



МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ МЕТАЛЛА С ГАЗАМИ ПРИ ДУГОВОЙ СВАРКЕ

Академик НАН Украины **И. К. ПОХОДНЯ** (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Приведены результаты термодинамических исследований взаимодействия расплавленного металла с газом, содержащим водород, кислород и соединения фтора, а также со шлаковой фазой. С учетом нестационарных условий и переменной скорости кристаллизации выводятся закономерности перераспределения водорода в кристаллизующейся сварочной ванне. Основой сформулированных математических моделей является дифференциальное уравнение массопереноса: в частности, уравнение Фика с краевыми условиями типа Стефана на движущейся границе раздела фаз. Исследована кинетика перераспределения водорода вблизи линии сплавления, а также в жидком металле при ячеистой кристаллизации. Описан процесс роста пузырька газа в сварочной ванне.

Ключевые слова: дуговая сварка, абсорбция газов, водород, кристаллизация, сварочная ванна, пористость

Дуговая сварка — высокотемпературный металлургический процесс. На всех его стадиях происходит взаимодействие металла и шлака с водородом, азотом и кислородом. Изучению этих процессов большое внимание уделяли специалисты ИЭС им. Е. О. Патона, результаты некоторых исследований изложены в работах [1–14].

Высокие температуры и скорость реакций, имеющие место при дуговой сварке, малые объемы и большие удельные поверхности реагирующих фаз, а также неравновесные условия различных стадий процесса значительно усложняют проведение экспериментов. Дополнительную информацию дают возможность получить методы физического и математического моделирования с помощью современной вычислительной техники.

В настоящей статье изложены результаты работ по физическому и математическому моделированию поведения газов при дуговой сварке сталей, полученные в основном в ИЭС им. Е. О. Патона.

Испарение металла и абсорбция газов. Расчет растворимости водорода в жидком железе в зависимости от температуры был выполнен И. И. Фруминим [4], а экспериментальные исследования

проведены В. И. Лакомским [5]. Полученные результаты показали, что максимальная растворимость водорода в железе наблюдается при температуре 2700 К и снижается до нуля при температуре кипения металла.

Как следует из результатов исследований [1], теплосодержание каплей электродного металла зависит от тока и его полярности (рис. 1). Во многих случаях температура каплей превышает температуру максимальной растворимости газов в железе. Поэтому различие температуры каплей в интервале 200...300 К в случае сварки плавящимся электродом током прямой и обратной полярности может оказать значительное влияние на абсорбцию газов.

На рис. 2 приведены экспериментальные данные (кружки) о содержании азота в каплях хромоникелевого электродного металла при сварке током прямой полярности в смеси $Ag + 10\% N_2$ [1]. О. М. Портновым выполнен расчет абсорбции азота каплями электродного металла и его результаты показаны на рис. 2 сплошной линией. Как видно из рисунка, наблюдается удовлетворительное совпадение расчетных и экспериментальных данных.

Термодинамическая оценка взаимодействия металла со шлаком и газом. Термодинамические

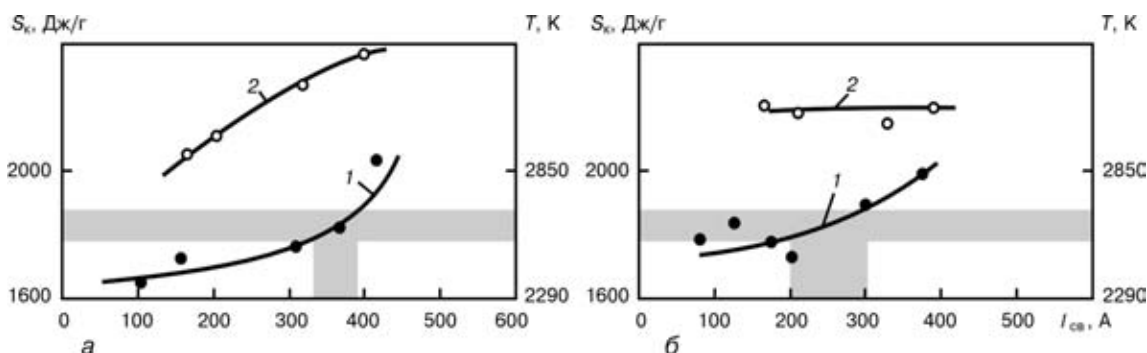


Рис. 1. Влияние сварочного тока $I_{св}$ и его полярности на теплосодержание каплей S_k электродного металла при сварке низкоуглеродистой стали с использованием проволоки Св-08А диаметром 2 мм в смеси инертных газов $He + N_2$ (а) и $Ag + N_2$ (б): 1, 2 — ток соответственно прямой и обратной полярности (заштрихованы области температур максимальной растворимости азота и токов, при которых достигаются эти температуры)

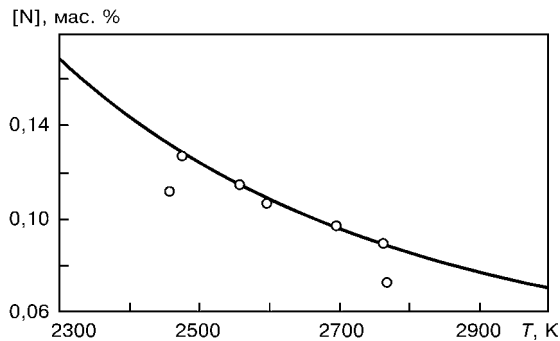


Рис. 2. Влияние температуры капель T на абсорбцию азота каплями электродного металла при сварке током прямой полярности в смеси $Ag + 10\% N_2$

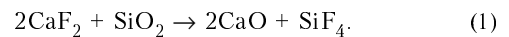
подходы использованы для анализа процесса связывания водорода, находящегося в газовой фазе в виде паров воды, в нерастворимый в жидком железе фтористый водород при температуре 2000...2500 К и давлении $1 \cdot 10^5$ Па [6]. Расчеты проводились применительно к сварке порошковой проволокой в углекислом газе. Начальные условия характеризовались образованием фаз следующих составов: газовая — монооксид углерода с небольшим количеством паров воды; металлическая — железо; шлаковая — CaF_2 и SiO_2 , Al_2O_3 , TiO_2 и CaO в различных пропорциях. Для создания окислительной атмосферы в расчетный состав шлакового расплава вводили некоторое количество FeO .

Были проанализированы различные шлаковые системы: $SiO_2-CaO-CaF_2$, $TiO_2-CaO-CaF_2$, $Al_2O_3-CaO-CaF_2$. Кроме того, исследовали процесс связывания водорода при различных температурах и содержании паров воды в газовой фазе, а также при дополнительном введении в эту фазу SiF_4 и кислорода.

На рис. 3, а показана зависимость массовой доли водорода в жидком металле от начального содержания CaF_2 в шлаковой системе $TiO_2-CaO-CaF_2$, полученная расчетным методом. При отсутствии CaO оптимальной является область, где массовая доля CaF_2 составляет 60...75%. С увеличением массовой доли CaO в шлаке область оптимального состава сдвигается в сторону умень-

шения содержания CaF_2 . Однако при этом указанной области соответствует значительное содержание водорода в металле. Аналогичные данные получены и для системы $Al_2O_3-CaO-CaF_2$ (рис. 3, б). В системе $SiO_2-CaO-CaF_2$ (рис. 3, в) массовая доля CaO не влияет на содержание водорода в жидком металле, которое уменьшается с увеличением массовой доли CaF_2 в шлаке.

При возрастании окислительного потенциала газовой фазы вследствие введения молекулярного кислорода содержание водорода в металле уменьшается незначительно. При добавлении в газовую фазу SiF_4 массовая доля водорода в жидком металле снижается довольно значительно за счет развития реакции взаимодействия водорода со свободными атомами фтора, образующимися при диссоциации SiF_4 (рис. 4). Этот способ уменьшения содержания водорода в жидком металле более эффективен по сравнению с введением в состав шлака значительной массовой доли SiO_2 и CaF_2 в расчете на протекание обменной реакции



Для исследований кинетики развития термодинамических реакций в твердых и жидких веществах с участием газовой фазы используется динамическая термогравиметрия, при которой непрерывно регистрируются масса образца и скорость ее изменения в контролируемой атмосфере в зависимости от температуры и времени. С помощью полученных данных можно изучить кинетику процессов выделения газов при высокой скорости нагрева, которая характерна для дуговой сварки. Для этого используют метод расчета, основанный на определении энергии активации реакции термического разложения и других кинетических параметров по данным серий термогравиметрических анализов при различных скоростях нагрева [13, 14]. Результаты термогравиметрического анализа смеси $CaF_2 + SiO_2$, а также порошков Na_2SiF_6 и $BaSiF_6$ приведены на рис. 5. Заметное взаимодействие CaF_2 и SiO_2 начинается при температурах выше 700 °С, а диссоциация Na_2SiF_6 и $BaSiF_6$ происходит соответственно при 500...700 и

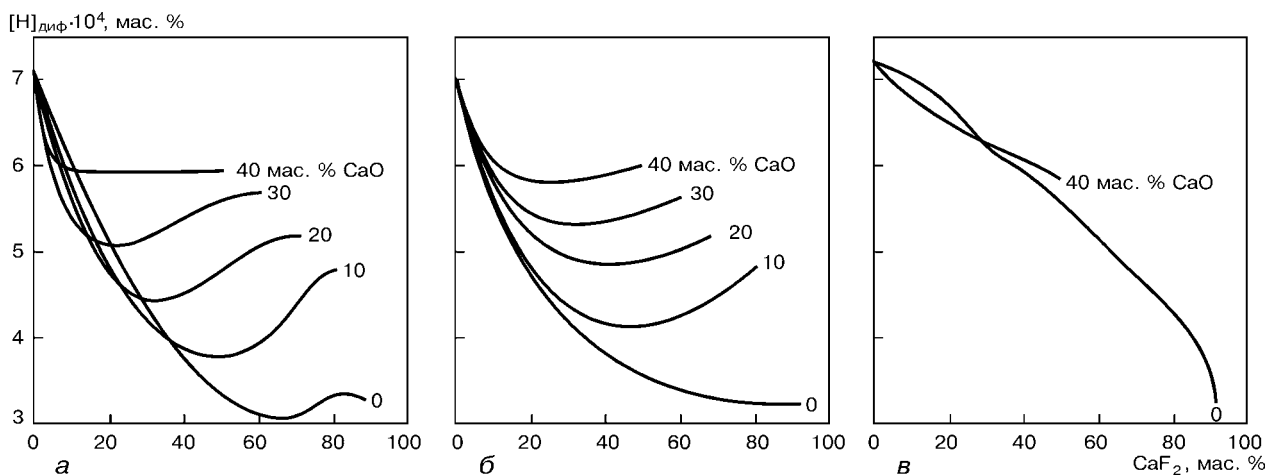


Рис. 3. Изменение содержания водорода в жидком металле в зависимости от массовой доли CaF_2 в различных шлаковых системах: а — $TiO_2-CaO-CaF_2$; б — $Al_2O_3-CaO-CaF_2$; в — $SiO_2-CaO-CaF_2$

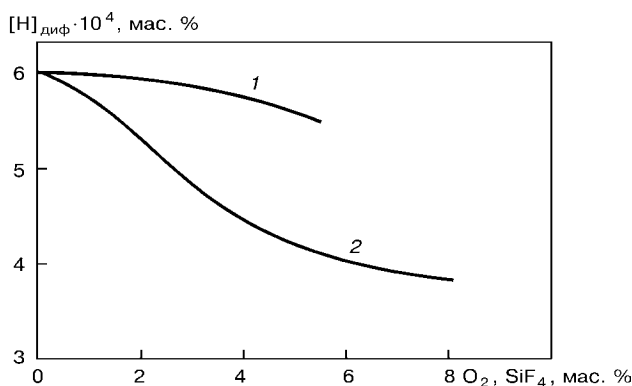


Рис. 4. Влияние массовой доли кислорода и SiF₄ в газовой фазе на содержание водорода в жидком металле (шлак — 45 % SiO₂, 45 % CaF₂ и 10 % FeO, расчетные данные): 1 — O₂; 2 — SiF₄

300... 400 °С. Однако в случае гексафторсиликатов процесс термического разложения имеет сравнительно высокую энергию активации (приблизительно 280... 320 кДж/моль), в то время как энергия активации реакции образования тетрафторида кремния в результате обменной реакции флюорита с кремнеземом отличается более низкими значениями (около 150 кДж/моль), что приводит к зависимости температурного интервала интенсивного газовыделения от скорости нагрева.

Результаты расчета подтверждаются экспериментально при исследовании концентрации диффузионного водорода в металле шва, выполненном порошковыми проволоками с различными фторидами в металле сердечника (рис. 6) [7].

Расчеты парциального давления P_{SiF₄} при массовой доле SiO₂ в электродном покрытии 4 и 11 %, а также экспериментальные данные по концентрации диффузионного водорода в металле шва приведены на рис. 7. На рисунке заметно снижение концентрации диффузионного водорода при повышении массовой доли SiO₂ и CaF₂ в покрытии [8].

Оценка поведения водорода в дуговом разряде. Физической основой для построения расчетной модели служили представления о наличии в столбе дуги локального термодинамического равновесия. Столб дуги характеризуется выпуклой формой радиального распределения температуры. При этом не учитывалось влияние приэлектродных областей. Физическая модель, принятая в расчетах, и ее математическое описание приведены в работе [9].

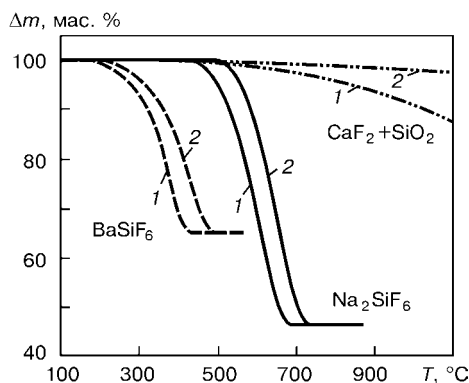


Рис. 5. Результаты термогравиметрического анализа диссоциации фторидов и кремнефторидов при скорости нагрева 10 (1) и 20 °С/мин (2); Δm — изменение массы образца

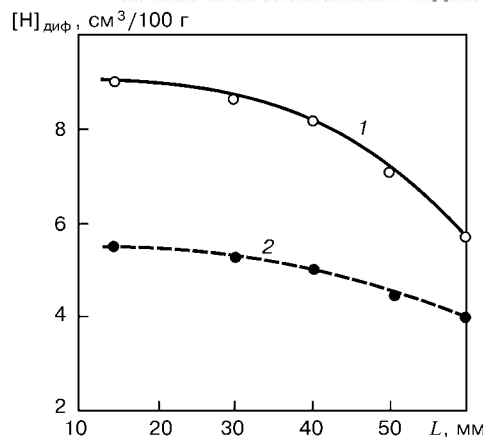


Рис. 6. Изменение концентрации диффузионного водорода в металле шва, выполненном порошковыми проволоками с различными фторидами в металле сердечника [7]: 1 — CaF₂ + SiO₂; 2 — Na₂SiF₆; L — длина вылета проволоки

Водород и кислород в дуге полностью диссоциированы при температуре 4000 К, фтор — уже при температуре 1600 К, поскольку имеет низкую энергию диссоциации (1,38 эВ). В большей части сечения столба дуги HF и OH также полностью диссоциированы (рис. 8, а).

Улучшение эффективности защиты дуги с понижением температуры показано на рис. 8, б. В дугу дополнительно введено по 1 % HF и OH (парциальное давление P_{HF} = P_{OH} = 1000 Па). Из сравнения распределений частиц HF и OH в такой дуге (рис. 8, б) видно, что в случае снижения температуры дуги эффективность связывания водорода в HF и OH возрастает. Ширина зоны, где происходит диссоциация, для HF в 1,5 раза больше, чем для OH. Сравнение кривых на рис. 8 показало, что при равном парциальном давлении HF и OH имеют одинаковую степень диссоциации при температурах, отличающихся примерно на 1000 К.

Эффективное связывание водорода этими соединениями можно обеспечить только при невысоких температурах, которые имеют место на периферии столба дуги и за его пределами, где тем-

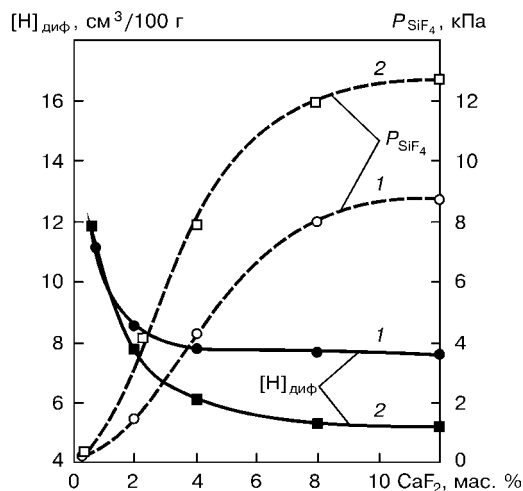


Рис. 7. Влияние CaF₂ и SiO₂ в покрытии на расчетные значения парциального давления тетрафторида кремния P_{SiF₄} в атмосфере дуги и экспериментальные значения концентрации диффузионного водорода в наплавленном металле [8]: 1 — 4 мас. % SiO₂; 2 — 11 мас. % SiO₂

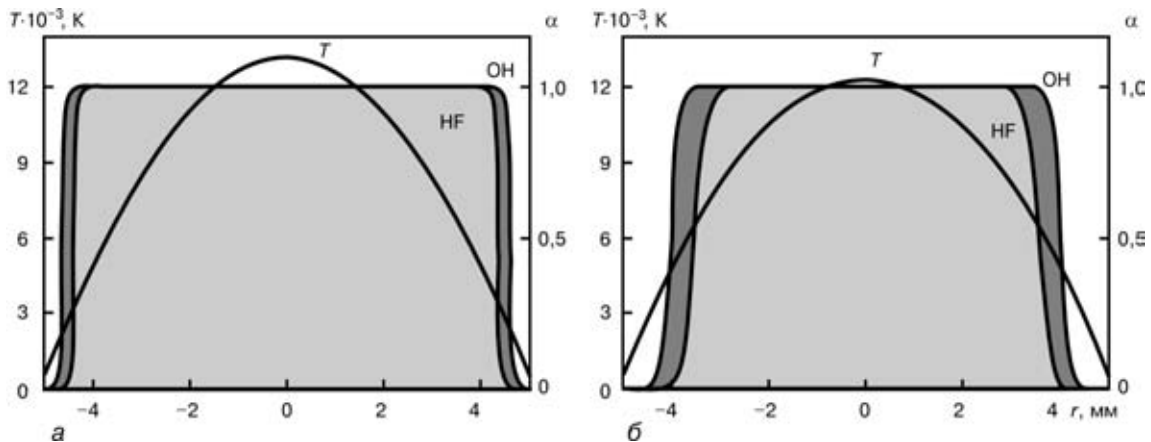


Рис. 8. Зависимость степени диссоциации частиц α HF и OH от радиуса r столба дуги при повышенной (а) и более низкой (б) температуре в зоне оси столба

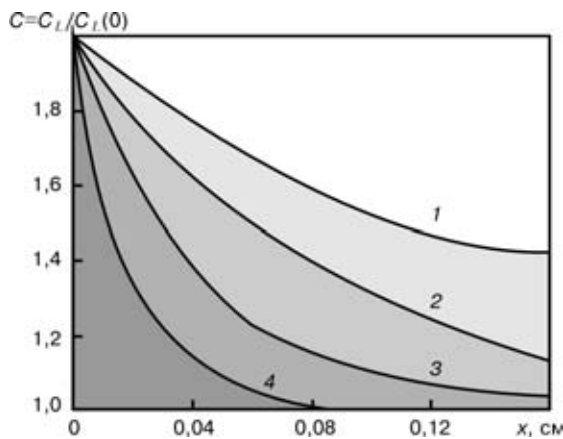


Рис. 9. Распределение концентрации водорода в жидком металле C при движении плоского фронта кристаллизации: 1 — $v_{кр} = 0,01$; 2 — 0,02; 3 — 0,04; 4 — 0,08 см/с; x — координата, отсчитываемая от фронта кристаллизации

пература для HF не превышает 3000, а для OH — 2500 К.

Водород в сварочной ванне. Распределение водорода в процессе кристаллизации сварочной ванны рассмотрим для случая плоского и ячеистого фронта кристаллизации.

Распределение водорода при плоском фронте кристаллизации. Перенос газа осуществляется диффузией; коэффициент диффузии зависит от температуры и скорости кристаллизации. Аналитическое решение задачи дано в работе [10]. На рис. 9 показана типичная картина распределения концентрации водорода при прерывистой кристаллизации сварочной ванны в случае сварки низкоуглеродистой стали. При расчете приняты следующие значения параметров: $D_S = 1 \cdot 10^{-4}$ см²/с; $D_L = 1 \cdot 10^{-3}$ см²/с; $k = 0,53$; $v_{кр} = 0,2$ см/с; $t_{st} = 0,2$ с; $C_L(0) = 5$ см³/100 г; $C_S(0) = 0$; $t_d(i) = 0,05 + di$ (здесь D_S и D_L — коэффициенты диффузии водорода соответственно в твердой и жидкой фазе; k — коэффициент распределения водорода; $v_{кр}$ — скорость кристаллизации; t_d , t_{st} — время процесса соответственно кристаллизации и ее остановка; $C_L(0)$ и $C_S(0)$ — начальная концентрация водорода соответственно в жидкой и твердой фазе; $i = 0, 1, 2, \dots, n$ — номер кристаллизационного слоя, отсчитываемый от линии сплавления).

Анализ расчетных данных показал, что при прерывистой кристаллизации в жидкой фазе наблюдается образование обогащенного водородом диффузионного пограничного слоя — концентрационного уплотнения, стремящегося при $v_{кр} = \text{const}$ выйти на квазистационарный режим. Во время остановки между периодами роста кристаллов происходит распад концентрационного уплотнения под действием следующих факторов: диффузии в жидкой фазе, которая снижает концентрацию водорода непосредственно у фронта кристаллизации и обогащает слой жидкого металла вдали от фронта кристаллизации; уменьшения концентрации водорода в жидкой фазе на межфазной границе, происходящего пропорционально уменьшению содержания водорода в твердой фазе.

При остановке процесса кристаллизации поток диффузионного водорода направлен из твердой фазы в жидкую. В жидкой фазе, обогащенной водородом, при его начальной концентрации 10...12 см³/100 г создаются условия для образования газовых пузырьков. Итоговое распределение газа в металле шва, вызванное слоистой кристаллизацией, характеризуется двумя особенностями: существованием обогащенного водородом слоя, находящегося в закристаллизовавшемся металле, на месте обогащенной в процессе остановки жидкой фазы; наличием обедненного водородом участка на границе кристаллизационного слоя со стороны твердого металла.

При охлаждении металла шва эта неоднородность уменьшается за счет диффузии водорода. Распределение водорода между сварочной ванной и закристаллизовавшимся металлом зависит от скорости кристаллизации. Как показали расчеты, снижение в 10 раз заданного значения коэффициента диффузии водорода в твердой фазе так же, как изменение длительности кристаллизационных пауз в росте твердой фазы, существенного влияния на характер распределения водорода не имеет.

Распределение водорода при ячеистом фронте кристаллизации. Изменение геометрической структуры фронта кристаллизации влечет за собой принципиально иное распределение водорода, растворенного в сварочной ванне. На рис. 10 показано поле концентраций водорода в растущей ячейке и межкристаллитной жидкости. При расчете приняты сле-

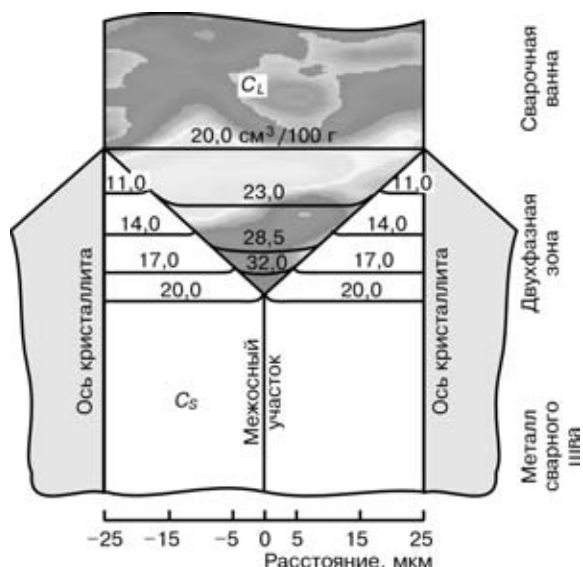


Рис. 10. Поле концентраций водорода в твердой C_S и жидкой C_L фазе при ячеистом фронте кристаллизации

дующие значения параметров: $D_S = 1 \cdot 10^{-3} \text{ см}^2/\text{с}$; $D_L = 1,6 \cdot 10^{-3} \text{ см}^2/\text{с}$; $v_{кр} = 0,4 \text{ см}/\text{с}$; размер ячейки $l = 25 \text{ мкм}$; скорость охлаждения $v_{охл} = 50 \text{ }^\circ\text{C}/\text{с}$; массовая доля углерода 0,2 %.

Анализ расчетных данных показал следующее:

обогащение жидкого металла растворенным водородом главным образом локализуется в межкристаллитной жидкости; в жидкой фазе сварочной ванны наблюдается средняя концентрация газа;

в связи с высокой диффузионной подвижностью водорода в твердой фазе неоднородность распределения водорода по сечению полностью затвердевшей ячейки незначительна.

Рост газового пузырька. Фактором, лимитирующим рост пузырька из первоначально образовавшихся зародышей, является процесс транспортировки растворенного в жидком металле газа к границе раздела газ – жидкость. Перенос растворенного газа в металл осуществляется двумя способами: диффузией и конвекцией. В расчетах исходили из представлений о наличии вблизи фронта кристаллизации пограничного слоя жидкого металла, не участвующего в конвективном перемешивании основной массы металла сварочной ванны, и из предположения о том, что образовавшийся зародыш пузырька в течение некоторого времени растет в этом слое. Было принято, что зародыш и растворившийся пузырек имеют сферическую форму. В первоначальных расчетах предполагалось, что площадь поверхности контакта пузырька, растущего на фронте кристаллизации с твердой фазой, значительно меньше, чем с жидкой. Кроме того, допускалось, что неоднородность диффузионного пересыщения впереди фронта кристаллизации невелика. Этим условиям в наибольшей степени соответствует дендритно-ячеистый характер кристаллизации.

Физическая модель и методика ее численной реализации на ЭВМ описаны в работе [10]. Зависимость критического радиуса пузырька от относительной концентрации газа в расплаве представлена на рис. 11. Как показали расчеты, в

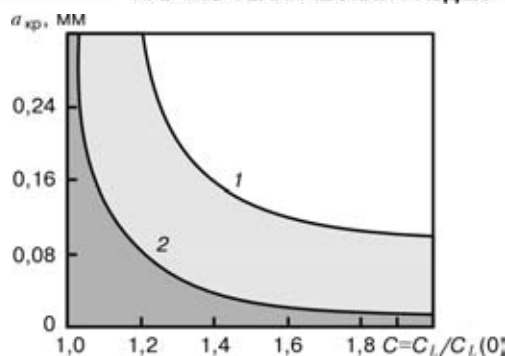


Рис. 11. Зависимость критического радиуса $a_{кр}$ пузырька от относительной концентрации C азота (1) и водорода (2) в расплаве

результате диффузии газа в пузырек в жидком металле образуется обедненный газом слой, движущийся вместе с пузырьком. Скорость роста пузырька зависит от концентрации газа в сварочной ванне впереди фронта кристаллизации. Максимальная скорость наблюдается в начальной стадии роста пузырька (рис. 12).

Скорость роста пузырька также зависит от поверхностного натяжения на границе металл – газ. При увеличении поверхностного натяжения максимальные значения скорости роста уменьшаются и смещаются в сторону больших времен. После достижения максимальной скорости роста наблюдается ее быстрое снижение до значений, соизмеримых со скоростью кристаллизации сварочной ванны. Влияние поверхностного натяжения при такой скорости роста незначительно.

При создании описанной выше модели роста газового пузырька исходили из того, что площадь контакта поверхности растущего пузырька с твердой фазой пренебрежимо мала. Между тем, реально он зарождается именно на фронте кристаллизации. Следовательно, можно ожидать, что уровень диффузии водорода в газовый пузырек из твердой фазы будет существенным.

Л. А. Тараборкин предложил учитывать влияние указанного эффекта следующим образом. Закон сохранения массы записывается в виде граничного условия на поверхности пузырька

$$\frac{dM(t)}{dt} = [P_S \beta(t) + P_L (1 - \beta(t))] \sigma(t), \quad (2)$$

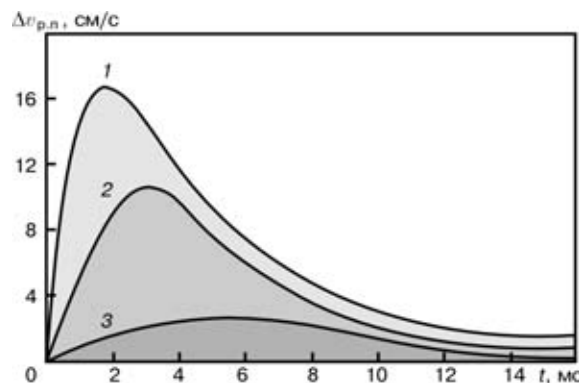


Рис. 12. Изменение скорости роста пузырька $\Delta v_{р.п.}$ водорода во времени t : 1 – $C_L(0) = 42 \text{ см}^3/100 \text{ г}$, $\sigma = 1 \cdot 10^{-4} \text{ Дж}/\text{см}^2$; 2 – $C_L(0) = 42 \text{ см}^3/100 \text{ г}$, $\sigma = 1,8 \cdot 10^{-4} \text{ Дж}/\text{см}^2$; 3 – $C_L(0) = 35 \text{ см}^3/100 \text{ г}$, $\sigma = 1,15 \cdot 10^{-4} \text{ Дж}/\text{см}^2$

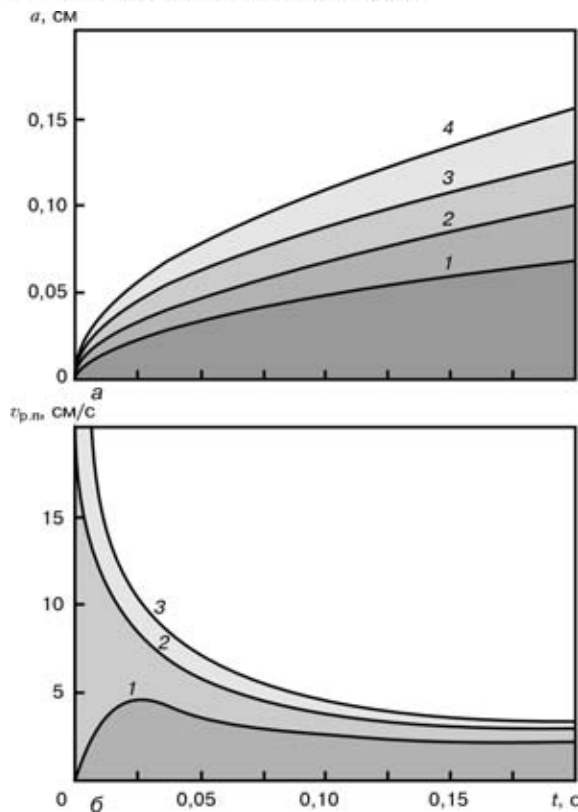


Рис. 13. Кинетика роста газового пузырька (а) и скорость его роста (б) в зависимости от отношения β площади контакта пузырька с расплавом к общей поверхности пузырька: 1 — $\beta = 1$; 2 — 0,9; 3 — 0,8; 4 — 0,7; a — радиус газового пузырька

где M — масса водорода в пузырьке; P_S, P_L — потоки диффундирующего газа соответственно из твердой и жидкой фазы; $\beta(t)$ — доля площади поверхности контакта пузырька с твердой фазой по отношению к общей площади поверхности пузырька в момент времени t ; $\sigma(t)$ — площадь поверхности пузырька в момент времени t .

Поток газа из твердой фазы определяется путем решения нелинейной задачи диффузии с граничным условием, при этом учитывается реакция молизации водорода со скоростью, пропорциональной квадрату концентрации атомов газа во внешнем слое:

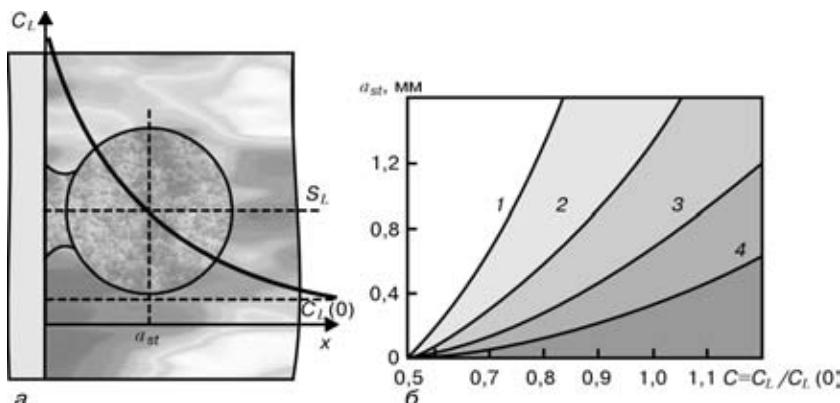


Рис. 14. Схема определения остановочного радиуса пузырька a_{st} (а) и зависимость его значений, при которых происходит прекращение его роста, от концентрации водорода C и скорости кристаллизации (б): 1 — $v_{кр} = 0,01$; 2 — 0,02; 3 — 0,04; 4 — 0,08 см/с

$$P_S = KC_{S_{пов}}^2(t), \quad (3)$$

где K — коэффициент пропорциональности (константа скорости реакции молизации); $C_{S_{пов}}^2$ — поверхностная концентрация атомов газа на границе пузырька. В последнем условии учтено, что химический потенциал газа в пузырьке гораздо выше, чем в твердом металле, так что диффузионный поток из газовой фазы в твердую (в металл) можно считать пренебрежимо малым.

Результаты вычислительных экспериментов (рис. 13) иллюстрируют кинетику роста и скорости роста газового пузырька (пузырька водорода) в кристаллизующемся расплаве с учетом диффузии водорода из твердой фазы.

Образование пор в сварном шве. Результаты численных экспериментов по перераспределению газов при кристаллизации сварочной ванны и росту газовых пузырьков использованы для анализа причин образования пор в сварных швах [10].

Были рассмотрены два случая.

1. Концентрация растворенного газа находится в интервале растворимости его в твердом S_S и жидком S_L металле:

$$S_S < C_L(0) \leq S_L. \quad (4)$$

2. Концентрация растворенного газа превосходит предел его растворимости в жидком металле при тех же условиях:

$$C_L(0) > S_L. \quad (5)$$

Случай 1. При плоском фронте кристаллизации распределение растворенного газа впереди фронта описывается формулой

$$C_L(x) = C_L(0) \left(1 + \frac{1-k}{k} \exp\left(-\frac{v_{кр}x}{D_L}\right) \right), \quad (6)$$

где $C_L = C_L(x)$ — текущая концентрация газа в сварочной ванне; k — коэффициент распределения водорода, равный отношению S_S/S_L .

В соответствии с формулой (6) концентрация газа изменяется от $C_L(0)/k$ (максимальной непосредственно на фронте кристаллизации) до $C_L(0)$ (вдали от него). В участке концентрационного уплотнения, который прилегает к границе раздела фаз, концентрация растворенного газа превосходит его равновесную растворимость S_L в жидком металле, т. е.

$$S_S < C_L < C_L(0)/k. \quad (7)$$

Жидкий металл во втором участке является обедненным по отношению к S_L . В пересыщенном участке возможно образование газовых пузырьков и их рост (рис. 14, а). Последний может происходить и тогда, когда часть его поверхности захватывает обедненный участок. Рост пузырька прекращается, если площадь его

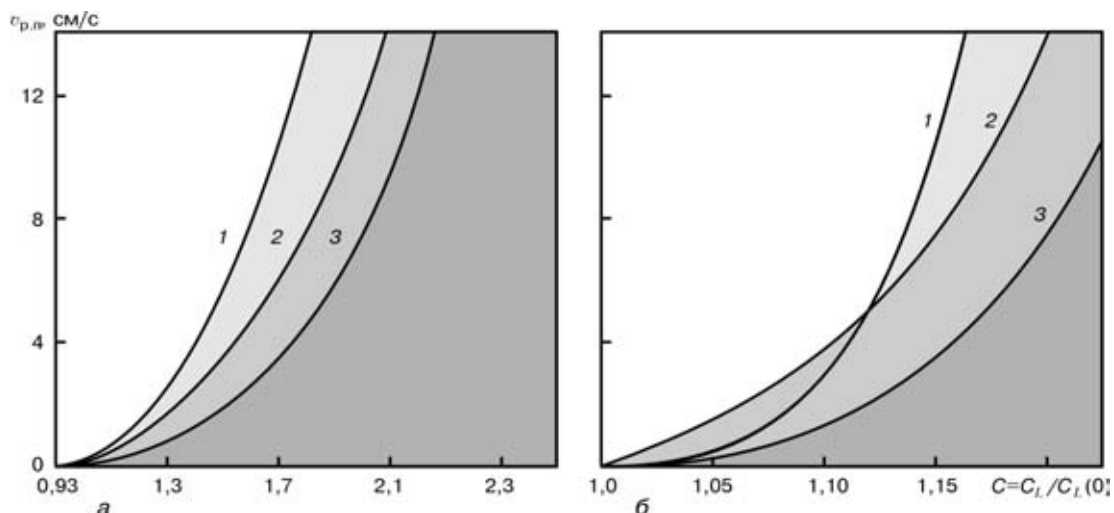


Рис. 15. Зависимость скорости роста пузырька $v_{p,н}$ водорода диаметром $2a$ от концентрации C водорода в жидком металле: $a - 1,3 < C < 2,5$ — большие пересыщения; $b - 1,00 < C < 1,25$ — небольшие пересыщения; 1 — $2a = 0,5$; 2 — $1,0$; 3 — $2,0$ мм

Таблица 1. Изменение относительной степени пересыщения межкристаллитной жидкости C' , критического радиуса пузырька газа $a_{кр}$ и поперечных размеров жидкой фазы ξ по длине двухфазовой зоны

Расстояние от осей первого порядка, мм	$C' = C_L/S_L$	$a_{кр}$, мм	ξ
0,8	1,156	0,104	0,014
0,9	1,225	0,068	0,009
1,1	1,300	0,050	0,008
1,4	1,375	0,038	0,005
1,7	1,450	0,032	0,004

поверхности, которая приходится на обедненный участок, становится больше, чем площадь поверхности пузырька в обогащенном слое.

Принимая $x = a_{st}$, $C_L(x) = S_L$ в уравнении (6), можно определить радиус пузырька a_{st} , при котором происходит остановка его роста. На рис. 14, б приведены результаты расчета a_{st} в зависимости от концентрации водорода и скорости кристаллизации.

При остановке роста пузырька фронт кристаллизации «обходит» пузырек и как бы фиксирует его в затвердевшем металле. Результаты расчета показали, что увеличение скорости кристаллизации приводит к уменьшению толщины диффузионного пограничного слоя. При этом радиус пузырька должен уменьшиться вплоть до значения, меньшего критического радиуса зародыша. В этом случае образовавшийся зародыш пузырька растворяется.

Таблица 2. Содержание газов в металле при сварке различными типами порошковых проволок и наличие пор в шве

Тип сердечника проволоки	Скорость сварки, м/ч	Концентрация $[H]_{диф}$, см ³ /100 г	Массовая доля газов в металле, %		Наличие пор
			N	O	
Карбонатно-флюоритный	16	13,0	0,038	0,054	Есть
	30	14,1	0,032	0,027	Нет
Рутилорганический	12	26,8	0,021	0,08	»

Таким образом, с увеличением скорости сварки вероятность образования пор в сварочной ванне вблизи линии сплавления уменьшается, если концентрация растворенного газа в сварочной ванне $C_L(0)$ находится в пределах $S_S < C_L(0) \leq S_L$.

Если скорости кристаллизации и роста пузырька имеют близкие значения, то образуются поры вытянутой формы. Поступление газа в такие поры может происходить не только со стороны жидкого металла, но и со стороны закристаллизовавшегося, поскольку при снижении температуры в твердом металле образуется пересыщенный раствор газа и в соответствии с законами термодинамики создаются условия для перехода газа из раствора в поры.

При переходе фронта кристаллизации от плоского к ячеисто-дендритному изменяется структура диффузионного пограничного слоя. При температуре выше температуры ликвидуса пересыщение водородом жидкого металла не происходит.

При концентрации водорода $C_L(0)$ в сварочной ванне в пределах $S_S < C_L(0) \leq S_L$ зарождение пузырька газа впереди фронта кристаллизации (точнее, впереди растущих ячеек) маловероятно. При ячеистом и дендритном фронте кристаллизации возникновение зародышей пузырьков газа, способных к дальнейшему росту, возможно лишь в пересыщенных объемах межкристаллитной жидкости.

Расчеты свидетельствовали о том, что при скоростях охлаждения, характерных для дуговой сварки, критический радиус пузырька зародыша оказывается больше поперечных размеров жидкой фазы (табл. 1). Поэтому рост пузырьков газа в межкристаллитных объемах жидкости невозможен, и весь газ из сварочной ванны переходит в закристаллизовавшийся металл, образуя пересыщенный твердый раствор. Вычислительный эксперимент позволяет понять физическую природу процесса пересыщения металла шва водородом, который



ранее наблюдался в экспериментах [11].

Случай 2. Концентрация растворенного газа превосходит предел его растворимости в жидком металле — $C_L(0) > S_L$. Скорость роста пузырьков газа вблизи линии сплавления при плоском фронте кристаллизации значительно выше скорости кристаллизации. Этому способствует более высокая по сравнению с остальным объемом жидкого металла степень пересыщения жидкого металла перед фронтом кристаллизации. Например, для пузырьков, растущих непосредственно у линии сплавления, относительная степень пересыщения водорода на фронте кристаллизации составляет 2,2, а скорость роста пузырька превышает 12 см/с (рис. 15, а).

В этом случае возможно также зарождение и рост пузырьков газа в объеме сварочной ванны.

При небольшом пересыщении газа в сварочной ванне могут возникнуть условия для образования пор при ячеистом и дендритном характере кристаллизации. Это возможно в случае, если скорость кристаллизации больше скорости роста пузырьков газа (рис. 15, б). С увеличением скорости сварки вероятность образования пор по оси шва увеличивается. И наоборот, увеличение степени пересыщения приводит к ускорению роста пузырьков, т. е. способствует уменьшению вероятности появления пористости.

Представления о механизме образования пор, сформулированные на основе физической модели и вычислительных экспериментов, были проверены экспериментально при сварке двумя типами самозащитных порошковых проволок. Полученные экспериментальные данные удовлетворительно согласуются с расчетными (табл. 2). Как видно из таблицы, образование пор определяется двумя факторами — содержанием газов в сварочной ванне и скоростью ее кристаллизации.

Выводы

1. Моделирование сложных процессов, протекающих при сварке металлов, должно основываться на фундаментальных знаниях из области термодинамики, кинетики металлургических процессов, физики металлов и др.

2. Моделирование особенно целесообразно для изучения процессов, непосредственное экспериментальное исследование которых физико-химическими методами в настоящее время затруднено. Однако наилучшие результаты дает моделирование

именно в сочетании с экспериментальными исследованиями.

3. Использование современной вычислительной техники позволяет создавать динамические трехмерные модели и с их помощью углублять знания о процессах сварки.

1. *Походня И. К.* Газы в сварных швах. — М.: Машиностроение, 1972. — 256 с.
2. *Pokhodnya I. K.* Hydrogen behavior in welded joints // Proc. of the joint seminar «Hydrogen management in steel weldments» / Ed. I. L. Davidson, D. L. Olson. — Australia: DSTO and WTIA, 1997. — P. 145–181.
3. *Makhnenko V. I.* Computer modeling of welding processes // Advanced material science: 21st century / Ed. I. K. Pokhodnya. — Cambridge: Cambridge Intern. Science publ., 2000. — P. 79–96.
4. *Фрумин И. И.* Автоматическая электродуговая наплавка. — Харьков: Металлургиздат, 1961. — 421 с.
5. *Лакотский В. И.* Растворимость водорода в жидком железе до температуры кипения // Докл. АН СССР. — 1962. — **147**, № 3. — С. 628–629.
6. *Походня И. К., Цыбулько И. И., Орлов Л. Н.* Влияние состава шлака на содержание водорода в жидком металле при сварке в CO_2 // Автомат. сварка. — 1993. — № 11. — С. 3–5.
7. *Technology and metallurgy methods for decreasing diffusible hydrogen* / I. K. Pokhodnya, A. P. Paltsevich, V. V. Golovko, A. S. Kotelchouk. — S. l., [1998]. — 14 p. — (Intern. Inst. of Welding.; Doc. II-1335–98).
8. *Оценка термодинамической вероятности образования тетрафторидов титана и кремния в шлаках электродов с основным покрытием* / В. Н. Горпенюк, Л. А. Тараборкин, В. Д. Макаренко, В. Н. Товмаченко // Тез. докл. Всесоюз. конф. по свароч. материалам, г. Череповец, 10–14 окт. 1983 г. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 1983. — С. 11–12.
9. *Походня И. К., Швачко В. И., Уткин С. В.* Расчетная оценка поведения водорода в дуговом разряде // Автомат. сварка. — 1998. — № 9. — С. 4–11.
10. *Походня И. К., Демченко В. Ф., Демченко Л. И.* Математическое моделирование поведения газов в сварных швах. — Киев: Наук. думка, 1979. — 54 с.
11. *Влияние режима сварки и температуры прокали электродов с рутиловым покрытием на пористость швов* / И. К. Походня, А. П. Пальцевич, И. Р. Явдолин, О. Г. Касаткин // Автомат. сварка. — 1975. — № 8. — С. 34–38.
12. *Кинетика диффузионного перераспределения водорода между металлом шва и основным металлом при дуговой сварке* / И. К. Походня, Л. И. Демченко, А. П. Пальцевич, В. Г. Устинов // Там же. — 1976. — № 8. — С. 1–5.
13. *Шлепаков В. Н., Супрун С. А., Котельчук А. С.* Кинетика газообразования при сварке порошковой проволокой // Информ. материалы: СЭВ. Координац. центр по пробл. «Развитие науч. основ и разраб. новых технол. процессов сварки, наплавки и терм. резки различных материалов и сплавов для получения свар. конструкций и создания эффективных свароч. материалов и оборудования». — Киев: Наук. думка, 1986. — Вып. 1. — С. 19–28.
14. *Котельчук А. С.* Кинетика термодеструкции порошковых материалов и их смесей // Дуговая сварка. Материалы и качество на рубеже XXI века: Сб. докл. II Междунар. конф. по свароч. материалам стран СНГ, г. Орел, 4–8 июня 2001 г. — Орел, 2001. — С. 68–72.

Results of thermodynamic investigations of interaction of molten metal with a gas, containing hydrogen, oxygen and compounds of fluorine, and also with a slag phase. Taking into account the non-stationary conditions and variable rate of crystallization the laws of redistribution of hydrogen in a crystallizing weld pool are established. The formulated mathematical models are based on a differential equation of mass transfer, in particular the Fick's equation with boundary conditions of Stefan type on the moving phase interface. Kinetics of hydrogen redistribution near the fusion line, and also in molten metal at cellular crystallization was studied. The process of growth of a gas bubble in weld pool is described.

Поступила в редакцию 17.07.2002