), $\Delta T \approx 59$ °C, $T_{пл} = 630$ °C, получим $v_m \geq v_{св} \cdot 1,81$.

Экспериментальные данные относительно слоев

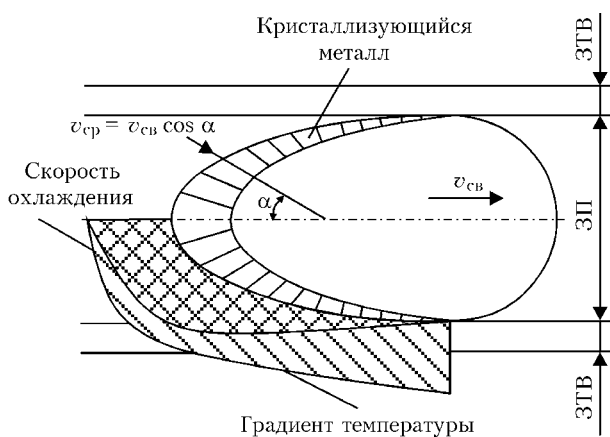


Рис. 2. Схема движущейся сварочной ванны и кристаллизации металла



кристаллизации в хвостовой части сварочной ванны при сварке чистого алюминия без присадки для $v_{св} = 15$ м/ч показаны на рис. 1, а зависимость параметра h от различных $v_{св}$ — на рис. 3.

Если согласно рис. 3 принять, что скорость $v_{св}$, при которой прерывистость нарушается в хвостовой части сварочной ванны, примерно равна 56 м/ч, то $v_M \approx 2,8...3,0$ см/с. Тогда $A\omega = 0,365v_{св}^2$ при $v_M = 3,0$ см/с соответственно

$$h = \frac{0,3a}{3(1 + \sqrt{1 - 0,365v_{св}^2})^2} \quad (7)$$

Подставив различные значения $v_{св}$ в (7), при $a = 0,9$ см/с² получим следующие расчетные и экспериментальные толщины кристаллизационных слоев в зависимости от скорости сварки:

$v_{св}$, см/с	0,5	0,8	1,0	1,2	1,33	1,5
$h_{расч}$, мм	0,24	0,25	0,286	0,32	0,36	0,46
$h_{эксп}$, мм	0,14	0,20	0,33	0,40	0,50	0,56

Как видим, этот достаточно простой расчет дает вполне хорошее согласование с экспериментом из работы [6] для хвостовой части сварочной ванны, где градиент температур G невысок и его вклад в h невелик по сравнению со скоростью охлаждения ω .

Для получения соответствующих оценок для зоны сплавления, где высокие градиенты, использован численный алгоритм, суть которого состоит в следующем.

Процесс кристаллизации рассматривался в пространственном интервале $l = 3(T_L - T_S)/G$. Скорость кристаллизации по «мартенситному» ме-

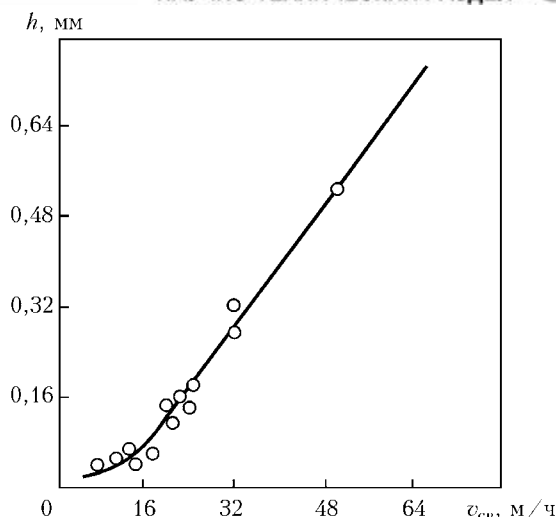


Рис. 3. Влияние скорости сварки на толщину кристаллизационного слоя [6]

ханизму значительно превышает скорость кристаллизации по «классическому» механизму, т.е. $v_M \gg \gg v_{ср}$, при этом на фронте выделяется скрытая теплота кристаллизации $q_{ск}$.

Температурное поле в процессе рассматриваемой кристаллизации определяется на отрезке $0 < x < l$ в результате решения следующей задачи:

$$\frac{\partial}{\partial x} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial x} \right) + Q(x, t) = c\gamma \left(\frac{\partial T}{\partial t} + \theta \right) \quad (8)$$

где $Q(x, t) = \frac{q_{ск}v_M\gamma}{\Delta x}$ в точке $x = v_M t$, а в остальных точках $Q(x, t) = 0$.

Таблица 1. Теплофизические свойства стали X18H10T и алюминия АМг6 [7-9]

Материал	$T_S, ^\circ\text{C}$	$T_L, ^\circ\text{C}$	$q_{ск}\gamma \cdot 10^{-6}, \text{ Дж/м}^3$	$\lambda, \text{ Вт/(м}\cdot^\circ\text{C)}$	$c\gamma \cdot 10^{-6}, \text{ Дж/(м}^3\cdot^\circ\text{C)}$	$a, \text{ м}^2/\text{с}$
X18H10T	1410	1490	2093	1,84	4,6	0,04
АМг6	570	629	879,06	0,28	2,93	0,96

Таблица 2. Параметры прерывистой кристаллизации для стали X18H10T

$G, ^\circ\text{C}/\text{см}$	$h_{сл}, \text{ см}$	$\Delta t_{кр}, \text{ с}$	$\Delta t_{ост}, \text{ с}$	$G, ^\circ\text{C}/\text{см}$	$h_{сл}, \text{ см}$	$\Delta t_{кр}, \text{ с}$	$\Delta t_{ост}, \text{ с}$
$v_M = 0,5 \text{ см/с}$				$v_M = 2,0 \text{ см/с}$			
500	0,01	0,02	0,1	500	0,0025	0,00125	0,0284
1000	0,0095	0,0185	0,054	1000	0,0025	0,00125	0,0207
1500	0,01	0,02	0,048	1500	0,0025	0,00125	0,0153
2000	0,01	0,02000	0,03800	2000	0,0025	0,00125	0,01300
2500	0,0095	0,01900	0,0310	2500	0,0025	0,00125	0,0113
3000	0,011	0,0220	0,028	3000	0,0025	0,00125	0,0105
3500	0,0115	0,02300	0,0255	3500	0,0025	0,00125	0,009
4000	0,0115	0,0237	0,0237	4000	0,0025	0,00125	0,0085
$v_M = 1,0 \text{ см/с}$				$v_M = 3,0 \text{ см/с}$			
500	0,005	0,005	0,053	500	0,0015	0,0005	0,0186
1000	0,0045	0,0045	0,0331	1000	0,0015	0,0005	0,0128
1500	0,0050	0,0050	0,028	1500	0,0015	0,0005	0,0102
2000	0,0045	0,0045	0,02150	2000	0,0015	0,0005	0,0087
2500	0,0045	0,0045	0,0185	2500	0,0015	0,0005	0,0075
3000	0,0045	0,0045	0,0165	3000	0,0015	0,0005	0,0068
3500	0,0045	0,0045	0,0158	3500	0,0015	0,0005	0,006
4000	0,0045	0,0045	0,0140	4000	0,0015	0,0005	0,0056



Таблица 3. Параметры прерывистой кристаллизации для АМг6

$G, ^\circ\text{C}/\text{cm}$	$h_{\text{сд}}, \text{cm}$	$\Delta t_{\text{кр}}, \text{c}$	$\Delta t_{\text{ост}}, \text{c}$	$G, ^\circ\text{C}/\text{cm}$	$h_{\text{сд}}, \text{cm}$	$\Delta t_{\text{кр}}, \text{c}$	$\Delta t_{\text{ост}}, \text{c}$
$v_m = 0,5 \text{ cm/c}$				$v_m = 2,0 \text{ cm/c}$			
150	0,4	0,8	0,54	150	0,068	0,034	0,212
250	0,71	1,420	–	250	0,07	0,035	0,16
350	0,51	1,020	–	350	0,07	0,033	0,128
450	0,40	0,80	–	450	0,07	0,035	0,11
500	0,35	0,74	–	500	0,073	0,037	0,107
1000	0,18	0,36	–	1000	0,12	0,06	0,1
1500	0,12	0,24	–	1500	0,1200	0,060	–
2000	0,09	0,18	–	2000	0,090	0,045	–
$v_m = 1,0 \text{ cm/c}$				$v_m = 3,0 \text{ cm/c}$			
150	0,15	0,15	0,36	150	0,05	0,017	0,157
250	0,15	0,15	0,26	250	0,05	0,017	0,124
350	0,15	0,15	0,2	350	0,05	0,017	0,099
450	0,28	0,28	0,210	450	0,05	0,017	0,087
500	0,30	0,30	0,066	500	0,05	0,017	0,081
1000	0,18	0,18	–	1000	0,05	0,017	0,05
1500	0,12	0,12	–	1500	0,08	0,027	0,066
2000	0,09	0,09	–	2000	0,08	0,027	0,053

Уравнение (8) решается при таких условиях:

$$t = 0; T = T_S + Gx \text{ при } 0 < x < l/3, \\ T = T_L \text{ при } l/3 < x < l; \quad (9)$$

$$t > 0; T = T_S - \theta t \text{ при } x = 0, \\ T = T_L - \theta t \text{ при } x = l. \quad (10)$$

При $t = l/3$ $v_m = t^*$, т.е. процесс кристаллизации слоя заканчивается, если $T\left(\frac{1}{3}, t^*\right) < T_L$, то $t_{\text{ост}} = 0$, если $T\left(\frac{1}{3}, t^*\right) > T_L$, то ведем расчет до момента t^{**} , когда $T\left(\frac{1}{3}, t^*\right) = T_L$.

Длительность остановки движения кристаллизационного фронта определяется в виде $\Delta t_{\text{ост}} = t^{**} - t^*$.

В статье представлены результаты расчета для зоны сплавления при кристаллизации для стали X18H10T и алюминия АМг6.

Расчет проведен при постоянных теплофизических характеристиках в рассматриваемой области температур (см. табл. 1).

С помощью приведенного алгоритма получены расчетные данные, сведенные в табл. 2 и 3.

Выводы

1. Для описания процесса образования кристаллизационных слоев следует привлекать модель кристаллизации, базирующуюся на «мартенситном» механизме образования твердой фазы, при котором выделение скрытой теплоты кристаллизации $q_{\text{ск}}$ способствует остановке кристаллизационного фронта.

2. Разработана математическая модель прерывистой кристаллизации металла сварного шва, которая позволяет расчетным путем оценить параметры прерывистой кристаллизации ($\Delta t_{\text{ост}}$, $\Delta t_{\text{кр}}$, $h_{\text{сд}}$) при заданных G и v_m .

3. Апробация модели была проведена для конструкционных материалов (стали X18H10T и алюминиевого сплава АМг6). Полученные результаты с достаточной точностью совпадают с экспериментальными данными.

1. Дятлов В. И., Абралов М. А., Шнайдер Б. И. Первичная кристаллизация жидкой ванны при сварке металлов малых толщин // Автомат. сварка. — 1967. — № 1. — С. 26–30.
2. Петров Г. Л. К вопросу о распределении ликвирующих примесей в закристаллизованном металле сварных швов // Тр. Ленинград. политехн. ин-та им. М. И. Калинина. — 1961. — № 216. — С. 83–101.
3. Сварка и свариваемые материалы: В 3-х т. Т.1: Свариваемость материалов / Под ред. Э. Л. Макарова. — М.: Металлургия, 1991. — С. 97–105.
4. Махненко В. И. Перспективы развития математического моделирования и информационных технологий в сварке и родственных процессах // Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах: Сб. тр. междунар. конф., 16–20 сент. 2002 г., Кацивели, Крым, Украина. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ. — 2002. — С. 3–11.
5. Прохоров Н. Н. Физические процессы в металлах при сварке. — М.: Металлургия, 1968. — Т. 1. — 695 с.; — 1976. — Т. 2. — 600 с.
6. Никифоров Г. Д. Металлургия сварки плавлением алюминиевых сплавов. — М.: Машиностроение, 1972. — 264 с.
7. Махненко В. И., Кравцов Т. Г. Тепловые процессы при механизированной наплавке деталей типа круговых цилиндров. — Киев: Наук. думка, 1976. — 160 с.
8. Таблицы физических величин: Справочник / Под ред. И. К. Кикоина. — М.: Атомиздат, 1976. — 1008 с.
9. Судник В. А. Прогнозирование качества сварных соединений на основе численных моделей формирования шва при сварке плавлением тонкостенных конструкций: Дис. ... д-ра техн. наук. — Тула, 1991. — 348 с.

Considered is the issue of intermittent crystallization of the weld pool metal, which was very intensively discussed by specialists in the 1970s. Not claiming to provide a comprehensive solution, the authors of the paper offer the phenomenological model of the readily observed facts.

Поступила в редакцию 18.01.2005