

<sup>1</sup>Кузнецов М.А., <sup>1</sup>Карцев Д.С., <sup>2</sup>Журавков С.П., <sup>3</sup>Баранникова С.А.

<sup>1</sup>Юргинский технологический институт (филиал) федерального государственного автономного образовательного учреждения высшего образования «Национальный исследовательский Томский политехнический университет»

<sup>2</sup>Институт физики высоких технологий Национального исследовательского Томского политехнического университета,

<sup>3</sup>Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Национальный исследовательский Томский государственный университет»

УДК 621.791.92:620.03

### Структурообразование и коррозионная стойкость сварных соединений из стали аустенитного класса

#### Введение

Современные исследования в области формирования сварных соединений из сталей различного класса направлены на управление энергетическими параметрами процесса получения неразъемных соединений за счет наложения высокочастотных импульсов [1, 2], механического программирования перехода капли в сварочную ванну при помощи импульсной подачи сварочной проволоки [3] и применения инверторных источников питания [4]. При этом частично управляется теплоперенос, но управление структурой посредством целенаправленного введения центров кристаллизации отсутствует полностью.

На практике для управления структурообразованием и механическими свойствами сварных соединений [5] используется намеренное введение в расплав тугоплавких частиц для увеличения числа центров индуцированной кристаллизации, которое приводит к измельчению зерна при затвердевании. Такой прием применяется и для измельчения структурных составляющих наплавляемого металла [6, 7]. Введение непосредственно в сварочную ванну нанодисперсных металлических и неметаллических порошков-модификаторов повышает эффект управления микроструктурой.

Среди известных физических методов получения наноразмерных порошков (НП) особое место занимает метод электрического взрыва проводника (ЭВП), являющийся импульсным быстропотекающим процессом. Метод ЭВП выгодно отличается от других методов целым рядом достоинств: возможностью обеспечить передачу веществу энергии большой плотности и с необходимой дозировкой; энергия, подводимая в импульсном

режиме, используется с большим КПД; обеспечиваются высокие скорости изменения термодинамических параметров системы и возможности тонкого влияния на структуру вещества и формирования структуры отдельных частиц. Этот метод разработан в НИИ высоких напряжений при ТПУ (сегодня это Институт физики высоких технологий Национального исследовательского Томского политехнического университета) [8]. Этим методом получают не только порошки чистых металлов, но и порошки различных соединений на основе металлов (карбиды, оксиды, нитриды, сульфиды и др.). Частицы имеют сферическую форму, распределение частиц по размерам подчиняется нормально-логарифмическому закону, средний размер частиц лежит в диапазоне 100 – 500 нм. Частицы представляют собой поликристаллы, величина структурных фрагментов находится в области 20–30 нм. Значительная часть материала находится в рентген-аморфном состоянии.

Известно, что одно из наиболее перспективных направлений применения этих порошков – модификация свойств различных материалов [9].

В сварных соединениях высоколегированных, коррозионно-стойких сталей, вследствие высокой электрохимической гетерогенности, обусловленной неоднородностью химического состава металла шва, структуры, свойств и напряженного состояния происходят наиболее интенсивные коррозионные разрушения по сравнению с основным металлом. Основные трудности свариваемости данных сталей обусловлены многокомпонентностью их легирования и разнообразием условий эксплуатации сварных конструкций. Главной и общей особенностью сварки является склонность к

образованию в металле шва и околшовной зоне горячих трещин, имеющих межкристаллитный характер [10]. Это и является основной причиной разрушения трубопроводов, аппаратуры химической, металлургической, энергетической, атомной промышленности, теплоносителей [11, 2].

Для повышения стойкости сварных соединений к коррозионному износу, а также для восстановления работоспособности оборудования, работающего в коррозионно-активных средах необходим комплексный подход, включающий создание и освоение новых методов восстановления работоспособности оборудования. В процессе эксплуатации происходит активный коррозионный износ, протекающий особенно интенсивно в зонах сварных соединений [13, 14]. Для повышения коррозионной стойкости сварных соединений применяют несколько способов [14-16].

### Методы исследования

В исследованиях использовали нанопорошки, полученные в Институте физики высоких технологий Национального исследовательского Томского политехнического университета. Введение нанопорошков в сварочную ванну осуществлялось через устройство [17].

В состав экспериментальной установки входили: сварочная головка ГСП-2, укомплектованная устройством [17], источник питания ВС-300Б. Для наплавки образцов из стали 12Х18Н10Т применяли сварочную проволоку 12Х18Н9Т диаметром 1,2 мм.

Для исследования микроструктуры образцы наплавлялись по пяти различным вариантам: №1 – наплавка без добавления НП Мо; №2 – наплавка в среде аргона проволокой сплошного сечения с концентрацией наноструктурированного НП Мо в защитном газе 10 мг на метр сварного шва; №3 – наплавка в среде аргона проволокой сплошного сечения с концентрацией наноструктурированного НП Мо в защитном газе 20 мг на метр сварного шва; №4 – наплавка в среде аргона проволокой сплошного сечения с концентрацией наноструктурированного НП Мо в защитном газе 30 мг на метр сварного шва; №5 – наплавка в среде аргона проволокой сплошного сечения с концентрацией наноструктурированного НП Мо в защитном газе 40 мг на метр сварного шва. Режимы сварки для всех вариантов одинаковы. Исследование микроструктур проводились по методике, описанной в работе [17].

Для исследования коррозионной стойкости образцы наплавлялись по четырем различным вариантам: №1 – наплавка в среде аргона проволокой сплошного сечения; №2 – наплавка в среде аргона проволокой сплошного

сечения с добавлением наноразмерного порошка молибдена (Mo) в защитный газ; №3 – наплавка в среде аргона проволокой сплошного сечения с добавлением нановолокон оксигидроксида алюминия (AlOOH) в защитный газ; №4 – наплавка в среде аргона проволокой сплошного сечения с добавлением наноразмерного порошка вольфрама (W) в защитный газ.

Из каждой группы были выделены контрольные образцы и образцы для испытаний по 2 шт. от каждой группы. Контрольные образцы перед испытанием на коррозионную стойкость подвергали химическому травлению при комнатной температуре с целью удаления окалины в водном растворе азотной кислоты и фтористого аммония согласно требованиям ГОСТ 6032 [18].

Для проведения испытаний экспериментальных образцов на коррозионную стойкость применяли метод АМУФ ГОСТ 6032, в котором испытания образцов проводятся в растворе серной кислоты и сернокислой меди в присутствии металлической меди и фтористого натрия или фтористого калия [18]. Реактив и режим воздействия был выбран из приложения Г ГОСТ 6032\* согласно рекомендациям для данной марки стали. Продолжительность испытания составила 2 часа. После окончания испытаний проводилась аттестация на стойкость к межкристаллитной коррозии (МКК) металлографическим методом, для чего были приготовлены металлографические шлифы из контрольных образцов, не подвергавшихся испытанию, и образцов после испытания. Плоскость шлифа была перпендикулярна сварному шву и включала металл шва, зону термического влияния и основной металл. Микроструктура выявлялась травлением в рекомендованном ГОСТ 6032 электролите при времени воздействия до появления границ зерен. Для регистрации результатов металлографического исследования использовались микроскоп оптический НЕОРНОТ-21 и микроскоп конфокальный лазерный сканирующий LEXTOLS4000.

### Результаты исследования и их обсуждение

Структура основного металла во всех случаях соответствует структуре горячекатаной нержавеющей стали 12Х18Н10Т. В ходе исследования микроструктур было выявлено, что наплавленный металл разделяется на три слоя, которые различаются между собой. А – верхний слой наплавленного металла, Б – средний слой наплавленного металла, В – нижний слой наплавленного металла, а также Г – участок перехода от наплавленного металла к основному и Д – основной металл.

Схема расположения областей исследования микроструктуры швов выбрана в соответствии с методикой, представленной в работе [19].

В области Д фиксировалась структура основного металла, она одинакова для всех образцов и соответствует стали 12Х18Н10Т.

Микроструктура границы сплавления и зоны термического влияния (область Г) (рис. 1, а-д) во всех образцах четко не выявляется. Далее происходит плавный переход от дендритной структуры наплавленного металла к полиэдрической зёрненной структуре зоны термического влияния.

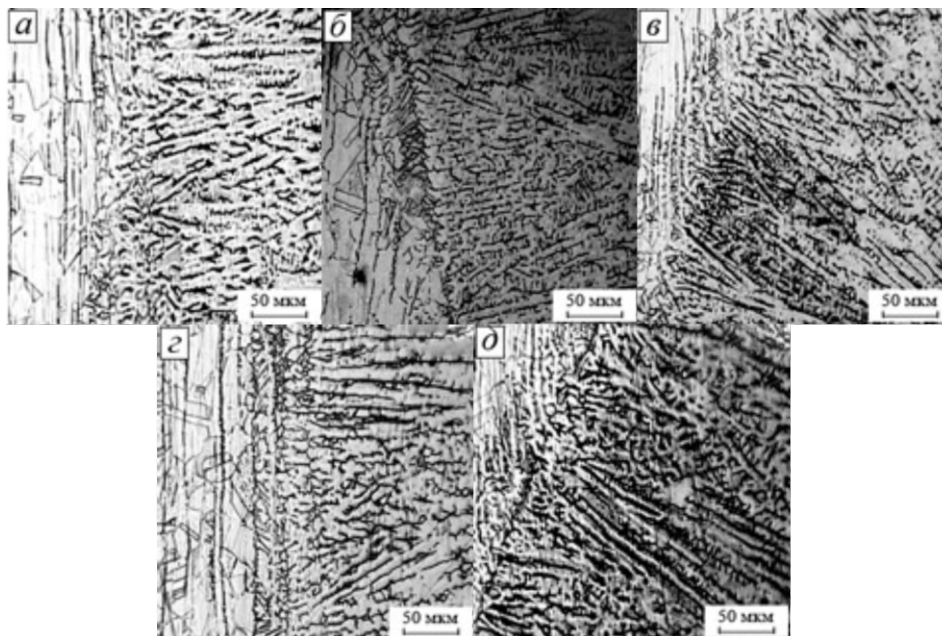


Рис.1. Структура границы сплавления и зоны термического влияния: а – образец № 1, б – образец № 2, в – образец № 3, г – образец № 4, д – образец № 5

Первый слой (область А) можно характеризовать как слой с полиэдрической зёрненной структурой. В этом слое наблюдаются полиэдрические зерна аустенита. Этот слой слабо выражен в образце № 1 и №4 (рис. 2, а, г).

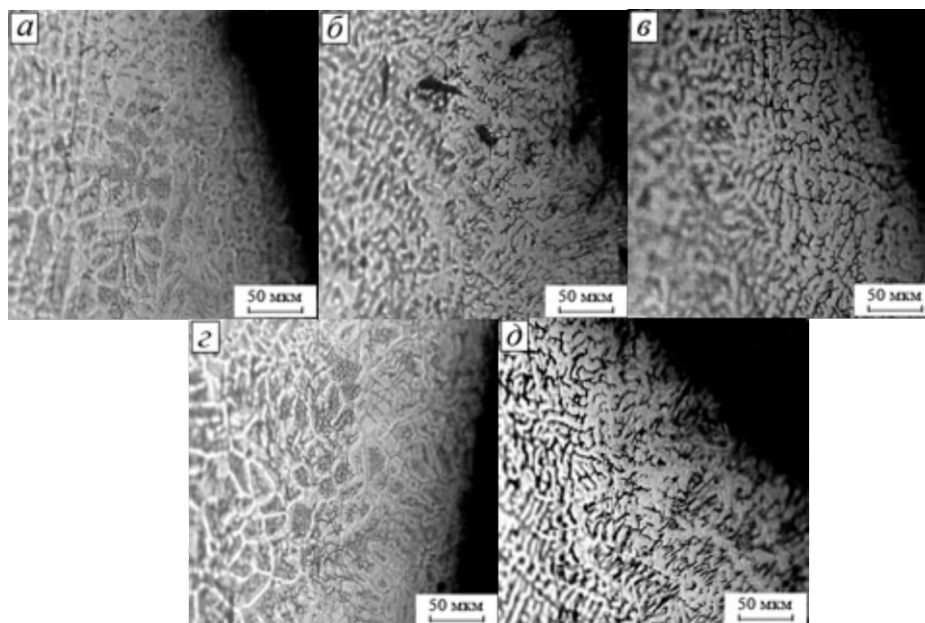


Рис. 2. Микроструктура слоя полиэдрических зерен: а – образец № 1, б – образец № 2, в – образец № 3, г – образец № 4, д – образец № 5

Сильно первый слой выражен в образце № 3 (рис. 2, в). Здесь хорошо видны зерна



полиэдрической морфологии. В образце № 2 и №5 (рис. 2, б, д) данная структура также наблюдается достаточно четко.

Второй слой (область Б) состоит из разветвленных, не имеющих преимущественной ориентации дендритов. Этот слой слабо выражен в образце № 5 (рис. 3, д). Наиболее ярко слой неориентированных дендритов выражен в образце № 3 (рис. 3, в).

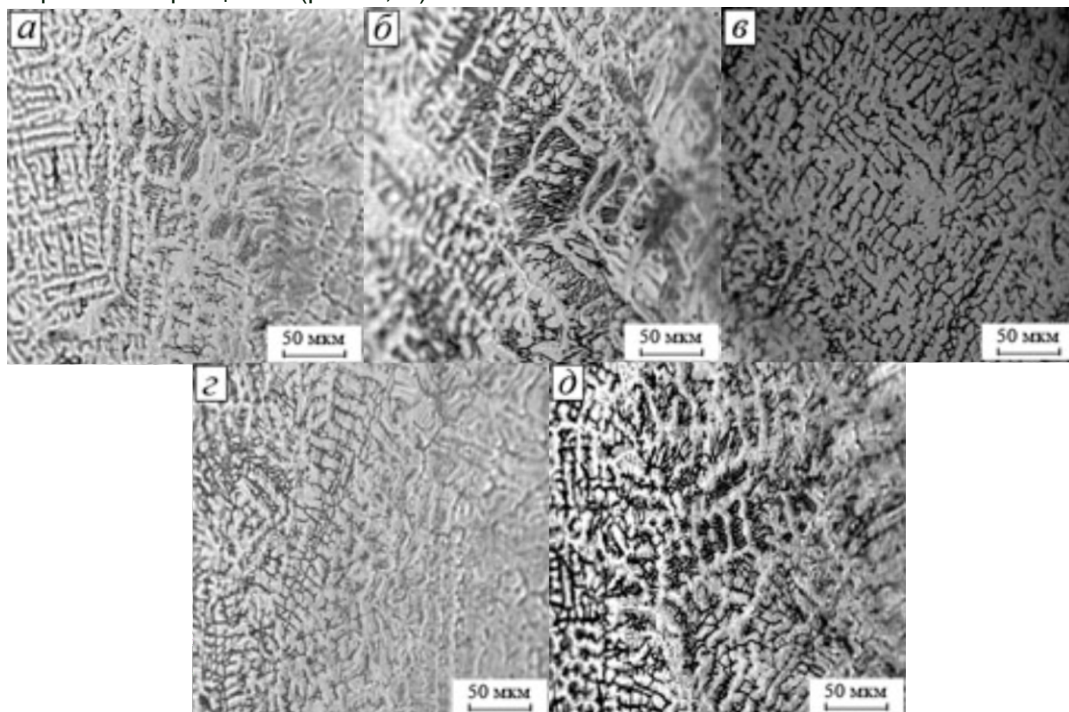


Рис. 3. Микроструктура слоя неориентированных дендритов: а – образец № 1, б – образец № 2, в – образец № 3, г – образец № 4, д – образец № 5

Слой неориентированных дендритов плавно переходит в следующий слой ориентированных дендритов.

Третий слой (область В) состоит из ориентированных длинных дендритов нормальных к границе сплавления. Наиболее разветвленные и толстые дендриты наблюдаются в образце № 2 (рис. 4, б). Наиболее тонкие и слаборазветвленные дендриты наблюдаются в образце № 3 (рис. 4, в).

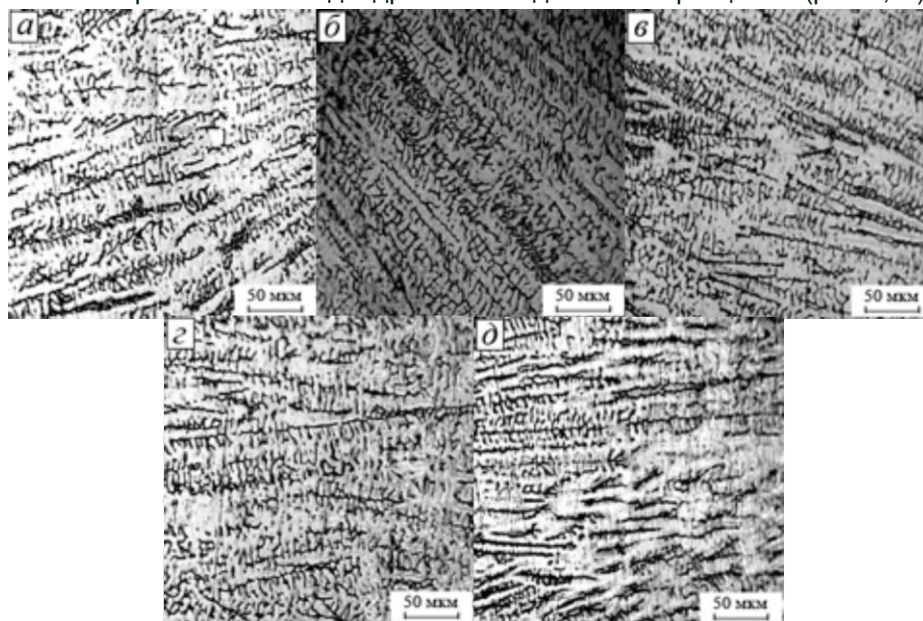


Рис. 4. Микроструктура слоя ориентированных дендритов: а – образец № 1, б – образец № 2, в – образец № 3, г – образец № 4, д – образец № 5

Анализ микроструктур показал, что у всех образцов выявляется зернистая аустенитная структура с примерно одинаковым размером зерна. Однако, при одном и том же времени воздействия наиболее интенсивно вытраивались границы зерен у образцов №1 и №3 (рис. 5 и 6).

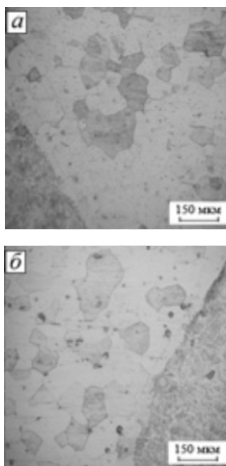


Рис. 5. Микроструктура металла сварного соединения (образец №1):  
а – после испытаний; б – контрольный образец

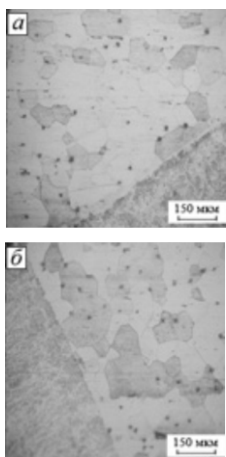


Рис. 6. Микроструктура металла сварного соединения (образец №3):  
а – после испытаний; б – контрольный образец

Если анализировать наплавленный металл, то можно оценивать междиндридные промежутки. Они травятся сильнее и в результате образуются канавки

Границы зерен в зоне термического влияния не вытраиваются. Это значит, что при стандартном испытании на коррозионную стойкость проявлений межкристаллитной коррозии действительности нет ни у одного образца. Процесс травления происходил не по границам зерен, а по всей плоскости зерен. В зависимости от ориентации зерен их поверхность стравливалась сильнее или слабее. Таким образом, между зернами

образовывались ступеньки. Наиболее слабо травились образцы №2 и №4 (рис. 7 и 8).

Для определения глубины разрушения границы зерна выборочно была исследована структура образца №4 после коррозионных испытаний с помощью лазерно-конфокального микроскопа. Результаты представлены на рисунке 7. Они подтверждают отсутствие

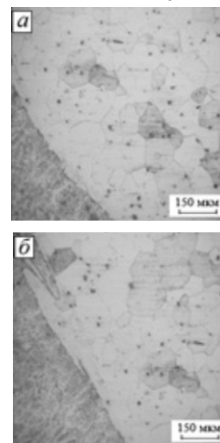


Рис. 7. Микроструктура металла сварного соединения (образец №2):

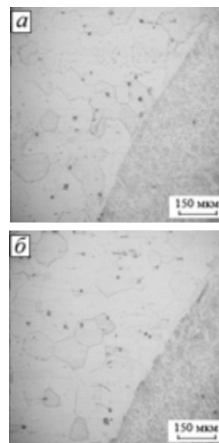


Рис. 8. Микроструктура металла сварного соединения (образец №4):  
а – после испытаний; б – контрольный образец

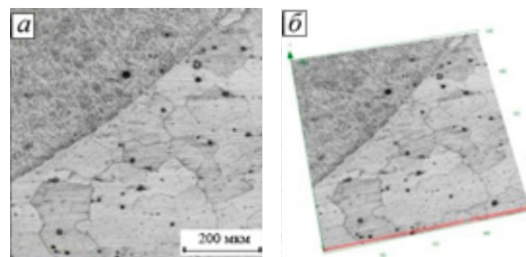


Рис. 9. Микроструктура образца (образец №2) после испытаний на МКК:  
а - 2D-изображение; б - 3D-изображение

признаков коррозии по границам зерен

чрезвычайно малой высотой z-координаты.

Оценка склонности к межкристаллитной коррозии производилась путем определения количества зерен с четко выявленными границами, ширина которых могла достигать 30 мкм. Проведенные исследования не обнаружили зерен с такой шириной границ. Самые тонкие границы зерен были у образца №4, в данном случае отмечена и наибольшая схожесть общего вида микроструктуры контрольного образца и образца после испытаний в агрессивной среде.

### Выводы

1. Установлено, что применение разной концентрации наноструктурированных порошков в защитном газе, позволяет получать различную микроструктуру наплавленного металла.

2. Наиболее четко слой полиэдрических зерен наблюдается в образце №3 (концентрация НП Мо 20 мг на метр сварного шва). Слой неориентированных дендритов наиболее широк в образце №3 (концентрация НП Мо 20 мг на метр сварного шва). Кроме того, в этом же образце наблюдаются наиболее тонкие и слабоборазветвленные дендриты.

3. Наиболее равновесная структура, по размеру дендрита, достигается при концентрации наноструктурированного порошка в защитном газе – 20 мг на метр сварного шва.

4. Природа нанопорошков влияет на коррозионную устойчивость образцов сварных соединений. Самые коррозионностойкие образцы получены при использовании нанопорошков молибдена и вольфрама.

5. Самые тонкие границы зерен были обнаружены у образца, в который при сварке добавлялся нанопорошок вольфрама.

### Список литературы

1. Krampit A.G, Krampit N.Y., Krampit M.A. Mechanical properties of welded joints in welding with pulse arcs // Applied Mechanics and Materials. - 2013 - Vol. 379. - P. 195-198.

2. Krampit A.G. Welding with double modulation of the main welding parameters // Welding International. - 2012 - Vol. 26 - № 11. - p. 867-869.

3. Pavlov N.V., Kryukov A.V., Zernin E.A., Polishchuk V.A. Modeling impulse wire feed welding in controlled gas shielding // Applied Mechanics and Materials. - 2013 - Vol. 379. - P. 183-187.

4. Il'yashchenko D. P, Chinakhov D. A. Investigating the Influence of the Power Supply Type upon the Weld Joints Properties and Health Characteristics of the Manual Arc welding // Materials Science Forum. Volum 704-705, 2012, P.

608-611.

5. Соколов Г.Н., Трошков А.С., Лысак И.В. и др. Влияние нанодисперсных карбидов WC и никеля на структуру и свойства наплавленного металла. // Сварка и диагностика. – 2011. - №3. Материаловедение. – С. 36-38.

6. Соколов Г.Н., Лысак И.В., Трошков А.С. и др. Модифицирование структуры наплавленного металла нанодисперсными карбидами вольфрама. // Физика и химия обработки материалов. – 2009. – №6. – С. 41 – 47.

7. Паршин С.Г. MIG-сварка стали с применением наноструктурированных электродных материалов. // Сварочное производство – 2011. - №10. - С.27-31.

8. Яворовский Н.А. Получение ультрадисперсных порошков методом электрического взрыва. // Известия вузов. Физика. – 1996. – №4. – С. 114 – 136.

9. Kuznetsov M.A., Zernin E.A. Nanotechnologies and nanomaterials in welding production (review). // Welding international. – 2012. – Vol. 26. - №4. - P. 311-313.

10. Коломийцев Е.В. Коррозионно-усталостная прочность тавровых соединений стали 12X18H10T и методы ее повышения // Автоматическая сварка. - №12. – 2012. - С. 41-43.

11. Махненко В.И., Махненко О.В., Козлитина С.С., Дзюбак Л.И. Сварные конструкции из аустенитной стали типа 10X18H10T в условиях радиационного распухания // Автоматическая сварка. - 2012. - №2. - С. 7-12.

12. Кривоносова Е.А., Синкина Е.А., Горчаков А.И. Влияние типа покрытия электрода на коррозионную стойкость металла шва стали 08X18H10T // Сварочное производство. - №4. – 2012. - С. 38-41.

13. Александров А.Г. Коррозионная стойкость сварных швов аустенитно-ферритных сталей в щелочных средах. // Сварочное производство. - №8. – 1990. - С. 15-16.

14. Сараев Ю.Н., Селиванов Ю.В. Оценка производительности и качества выполнения ремонтно-восстановительных работ оборудования из стали типа 12X18H10T // Сварочное производство. - №1. – 2011. - С. 17-22.

15. Александров А.Г. Коррозионная стойкость сварных соединений хромоникелевых сталей в щелочных средах (обзор) // Сварочное производство. - № 5. - 1990. - С. 12-13.

16. Сафонов А.Н., Радченко Р.Д. Структура и коррозионная стойкость сварных соединений сталей аустенитного класса после лазерной обработки поверхности // Сварочное производство. - № 7. – 1998. - С. 5-



9. 17. Kuznetsov M. A., Zernin E. A., Danilov V. I., Kartsev D. S. Application of nanostructured powders to control characteristic of electrode metal transfer and the process of weld structurization // Applied Mechanics and Materials. – 2013. - Vol. 379. - P. 199-203.
18. ГОСТ 6032-2003 (ИСО 3651-1:1998, ИСО 3651-2:1998). Стали и сплавы коррозионно-стойкие. Методы испытаний на стойкость к межкристаллитной коррозии.
19. Кузнецов М.А., Зернин Е.А., Колмогоров Д.Е., Шляхова Г.В., Данилов В.И. Стрoение, морфология и дисперсность металла, наплавленной дуговой сваркой плавящимся электродом в аргоне в присутствии наноструктурированных модификаторов // Сварка и диагностика. – 2012. - №6. - С. 8-10.

Мельников А.Ю., инженер, ООО «ШТОРМ»

### Применение роботов в сварочном производстве (примеры реализации)

Повышение производительности изготовления и качества выпускаемой продукции является одной из важнейших задач получения эффективного производства. Помимо этого в последнее время все более широкое применение находят технологии, позволяющие снизить влияние человека на процесс изготовления.

На фоне возрастающего применения роботов для дуговой сварки компания ШТОРМ начала активное их внедрение на российские предприятия, являясь официальным интегратором роботов, механического оборудования и сварочного оборудования собственного производства. Разработанные комплексы предназначены для сварки любых типов соединений: угловых, стыковых, соединений с узкощелевой разделкой и снабжены различными типами систем слежения за параметрами швов.

Отличительной особенностью всех роботизированных установок, разработанных компанией ШТОРМ, является то, что помимо поставки самого оборудования осуществляется полный цикл мероприятий по запуску и обслуживанию установки, а именно интеграция в единый сварочный комплекс, обучение персонала, написание программ сварки (при необходимости) и сервисное обслуживание во время всего срока службы комплекса.

Исходя из опыта внедрения, следует отметить основные необходимые условия эффективного внедрения роботов:

1) Повышение точности заготовок под сварку роботами. При очень низком качестве сборки робот не сможет обеспечить высокого качества сварки, даже при наличии систем адаптивного управления (системы слежения или технического зрения).

2) Разработка и оптимизация технологий под роботизированную сварку. При разработке технологии сварки с использованием робота необходимо учитывать последовательность выполнения швов. В связи с возможностью при применении робота с высокой точностью поддерживать параметры процесса сварки возможно более точное задание энергетических характеристик дуги для получения швов заданного качества.

3) Разделение операций сварки, установки и снятия изделия, что позволяет сократить время простоя робота и повысить эффективность его использования. Для этого в составе комплексов делают два или более идентичных рабочих места. В связи с этим концепция применения нескольких рабочих зон используется во всех проектах, разработанных нашей компанией.

Роботизированный комплекс для сварки представляет собой сложную единую систему с большим количеством различных компонентов, начиная от самого робота и его контроллера и заканчивая системами адаптивного управления и обслуживания робота.

В настоящее время разработано