



ширина e сварочной ванны, глубина максимального проплавления h , длина сварочной ванны L_B , расстояния L_e и L_g . Получены следующие диапазоны варьирования параметров: $h = 0,15...0,25$ см, $e = 0,7...0,91$ см, $L_B = 0,98...1,22$ см, что соответствует сварочному эксперименту. Результаты вычислительного эксперимента приведены в таблице. Нормализованные факторы x_1, x_2 и x_3 соответствуют факторным переменным $U_d, I_{св}$ и $v_{св}$.

Получены следующие регрессионные формулы:

$$L_g = -0,69 + 0,041U_d + 0,0048I_{св} + 0,3v_{св} \text{ (см)}, \quad (3)$$

$$L_e = 0,08 + 0,004U_d + 0,0016I_{св} + 0,4v_{св} \text{ (см)}. \quad (4)$$

Среднеквадратическая ошибка аппроксимации для регрессионной модели (3), (4) не превышает 5 %.

В соответствии с предложенной методикой на основании априорной информации о величине L_{TV} и диапазонах изменений сварочных переменных $I_{св}, U_d$ и $v_{св}$ рассчитывают диапазоны изменений расстояний L_e и L_g , а затем по формуле (1) вычисляют минимальные и максимальные оценки транспортных запаздываний τ_e и τ_g .

Рассмотрим в качестве примера практический случай с $L_{TV} = 7,5$ см. Сравним максимальные изменения транспортных запаздываний для постоянной и изменяющейся скорости сварки при варьировании режима сварки в диапазоне: $U_d = 17...21$ В и $I_{св} = 145...175$ А. В первом случае для $v_{св} = 0,75$ см/с расчет дает диапазон изменений

$\tau_e = 9,0...9,1$ с (относительное изменение составляет 1 %) и $\tau_g = 8,4...8,8$ с (5 %). Во втором случае для диапазона варьирования $v_{св} = 0,5...1,0$ см/с изменения транспортных запаздываний следующие: $\tau_e = 6,7...13,8$ с (относительное изменение 78 %) и $\tau_g = 6,2...13,3$ с (83 %). Таким образом, во втором случае модель объекта управления представляет собой нестационарную динамическую систему, для которой потребуются более сложные алгоритмы управления.

Предложенная методика расчета транспортных запаздываний в АСУ формированием усиления шва с обратной связью позволяет корректно выбрать временные параметры и тип автоматического регулятора.

1. Zhang H., Pan J., Lao B. The real-time measurement of welding temperature field and closed-loop control of isotherm width // Sci. in China Press. — 1999. — 21, N 2, Apr. — P. 129–135.
2. Doumanidis C., Kwak Y.-M. Multivariable adaptive control of the bead profile geometry in gas metal arc welding with thermal scanning // Intern. J. of Pressure Vessels and Piping. — 2002. — 79. — P. 251–262.
3. Кисилевский Ф. Н., Коляда В. А. Система лазерного слежения за валиком усиления сварного шва // Автомат. сварка. — 2006. — № 1. — С. 60–62.
4. Ерохин А. А. Основы сварки плавлением. Физико-химические закономерности. — М.: Машиностроение, 1973. — 448 с.
5. Рыкалин Н. Н., Углов А. А. Расчеты тепловых процессов при сварке. — М.: Машгиз, 1951. — 296 с.
6. Джонсон И., Лион Ф. Статистика и планирование эксперимента в технике и науке: методы планирования эксперимента / Пер. с англ. — М.: Мир, 1981. — 520 с.

Method is suggested for determination of transportation lags in feedback circuit of the automatic system for control of the weld reinforcement formation process in MAG welding. The mechanism of emergence of two different transportation lags, i.e. formation of height and width of the bead, which are revealed by measurements of geometric parameters of the weld bead using the laser-TV sensor, has been investigated. To estimate the transportation lags, it is suggested to use the regression formulae derived on the basis of computational experimental results. A mathematical model of the weld pool developed for conditions of heating a workpiece with the movable normal heat source has been used as an object of the computational experiments.

Поступила в редакцию 14.07.2009

ДИССЕРТАЦИИ НА СОИСКАНИЕ УЧЕНОЙ СТЕПЕНИ



Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины
А. В. Яровицын (ИЭС им. Е. О. Патона) защитил 10 декабря 2009 г. кандидатскую диссертацию на тему «Микроплазменная порошковая наплавка жаропрочных никелевых сплавов с содержанием γ' -фазы 45...65 %».

Диссертация посвящена исследованию энергетических, тепловых и технологических особенностей микроплазменной порошковой наплавки с целью разработки промышленной технологии

для ремонта лопаток жаропрочных никелевых сплавов.

Обоснованы требования к сварочному источнику тепла для микроплазменной порошковой наплавки. Показано, что сочетание низких удельных тепловложений 100...650 Вт, низкой плотности тепловой энергии в эквивалентном пятне нагрева 150...1500 Вт/см² и малых скоростей перемещения микроплазменной дуги обеспечивает медленное охлаждение основного металла в температурных интервалах хрупкости со скоростями до 3...10 °С/с. В этом случае темп нарастания деформаций не превышает критических значений,



и возникновение горячих трещин в наиболее опасной зоне основного металла маловероятно. Исследована стабильность горения микроплазменной дуги при силе тока 2...35 А с порционным вводом в столб дуги порошка в зависимости от степени сжатия дуги соплами плазмотрона. Установлено, что дестабилизация горения микроплазменной дуги на токах менее 22...25 А обусловлена воздействием на дугу дозирующими импульсами транспортирующего газа, движущимися в проточной газопорошковой системе со скоростью до 60 м/с. Для условий стабильного горения микроплазменной дуги экспериментально установлено соотношение скорости перемещения дозирующего импульса транспортирующего газа 5...15 м/с и удельного расхода вводимого плазмообразующего газа 2...4 м/с.

На основании экспериментальных данных калориметрирования установлено, что на токах 5...35 А эффективными способами управления плотностью тепловой энергии в пятне нагрева микроплазменной дуги являются: эффективная тепловая мощность дуги 100...600 Вт; сжатие дуги за счет изменения диаметров каналов сопел плазмотрона и вида защитного газа (Ar или смесь 90 % Ar + 10 % H₂); сосредоточенный ввод порошка. При микроплазменной порошковой наплавке плотность тепловой энергии в эквивалентном пятне нагрева составляет 100...250 Вт/см², что в 3...8 раз меньше по сравнению с дугой для малоамперного TIG-процесса. Такие тепловые характеристики микроплазменной дуги обеспечивают более плавное охлаждение металла и в сочетании со скоростями ее перемещения около 1 м/с эффективно ограничивают темп нарастания деформаций.

Установлено, что при микроплазменной порошковой наплавке жаропрочных никелевых сплавов содержание кислорода в наплавленном металле изменяется в пределах 0,0068...0,022 %, содержание азота — 0,0026...0,008 %. Экспериментально доказана необходимость и эффективность ограничения содержания кислорода в наплавленном металле жаропрочных никелевых сплавов до 0,006...0,009 % за счет обеспечения следующих параметров процесса: расстояние от плазмотрона до изделия в пределах 2,5...5,0 мм; применение порошков с низким содержанием кислорода, применение в качестве защитного газа смеси 90 % Ar + 10 % H₂.

Установлена принципиальная возможность микроплазменной порошковой наплавки: на токах 5...35 А на узкую подложку; на токах 17...35 А — на широкую подложку.

Разработана технология ремонта торцов бандажных полок рабочих лопаток из жаропрочного никелевого сплава ЖС32-ВИ авиационного дви-

гателя Д18Т, базирующаяся на применении однослойной наплавки при силе тока 8...20 А с присадочным порошком из сплава ЖС32. Показана принципиальная возможность ремонта микроплазменной порошковой наплавкой поликристаллических лопаток с применением как идентичных по химическому составу с основным металлом присадочных материалов для сплава ЖС6У-ВИ, так и менее жаропрочных присадочных материалов с заданным уровнем свойств для сплавов ЖС6К-ВИ и ЧС70-ВИ.



О. В. Махненко (ИЭС им. Е. О. Патона) защитил 17 декабря 2009 г. докторскую диссертацию на тему «Прогнозирование деформаций при сварке и термической правке конструкций на основе методов термопластичности и функций усадки».

Диссертация посвящена созданию общего подхода прогнозирования деформаций при сварке (наплавке, тепловой правке) крупногабаритных конструкций на основе комбинированного применения методов термопластичности и функций усадки, а также разработке соответствующих расчетных алгоритмов реализации комбинированного подхода.

Предложены расчетные способы определения параметров функции усадки для характерных случаев сварочного нагрева на основе геометрической типизации объекта.

Разработаны расчетные алгоритмы для балочных конструкций и проведено исследование кинетики общих деформаций сварных балок при лазерной сварке в многоопорном закреплении, что позволило решить проблему позиционирования лазерного источника нагрева в процессе сварки с учетом сварочных деформаций. Отличительной особенностью разработанной математической модели является учет статической неопределимости, связанной с местами промежуточного закрепления балки в процессе выполнения сварки, возможность прогнозирования усилий для удержания балки на опорах во время сварки, а также для обеспечения предварительного выгиба либо механической правки после сварки.

Разработаны расчетные алгоритмы для прогнозирования сварочных деформаций трубных решеток теплообменников в процессе сварки большого количества теплообменных трубок, и на основе проведенных расчетных исследований получены новые практические результаты. Определен тип сварного соединения трубной решетки с трубками из пяти рассмотренных, который обеспечивает наименьшие деформации трубной решетки. Установлено, что применение аустенитной



стали для трубок и присадки по сравнению с вариантом ферритной стали позволяет получить более низкие остаточные общие деформации трубной решетки. Определено, что для конструкций с двумя трубными досками и короткими прямыми трубками приварка в определенной последовательности одновременно двух концов трубок может существенно снизить деформации трубных решеток, особенно при ограниченных толщинах последних. Сделана оценка риска потери устойчивости при осевом сжатии трубок, привариваемых в первую очередь.

Разработаны расчетные алгоритмы для прогнозирования общих деформаций, связанных с многопроходной наплавкой износостойким сплавом пластин большого размера. Установлено, что наиболее благоприятным с точки зрения снижения деформаций является вариант наплавки вдоль длинной кромки заготовки на минимальных по тепловложению режимах, обеспечивающих необходимую микроструктуру в металле ЗТВ. Выявлен существенный эффект снижения деформаций (примерно в 3 раза) при применении закрепления в зоне наплавки, т. е. прижатия этого участка к плите с последующим освобождением после остывания.

Разработаны расчетные алгоритмы для моделирования процесса тепловой правки тонкостенных конструкций с деформациями бухтиноватости с помощью различных по форме пятен нагрева. На основе разработанных алгоритмов проведено исследование возможности повышения эффективности процесса тепловой правки. Установлено, что за счет оптимизации параметров нагрева можно существенно повысить эффективность правки, что связано со значительной экономией энерго- и трудозатрат. Впервые выявлены основные закономерности процесса тепловой правки тонкостенных конструкций с деформациями бухтиноватости, обусловленные геометрическими параметрами бухтины, параметрами и расположением пятен нагрева. Установлено, что процесс тепловой правки деформаций бухтиноватости имеет целый ряд объективных факторов, ограничивающих эффективность этой технологической операции, особенно при больших толщинах листа обшивки.

На основе разработанных расчетных алгоритмов создано управляющее программное обеспечение для автоматизации процесса термической правки тонкостенных конструкций с деформациями бухтиноватости, которое нашло применение в автоматизированных комплексах оборудования для лабораторных испытаний и испытаний в условиях производства сварных судостроительных панелей.

Разработаны расчетные алгоритмы и методика определения оптимальных параметров тепловой правки деформаций искривления оси цилиндрической обечайки, которые позволяют оперативно получать решение по выбору параметров теплового воздействия в режиме реального времени. Экспериментальная апробация тепловой правки общих деформаций искривления длинной оси цилиндрической обечайки и длинных шнековых валов показала высокую эффективность разработанной методики.



В. Ю. Скульский (ИЭС им. Е. О. Патона) защитил 23 декабря 2009 г. докторскую диссертацию на тему «Свариваемость теплоустойчивых хромистых сталей для котлоагрегатов высоких параметров».

Диссертация посвящена исследованию закономерностей формирования структуры, свойств сварных соединений хромистых теплоустойчивых сталей, природы образования холодных и отпускных трещин в сварных соединениях таких сталей и созданию научно обоснованных подходов к технологии получения качественных соединений сварных трубных систем котлоагрегатов нового поколения со сверхкритическими параметрами пара для энергоблоков тепловых электростанций.

Расширены представления о влиянии легирующих элементов на особенности высокотемпературного $\delta \rightarrow \gamma$ -превращения и фазовый состав мартенситных хромистых сталей. Показано, что исключение образования δ -феррита и получение однофазной мартенситной структуры сложнолегируемых хромистых сталей (как условия обеспечения их высоких технологических свойств и длительной прочности) достигается при содержании хрома на уровне 8,15...9,75 %, чем обоснована целесообразность применения в котлостроении сталей с 9 % Cr с системой легирования 0,1C-9Cr-MoVNbNiN (типа 10X9MФБ). Изучены особенности фазовых превращений и формирования структуры сварных соединений 9%-х хромистых сталей в условиях, характерных для дуговой сварки. Установлено, что увеличение содержания хрома в теплоустойчивых сталях (от 2,5 до 12 %) ведет к повышению стабильности аустенита при переохлаждении, снижению температуры мартенситного превращения (от ~450 до ~280...230 °C) и возрастанию степени их закалки. Стали с 9 % Cr склонны к образованию мартенсита (с твердостью ~450 HV) в широком диапазоне скоростей охлаждения, что делает их трудносвариваемыми и склонными к образованию холодных трещин.



Установлены условия возможного образования δ -феррита при сварке сталей с 9 % С. Показано, что гетерофазное строение металла швов и зоны сплавления может возникать при сварке с повышенной погонной энергией в результате развития неоднородного распределения элементов-ферритизаторов (Cr, Mo, V, Nb) и углерода (при ликвации и высокотемпературной диффузии). К образованию δ -феррита приводит снижение содержания углерода в швах (например, при его выгорании при сварке TIG), а также усиление диффузии углерода из основного металла в сторону шва с более высоким содержанием хрома, что характерно для сварки соединений хромистой и аустенитной сталей аустенитным хромоникелевым швом. Последнее явление исключается при использовании никелевых сварочных материалов. Принципиальным подходом к технологии сварки соединений мартенситных сталей с 9 % С является использование режимов с пониженной погонной энергией. Изучены закономерности формирования напряженно-деформированного состояния и образования холодных трещин в сварных соединениях закаливающихся сталей. Экспериментально показано, что основным фактором, предопределяющим склонность мартенситного металла к образованию холодных трещин, является степень упрочнения при закалке. Сварочные (усадочные) напряжения вместе с напряжениями от внешнего нагружения являются дополнительным фактором, инициирующим процесс разрушения. С помощью разработанной методики исследованы термокинетические особенности замедленного разрушения сварных соединений. Установлено, что у сварных соединений мартенситных сталей склонность к образованию холодных трещин проявляется при температуре ниже ~ 140 °С; при 80... 100 °С соединения имеют минимальную трещиностойкость, что определяется максимальной скоростью процесса разрушения. На основании результатов дилатометрических исследований образцов закаленных сталей (10/40X9МФБ, 25X2НМФА, 38ХНЗМФА) и определения энергии активации развития деформации в период испытаний трещиностойкости показано, что выявленные различия в сопротивлении образованию холодных трещин при разных температурах могут быть связаны с различной кинетикой развития низкотемпературного распада (отпуска) мартенсита. Возникающая при этом микроструктурная неоднородность определяет характер распределения упругопластических деформаций в объеме закаленного при сварке металла и вероятность формирования микроучастков с высокими локальными напряжениями, плотностью дислокаций и концентрацией водорода, в которых

зарождается и развивается разрушение. При низкой скорости распада (в интервале 80...100 °С) создаются условия для локальных деформаций в зоне границ зерен и быстрого разрушения. Экспериментально и теоретически доказано, что высокая скорость распространения распада мартенсита в объеме металла при повышенных температурах, а также выход из сварного соединения диффузионного водорода являются условиями возрастания сопротивления замедленному разрушению. Показано, что наличие в исходной жесткой мартенситной структуре более податливых для деформирования микроструктурных составляющих (δ -феррита) ведет к снижению трещиностойкости. Углублены представления о механизме отпускной хрупкости и установлены факторы, определяющие возможность образования трещин в условиях высокотемпературной релаксации напряжений в сварных соединениях 9%-х хромистых сталей. Выявлен эффект дисперсионного твердения в интервале ~ 400 ...550 °С, причиной которого может быть выделение хромистого карбида M_7C_3 . Установлено, что при наличии в структуре δ -феррита при отпуске в интервале твердения могут образовываться трещины. Условием высокой стойкости против образования трещин при отпуске является обеспечение однородной мартенситной структуры. На основании изучения кинетики релаксации напряжений в процессе высокотемпературных испытаний установлено, что для более полного снятия уровня внутренних напряжений отпуск сварных соединений следует проводить при температурах ~ 750 ... 760 °С. Определен уровень легирования металла шва С, Mn, Ni для обеспечения его однофазной мартенситной структуры и получения требуемых механических свойств после отпуска сварных соединений. Экспериментально и теоретически обоснованы рекомендации к режимам ручной и автоматической сварки под флюсом. Определены условия достижения высокой стойкости сварных соединений против замедленного разрушения посредством теплового воздействия на структурный и водородный факторы (ограничение скорости охлаждения металла в ЗТВ $w_{6/5} \leq 8$...10 °С/с, термический отдых при температурах 160...200 °С) и обеспечения их требуемых механических свойств при термической обработке (высокий отпуск при $T \approx 750$...760 °С в течение не менее 2 ч). Созданы новые сварочные электроды АНЛ-8, разработана техническая документация на принципиальные технологии сварки типовых соединений труб. Проведена опытно-промышленная проверка технологии сварки.