

В. В. ДМИТРИК, А. В. ГЛУШКО, И. В. КАСЬЯНЕНКО, А. В. КОНОВАЛЕНКО

УСОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИИ СВАРКИ РОТОРНОЙ СТАЛИ

Приводятся результаты усовершенствования технологии автоматической сварки роторной стали 25X2НМФА, что позволяет улучшить качественные характеристики исходной структуры сварных соединений. Структура с улучшенными качественными характеристиками является достаточно важным элементом в данном процессе. Усовершенствование технологии предусматривает производить сварку стали на оптимизированных режимах, значения которых подбирали на основе данных моделирования сварочного нагрева. Показали, что реализация усовершенствованной технологии позволяет уменьшить величину аустенитных зерен на участках сплавления и перегрева зоны термического влияния сварных соединений.

Ключевые слова: роторная сталь, технология, сварка, структура, механические свойства, моделирование, режим сварки, зона термического влияния.

В. В. ДМИТРИК, А. В. ГЛУШКО, И. В. КАСЬЯНЕНКО, А. В. КОНОВАЛЕНКО

ВДОСКОНАЛЕННЯ ТЕХНОЛОГІЇ ЗВАРЮВАННЯ РОТОРНОЇ СТАЛІ

Наводяться результати удосконалення технології автоматичного зварювання роторної сталі 25X2НМФА, що дозволяє поліпшити якісні характеристики вихідної структури зварних з'єднань. Структура з покращеними якісними характеристиками є достатньо важливим елементом у даному процесі. Удосконалення технології передбачає зварювання сталі на оптимізованих режимах, значення яких підбирали на основі даних моделювання зварювального нагріву. Показали, що реалізація та використання вдосконаленої технології дозволяє зменшити величину аустенітних зерен, що є необхідним, на ділянках сплавлення і перегріву зони термічного впливу зварних з'єднань.

Ключові слова: роторна сталь, технологія, зварювання, структура, механічні властивості, моделювання, режим зварювання, зона термічного впливу.

V. V. DMYTRYK, A. V. GLUSHKO, I. V. KASYANENKO, A. V. KONOVALENKO

IMPROVEMENT OF WELDING TECHNOLOGY OF ROTOR STEEL

Results of the improvement of the automatic welding technology of rotor steel 25X2NMFA are given, which allows improving the qualitative characteristics of the initial structure of welded joints. The problem of increasing the reliability and increasing the service life of welded joints of power equipment is becoming increasingly important. The performance characteristics of welded joints, to a large extent, are determined by their original structure. Improvement of the technology provides for welding steel in optimized modes, the value of which was selected on the basis of welding heat simulation data. It was shown that the implementation of the improved technology makes it possible to reduce the value of austenite grains in the areas of melting and overheating of the zone of thermal influence of welded joints. The structure with improved quality characteristics is quite an important element in this process. It was found that the use of heat treatment, namely, post-welding tempering, reduces the concentration of the constituent elements along the austenitic grain boundaries, which leads to an improvement in the quality characteristics of the structure and an increase in the mechanical properties of the welded joints. Improvement of the technology of automatic welding of samples of welded joints from rotary steel is possible by using welding heating simulation methods to obtain a structure with improved quality characteristics.

Keywords: rotor steel, technology, welding, structure, mechanical properties, modeling, welding regime, heat effect zone.

Введение. Проблема повышения надежности и увеличения ресурса сварных соединений энергетического оборудования приобретает возрастающую актуальность. Эксплуатационные характеристики сварных соединений, в значительной мере, определяются их исходной структурой.

Сварные соединения из стали 25X2НМФА (ТУ 108.1082.82) характеризуются наличием крупнозернистой аустенитной структуры, на участках сплавления, перегрева зоны термического влияния, и новых продуктов распада аустенита в виде глобуляризованного перлита на участке неполной перекристаллизации. Приведенные структуры можно отнести к браковочным.

Задача получения мелкозернистой аустенитной структуры на участках сплавления и перегрева ЗТВ сварных соединений, из стали 25X2НМФА, представляется весьма сложной и одновременно актуальной, что связано с надежностью и ресурсом их эксплуатации. Высокий отпуск не обеспечивает в достаточной мере уменьшения негативного влияния крупных аустенитных зерен, что снижает в условиях

усталости, сопротивляемость металла сварных соединений повреждаемости и последующей разрушаемости.

Предупреждение формирования крупнозернистой аустенитной структуры представляется возможным путем усовершенствования сварочной технологии изготавливаемых соединений, что целесообразно для повышения их эксплуатационных характеристик. Усовершенствование технологии предусматривало использование оптимизированных параметров режима сварки, подобранных на основе численных данных, характеризующих сварочный нагрев изготавливаемых соединений. Численные данные получали путем моделирования сварочного нагрева изготавливаемых образцов-свидетелей из стали 25X2НМФА, табл. 1. Установили, что сварочный нагрев позволяет уменьшить время пребывания металла участков сплавления и перегрева ЗТВ сварного соединения в области температур интенсивного роста аустенитных зерен.

Таблица 1 - Химический состав стали 25X2НМФА, % (масс)

C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Mo	V
0,23-0,27	0,17-0,35	0,40-0,70	0,015	0,015	1,80-2,20	1,30-1,60	0,4-0,6	0,15

Основная часть. Исходная структура стали 25X2НМФА в образцах свидетелях состояла из отпущенного нижнего бейнита и небольшого количества (7-9%) феррито-карбидной смеси, рис. 1. Критические точки стали $A_{c1}=760^{\circ}\text{C}$, $A_{c3}=820^{\circ}\text{C}$.



Рис. 1 – Основной металл сварного соединения из стали 25X2НМФА. х360

Сварочный нагрев моделировали применительно к изготавливаемому опытному образцу, рис.2. Тепловую задачу представляли, как сопряженную. Решение для расплава ванны (жидкая фаза) выполняли в условиях Навье-Стокса, а для основного металла (твердая фаза) в условиях Фурье. Принимали, что расчетная форма сварочной ванны соответствует реальной и имеет вид полусферы, что можно допустить для реализуемого процесса автоматической сварки. Запишем систему $1: \frac{\partial \vec{V}}{\partial t} = (\vec{V} + \nabla) + V \Delta \vec{V} - \frac{1}{\rho} \Delta p + \vec{f}$ при $\Delta \vec{V} = 0$,

где: ∇ - оператор Набла;
 Δ - оператор Лапласа;
 t – время,
 \vec{V} - коэффициент кинематической вязкости;
 p - плотность;
 p - давление;
 $\Delta \vec{V} = (V^1, \dots, V^n)$ - векторное поле скоростей;
 \vec{f} - векторное поле массовых сил.

К системе 1 добавим краевые и начальные условия 2: $\nabla \vec{V}|_{\partial \Omega} = 0$ и $\nabla \vec{V}|_{t=0} = 0$

Систему уравнений Навье-Стокса 1-2 решали совместно с уравнением теплопроводности для определения температуры в жидкой и твердой фазах 3:

$$\begin{cases} \text{В жидкой фазе:} \\ c_p \frac{dT}{dt} = (\vec{V} \Delta T) \vec{V} + \alpha \Delta T \\ \text{В твердой фазе:} \\ c_p \frac{dT}{dt} = \alpha \Delta T \end{cases}$$

Решение тепловой задачи обеспечило получение изотерм, характеризующих температурный режим в сварном соединении. При изучении полей температур определяли границу между жидкой и твердой фазами, а также температурный режим процесса кристаллизации, что позволило выявить условия формирования структуры металла шва и участков ЗТВ.

Численное решение тепловой задачи (1-3) обеспечило получение гладко аппроксимированных изотерм температур по сечению сварного соединения,

что позволило:

1. уточнить особенности формирования структуры металла шва и участков ЗТВ;
2. выявить (с последующим предупреждением) места локального перегрева металла шва и участков ЗТВ, где образуются браковочные структуры или структуры близкие к браковочным;
3. оценить общий уровень структурной неоднородности сварного соединения.

Данные моделирования температурного режима в изготавливаемом сварном соединении контролировали путем практического определения температур в фиксированных точках участков ЗТВ, металла шва, а также путем анализа формирующейся структуры. Такой контроль позволил подобрать поправочные коэффициенты, использование которых обеспечило уточнение численных данных моделирования сварочного нагрева.

На основании данных моделирования, применительно к изготовлению образцов-свидетелей, см. рис. 2, рекомендовали оптимизированные параметры режима автоматической сварки: сварочный ток, А-400-420; напряжение на дуге, В- 38-40; скорость подачи электродной проволоки, м/ч-125-130; скорость сварки, м/ч-20; диаметр электродной проволоки, мм – 2,5; погонную энергию, кДж/мм-2,7-3,0; род тока, полярность, ДС (+).

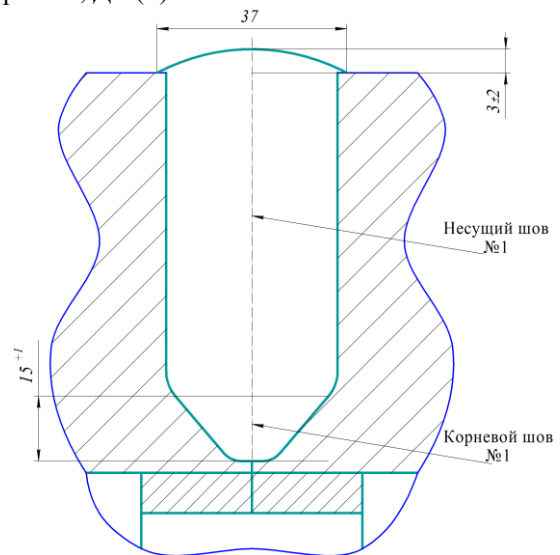


Рис. 2 – Схема сварного соединения опытного образца из стали 25X2НМФА

Заварку корневого шва, см. рис. 2, производили с использованием электродной проволоки Св 08Г2С (ГОСТ 2246-70), а для заварки основного шва использовали электродную проволоку Union S3 Ni Mo, тип SZ3Ni2,5CrMo по EN14295. Для защиты зоны сварки (швы 1-2) использовали флюс марки UV-420ТТ, ТИП SAFB165 ДС по EN76. Предварительный и сопутствующий подогрев при сварке составлял 350°C .

На темплетях, вырезанных из образцов-свидетелей, рис.3, изучали структуру, химический состав и свойства.

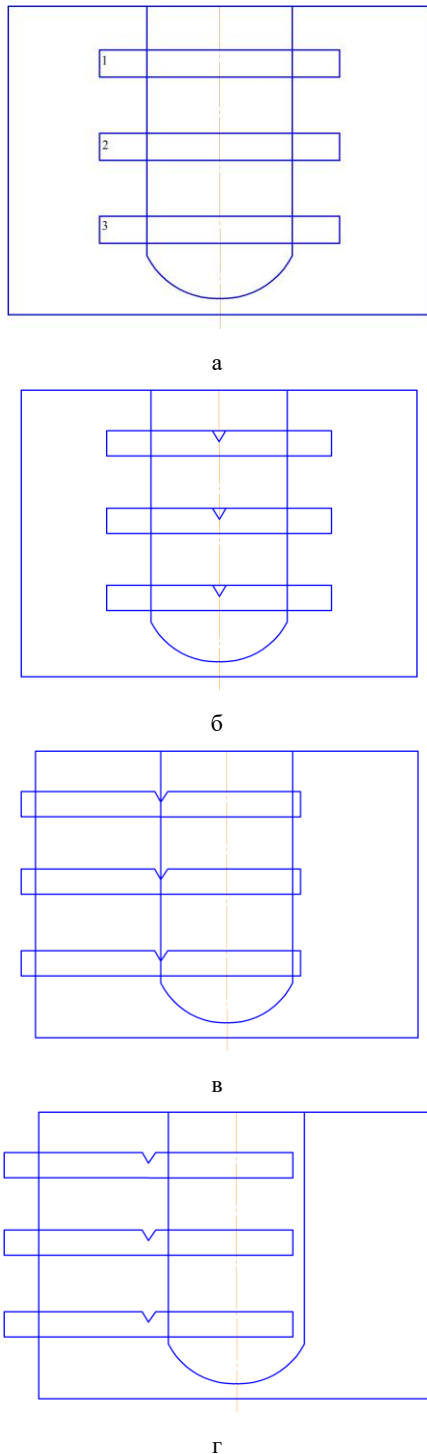


Рис. 3 – Схема вырезки образцов из сварного соединения: а – для изучения структуры; б – для определения ударной вязкости с V-образным надрезом по металлу шва; в – по участку сплавления; г) по участку перегрева

Изготовленные опытные образцы непосредственно после сварки подвергали высокому отпуску $T_n=630-640^{\circ}\text{C}$, $t_n=100-120$ ч.

Для уточнения оценки увеличения ресурса сварного соединения определяли кратковременные

механические свойства, коэцитивную силу и плотность дислокаций, а также изучали структуру вырезанных образцов, рис. 4–5. Выделение карбидных фаз проводили в специальном электролите при плотности тока $5 \cdot 10^{-6} \text{A}/\text{м}^2$ и температуре $8-12^{\circ}\text{C}$. Полученный, в виде порошка, осадок подвергали рентгеноструктурному исследованию в хромовом излучении, а также исследованию потенциометрическим методом, что позволило разделить осадок по типу карбидных фаз. Остаточный аустенит определяли после травления в реактиве: 1г $\text{FeCl}_3 + 30$ мл $\text{HCl} + 0,3$ мл зефирана + 100 мл CH_3OH по методике [3].

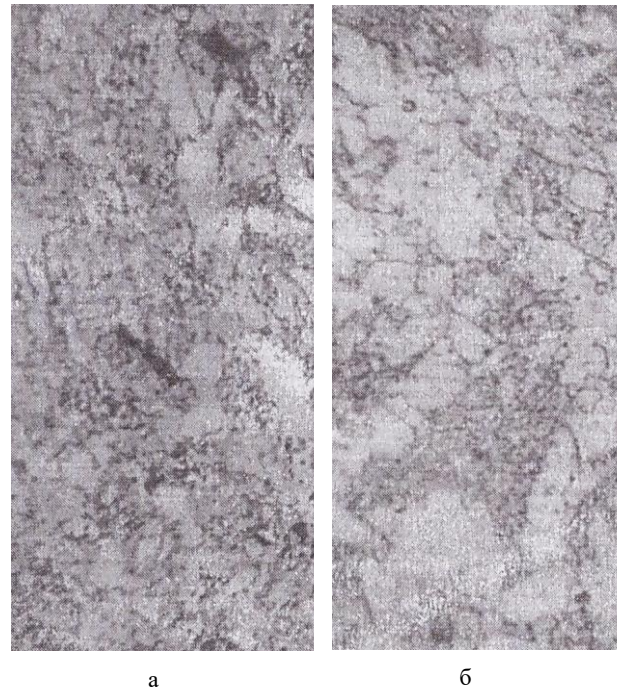


Рис. 4 – Структура металла шва: а – образец 1; б – образец 2 (x360)

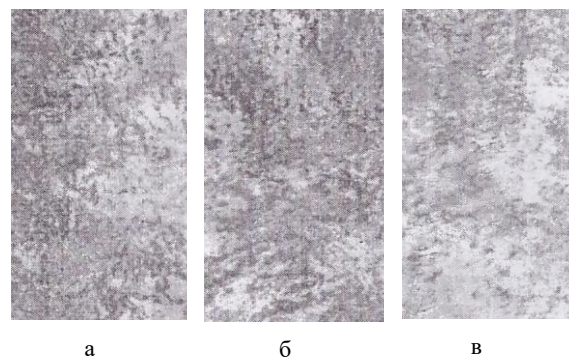


Рис. 5 – Структура участков ЗТВ сварного соединения образца 2: а – участок сплавления; б – перегрева; в – неполной перекристаллизации (x360)

Установили, что при сварочном нагреве металла участков сплавления и перегрева ЗТВ в область температур выше 1300°C , в аустените растворяются почти все соединения и элементы, значительное количество которых концентрируется на границах аустенитных зерен.

Путем замеров и последующего их усреднения определяли ширину участков ЗТВ опытных образцов сварных соединений. Учитывали, что структурное состояние рассматриваемых участков характеризуется определенной структурной однородностью, табл. 2.

Таблица 2 - Ширина участков ЗТВ

Номер темплет а	Участок сплавления я, мм	Участок перегрев а, мм	Участок неполной перекристаллизации и, мм
1	0,12	3,2	2,6
2	0,13	3,3	2,8
3	0,11	3,2	2,7

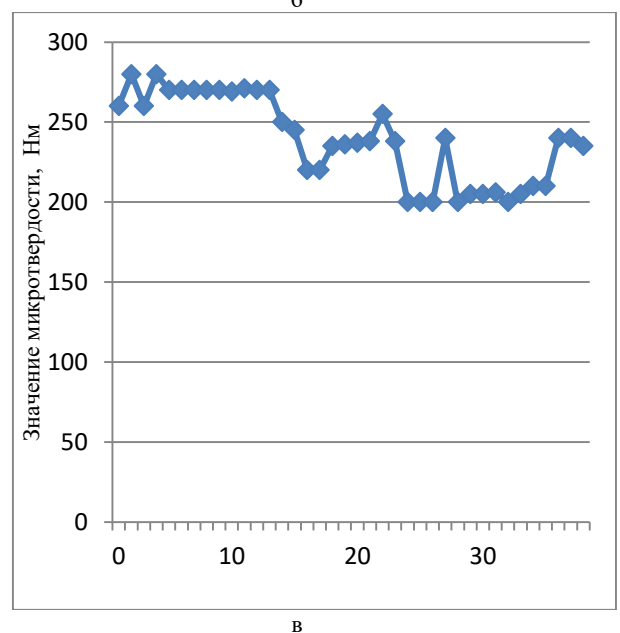
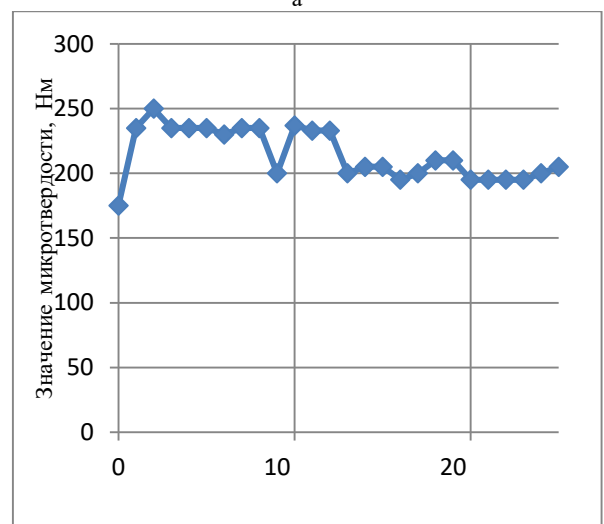
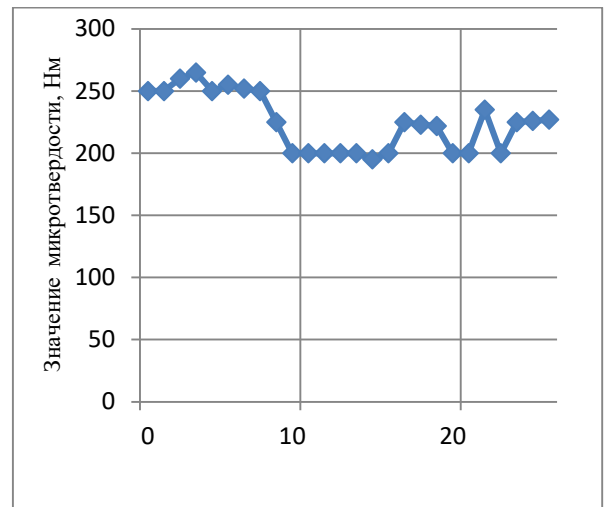
Установили, что структура металла шва состоит из бейнита и феррита, рис.4. Количество бейнита составляет (образец 1, рис. 3 а) примерно 85-90%, феррит-остальное. В образце 2 количество бейнита уменьшается до 75-80%, а в образце 3 – до 65-70%. Имеют место в образцах 2 и 3 локально сгруппированные ферритные зерна. Бейнит в металле шва имеет зернистое строение.

На участке сплавления ЗТВ, рис. 5, отмечается плавный переход между структурами металла шва и основного металла. Структура участка сплавления характеризуется наличием относительно небольшого количества мелких зерен в темной зернистой матрице. Присутствуют выделения цементитного типа в виде округлых мелкодисперсных включений по телу и по границам зерен α -фазы. Структурная неоднородность является незначительной. Участок перегрева, рис. 6б в образцах 1-3 (см.рис.3а) имеет преимущественно сорбито-трооститную структуру. Аустенитные зерна на участках сплавления и перегрева соответствуют №6-№8 (ГОСТ 5639-82). Номер аустенитного зерна меняется по высоте сварного соединения. Для образца 1, участок перегрева, см. рис 3а, аустенитная структура соответствовала №7, для образца 2 - №5, и для образца 3 - №6.

Участок неполной перекристаллизации ЗТВ, образец 2, рис. 5 в) характеризуется наличием новых продуктов распада аустенита преимущественно в виде сорбита. Установили, что структура участков ЗТВ преимущественно состоит из равномерно распределенных по телу и по границам зерен α -фазы карбидов M_3C , M_7C_3 , Mo_2C и VC . Замеры микротвердости, рис.6, подтвердили наличие в металле сварного соединения приведенных, рис. 5-6, структур. Установили, что механические свойства образцов- свидетелей сварного соединения, см. рис. 2, соответствуют представляемым требованиям.

Выявили, что матричной фазой на участках сплавления и перегрева является зернистый бейнит, формирование которого в процессе послесварочного охлаждения происходит по мартенситному образцу. Величина зерен α -фазы в условиях отпуска не претерпевает изменений. Коагуляция карбидов I-й группы является незначительной, а II-й практически отсутствует. Количество остаточного аустенита (7-9%), превращающегося в феррито-карбидную смесь, заметного влияния на механические свойства не

оказывает, что в частности подтверждается значениями микротвердости, см. рис. 6.



Оптимизация сварочного нагрева позволяет уменьшить эффект образования крупных аустенитных зерен на участках сплавления и перегрева ЗТВ, а также концентрацию примесей по их границам, что подтверждается значениями ударной вязкости. Такие значения (образцы, см. рис. 3) по сравнению с известными значениями штатных технологий возросли на 10–15%. Ударная вязкость образцов, см рис. 4 б–г, составляет, табл. 3–5.

Таблица 3 - Ударная вязкость образцов с V-образным надрезом по металлу шва

Номер образца	Значение KCV, Дж/см ²
1	158
2	142
3	147

Таблица 4 - Ударная вязкость образцов с V-образным надрезом по участку сплавления ЗТВ

Номер образца	Значение KCV, Дж/см ²
1	74
2	59
3	69

Таблица 6 - Ударная вязкость образцов по участку перегрева ЗТВ

Номер образца	Значение KCV, Дж/см ²
1	187
2	171
3	187

Изучение поверхности излома ударных образцов проводили с целью идентификации механизма разрушения, как хрупкого и квазихрупкого. Учитывали, что при одинаковом характере макроразрушения, квазихрупкое разрушение характеризуется наличием микропластической деформации поверхности разрушения. Поверхность излома ударных образцов изучали путем использования двухступенчатых пластиково-угольных реплик. Установили, что поверхность излома характеризуется наличием трех зон: 1. вязково зарождения трещины; 2. хрупкого распространения трещины; 3. вязкого долома.

Первая из приведенных зон имеет явно выраженное чашечное строение, рис. 7а. Форма и размеры чашек зависят от поверхностной свободной энергии микропустот, а также от структурной контактирующей с направлением развития трещины и ее деформационной способности. В зоне распространения трещины наблюдаются элементы хрупкого разрушения по телу зерен, которые чередуются с фасетками вязкого излома, рис. 7б, а также встречаются отдельные участки вязкого разрушения. Зона долома практически не оказывает влияния на процесс разрушения. Морфология поверхности излома ударных образцов (испытание при 20°С) показала, что излом преимущественно вязкий, а карбиды располагаются в основном по границам субзерен, рис.7.

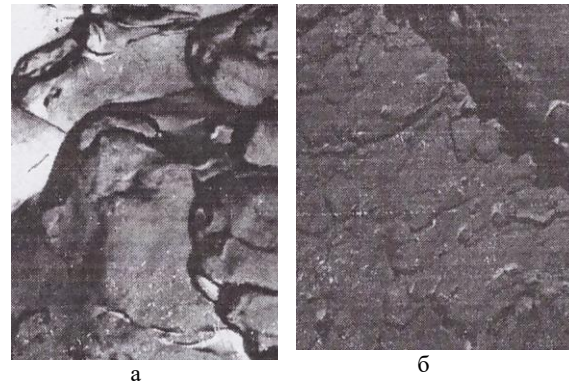


Рис. 7 – Поверхность излома ударных образцов: а – зона вязкого зарождения трещины; б – зона распространения трещины. x4000

Установили, что температура хрупко-вязкого перехода металла участков сплавления и перегрева ЗТВ заметно снизилась, однако осталась выше примерно на 30–45°С, аналогичной температуры основного металла и металла шва. Следовательно, отпуск способствует снижению отрицательного проявления аустенитных зерен.

Установили, что при отпуске $T=630-640^{\circ}\text{C}$, длительностью 100–120 ч, температура критической точки A_{c1} металла участков сплавления и перегрева ЗТВ снижается примерно на 30–35°С по сравнению с основным металлом, что можно объяснить переходом из α -фазы хрома, молибдена, ванадия в соответствующие карбиды и образованием новых карбидных фаз, а также некоторым снижением уровня примесей по границам аустенитных зерен.

Значение температуры A_{c3} по сравнению с аналогичными значениями основного металла и металла шва практически не меняется. Плотность дислокаций в зернах α -фазы после отпуска имеет заметное отличие. Например, плотность дислокаций участка сплавления ЗТВ – $2,15 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$, перегрева $1,9 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$, а основного металла $1,7 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$.

Установили, что сварочный нагрев (усовершенствованная технология) в область температур T_L-T_S обеспечивает образование на участке сплавления ЗТВ аустенитных зерен №5–№6 (ГОСТ 5639-82), а нагрев в область температур $T_S-1150^{\circ}\text{C}$ (участок перегрева) №6–№7. Структура участка перегрева характеризуется значительной степенью разнотерности, см. рис. 6. Структура и механические свойства участка нормализации ЗТВ, который нагревается в процессе сварки в область температур $A_{c3}-1150^{\circ}\text{C}$ (примерно) незначительно отличаются от структуры и свойств основного металла. На наш взгляд, заслуживает отдельного рассмотрения структура и свойства участка неполной перекристаллизации, что можно объяснить относительно увеличенной склонностью к разрушаемости металла данного участка в условиях усталости.

Результаты моделирования сварочного нагрева подтверждают возможность значительного уменьшения аустенитных зерен на участках сплавления и перегрева ЗТВ, что при практической

реализации требует соответствующего усовершенствования технологии сварки.

Установили, что отпуск ($T_n=630-640^\circ\text{C}$, $t=100-120$ ч) способствует уменьшению концентрации вредных примесей по границам аустенитных зерен. Имеет место снижение хрупкости. Остаточный аустенит превращается в феррито-карбидную смесь, в которую входят карбиды I группы M_3C и M_7C_3 , а также карбиды II группы Mo_2C , VC . Перекристаллизация приводит к некоторому увеличению твердости ($HB=197$) и электросопротивления.

Выводы. Установили, что усовершенствование технологии автоматической сварки образцов из стали 25X2НМФА, предусматривающее использование оптимизированных параметров режима, полученных путем моделирования сварочного нагрева, обеспечило получение структуры сварного соединения с улучшенными качественными характеристиками.

Установили, что решение задачи предотвращения образования крупных аустенитных зерен на участках сплавления и перегрева ЗТВ представляется возможным путем оптимального сварочного нагрева изготавливаемых соединений из стали 25X2НМФА.

Установили, что применение послесварочного отпуска ($T_n=630-640^\circ\text{C}$, $t=100-120$ ч) обеспечивает уменьшение концентрации примесей по границам аустенитных зерен, что приводит к улучшению качественных характеристик структуры и повышению механических свойств сварных соединений.

Усовершенствованная технология автоматической сварки изделий из стали 25X2НМФА внедрена на ПАТ «Турбоатом».

Список литературы

1. Дмитрик В.В., Калиниченко В.И. Численные решения краевых задач теории электродуговой сварки. *Автоматическая сварка*. 2002. №5. С. 59–64.
2. Дмитрик В.В. Метод определения температурного режима в расплаве сварной ванны. *Сварочное производств.* 1998. №8. С.19–21.
3. Царюк А.К., Скульский В.Ю., Моравецкий С.И. Создание сварно-кованного комбинированного ротора среднего давления паровой турбины мощностью 325 МВт. *Автоматическая сварка*. 2002. №8. С. 39–44.
4. Моравецкий С.И., Царюк А.К., Вавилов А.В., Кантор А.К. Повышение ударной вязкости металла комбинированных сварных соединений легированных бейнитных сталей. *Автоматическая сварка*. 2002. №12. С. 52–56.
5. Борисов И.А. Влияние перегрева на текстуру и зерно роторной стали. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2010. №7. С. 3–9.
6. Тавадзе Ф.И. *Металлография железа. Ч. 2. Структура сталей с атласом микрофотографий*. М: Металлургия, 1972. – 268 с.
7. Л.Е. Попова, А.А. Попов. *Диаграммы превращения аустенита в сталях и бета-раствора в сплавах титана. Справочник*. М: Металлургия, 1991. – 214 с.

References (transliterated)

1. Dmytryk V.V., Kalynychenko V.Y. Chyслennіe resheniya kraevykh zadach teoryi elektroduhovoі svarky [Numerical solutions of boundary value problems of the theory of electric arc welding]. *Avtomatych. svarka*. 2002, No. 5, pp. 59–64.
2. Dmytryk V.V. Metod opredeleniya temperaturnoho rezhyma v svarnom soedyneniyi [Method for determining the temperature in the molten weld pool]. *Svarochnoe proizvodstvo*. 1998, No. 8, pp. 19–21.
3. Tsariuk A.K., Skul'skiy V.Iu., Moravetskiy S.Y. Sozdanye svarno-kovannoho kombinyrovannoho rotora sredneho davleniya parovoi turbiny moshchnosti 325 MVt [Creation of a welded-forged combined medium-pressure rotor of a steam turbine with a capacity of 325 MW]. *Avtomatych. svarka*. 2012, No. 8, pp. 39–44.
4. Moravetskiy S.Y., Tsariuk A.K., Vavylov A.V., Kantor A.K. Povyshenye udarnoi v'язkosti metalla kombinyrovannykh svarnykh soedyneniy lehyrovannykh beinytnykh staley [Increasing the toughness of the metal of the combined welded joints of alloyed bainitic steels]. *Avtomatych. svarka*. 2017, No. 12, pp. 52–56.
5. Borysov Y.A. Vlyanye perehrevna na teksturu y zerno rotornoi staly [The effect of overheating on the texture and grain of rotary steel]. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*. 2010, No. 7, pp. 3–9.
6. Tavadze F.Y. *Metallohrafyia zheleza. Ch. 2. Struktura staley s atlasom mykrofotografyi* [Iron metallography. Part 2. Structure of steels with atlas microphotographs]. Moscow, Metallurgiya, 1972. 218 p.
7. L.E. Popova, A.A. Popov. *Diagrammy prevrashcheniya austenita v stalyakh i beta-rastvora v splavakh titana. Spravochnik* [Diagrams of austenite transformation in steels and beta solution in titanium alloys. Directory]. Moscow, Metallurgiya, 1991. 114 p.

Поступила (received) 29.11.2018

Відомості про авторів / Сведения об авторах / About the Authors

Дмитрик Виталий Владимирович (Дмитрик Віталій Володимирович, Dmytryk Vitaliy) – доктор технических наук, профессор, Национальный технический университет «Харьковский политехнический институт», кафедра сварки, заведующий кафедрой, Харьков, Украина; svarka126@ukr.net

Глушко Алена Валериевна (Глушко Альона Валеріївна, Glushko Alyona) – Национальный технический университет «Харьковский политехнический институт», кафедра сварки, старший преподаватель, Харьков, Украина; <https://orcid.org/937553ag>; alyonaglushko@gmail.com

Касьяненко Игорь Викторович (Касьяненко Ігор Вікторович, Kasyanenko Igor) – аспирант, Национальный технический университет «Харьковский политехнический институт», кафедра сварки, Харьков, Украина, svarka126@ukr.net

Коноваленко Алексей Васильевич (Коноваленко Олексій Васильович, Kovalenko Oleksiy) – ПАТ Турбоатом, начальник цеха, Харьков, Украина, svarka126@ukr.net