

2. Предварительный подогрев увеличивает эквивалентное время диффузии углерода в ЗТВ.

Библиографический список

1. Петров Г.Л. Неоднородность металла сварных соединений / Г.Л. Петров. – Л.: Судпромгиз, 1963. – 206 с.
2. Рыкалин Н.Н. Расчеты тепловых процессов при сварке / Н.Н. Рыкалин. – М.: Машгиз, 1951. – 296 с.
3. Кархин В.А. Приближенная расчетная оценка перераспределения водорода в сварных соединениях / В.А. Кархин, О.С. Мнушкин, Г.Л. Петров // Сварочное производство. - 1978. – С. 3 – 8.

Получено 17.07.08.

УДК 621.791

В.А. Кархин, П.Н. Хомич (Санкт-Петербург, Санкт-Петербургский государственный политехнический университет),
П. Раамяки (Финляндия, Лаппенранта, Технический университет)

АНАЛИЗ МАКРОСЕГРЕГАЦИИ ПРИ СВАРКЕ ПЛАВЛЕНИЕМ

Разработана методика расчета диффузии элементов (примесей) с учетом формы и размеров сварочной ванны, плавления и затвердевания металла, температурной зависимости их растворимости и коэффициента диффузии. Сформулирована термодиффузионная задача. Показано, что этап плавления металла может оказывать существенное влияние на формирование химической неоднородности вблизи границы шва. Приведено сравнение расчетного распределения серы с экспериментальными данными, полученными методом радиографии.

Введение

Локальные свойства различных зон сварного соединения зависят от распределения химического состава и микроструктуры [1]. Микроструктура металла шва связана с модой затвердевания, которая определяется состоянием зоны переохлаждения жидкого металла (распределением примеси и температуры) перед фронтом затвердевания. Неоднородность распределения ликвидирующих примесей (серы и углерода) оказывает значительное влияние на сопротивляемость стали образованию горячих трещин.

Формирование химической неоднородности металла сварных соединений рассматривалось во многих работах [2 - 6]. Однако остаются мало изученными зависимости распределения ликвидирующих примесей от условий сварки (химического состава основного металла и металла шва, формы сварочной ванны, термических циклов и т.п.). Известные экспери-

ментальные трудности существенно усложняют количественное изучение нестационарной диффузии вблизи границы сварочной ванны и шва.

Цель работы – исследование влияния основных факторов на макросегрегацию (распределение ликвидирующих химических элементов) вблизи границы шва с учетом основных факторов (формы и размеров сварочной ванны, плавления и затвердевания металла, температурной зависимости его растворимости и коэффициента диффузии).

Модель плавления и затвердевания металла

Обычно рассматриваются четыре предельных случая затвердевания сплавов [6 - 8]. Эти случаи удобно описать на плоскости параметров D_S / R и D_L / R , где D_S и D_L – коэффициенты диффузии в твердой и жидкой фазах соответственно, R – скорость затвердевания (рис. 1). Далее будет показано, что параметр D_L / R характеризует ширину зоны повышенной концентрации перед фронтом затвердевания при установившемся состоянии этой зоны.

Случай 1 (C1). Распределение концентрации примеси в каждой фазе равновесно (однородно) за счет интенсивной диффузии ($D_S \rightarrow \infty$ и $D_L \rightarrow \infty$) и/или большой продолжительности времени диффузии ($R \rightarrow 0$). Этому случаю соответствуют фазовые диаграммы, например, диаграмма Fe – C.

Случай 2 (C2). Отсутствие диффузии примеси в твердой фазе ($D_S = 0$). Распределение примеси в жидкой фазе однородно за счет механического перемешивания и интенсивной диффузии ($D_L \rightarrow \infty$). Это известная расчетная схема Гулливера - Шайля [6].

Случай 3 (C3). Отсутствие диффузии примеси в твердой фазе ($D_S = 0$). Диффузия происходит только в жидкости ($0 < D_L < \infty$).

Случай 4 (C4). Концентрация примеси в жидкости не изменяется во времени из-за отсутствия механического перемешивания и диффузии ($D_L = 0$).

Все четыре случая затвердевания являются предельными (параметры D_S / R и D_L / R принимают дискретные значения 0 или ∞). При дополнительном снятии одного из ограничений получаются промежуточные случаи SC1, SC2, SC3 и SC4 (рис. 1). Тогда область возможных значений параметров оказывается непрерывной. Промежуточный случай SC3 наилучшим образом учитывает условия сварки. По мере роста кристаллитов скорость затвердевания R изменяется от нуля на границе шва до скорости сварки в центре шва. При этом точка, характеризующая случай затвердевания, перемещается на плоскости параметров в пределах области SC3 (на рис. 1 перемещение показано стрелкой). С математической точки зрения также удобно взять за основу промежуточный случай SC3, так как все остальные случаи можно считать частными предельными случаями промежуточного случая SC3, то есть можно считать, что область SC3 покрывает всю область возможных значений параметров. Поэтому далее при анализе

диффузии примеси будем принимать промежуточный случай SC3 и учитывать, естественно, нестационарность процесса.

Примем следующие допущения:

-фронт плавления и затвердевания задается изотермой ликвидус $T_L = T_L(C_{L0}) = \text{const}$, где C_{L0} – концентрация примеси в сварочной ванне. В действительности по мере затвердевания (по мере роста концентрации перед фронтом затвердевания) величина T_L уменьшается, что будет учтено далее;

-направление плавления и роста кристаллов совпадает с направлением температурного градиента G , т.е. не учитывается влияние кристаллографической ориентации и селекции зерен;

-фронт затвердевания в пределах кристаллита является плоским, т. е. мода затвердевания является планарной.

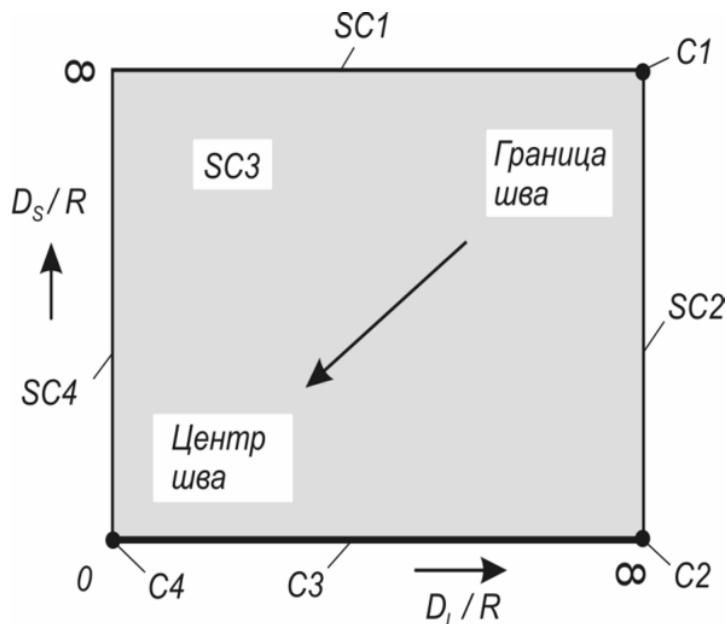


Рис. 1. Предельные и промежуточные случаи затвердевания на плоскости параметров

Траектория подвижной точки, находящейся на фронте плавления и затвердевания, описывается кривой АВЕF (рис. 2, а). Вблизи границы шва (точка Е) траектории плавления и затвердевания совпадают, т.е. плавится и кристаллизуется один и тот же металл.

Мгновенная скорость плавления и затвердевания определяется скоростью теплового источника v и направлением градиента G (углом α) (рис. 2, а):

$$R = \frac{d\xi_{SL}(t)}{dt} = v \cos(\alpha),$$

где $\xi_{SL}(t)$ – координата межфазной границы.

Скорость R изменяется плавно вдоль траектории ABEF (оси ξ) (рис. 2,б). Принято, что плавлению соответствует $-R$, а затвердеванию $+R$. Вблизи границы шва значения скорости плавления и затвердевания практически одинаковые. Если форма ванны каплевидная, т.е. граница хвостовой части ванны плоская (на рис. 2,а показана штриховыми прямыми), то траектория роста кристаллита описывается прямой EM, а скорость роста постоянна (рис. 2,б).

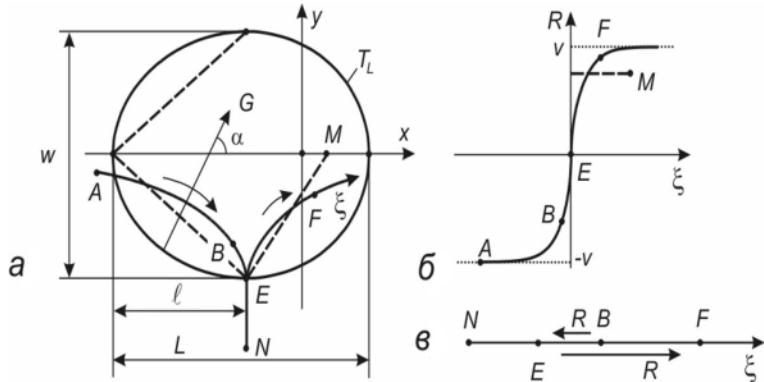


Рис. 2. Сварочная ванна и траектории плавления (отрезок ABE) и затвердевания (отрезок EF или EM) (а); скорость плавления ($R < 0$) и затвердевания ($R > 0$) (б) и координатная система в диффузионной задаче (в); штриховыми линиями показана каплевидная форма сварочной ванны

Задача массопереноса

Примем следующие допущения:

-задача одномерная, т.е. масса переносится преимущественно по нормали границы раздела фаз;

-массоперенос примеси в твердой части тела и прилегающем гидродинамически неперемешивающемся жидкому слою толщиной δ_h подчиняется закону молекулярной диффузии, в остальной жидкой части концентрация примеси C_{L0} постоянна из-за конвекции жидкости. Поэтому для анализа диффузии вблизи границы шва (точка Е) на этапе плавления достаточно учесть только малый отрезок BE ($BE \ll W/2$). Отрезок BE практически совпадает с началом отрезка EF (траекторией затвердевания). И тогда можно рассматривать диффузию только вдоль тела NEF, причем на отрезке BE происходит плавление ($R < 0$), на отрезке EF – затвердевание ($R > 0$), а отрезок NE принадлежит основному металлу (рис. 2,в). Крайняя точка N находится вне зоны диффузионного влияния;

-кривизна кривой NEF (кристаллита с осью ξ) относительно мала (радиус кривизны кривой велик) и не оказывает влияния на диффузию;

-площадь поперечного сечения кристаллита A (ξ) известна;

-в любой момент времени t известно температурное поле и положение межфазной границы $\xi_{SL}(t)$;

-начальная концентрация примеси C_0 в пределах твердой и жидкой фаз известна;

-скачок плотности при фазовом переходе не учитывается.

Искомая концентрация примеси $C(\xi, t)$ на межфазной границе ξ_{SL} терпит разрыв:

$$k = \frac{C_S(\xi_{SL}(t), t)}{C_L(\xi_{SL}(t), t)},$$

где k – коэффициент распределения, $k = k(t)$. Этот разрыв может быть устранен с помощью новой функции (потенциала массопереноса)

$$U(\xi, t) = C(\xi, t) / S(\xi, t), \quad (1)$$

где S – растворимость элемента примеси.

При принятых допущениях постановка диффузионной задачи относительно функции $U(\xi, t)$ примет вид:

-уравнение диффузии

$$A \frac{\partial(SU)}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial \xi} \left(ASD \frac{\partial U}{\partial \xi} \right) + Af, \quad \xi_N < \xi < \xi_{SL}(t) + \delta_h; \quad (2)$$

-начальное условие

$$U(\xi, 0) = C_0(\xi) / S(\xi, 0); \quad (3)$$

-граничные условия

$$U(\xi_N, t) = C(\xi_N, t) / S(\xi_N, t); \quad (4)$$

$$U(\xi_{SL}(t) + \delta_h, t) = C(\xi_{SL}(t) + \delta_h, t) / S(\xi_{SL}(t) + \delta_h, t), \quad (5)$$

где C – концентрация элемента (примеси); D – коэффициент диффузии, $D = D(\xi, t)$; f – функция, учитывающая источник (сток) элемента за счет разложения (образования) химических соединений, $f = f(\xi, t)$.

Постановка задачи (2) – (5) позволяет учитывать зависимость растворимости и коэффициента диффузии от температуры и разрыва концентрации на межфазных границах, например, на границе $\delta\text{-Fe}$ и $\gamma\text{-Fe}$. В частном случае, когда растворимость в пределах каждой фазы (твердой и жидкой) постоянна, за единицу может быть взята растворимость элемента в твердой фазе. Тогда

$$S(\xi, t) = \begin{cases} 1, & \xi_N \leq \xi \leq \xi_{SL}(t); \\ 1/k, & \xi_{SL}(t) \leq \xi \leq \xi_{SL}(t) + \delta_h. \end{cases}$$

Растворимость S разрывна на границе фаз, а искомая функция $U(\xi, t)$ непрерывна. Отметим, что задача (2) – (5) решена аналитически только в частных случаях при существенных дополнительных допущениях [3, 6]. Она может быть решена численным методом. По решению $U(\xi, t)$ находится распределение $C(\xi, t)$ из уравнения (1). Таким образом несложно

найти распределение в любом сечении сварного соединения в любой момент времени, например, распределение $C(y, t)$ в поперечном сечении после полного остывания.

Задача теплопереноса

Чтобы решить диффузионную задачу, необходимо предварительно знать распределение температуры для определения оси ξ , положения границы раздела фаз $\xi_{SL}(t)$, скорости перемещения этой границы $R(t)$, сечения кристалла $A(\xi)$ и коэффициента диффузии $D(\xi, t)$ и растворимости $S(\xi, t)$.

Известно много экспериментальных и расчетных методов определения температурного поля. Если закон ввода энергии в тело достаточно известен, то температурную задачу можно решить численными или аналитическими методами, если недостаточно известен, то температурное поле можно восстановить путем обратного моделирования.

Пример

Толстая стальная пластина проплавлялась дугой в среде аргоногелиевой смеси. Режим сварки: эффективная мощность дуги $q = 3030$ Вт, скорость $v = 2,6 \text{ ммс}^{-1}$, начальная температура $T_0 = 293$ К. Ширина шва $W = 10$ мм, глубина шва 5 мм [2]. Свойства стали: теплопроводность $\lambda = 0,035 \text{ Втмм}^{-1}\text{К}^{-1}$, температуропроводность $a = 8,14 \text{ мм}^2\text{с}^{-1}$, температура плавления $T_L = 1800$ К.

При расчете температурного поля теплоту плавления и затвердевания не учитывали, так как при малой скорости сварки ее влияние незначительно. Так как поперечное сечение шва представляет собой полукруг, то установившееся (квазистационарное) температурное поле в подвижной системе координат x, y, z , связанной с осью дуги, рассчитывали по известной схеме точечного источника на поверхности полубесконечного тела:

$$T(x, y, z) - T_0 = \frac{q}{2\pi\lambda(x^2 + y^2 + z^2)^{1/2}} \exp\left(-\frac{\sqrt{x^2 + (x^2 + y^2 + z^2)^{1/2}}}{2a}\right).$$

Последовательно рассчитывали изотерму T_L , температурный градиент G и угол α , скорость плавления и затвердевания R , траекторию плавления и затвердевания металла ξ (рис. 2). Расчетная длина ванны $L = 12,38$ мм, длина ее хвостовой части $l = 6,44$ мм, ширина $W = 10$ мм.

При принятой расчетной схеме сечение кристаллита определяется выражением

$$A(\xi) = A_0 \frac{y}{W/2} \sin(\alpha),$$

где A_0 – площадь сечения кристаллита на границе шва (при $y = W/2$ и $\alpha = \pi/2$).

Диффузионную задачу решали методом конечных разностей с шагами $1 \cdot 10^{-4}$ - $5 \cdot 10^{-4}$ мм и $2 \cdot 10^{-6}$ - $1 \cdot 10^{-7}$ с, используя явную схему. Принимали, что $f = 0$ и $k = \text{const}$ (R относительно мало). Координата границы шва ($\xi_E = 0$). Момент времени t , когда $\xi_{SL}(t) = \xi_E$ (начало затвердевания), условно взяли за ноль ($t = 0$). Таким образом, отрицательные значения t соответствуют этапу плавления, а положительные – этапу затвердевания.

Примем сначала форму ванны каплевидной и фронт затвердевания плоским (рис. 3,а), что соответствует постоянной скорости затвердевания $R = 2,05 \text{ мм}^{\text{-1}}$. Начальная концентрация C_0 равномерно распределена. Этап плавления металла не учитывается. Коэффициенты диффузии постоянны: в твердом теле $D_S = 0$, в жидкости $D_L = 0,00552 \text{ мм}^2\text{с}^{-1}$. Эта диффузионная модель распространена в научной и учебной литературе и соответствует случаю С3 (см. рис. 1).

При дополнительном допущении ($\delta_h = \infty$) задача имеет следующее решение:

$$\frac{C_S(\xi)}{C_0} = \frac{1}{2} \left\{ 1 + \Phi \left(\sqrt{\frac{R\xi}{4D_L}} \right) + (2k-1) \exp \left[-k(1-k) \frac{R\xi}{D_L} \right] \times \right. \\ \left. \times \Phi^* \left[(2k-1) \sqrt{\frac{R\xi}{4D_L}} \right] \right\}; \quad (6)$$

$$\frac{C_L(\xi', t)}{C_0} = 1 + \frac{1-k}{2k} \exp \left(-\frac{R\xi'}{D_L} \right) \Phi^* \left(\frac{\xi' - Rt}{\sqrt{4D_L t}} \right) - \frac{1}{2} \Phi^* \left(\frac{\xi' + Rt}{\sqrt{4D_L t}} \right) + \\ + \frac{2k-1}{2k} \exp \left[-(1-k) \frac{R(\xi' + kRt)}{D_L} \right] \Phi^* \left(\frac{\xi' + (2k-1)Rt}{\sqrt{4D_L t}} \right); \quad (7)$$

$$\Phi(u) = \frac{2}{\sqrt{\pi}} \int_0^u \exp(-x^2) dx; \quad \Phi^*(u) = 1 - \Phi(u),$$

где ξ – неподвижная координата ($\xi_E = 0$); ξ' – подвижная координата ($\xi' = 0$ на фронте затвердевания).

На рис. 3,б показано распределение относительной концентрации C / C_0 углерода в различные моменты времени t после начала затвердевания. Кривые $C_{L\max} / C_0$ и C_S / C_0 соответствуют концентрации углерода в жидкости и твердой фазе на движущейся границе раздела фаз. Их асимптотами являются k^{-1} и 1.

Из рис. 3,б следует, что через 0,04 с практически устанавливается квазистационарное состояние, когда в подвижной системе координат поле повышенной концентрации перед фронтом затвердевания практически не изменяется и описывается уравнением (7) при $t \rightarrow \infty$:

$$\frac{C_L}{C_0} = 1 + \frac{1-k}{k} \exp\left(-\frac{R}{D_L} \xi'\right).$$

Этот слой можно характеризовать толщиной ξ_0 :

$$\xi_0 = C_0 \frac{1-k}{k} \left| \frac{dC_L}{d\xi'} \right|_{\xi'=0} = \frac{D_L}{R}.$$

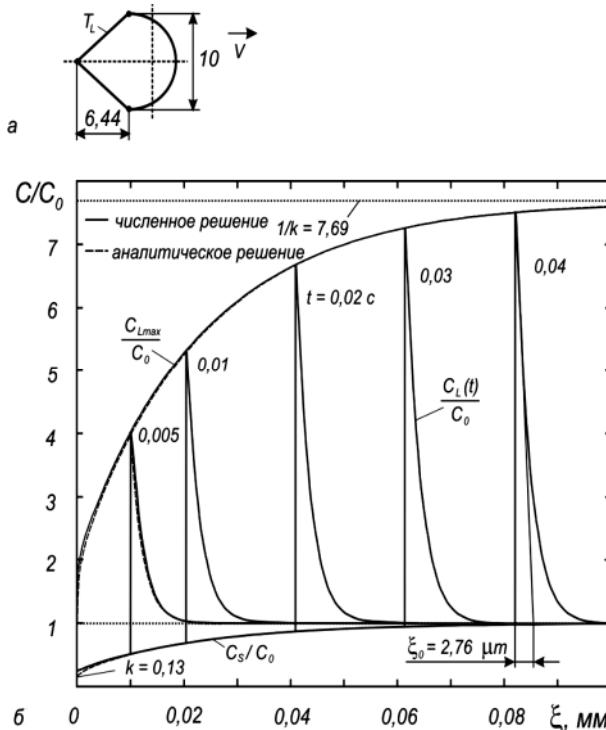


Рис. 3. Каплевидная сварочная ванна (а) и распределение относительной концентрации углерода C / C_0 в различные моменты времени t после начала затвердевания при $D_S = 0$ и $D_L = 0,00552 \text{ мм}^2 \text{ с}^{-1}$ (б); координата $\xi = 0$ соответствует границе шва

Для рассматриваемого случая $\xi_0 = 2,76 \text{ мкм}$ (рис. 3,б). Подчеркнем, что концентрация перед фронтом резко падает и толщина слоя повышенной концентрации намного меньше толщины слоя δ_h , в котором не происходит гидродинамического перемешивания жидкого металла (для стали $\delta_h \approx 100 \text{ мкм}$ [5]).

Разность между численным и аналитическим решениями заметна только в начале процесса движения фронта затвердевания (при $t < 0,001 \text{ с}$, рис. 3,б), что свидетельствует о правильном выборе шагов.

В действительности, при относительно малой скорости сварки форма ванны овальная и скорость затвердевания R – переменная величина. Учтем теперь овальную форму ванны, этапы плавления и затвердевания,

диффузию в твердом теле и температурную зависимость коэффициента диффузии:

$$D_S = D_0 \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right),$$

где R – газовая постоянная; D_0 – множитель; Q – энергия активации.

Для рассматриваемого примера скорость плавления R_{melt} и скорость затвердевания R_{sol} близки (рис. 4,а,б). При плавлении углерод и сера успевают диффундировать из твердой фазы в жидкую, причем тем интенсивнее, чем выше D_S (толщина слоя пониженной концентрации перед фронтом плавления больше у углерода, чем у серы, рис. 4,б,в). По мере уменьшения скорости плавления при приближении к границе шва толщина этой зоны увеличивается. Видно, что в момент остановки плавления - начала затвердевания ($t = 0$) - распределение концентрации существенно отличается от начального равномерного распределения. Отметим, что случай С1 (см. рис. 1) здесь не реализуется, так как несмотря на то, что $R = 0$, распределение концентрации неравновесное из-за недостаточности времени диффузии. Анализ результатов расчета показывает, что этап плавления оказывается существенным образом на распределении концентрации после полного остывания. При малой скорости затвердевания R_{sol} толщина слоя повышенной концентрации относительно велика. С увеличением R_{sol} уменьшается толщина слоя и растет концентрация, причем в жидкости на расстоянии более $\xi = 0,2 - 0,3$ мм она может превышать асимптоту C_0 / k , а в твердой фазе – концентрацию C_0 . Такая повышенная концентрация объясняется ускорением ($dR_{sol} / dt > 0$). После $t = 2$ с концентрационное поле вблизи границы шва практически не изменяется (из-за относительно малого коэффициента диффузии). После полного остывания минимальная концентрация у границы шва составляет 49 и 16 % от начальной концентрации для углерода и серы соответственно (рис. 4,б,в).

Диффузия значительно медленнее теплопроводности, безразмерный критерий Льюиса $Le = a/D > 10^3$. Зона химической неоднородности вблизи границы шва относительно мала, поэтому можно считать, что она находится в однородном температурном поле. Тогда диффузию при нагреве и охлаждении можно свести к диффузии при фиксированной температуре, пользуясь методом эквивалентного времени [2].

После полного остывания экспериментальным методом радиографии определяли концентрацию серы в поперечном сечении шва (рис. 5). Начальное распределение серы было равномерным, $C_0 = 0,04\%$ [2]. Около границы шва со стороны основного металла концентрация серы значительно меньше начальной, а со стороны шва – немного больше начальной. Наблюдается повышенная концентрация серы на поверхности в центре шва. Из рис. 5 следует, что совпадение расчета с экспериментом качественно удовлетворительное. Неучет формы сварочной ванны (непостоянство

ва скорости затвердевания), этапа плавления и диффузии в твердой фазе приводит к неадекватным результатам (на рис. 5 распределение показано штриховой кривой, рассчитанной по уравнению (6)).

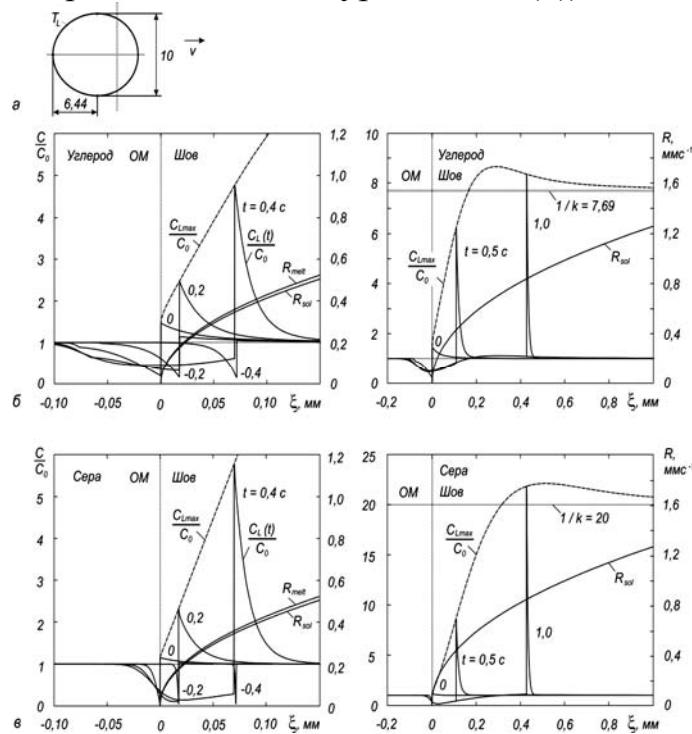


Рис. 4. Сварочная ванна (а), скорость плавления R_{melt} и затвердевания R_{sol} и распределение относительной концентрации C/C_0 углерода (б) и серы (в) в различные моменты времени t ; момент $t = 0$ соответствует остановке межфазной границы

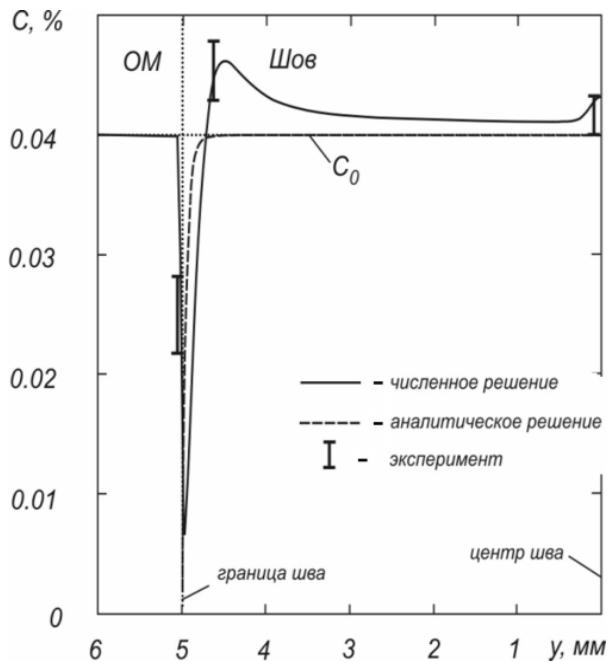


Рис. 5. Распределение концентрации серы C по сечению шва после полного остывания

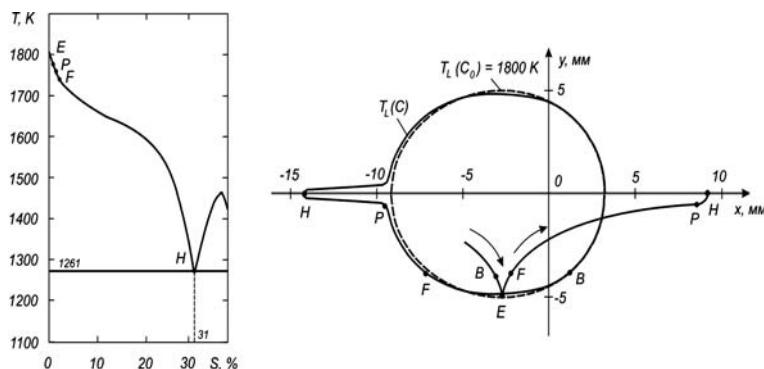


Рис. 6. Фазовая диаграмма бинарной системы F-S [14] (а) и форма сварочной ванны, траектория плавления и затвердевания (б)

Граница сварочной ванны определяется температурой ликвидус T_L , которая зависит от локальной концентрации серы C (рис. 6,а). Вдали от центра ванны учет зависимости $T_L (C)$ незначительно изменяет форму ванны и, следовательно, траектории и скорости затвердевания (рис. 6,б). Картина резко меняется вблизи центра шва: концентрация серы резко растет (так как на продольной плоскости симметрии поток равен нулю), что приводит к падению температуры T_L . Вблизи оси ванна резко вытягивается, а скорость затвердевания резко падает (точка H на рис. 6,б). Последняя порция жидкости затвердевает в виде эвтектики при $T = 1261$ К, так как диффузия серы в затвердевшем металле при этой температуре очень низка. Такая вытянутая «шейка» (прослойка) жидкого металла может быть причиной образования продольных кристаллизационных горячих трещин.

Выводы

1. Разработанная расчетная методика позволяет определять химическую неоднородность шва с учетом формы и размеров сварочной ванны, плавления и затвердевания металла, начального распределения примеси в основном металле и ванне, температурной зависимости ее растворимости и коэффициента диффузии.
2. Этап плавления металла может оказать существенное влияние на формирование химической неоднородности вблизи границы шва.
3. Сформированная при высокой температуре неоднородность распределения углерода и серы вблизи границы шва частично сохраняется после полного остывания сварного соединения.
4. Совпадение расчетного распределения серы вблизи границы шва с экспериментальными данными, полученными методом радиографии, удовлетворительное. Неучет формы сварочной ванны, этапа плавления и диффузии в твердом теле может привести к неадекватным результатам.

Библиографический список

1. Bhadeshia H.K.D.H. Steels. Microstructure and properties / H.K.D.H. Bhadeshia, R.W.K. Honeycombe. - Oxford: Elsevier, 2006. - 344 p.
2. Петров Г.Л. Неоднородность металла сварных соединений / Г.Л. Петров. - Л.: Судпромгиз, 1963. - 206 с.
3. Махненко В.И. Расчет диффузии в двухфазной среде с движущейся границей раздела фаз / В.И. Махненко // Автоматическая сварка. - 1966. - №12. - С. 1-5.
4. Демченко В.Ф. Некоторые математические модели кинетики фазовых превращений / В.Ф. Демченко // Физика и химия обработки материалов. - 1970. - №4. - С. 124-131.
5. Kurz W. Fundamentals of solidification / W. Kurz, D.J. Fisher. – Trans. Tech Publications Ltd., 1998. - 305 p.
6. Messler R.W. Principles of welding / R.W. Messler. - John Wiley & Sons, 1999. - 662 p.
7. Savage W.F. Lectures of welding metallurgy / W.F. Savage. - Rensselaer Polytechnic Institute, 1975.
8. Rajamaki P. A modeling tool for fusion weld solidification / P. Rajamaki // 3rd JOIN International Conference on Total Welding Management in Industrial Applications. J. Martikainen (ed.). Lappeenranta, Finland, 21-24 August. –Acta Universitatis Lappeenrantaensis 274, 2007.- P. 240-251.

Получено 17.07.08.

УДК 621.791: 621.793.724

А.А. Белозерцев, Ю.С. Коробов, М.П. Шалимов, В.И. Шумяков
(Екатеринбург, Уральский государственный технический университет,
Уральский институт сварки)

НАГРЕВ ПОРОШКОВОЙ ПРОВОЛОКИ ПРИ ДУГОВОЙ МЕТАЛЛИЗАЦИИ

Установлено, что порошковые проволоки, разработанные применительно к сварке и наплавке, не обеспечивают достаточной прочности при дуговой металлизации. Для анализа причин разработана модель распространения тепла в порошковых проволоках от дугового нагрева. Расчеты по модели показали сильное влияние режимов напыления, теплофизических и геометрических параметров порошковых проволок на характер расплавления как оболочки, так и шихтового сердечника. Показана возможность повышенного окисления капель распыляемого металла и неполного расплавления компонентов шихтового сердечника.

При использовании порошковых проволок (ПП) необходимые состав и свойства обеспечиваются варьированием компонентов шихты. Такие проволоки перспективно использовать при дуговой металлизации