



КОМПЬЮТЕРИЗИРОВАННОЕ ПРОЕКТИРОВАНИЕ СОВРЕМЕННЫХ СВАРОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ

В. Л. МАЗУРОВСКИЙ, М. И. ЗИНИГРАД, доктора техн. наук

(Центр материаловедения, колледж Иудеи и Самарии, г. Ариэль, Израиль),

Л. И. ЛЕОНТЬЕВ, В. Л. ЛИСИН, доктора техн. наук (Ин-т металлургии Урал. филиала РАН, г. Екатеринбург, РФ)

Представлен новый подход к проектированию сварочно-наплавочных материалов, в основе которого лежит моделирование физико-химических процессов, протекающих на всех этапах формирования сварного шва и его взаимодействия с окружающей средой. Разработана феноменологическая модель неравновесной кристаллизации сварочной ванны и построена компьютеризированная система проектирования сварочных материалов. Приведен пример практической реализации нового метода проектирования сварочно-наплавочных материалов.

Ключевые слова: сварочные материалы, электродная формула, компьютеризированное проектирование, экспертная система, порошковые проволоки, натурные испытания

Сварочные материалы свою основную функцию — обеспечение необходимых прочностных характеристик и служебных свойств металла шва — выполняют через непосредственное участие их в сварочном процессе, характеризующемся протеканием сложных физико-химических взаимодействий. Описание структуры, конструкции, состава, функций и свойств сварочных материалов невозможно без учета этих взаимодействий, обеспечивающих трансформацию сварочного и основного материалов в наплавленный металл. На основании системного подхода необходимо структурировать проблему создания сварочных материалов, включающую разработку собственно рецептуры этого материала и технологию его изготовления. С этой целью следует проанализировать процессы, протекающие при плавлении сварочного материала и свариваемого металла и при формировании сварочной капли и сварочной ванны, процессы кристаллизации металлического расплава сварочной ванны, взаимодействия наплавленного металла с окружающей средой, а также служебные свойства наплавленного металла и самого сварочного материала.

Моделирование как основа методологии компьютеризированного проектирования. В результате применения системного подхода и структурного анализа к разработке сварочных материалов сформированы основные положения новой концепции [1, 2]. Она представляет собой логическую последовательность взаимосвязанных этапов проектирования новых сварочных материалов: анализ внешней среды, рабочего тела и характера нагружения рабочего тела; установление характера взаимодействия внешняя среда–рабочее тело; определение требуемой структуры металла шва; расчет первичной структуры и химического состава металла шва; определение электродной формулы специального сварочного (наплавочного) материала.

Подробный анализ основных положений предлагаемой концепции [1–4] определяет необходимость построения соответствующих моделей основных физико-химических процессов, протекающих на всех этапах формирования сварного шва [5, 6] и его взаимодействия с окружающей средой. В работах [1–4] показано, что эффективный метод разработки нового сварочного материала представляет собой решение обратной задачи, предполагающей нахождение рецептуры этого материала как функции служебных свойств металла шва. Наиболее важной проблемой новой методологии в плане определения электродной формулы нового сварочного материала является формирование представления о требуемой структуре металла шва в условиях его эксплуатации и расчет первичной структуры и химического состава наплавленного металла. Химический состав металла шва определяется исходными химическими составами присадочного материала и основного металла, а также характером физико-химических процессов взаимодействия расплавленного металла и шлака. Прогнозирование химического состава наплавленного металла основано на методе кинетического анализа реакций, одновременно протекающих в диффузионном режиме между металлическим и шлаковым расплавами [7]. При этом учитывается взаимное влияние реакций и диффузия всех реагентов в металле и шлаке. В результате для текущего и конечного составов металлического расплава, в соответствии с работой [8], имеем

$$[E_i]^\tau = \frac{v_d [E_i]_d \tau + v_{bm} [E_i]_{bm} \tau + 100 M_{E_i} A_p \int_0^\tau v_{E_i} d\tau}{v_k \tau}, \quad (1)$$

где v_d , v_{bm} — скорость поступления соответственно электродного и основного металлов в сварочную ванну; τ — время существования жидкой сварочной ванны; $[E_i]_d$, $[E_i]_{bm}$ — содержание i -го элемента соответственно в электродном и основном металлах; M_{E_i} — молярная масса i -го элемента; A_p — площадь межфазного взаимодействия; v_{E_i} — скорость пере-



хода i -го элемента через границу металл – шлак; v_k — скорость кристаллизации сварочной ванны.

Таким образом, предложенный метод позволяет установить химический состав металлического расплава сварочной ванны, а именно: металла сварного шва. Этот химический состав является исходным для определения количественного и качественного состава фаз наплавленного металла. Дальнейшие превращения металлического расплава связаны с процессами первичной и вторичной кристаллизации — фазовыми превращениями в многокомпонентном сплаве. Исходя из химического состава жидкого металлического расплава сварочной ванны рассмотрим процесс первичной кристаллизации. Из теории сварочных процессов [5] известно, что кристаллизация сварочной ванны протекает в крайне неравновесных условиях при отсутствии конвективного перемешивания металла в «хвосте» сварочной ванны, т. е. у фронта кристаллизации. Поэтому процесс распределения компонентов между жидкой и твердой фазами «контролируется» только диффузией. Другим важным фактором, влияющим на распределение компонентов, является концентрационное уплотнение у фронта кристаллизации. Вследствие наличия этих факторов возникает кристаллизационное переохлаждение, которое совместно с термическим определяет циклический характер кристаллизации сварочной ванны и химическую неоднородность кристаллизующегося металла шва [5, 6, 9]. В любой момент времени кристаллизации сварочной ванны количество i -го компонента, перешедшего из жидкой фазы в твердую, может быть определено как [5, 9]

$$E_i^{(s)} = E_i^0 \left[1 - (1 - K_{ef}) \exp \left(- \frac{L^t v_k}{D_i^{(l)}} \right) \right], \quad (2)$$

где $E_i^{(s)}$ — содержание i -го компонента в твердой фазе на момент времени кристаллизации t ; E_i^0 — исходная средняя концентрация i -го компонента в расплаве; K_{ef} — эффективный коэффициент распределения; L^t — расстояние от точки начала кристаллизации (длина кристаллита на момент времени кристаллизации t); $D_i^{(l)}$ — коэффициент диффузии i -го компонента в расплаве.

Определив содержание i -го компонента в твердой фазе на момент времени кристаллизации t , нельзя определить его распределение между аустенитом и упрочняющими фазами, которые образуются в момент кристаллизации. В большинстве случаев имеем один твердый раствор в закристаллизовавшемся металле шва — аустенит и несколько фаз первичных карбидов. Нам необходимо знать распределение i -го компонента между твердым раствором и этими фазами. Факторы, влияющие на карбидообразование, можно разделить на две группы: физико-химические, определяющие природу самого процесса карбидообразования, и технологические, влияющие на процесс карбидообразования через изменение параметров первой группы. В работах [10, 11] на основе подробного

физико-химического анализа процесса образования первичных карбидов как соединений углерода с d -металлами с привлечением квантово-химических понятий об электронном строении d -металлов и первичных карбидов сформулированы принципы карбидообразования в железоуглеродистом легированном наплавленном металле. В данных работах утверждается, что содержание потраченного на образование карбида i -го d -металла прямо пропорционально атомному радиусу этого металла R_i и обратно пропорционально количеству электронов на d -подуровне d_i этого металла. Вводится понятие абсолютная карбидообразующая способность i -го d -металла Θ_i :

$$\Theta_i = \frac{R_i}{d_i}. \quad (3)$$

Из выражения (3) следует, что способность карбидообразования возрастает в ряду железа, марганца, хрома, молибдена, вольфрама, ниобия, ванадия, тантала, титана, циркония, гафния, что хорошо согласуется с результатами исследований [12–15]. Распределение легирующих элементов и углерода между жидкой и твердой фазами определяется выражением (2). В момент кристаллизации происходит бездиффузионный распад пересыщенного твердого раствора на аустенит и карбидные фазы. Количество углерода, связанного каким-либо карбидообразующим элементом, будет определяться стехиометрией соединения Me_xC_y и может быть найдено из следующего выражения:

$$E_C^{(c)} = E_i^{(c)} \frac{yA_C}{xA_i}, \quad (4)$$

где x, y — стехиометрические коэффициенты; A_C, A_i — атомные массы соответственно углерода и карбидообразующего элемента; $E_i^{(c)}$ — содержание карбидообразующего элемента в карбидной фазе. Логично предположить, что на карбидообразование затрачивается только та часть легирующих элементов и углерода, которая не растворяется в аустените при данной температуре:

$$E_C^{(c)t_k} = E_C^{(s)t_k} - E_C^{(lim)t_k}, \quad (5)$$

где $E_C^{(c)t_k}$ — содержание углерода, нерастворенного в аустените; $E_C^{(s)t_k}$ — содержание углерода на момент времени кристаллизации, определенное из выражения (2); $E_C^{(lim)t_k}$ — предел растворимости углерода в аустените при данной температуре кристаллизации на момент времени t_k . При этом распределение углерода между карбидными фазами в сплаве будет пропорционально относительной карбидообразующей способности соответствующе-

го переходного элемента $\Theta_i / \sum_{i=1}^n \Theta_i$, и его атомной концентрации a_i в сплаве. Из этого становится ясно, что коэффициент пропорциональности для i -го карбидообразующего элемента составляет



$$\eta_i = \frac{1}{2} \left(\frac{a_i}{100} + \frac{\Theta_i}{n} \right) \quad (6)$$

Тогда содержание i -го карбидообразующего элемента (здесь и далее мас. %) в этой карбидной фазе к моменту времени t_k можно определить как

$$E_i^{(c)t_k} = \eta_i E_C^{(c)t_k} \frac{x A_i}{y A_C} \quad (7)$$

Следовательно, содержание i -го карбидообразующего элемента, растворенного в аустените на момент времени t_k , равно

$$E_i^{(a)t_k} = E_i^{(s)t_k} - E_i^{(c)t_k} \quad (8)$$

Содержание карбидов, образовавшихся за время t_k , складывается из содержания углерода и суммарного содержания карбидообразующих элементов, потраченных на карбидообразование:

$$Q_k^{t_k} = E_C^{(c)t_k} + \sum_{i=1}^n E_i^{(c)t_k} \quad (9)$$

В следующий промежуток времени t_{k+1} состав аустенита и карбидных фаз будет иным. Расчет повторяется z раз ($z = t_{rc} / t_k$, где t_{rc} — длительность охлаждения, определяемая параметрами термомодеформационного цикла сварки в зависимости от принятой схемы процесса [5, 6]). Суммарное содержание карбидов к концу периода первичной кристаллизации t_{rc} составляет

$$Q^J = \sum_{k=1}^z Q_k^{t_k} \quad (10)$$

Тогда содержание аустенита

$$S^{(a)} = 100 \% - Q^J \quad (11)$$

Среднее содержание углерода и легирующих элементов в аустените может быть найдено как

$$E_C^{(a)} = \frac{\sum_{k=1}^z E_C^{t_k}}{z S^{(a)}} 100 \%, \quad E_i^{(a)} = \frac{\sum_{k=1}^z E_i^{t_k}}{z S^{(a)}} 100 \% \quad (12)$$

Таким образом, к окончанию процесса первичной кристаллизации становятся известны средний химический состав аустенита, а также количественный и качественный состав карбидных фаз в разных зонах сварного шва. При вторичной кристаллизации в процессе охлаждения происходит диффузионное выравнивание состава металла шва, вплоть до состава, определенного выражением (12), и частичная коагуляция первичных карбидов по границам зерен. При достижении температуры предельной растворимости углерода и легирующих элементов в аустените происходит спиноидальный распад аустенита и распределение углерода между карбидными фазами пропорционально карбидооб-

разующей способности данного карбидообразующего элемента. По аналогии с (7) можно записать

$$E_i^{(c)} = \sum_{j=1}^k w_j \eta_j E_C^{(d)} \frac{x A_i}{y A_C} \quad (13)$$

где w_j — доля углерода в j -й карбидной фазе в общем количестве углерода, потраченном на образование карбидов i -го легирующего элемента; $E_C^{(d)}$ — содержание углерода в продуктах распада аустенита [10]; η_j — коэффициент, определяемый из выражения (6). Тогда содержание карбидообразующего элемента и углерода, растворенных в матрице, вычисляется как

$$E_i^{(b)} = E_i^{(a)} - E_i^{(c)} \quad (14)$$

$$E_C^{(b)} = E_C^{(a)} - \sum_{i=1}^n \sum_{j=1}^k w_j \eta_j E_i^{(c)} \frac{y A_C}{x A_i} \quad (15)$$

Содержание карбидных фаз, образовавшихся в результате вторичной кристаллизации составляет

$$Q^{II} = E_C^{(a)} - E_C^{(b)} + \sum_{i=1}^n E_i^{(c)} \quad (16)$$

общее содержание карбидных фаз в металле шва:

$$Q_{Hd} = Q^J + Q^{II} \quad (17)$$

Содержание матрицы в наплавленном металле составляет

$$S^{(b)} = 100 \% - Q_{Hd} \quad (18)$$

Содержание углерода и легирующих элементов в матрице равно

$$E_C^b = \frac{E_C^{(b)}}{S^{(b)}} 100 \%; \quad E_i^b = \frac{E_i^{(b)}}{S^{(b)}} 100 \% \quad (19)$$

Полученные выражения (1)–(19) представляют собой феноменологическую модель процесса неравновесной кристаллизации сварочной ванны и формирования металла шва (наплавленного металла). В результате получено феноменологическое представление о процессах неравновесной кристаллизации металла шва широкого диапазона легирувания, что позволяет прогнозировать фазоструктурный состав наплавленного металла.

Разработка системы компьютеризированного проектирования новых материалов для сварки и наплавки. На основании уравнений (1)–(19) и формализованного описания новой структурной диаграммы матрицы наплавленного металла [2, 16] представлен аналитический метод расчета фазоструктурного состава металла шва. Разработанный аналитический метод расчета химического и фазоструктурного состава металла шва служит основой для разработки замкнутого алгоритма и автоматизированной системы проектирования современных сварочно-наплавочных материалов. Создание такой системы с должным уровнем орга-



низации и автоматизации проектных решений возможно только на основе системного подхода, объектом анализа которого является сам процесс проектирования. Системный подход является лишь инструментом разработки методологии, т. е. средством структурирования проблемы, установления связей, приоритетов, структуризации данных и пр. Базирующаяся на таком подходе методология разработки современных сварочных материалов является замкнутой системой с глубоким охватом обратными связями, что обеспечивает структуризацию задачи по представлению заказчика, формирование на ее основе пакетов данных, инструкций и правил и оформление их в виде постановки задачи для экспертной системы, решение задачи в режиме диалога проектировщика (эксперта) с экспертной системой, формирование решения в виде состава, структуры и свойств наплавленного металла, электрической формулы сварочного материала, обеспечивающего получение прогнозируемого наплавленного металла и параметров процесса сварки (наплавки).

На основе структурного анализа и разработанного аналитического метода сформирован алгоритм проектирования, который представляет собой последовательность этапов проектирования с набором инструкций и правил для каждого этапа [1–4]. Автоматизация процесса проектирования осуществлена в рамках создания специальной системы, состоящей из комплекса средств, включающих методическое, лингвистическое, математическое, программное, техническое, информационное и организационное обеспечение. Система автоматизиро-

ванного проектирования (САПР) состоит из нескольких подсистем, которые решают разные задачи. Главной из них в нашем случае является экспертная система как основной инструмент проектирования. Разработанная САПР современных сварочных материалов является открытой системой индивидуального пользования. Она управляется и поддерживается непосредственно разработчиком сварочных материалов [1–4]. Благодаря своей «открытости» такая система обеспечивает возможность постоянного обновления баз знаний и данных по мере совершенствования и развития знаний об объекте проектирования и окружающей среде, а также модернизацию систем управления этими базами. Система позволяет значительно сократить сроки разработки сварочных и наплавочных материалов для производства сложных сварных металлоконструкций и многофункциональных наплавочек.

Практическая реализация концепции создания современных сварочных материалов. В рамках нового подхода осуществлено проектирование партии порошковых наплавочных проволок для наплавки стенок бункера загрузочного устройства из стали 1501 Gr. 161-400, 151-400 (BS United Kingdom), работающего в условиях ударно-абразивного износа, который возникает под воздействием химически неагрессивного сыпучего материала. На основании данных о характере взаимодействия внешняя среда–рабочее тело можно заключить, что специальный сварочный материал должен обеспечить формирование наплавленного металла, имеющего базовую структуру (структуру матрицы) мелкоигольчатого или игольчатого мартенсита и метастабильного аустенита (30...50 мас. %) с равномерно-распределенными в ней карбидами (5...15 мас. %). Метастабильный аустенит при интенсивном ударном нагружении, поглощая часть энергии удара, переходит в мартенсит, упрочняющий наплавленный металл и повышающий его износостойкость. После формирования представления о требуемой (вторичной) структуре наплавленного металла можно переходить к расчету первичной структуры и химического состава металла шва. Расчет представляет собой решение обратной задачи, когда входными параметрами является вторичная структура металла шва и значения параметров термомеханического цикла сварки. Результаты расчета химического состава и структуры наплавленного металла четырех проектируемых сварочных материалов на основе железа приведены соответственно в табл. 1 и 2.

Таблица 1. Химический состав наплавленного металла исследуемых образцов

Обозначение образца	Массовая доля элементов, %				
	C	Si	Mn	Cr	Ti
RI 1/01.7	1,58	0,680	0,360	8,54	3,61
	1,40	0,550	0,420	8,50	3,35
RI 1/11.2	1,62	0,700	0,380	6,89	3,60
	1,80	0,290	0,440	6,63	2,64
RI 1/08.3	1,31	0,530	0,380	7,87	2,56
	1,50	0,600	0,360	8,15	2,10
RI 1/10.1	1,32	0,704	1,110	7,93	2,62
	1,40	0,537	0,607	5,62	2,28

Примечание. В числителе приведено расчетное содержание элементов, в знаменателе — экспериментальное.

Таблица 2. Структура и свойства наплавленного металла

Обозначение образца	Структурные составляющие, мас. %			Твердость HRC	Упрочнение при нагружении ΔHRC
	мартенсит	аустенит	карбидная фаза		
RI 1/01.7	55,52	33,97	10,47	56,16	+(3...4)
	основа	36,00	12,00	56,0...57,0	+4
RI 1/11.2	44,94	45,29	9,74	46,19	+(4...5)
	43,00	47,00	10,00	46,0...50,0	+6
RI 1/08.3	77,12	13,65	9,20	56,39	+(2...3)
	основа	11,00	8,00	54,0...56,0	+3
RI 1/10.1	81,16	9,76	9,05	57,23	+(2...3)
	основа	8,00	8,00	55,0...58,0	+2

На основании полученных данных о требуемой первичной структуре и химическом составе наплавленного металла можно опередить электродные формулы проектируемых специальных сварочных материалов. Расчет осуществляется в интерактивном режиме оператор–экспертная система. Основой расчета является пакет прикладных программ, разработанный на базе математической модели технологического процесса сварки [7, 8] и феноменологической модели первичной неравновесной кристаллизации металла шва, разработанной в рамках данной работы и в [10, 16]. Полученные результаты прове-



рены с помощью расчета, который представляет собой решение прямой задачи. После изготовления опытной партии специализированных сварочных материалов в соответствии с технологическими требованиями и проведения трехслойной наплавки на изделие-представитель (вертикальный лист толщиной 16 мм из стали 1501 Gr. 161-400, 151-400 (BS United Kingdom)) на рекомендуемых режимах произведена вырезка образцов. Затем их подвергали комплексу натуральных испытаний и исследований, результаты которых представлены в табл. 1, 2.

На основе анализа результатов исследований и проведенных натуральных испытаний установлено, что для нанесения защитного покрытия могут быть применены все разработанные материалы, поскольку они отличаются показателями против износа и ударного нагружения, значительно (в 5...6 раз) превышающими аналогичные показатели стали 1501 Gr. 161-400, 151-400 (BS United Kingdom).

Оценку адекватности модели проводили на основе сравнения результатов проектного решения и полученных в процессе испытаний. Как следует из приведенных данных, расхождение между ними в основном не превышает 20 %, что указывает на высокую адекватность разработанной феноменологической модели реальному процессу неравновесной кристаллизации металлического расплава сварочной ванны.

Разработанные материалы отличаются хорошими сварочно-технологическими и служебными свойствами.

Выводы

1. Сформирован новый подход к разработке и проектированию сварочных материалов. Эффективный метод разработки нового сварочного материала представляет собой решение обратной задачи, предполагающей нахождение электродной формулы этого материала как функции служебных свойств металла шва.

2. Разработана САПР сварочных материалов, базирующаяся на экспертной системе, которая оперирует систематизированными знаниями, учитывающими феноменологическую модель неравновесной кристаллизации сварочной ванны. Указанная САПР организована как открытая система индивидуального пользования с возможностью постоянного обновления и дополнения баз данных и знаний по мере их накопления и развития.

3. С помощью разработанной САПР сварочных материалов спроектированы наплавочные порошковые проволоки для нанесения на низкоуглеродистые и низколегированные стали защитного покрытия, устойчивого в условиях ударно-абразивного износа. На основе результатов проектирования изготовлена опытная партия порошковых проволок

и проведена наплавка образцов на режимах с расчетными параметрами.

4. Проведенные натурные испытания и комплекс исследований наплавленных слоев, а также анализ и обработка полученных результатов с целью проверки адекватности модели показали высокую сходимость экспериментальных данных с результатами проектирования.

1. *New approach to welding materials design* / V. Mazurovsky, M. Zinigrad, A. Zinigrad et al. // Proc. of the Bi-national Israeli-Russian workshop. — Jerusalem, 2003. — P. 144-154.
2. *Mazurovsky V., Zinigrad M., Zinigrad A. Development of a computer-aided method for designing welding materials* // Proc. of the Second intern. conf. on mathematical modeling and computer simulation of metal technologies. — Ariel, 2002. — P. 2/29-2/37.
3. *Mazurovsky V., Zinigrad M., Zinigrad A. Novel method of welding materials design* // Proc. of the Intern. conf. mathematical modeling and simulation of metal technologies. — Ariel, 2000. — P. 201-206.
4. *Mazurovsky V., Zinigrad M., Zinigrad A. Novel computer-aided method of welding materials design* // Proc. of the 11th intern. conf. on computer technology in welding. — Columbus, 2001. — P. 273-280.
5. *Теория сварочных процессов* / В. Н. Волченко, В. М. Ямпольский, В. А. Винокуров и др. / Под ред. В. В. Фролова. — М.: Высш. шк., 1988. — 559 с.
6. *Сварка в машиностроении: Справочник* / Под ред. Н. А. Ольшанского. — М.: Машиностроение, 1978. — Т. 1. — 501 с.
7. *Бороженков В., Шанцуров С., Зиниград М.* Кинетика взаимодействия многокомпонентного металла со шлаком в диффузионном режиме // Изв. АН СССР. Металлы. — 1979. — № 6. — С. 21-27.
8. *Zinigrad M., Mazurovsky V.* Development of new welding materials on the base of mathematical modeling of metallurgical processes. — Pt. 1, 2: Phase interaction analysis and development of the basic model: Proc. of the Bi-national Russia-Israel workshop. — Ekaterinburg, 2002. — P. 277-291.
9. *Космическое материаловедение. Введение в научные основы космической технологии* / Под ред. Б. Фойербахера, Г. Хамахера, Р. Й. Наумана. — М.: Мир, 1989. — 478 с.
10. *The phenomenological model of non-equilibrium crystallization and strengthening-phase-formation processes in the weld* / V. Mazurovsky, M. Zinigrad, A. Zinigrad et al. // Proc. of the Bi-national Israeli-Russian workshop. — Jerusalem, 2003. — P. 155-167.
11. *Мазуровский В. Л., Зиниград М. И., Леонтьев Л. И.* Моделирование превращений в металлическом расплаве сварочной ванны // Расплавы. — 2003. — № 3. — С. 85-94.
12. *Гуляев А. П.* Металловедение. — М.: Металлургия, 1977. — 648 с.
13. *Oyama S. T.* The chemistry of transition metal carbides and nitrides. — London: Blackie Academic and Professional, 1996. — 1 p.
14. *Hugosson Hakan W.* Theoretical studies of phase stabilities and electronic structure in molybdenum carbide. Licentiate Thesis in Physics. — Uppsala: Department of Physics Uppsala University, 1999. — Chap. 7. — P. 43-46.
15. *Transition metals and their carbides and nitrides: Trends in electronic and structural properties* / J. C. Grossman, A. Mizel, M. Cote et al. // Physical Rev. B. — 1975. — **60**, № 9/PRB 60. — P. 6343-6347.
16. *Mazurovsky V., Zinigrad M., Zinigrad A.* Mathematical representation of a modified Schaeffler diagram // Proc. of the Second intern. conf. on mathematical modeling and computer simulation of metal technologies. — Ariel, 2002. — P. 3/129-3/139.

The paper presents a new approach to design of welding-surfacing materials, which is based on simulation of physico-chemical processes, running at all the stages of weld formation and its interaction with the environment. A phenomenological model of non-equilibrium solidification of the weld pool has been developed, and a CAD system for welding consumables has been designed. An example is given of practical implementation of a new method of welding-surfacing material design.

Поступила в редакцию 27.09.2004