



Оригинальная статья

УДК 621.791.05:620.179

DOI 10.17073/0368-0797-2021-8-572-580



ВЛИЯНИЕ СТЕПЕНИ ДЕФОРМАЦИИ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ НА ПАРАМЕТРЫ СУБСТРУКТУРЫ И ПОЛЯ ВНУТРЕННИХ НАПРЯЖЕНИЙ В ЗОНЕ ЛИНИИ СПЛАВЛЕНИЯ

А. Н. Смирнов¹, Н. А. Попова², Н. В. Абабков¹,
К. В. Князьков¹, Е. Л. Никоненко²

¹ Кузбасский государственный технический университет им. Т.Ф. Горбачева (Россия, 650000, Кемерово, ул. Весенняя, 28)

² Томский государственный архитектурно-строительный университет (Россия, 634003, Томск, пл. Соляная, 2)

Аннотация. В настоящее время на технических устройствах опасных производственных объектов первичную оценку качества сварки выполняют испытанием оборудования повышенными нагрузками (повышенным давлением). Требования к испытаниям регламентированы нормативными документами Ростехнадзора. В последнее время, наряду с традиционными испытаниями, применяют «стресс-тест», сущность которого заключается в нагружении участка трубопровода до предела текучести с последующей проверкой на герметичность. Но в научных публикациях практически отсутствует информация о физических процессах, протекающих в основном металле и в металле сварных соединений при выполнении таких испытаний. Также не оценено влияние предварительной нагрузки (деформации) на параметры субструктуры и поля внутренних напряжений в сварных соединениях аустенитных сталей. Как следствие, не оценено влияние предварительной нагрузки (деформации) на дальнейшую безаварийную эксплуатацию испытанного оборудования. В работе проведен анализ изменения структурного состояния и значений амплитуд внутренних напряжений в образцах из стали 12Х18Н10Т под действием нагрузок. Обосновывается применение сварки модулированным током с автоматическим регулированием процесса тепловложения в сварочную ванну. Аргументируются предельно допустимые значения пластической деформации при испытаниях технических устройств повышенным давлением для данного типа стали. Показано, что для снижения риска повреждений сварных соединений аустенитных сталей (12Х18Н10Т) технических устройств опасных производственных объектов, выполненных импульсной сваркой с мелкокапельным переносом, для исключения образования в них микродефектов испытания повышенным давлением (стресс-тест) можно проводить при нагрузках, создающих в металле деформации, не превышающие 5 %; для соединений, заваренных ручной дуговой сваркой, деформации должны быть менее 5 %. Сварные соединения, выполненные импульсной сваркой с крупнокапельным переносом (с дефектами и без), не рекомендуется испытывать повышенным давлением.

Ключевые слова: пластическая деформация, поля внутренних напряжений, ручная дуговая сварка, сварка модулированным током, экзистенциальные контуры, плотность дислокаций, аустенитные стали, субструктура

Финансирование: Исследования выполнены при финансовой поддержке гранта Президента РФ для поддержки молодых кандидатов наук, МК-1084.2020.8.

Благодарности: Авторы признательны сотрудникам кафедры физики ТГАСУ Н.А. Коневой, М.В. Федорищевой, Н.Р. Сизоненко и М.П. Кашникова за участие в проведении исследований, а также Е.А. Ожиганову, В.Л. Князькову (КузГТУ) и А.Ф. Князькову (ТПУ) за участие в постановочных экспериментах.

Для цитирования: Смирнов А.Н., Попова Н.А., Абабков Н.В., Князьков К.В., Никоненко Е.Л. Влияние степени деформации сварных соединений аустенитных сталей на параметры субструктуры и поля внутренних напряжений в зоне линии сплавления // Известия вузов. Черная металлургия. 2021. Т. 64. № 8. С. 572–580. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-8-572-580>

Original article

INFLUENCE OF DEFORMATION DEGREE OF AUSTENITIC STEELS WELDED JOINTS ON STRUCTURAL STATE AND INTERNAL STRESSES FIELDS IN WELD LINE ZONE

A. N. Smirnov¹, N. A. Popova², N. V. Ababkov¹,
K. V. Knyaz'kov¹, E. L. Nikonenko²

¹ T.F. Gorbachev Kuzbass State Technical University (28 Vesennaya Str., Kemerovo 650000, Russian Federation)

² Tomsk State University of Architecture and Building (2 Solyanaya Sqr., Tomsk 634003, Russian Federation)

Abstract. Nowadays initial assessment of welding quality is performed by testing equipment with increased loads (high pressure) at technical devices of hazardous production facilities. Test requirements are regulated by standardized documents of the Federal Service for Environmental, Technological

and Nuclear Oversight of Russia (Rostekhnadzor). Recently, along with traditional tests, a “stress test” was used – the essence of which is to load pipeline section to the yield point, followed by leak test. However, in scientific publications there is practically no information about physical processes occurring in the base metal and in welded joints during such tests. In addition, effect of preload (deformation) on the parameters of substructure and internal stresses field in welded joints of austenitic steels and, consequently, on the further trouble-free operation of the tested equipment was not evaluated. The paper analyzes changes in structural state and values of internal stresses in the samples of austenitic steel under the action of high loads. It substantiates the use of modulated current welding with automatic control of heat input process in molten weld pool. The admissible limits values of plastic deformation are argued when testing technical devices with high pressure for this type of steel. In order to reduce the risk of damage to austenitic steels welded joints of technical devices of hazardous industrial facilities, performed by pulsed welding with small-drop transfer, and to exclude formation of microdefects in them, high pressure tests (stress test) can be performed under loads that create deformations in metal, not exceeding 5 %. For joints welded by manual arc welding, deformations should be less than 5 %. Welded joints made by pulsed welding with large-drop transfer (with and without defects) are not recommended to be tested with high pressure.

Keywords: plastic deformation, internal stress fields, manual arc welding, modulated current welding, existential contours, dislocation density, austenitic steel, substructure

Funding: The research was supported by the grant of the President of the Russian Federation to support young candidates of science, MK-1084.2020.8.

Acknowledgements: The authors are grateful to the staff of the Chair of Physics of TSASU: N.A. Koneva, M.V. Fedorisheva, N.R. Sizonenko and M.P. Kalashnikov for their participation in the research, as well as to E.A. Ozhiganov, V.L. Knyazkov (KuzGTU) and A.F. Knyazkov (TPU) for their participation in the experiments.

For citation: Smirnov A.N., Popova N.A., Ababkov N.V., Knyaz'kov K.V., Nikonenko E.L. Influence of deformation degree of austenitic steels welded joints on structural state and internal stresses fields in weld line zone. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2021, vol. 64, no. 8, pp. 572–580. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-8-572-580>

ВВЕДЕНИЕ

В настоящее время на опасных производственных объектах первичную оценку качества сварки выполняют испытанием оборудования повышенными нагрузками (повышенным давлением). Требования к испытаниям регламентированы нормативными документами Ростехнадзора. Наряду с традиционными испытаниями в последнее время применяют «стресс-тест». Сущность этого метода заключается в нагружении участка трубопровода до предела текучести с последующей проверкой на герметичность [1, 2]. Однако в научных публикациях практически отсутствует информация о физических процессах, протекающих в основном металле и в металле сварных соединений при выполнении таких испытаний. Не оценено влияние предварительной нагрузки (деформации) на параметры субструктуры и поля внутренних напряжений в сварных соединениях аустенитных сталей и, как следствие, не оценено влияние такой нагрузки на дальнейшую безаварийную эксплуатацию испытанного оборудования.

В связи с вышеизложенным цель настоящей работы заключается в металлофизическом обосновании предельных степеней деформации (нагрузок), которым можно подвергать сварные соединения из аустенитной стали (12Х18Н10Т), выполненные ручной дуговой сваркой (РДС) и сваркой модулированным током при различных режимах тепловложения без образования микродефектов при их стресс-испытаниях [3, 4].

МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЯ

Исследовали сварные соединения из стали 12Х18Н10Т (ГОСТ 5949 – 2018) непосредственно после сварки и после деформирования до 5 и 12 %, которые были выполнены ручной дуговой сваркой (РДС),

импульсной сваркой [1, 3] с мелкокапельным переносом (МК), крупнокапельным переносом с искусственными дефектами (ККд) и без дефектов (КК).

Сварку выполняли при рекомендуемом заводом изготовителем электродов режиме (сила тока (I) 40 – 80 А). Отмечено, что при $I = 70$ А наблюдается переход с крупнокапельного на мелкокапельный перенос, однако короткие замыкания присутствуют и составляют 25 – 35 мс. При режимах сварки свыше 80 А происходило увеличение объема сварочной ванны, что снижало сварочно-технологические свойства при сварке в положениях, отличных от нижнего положения. Для улучшения стационарного процесса сварки применен модулятор УДИ-203, который обеспечивает изменение процесса формирования перехода капли за счет управления величиной сварочного тока в короткие периоды времени (рис. 1, а). Параметры представленного режима сварки: $I_{\text{н}} = 135$ А; $I_{\text{п}} = 40$ А; $t_{\text{и}} = 500$ мс; $t_{\text{п}} = 100$ мс (где I и t – сила тока и период; индексы «и» и «п» – импульс и пауза). Величина тока импульса $I_{\text{и}}$ подобрана таким образом (рис. 1, б), что в период его действия отсутствуют короткие замыкания дугового промежутка каплями электродного металла. Период импульса $t_{\text{и}}$ в данном процессе определяет размер сварочной ванны и выбран в зависимости от пространственного положения шва, теплофизических свойств электродного и основного металлов: $t_{\text{и}} = 250$ мс. Установлено, что при $I_{\text{н}} = 129$ А, $I_{\text{п}} = 30$ А, $t_{\text{и}} = 250$ мс, $t_{\text{п}} = 200$ мс время коротких замыканий меньше 5 мс, характер переноса металла мелкокапельный. Процесс сварки стабилен и средний ток $I_{\text{ср}}$ составляет 78 А.

Методами просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) анализировали структуру металла сварных соединений после сварки всеми способами и после деформации до 5 и 12 % в зоне линии сплавления на расстоянии 0,5 мм от нее в металле шва и 1,0 мм в зоне

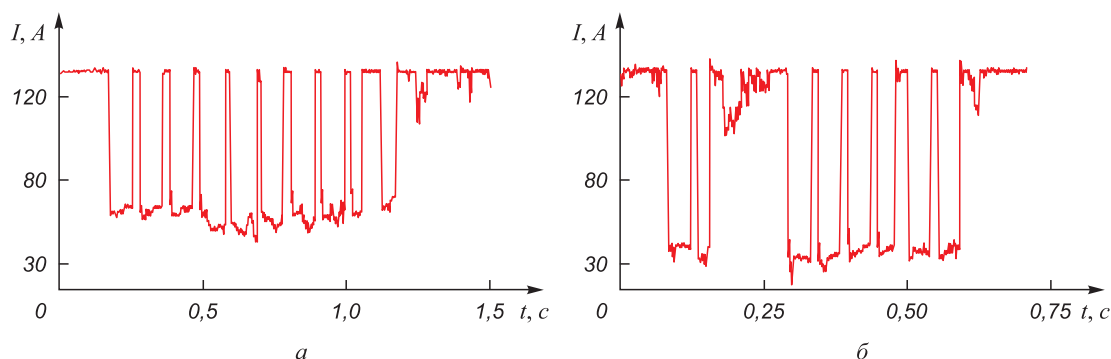


Рис. 1. Осциллограмма сварки модулированным током с крупнокапельным (а) и с мелкокапельным (б) переносом

Fig. 1. Oscillogram of modulated current welding with large-drop (a) and small-drop (б) transfer

теплового воздействия (ЗТВ). Выбор этих участков для исследования обусловлен тем, что именно здесь существует наибольшая вероятность трещинообразования как после сварки, так и в процессе длительной эксплуатации [5, 6]. Образцы изготавливали из сваренных пластин размером $250 \times 125 \times 6$ мм с расположением шва в середине образца. Химический состав пластин: 0,12 % С; 18,1 % Cr; 9,6 % Ni; 0,8 % Si; 0,7 % Ti; 2,0 % Mn; 0,02 % S; 0,025 % P. Механические свойства пластин определяли по ГОСТ 1497 – 84. Временное сопротивление – 575 МПа, физический предел текучести – 280 МПа. Временное сопротивление сварных соединений определяли по ГОСТ 6996 – 66 на плоских образцах. После сварки стационарной дугой (РДС) временное сопротивление составляло 610 МПа, после импульсной сварки с крупнокапельным переносом (КК) – 540 МПа, с мелкокапельным переносом (МК) – 635 МПа, с крупнокапельным переносом и наличием искусственных дефектов (ККд) – 375 МПа. Искусственные дефекты создавали введением в сварочную ванну алюминиевого порошка. Механические испытания и предварительную деформацию образцов проводили на машине Walter + Bai AG LFM-125 (Швейцария) со средней скоростью нагружения 18 Н/с. При исследовании определяли два вида внутренних напряжений: напряжения сдвига (поля напряжений, создаваемые дислокационной структурой); дальнедействующие напряжения – моментные (или локальные) напряжения, возникающие в тех местах материала, в которых присутствует избыточная плотность (или дислокационный заряд) дислокаций (ρ_{\pm}). Внутренние напряжения идентифицировали по наличию в материале изгибных экстинкционных контуров [7 – 9].

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

В исходном состоянии матрица стали 12X18H10T представляет собой γ -фазу (аустенит) [10 – 15]. Выявлены зерна, в которых наряду с дислокационной субструктурой присутствуют механические (или деформационные) микровойники в виде пакетов одной, двух

и трех систем. Микроструктура основного металла (перед сваркой) полностью сдвойникованная [16 – 20]. Амплитуда внутренних напряжений сдвига 280 МПа, а моментных 285 МПа соответственно. В стали 12X18H10T величина средней скалярной плотности дислокаций составляет $2,0 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. Средняя избыточная плотность дислокаций, измеренная из ширины изгибных экстинкционных контуров, составляет $1,97 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ (то есть практически равна ρ).

Структура металла в зоне линии сплавления после сварки

В сварных соединениях стали 12X18H10T, сваренных по четырем режимам, произошли однотипные превращения $\gamma \rightarrow \epsilon$, $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha$, $\gamma \rightarrow \alpha$ как в металле шва, так и ЗТВ, причем в металле швов превращения происходят более интенсивно. В ЗТВ после РДС, КК, МК получены γ -зерна с сетчатой дислокационной субструктурой (ДСС), где их содержание не превышает 10 %. В наплавленном металле эта фаза везде в исследованном металле превратилась в зерна с микровойниками и ϵ -мартенситом. Зерна α -фазы обнаружены в ЗТВ после импульсной сварки с ККд (10 %). После импульсной сварки с крупнокапельным переносом с дефектами (ККд) и без дефектов (КК) в металле швов обнаружены высокие моментные напряжения (σ_d), средняя амплитуда которых при ККд составляет 910 МПа, из них упругая составляющая достигает 595 МПа. После ККд эти напряжения создали условия для зарождения микроразрывов. Минимальный уровень внутренних напряжений в металле шва наблюдается после импульсной сварки модулированным током с мелкокапельным переносом: $\sigma_d = 305 \text{ МПа}$, $\sigma_{\pm} = 270 \text{ МПа}$.

Структура металла в зоне термического влияния сварки после пластической деформации

При деформации сварных соединений до 5 % после РДС средняя скалярная плотность дислокаций увеличилась до $\rho = 3,56 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$, при этом $\rho_{\pm} = 2,06 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$,

$\sigma_{\perp} = 375$ МПа, $\sigma_{\parallel} = 285$ МПа. После импульсной сварки с крупнокапельным переносом (КК) структура представлена зернами γ -фазы с плотными дислокационными сетками (рис. 2). Зерна γ -фазы с механическими (или деформационными) микродвойниками занимают 85 % объема. Максимальная амплитуда внутренних напряжений выявлена в зернах с сетчатой субструктурой: $\sigma_{\perp} = 440$ МПа, $\sigma_{\parallel} = 370$ МПа. Изгиб-кручение кристаллической решетки во всех зернах γ -фазы имеет пластический характер. После ККд деформация 5 % привела к $\gamma \rightarrow \varepsilon$ -превращению. В зернах α -фазы изгиб-кручение кристаллической решетки имеет упругий характер. Металл достиг предельного состояния. Увеличение степени пластической деформации до $\varepsilon = 6$ % привело к дальнейшему изменению структурно-фазового состояния основного металла и его разрушению: $\sigma_{\perp} = 265$ МПа, $\sigma_{\parallel} = \sigma_{\perp}^{\text{пл}} + \sigma_{\parallel}^{\text{упр}} = 265 + 1770 = 2035$ МПа, то есть σ_{\perp} меньше σ_{\parallel} более, чем в семь раз. После МК амплитуда внутренних напряжений наибольшая в зернах без двойников и ε -мартенсита: $\sigma_{\perp} = 405$ МПа, $\sigma_{\parallel} = 290$ МПа (рис. 3, а). Во всех зернах изгиб-кручение кристаллической решетки носит пластический характер.

После деформации до 12 % во всех сварных соединениях произошло $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение. После РДС средняя амплитуда внутренних локальных напряжений σ_{\perp} в зернах α -мартенсита составила 535 МПа, причем пластическая и упругая составляющая σ_{\perp} составляют 295 и 240 МПа соответственно, при этом $\sigma_{\parallel} = 295$ МПа. Кривизна-кручение кристаллической решетки здесь носит упруго-пластический характер, $\sigma_{\perp}^{\text{пл}} \approx \sigma_{\parallel}^{\text{упр}}$.

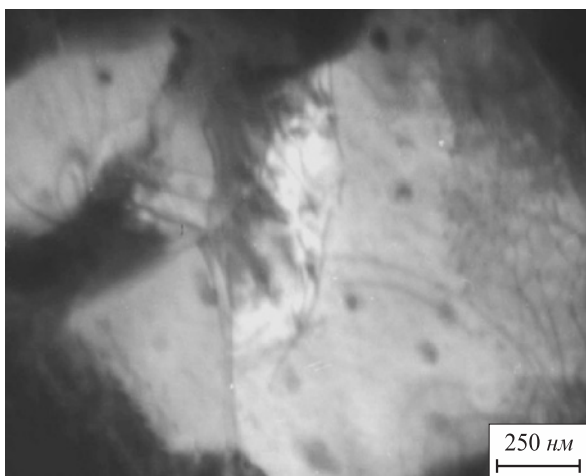


Рис. 2. Электронно-микроскопическое изображение участка аустенитных зерен основного металла после сварки импульсным методом (крупнокапельный перенос) в зоне термического влияния, $\varepsilon = 5$ % (дефектная структура зерен – дислокационные сетки)

Fig. 2. Electron micrographs of austenitic grains sections of the base metal after welding by pulsed method (large-drop transfer) in the zone of thermal influence, $\varepsilon = 5$ % (defective grain structure – dislocation grids)

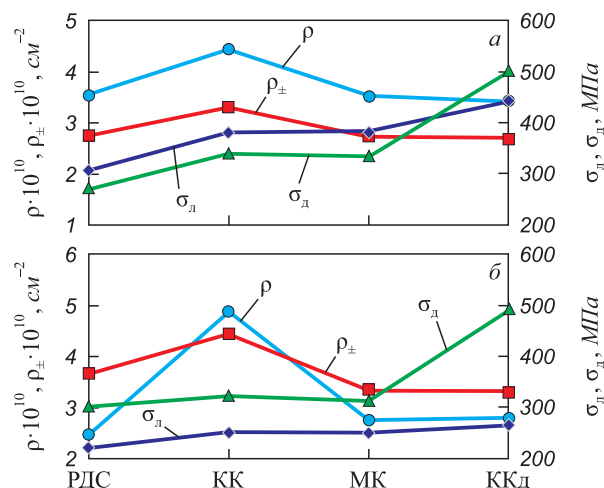


Рис. 3. Амплитуда полей внутренних напряжений (σ_{\perp} и σ_{\parallel}) и плотности дислокаций (ρ и ρ_{\perp}) при деформации 5 %: а – в зоне термического влияния; б – в металле шва

Fig. 3. Amplitude of internal stresses fields (σ_{\perp} and σ_{\parallel}) and dislocations density (ρ and ρ_{\perp}) at deformation of 5 %: а – in zone of thermal influence; б – in weld metal

При КК кривизна-кручение кристаллической решетки также имеет упруго-пластический характер и металл склонен к трещинообразованию.

После МК пластическая деформация до 12 % привела к тому, что в ЗТВ появились зерна γ -фазы, внутри которых присутствуют пакеты пластин ε -мартенсита (рис. 4), объемная доля которых 10 %. Среднее значение скалярной плотности дислокаций $3,09 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ (рис. 5, а) Необходимо отметить, что в зернах γ -фазы с пластинами ε -мартенсита изгибные экстинкционные контуры не обнаружены и, следовательно, уровень внутренних напряжений минимален.

Структура металла шва после сварки и пластической деформации

В металле швов после всех видов сварки и деформации до 5 % происходит интенсификация $\gamma \rightarrow \varepsilon$ фазового превращения. Дислокационная структура во всех зернах имеет вид плотных дислокационных сеток. Присутствуют зерна γ -фазы, содержащие пакеты пластин ε -мартенсита, и зерна, одновременно содержащие, как правило, пересекающиеся пакеты микродвойников и ε -мартенсита. После сварки с КК и деформации 5 % амплитуда внутренних напряжений σ_{\perp} в зернах с микродвойниками составляет 460 МПа, $\sigma_{\parallel} = 330$ МПа (рис. 3, б). Во всех зернах изгиб-кручение кристаллической решетки γ -фазы носит пластический характер. Введение в сварочную ванну искусственных дефектов при крупнокапельном переносе (ККд) изменило микроструктуру шва. В структуре сварного шва выявлены отдельные включения (рис. 6). Изгиб-кручение в таких участках материала имеет упругий характер. Амплитуда внутренних напряжений во фрагментированных

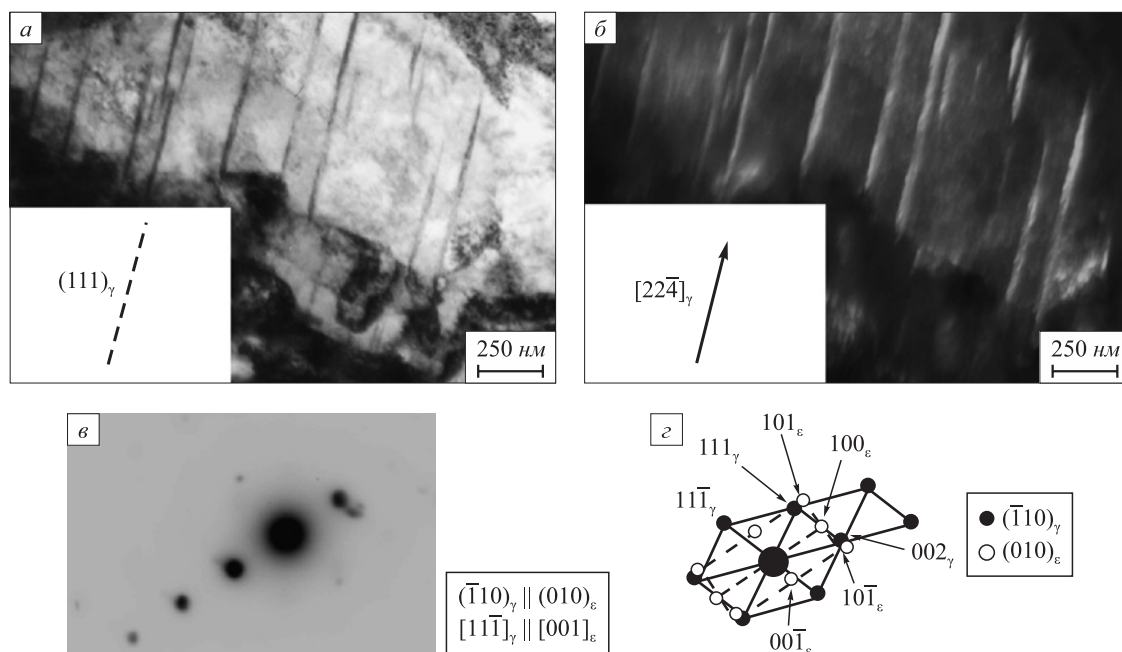


Рис. 4. Электронно-микроскопическое изображение аустенитного зерна, содержащего пакет пластин ε -мартенсита (основной металл после сварки импульсным методом (мелкокапельный перенос), зона термического влияния, $\varepsilon = 12\%$):

a – светлоспольное изображение; b – темнопольное изображение, полученное в рефлексе ε -фазы $[100]_{\varepsilon}$; c и d – микродифракционная картина и ее индифицированная схема

Fig. 4. Electron micrographs of austenitic grain containing a packet of ε -martensite plates (base metal after welding by pulsed method (small-drop transfer); zone of thermal influence, $\varepsilon = 12\%$):

a – bright field image; b – dark-field image obtained in reflection of ε phase $[100]_{\varepsilon}$; c and d – microdiffraction picture and its indicated pattern

зернах (σ_d) достигает 905 МПа. При дальнейшей деформации (до 5 %) амплитуда моментных внутренних напряжений возросла в металле шва до 1080 МПа, однако эти напряжения создаются в 15 % объема материала, где

изгиб-кручение кристаллической решетки γ -фазы носит упруго-пластический характер, а в 85 % – пластический. Поэтому образования микротрещин, способных привести к разрушению, в металле шва не произошло (металл разрушился по ЗТВ). После деформации сварных соединений, выполненных импульсным методом с мелкокапельным переносом (МК) (до 5 %), микроструктура металла шва представляет собой зерна γ -фазы с деформационными микродвойниками (рис. 7). Деформация привела к фазовому $\gamma \rightarrow \varepsilon$ -превращению в 85 % объема металла шва. Амплитуда внутренних напряжений максимальна в зернах с частицами ε -мартенсита, расположенными в стыках и границах дислокационных фрагментов ($\sigma_l = 390$ МПа, $\sigma_d = 355$ МПа). Во всех зернах γ -фазы изгиб-кручение кристаллической решетки носит пластический характер.

Увеличение степени пластической деформации до 12 % привело к образованию α -фазы (до 20 %) в сварных соединениях после РДС (рис. 8, a, b), границы зерен которой являются мощными источниками полей внутренних напряжений. При КК с увеличением деформации до 12 % возросла как скалярная, так и избыточная плотность дислокаций (до $6,18 \cdot 10^{10}$ и $3,40 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ соответственно). Изгиб кристаллической решетки имеет упруго-пластический характер. После МК деформация привела к полному фазовому $\gamma \rightarrow \varepsilon$ и к пластическому характеру изгиба-кручения кристаллической решетки во всех зернах γ -фазы. Амплитуда внутренних

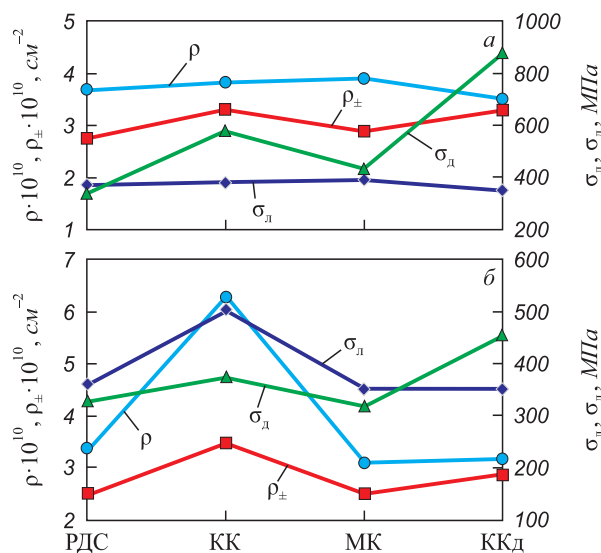


Рис. 5. Амплитуды полей внутренних напряжений (σ_l и σ_d) и плотности дислокаций (ρ и ρ_{\pm}) при деформации 12 %:

a – в зоне термического влияния; b – в металле шва

Fig. 5. Amplitudes of internal stresses fields (σ_l and σ_d) and dislocations density (ρ and ρ_{\pm}) at deformation of 12 %:

a – in zone of thermal influence; b – in weld metal

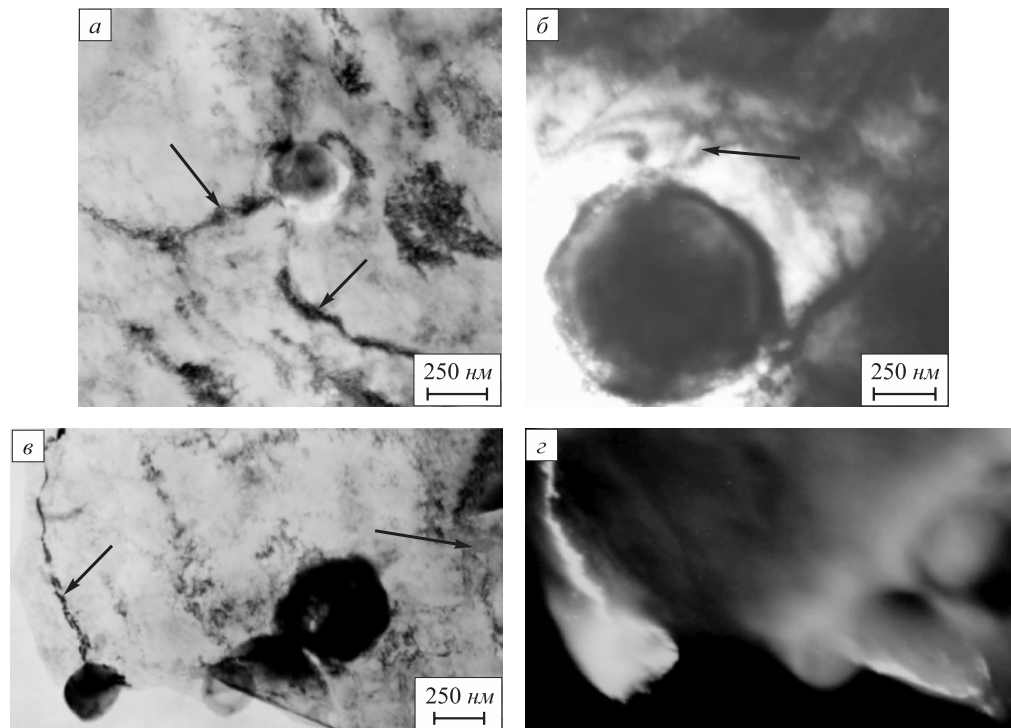


Рис. 6. Электронно-микроскопическое изображение тонкой структуры металла шва после сварки импульсным методом (крупнокапельный перенос) с введением искусственных дефектов, $\varepsilon = 5\%$:
 $a - b$ – светлопольные изображения; c – темнопольное изображение

Fig. 6. Electron micrograph of weld metal fine structure after pulse welding (large-drop transfer) with introduction of artificial defects, $\varepsilon = 5\%$:
 $a - b$ – bright-field images; c – dark-field image

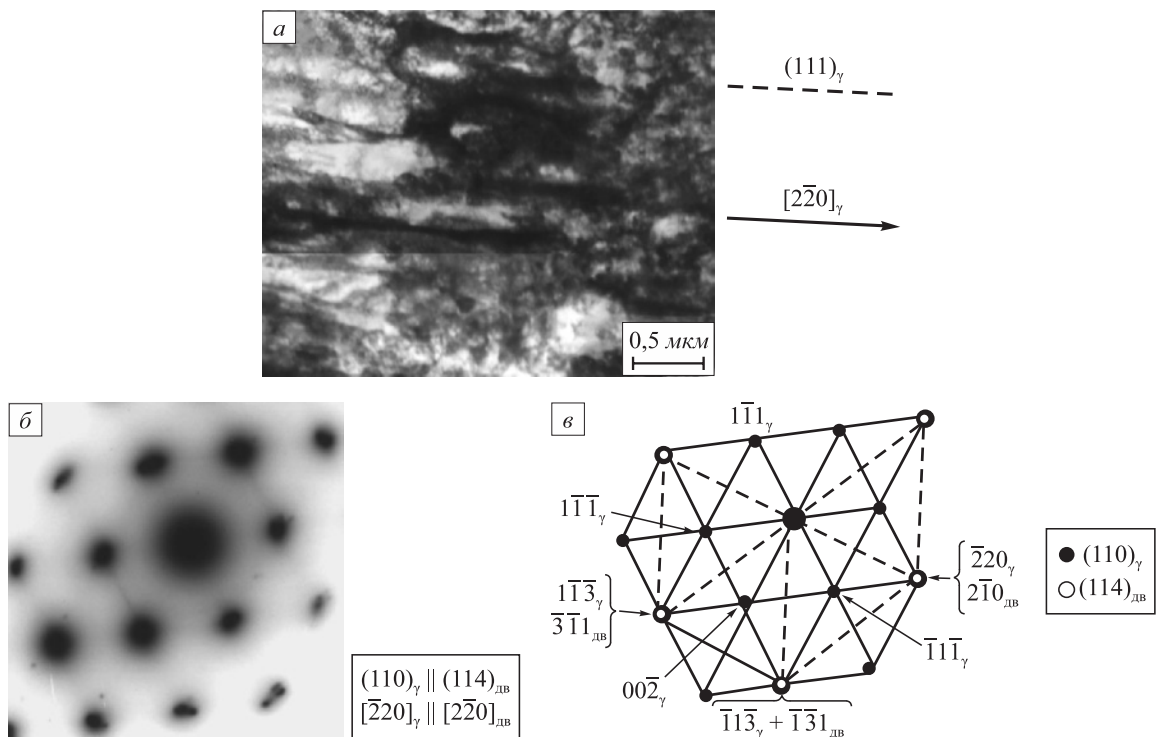


Рис. 7. Электронно-микроскопическое изображение аустенитного зерна шва, содержащего пакет микродвойников при сварке импульсным методом (мелкокапельный перенос), $\varepsilon = 5\%$:
 a – светлопольное изображение; b и c – микродифракционная картина и ее индцированная схема

Fig. 7. Electron micrograph of weld austenitic grain containing a package of microdoublers at pulse welding (small-drop transfer), $\varepsilon = 5\%$:
 a – bright-field image; b and c – microdiffraction picture and its indicated circuit

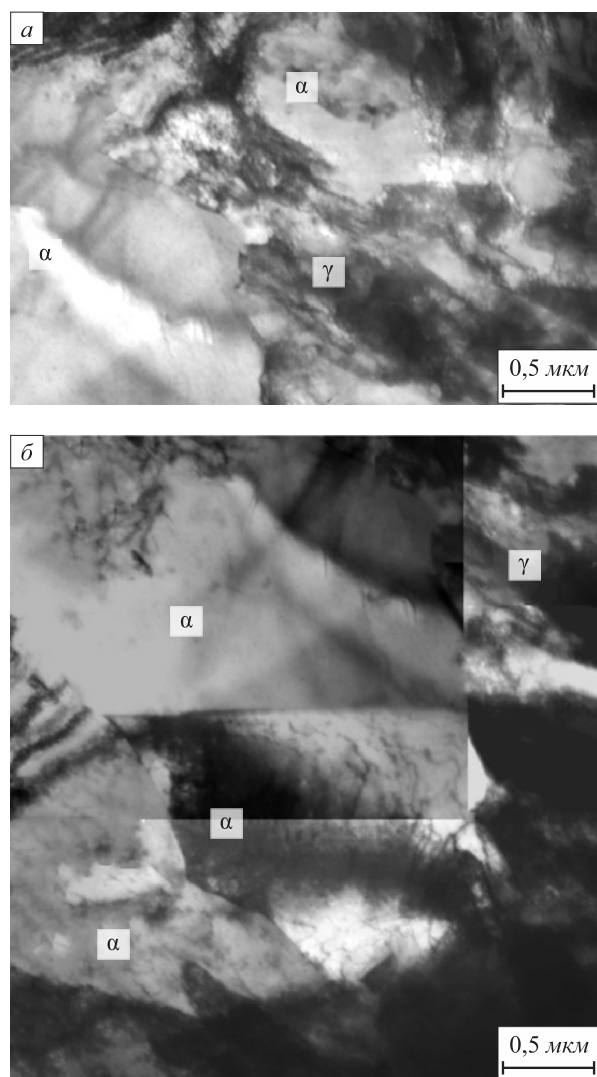


Рис. 8. Электронно-микроскопические изображения структуры материала сварного шва после РДС, деформированного до $\varepsilon = 12\%$ (α -зерна α -мартенсита, γ -зерна аустенита)

Fig. 8. Electron micrographs of the weld material structure after manual arc welding, deformed to $\varepsilon = 12\%$ (α -grains of α -martensite, γ -grains of austenite)

напряжений максимальна в γ -зернах с микродвойниками ($\sigma_d = 385$ МПа, $\sigma_d = 375$ МПа) (рис. 5, б).

Таким образом, в работе установлено, что деформация сварных соединений в интервале до 5 % во всех ис-

следованных образцах приводит к ускорению фазового $\gamma \rightarrow \varepsilon$ -превращения, причем в металле швов это превращение происходит более интенсивно. Дальнейшее повышение степени пластической деформации (до 12 %) приводит к фазовому $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha$ -превращению. Показано, что в структуре металла в зоне линий сплавления образцов из стали 12X18H10T после сварки всеми способами и деформирования до 12 % изгиб-кручение кристаллической решетки может иметь пластический, упруго-пластический или упругий характер [8]. При пластическом изгибе металл не склонен к трещинообразованию [8]. При $\rho < \rho_{\pm}$ и $\sigma_d < \sigma_d$ изгиб-кручение кристаллической решетки носит упруго-пластический характер. При таких условиях может произойти возникновение микротрещин.

Установлено, что сварка с МК и деформация до 12 % создали структуры, где уровень внутренних напряжений минимален, изгиб решетки упруго-пластический только в зоне основного металла, упругая составляющая здесь незначительна. После сварки с КК с искусственными дефектами и без них, а также деформации от 5 до 12 % изгиб-кручение кристаллической решетки изменяется от упруго-пластического (КК) до упругого (ККд), где моментные напряжения становятся практически в семь раз больше напряжений сдвига. Деформирование образцов после РДС более 5 % привело к образованию в структуре α -фазы (до 20 %) и упруго-пластическому изгибу кристаллической решетки.

Выводы

Для снижения риска повреждений сварных соединений аустенитных сталей (12X18H10T) технических устройств опасных производственных объектов, выполненных импульсной сваркой с мелкокапельным переносом, для исключения образования в них микродефектов испытания повышенным давлением (стресс-тест) можно проводить при нагрузках, создающих в металле деформации, не превышающие 5 %, для соединений, заваренных ручной дуговой сваркой, деформации должны быть менее 5 %. Сварные соединения, выполненные импульсной сваркой с крупнокапельным переносом (с дефектами и без), не рекомендуется испытывать повышенным давлением.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

REFERENCES

1. Алешин Н.П., Гладков Э.А., Кузнецов П.С., Бродягин В.Н., Коптева Е.Н., Шолохов М.А. Импульсные технологии управления каплепереносом при MIG/MAG сварке // Сварка и диагностика. 2014. № 3. С. 43–47.
2. Смирнов А., Ожиганов Е., Бакланов Д., Субботин А., Ощепков Н. Испытания оборудования, работающего под давлением на опасных производственных объектах // ТехНадзор. 2015. № 10 (107). С. 72–75.
3. Князьков В.Л., Князьков А.Ф. Повышение эффективности ручной дуговой сварки трубопроводов. Кемерово: КузГТУ, 2008. 104 с.

1. Aleshin N.P., Gladkov E.A., Kuznetsov P.S., Brodyagin V.N., Kopoteva E.N., Sholokhov M.A. Pulse technologies for droplet transfer control in MIG / MAG welding. *Svarka i diagnostika*. 2014, no. 3, pp. 43–47. (In Russ.).
2. Smirnov A., Ozhiganov E., Baklanov D., Subbotin A., Oshchepkov N. Testing of pressure equipment for hazardous production facilities. *TekhNadzor*. 2015, no. 10 (107), pp. 72–75. (In Russ.).
3. Knyaz'kov V.L., Knyaz'kov A.F. *Improving Efficiency of Pipelines Manual Arc Welding*. Kemerovo: KuzSTU, 2008, 104 p. (In Russ.).

4. Чепрасов Д.П. Металловедение сварки и термическая обработка сварных соединений. Барнаул: изд. АлтГТУ, 2011. 108 с.
5. Физическая природа формирования и эволюции градиентных структурно-фазовых состояний в сталях и сплавах / В.В. Коваленко, Э.В. Козлов, Ю.Ф. Иванов, В.Е. Громов. Новокузнецк: ООО «Полиграфист», 2009. 557 с.
6. Конева Н.А., Козлов Э.В. Дислокационная структура и физические механизмы упрочнения металлических материалов // Перспективные материалы / Под ред. Д.Л. Мерсона. Тула: изд. ТГУ, МИСиС, 2006. С. 267–320.
7. Конева Н.А., Тришкина Л.И., Козлов Э.В. Физика субструктурного и зернограницного упрочнения // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2014. Т. 11. № 1. С. 40–49.
8. Смирнов А.Н., Козлов Э.В. Субструктура, внутренние поля напряжений и проблема разрушения паропроводов из стали 12Х1МФ. Кемерово: Кузбассвузиздат, 2004. 163 с.
9. Смирнов А.Н., Данилов В.И., Ожиганов Е.А., Горбатенко В.В., Муравьев В.В. Зависимость локальных деформаций и полей внутренних напряжений от способа сварки конструкционной стали ВСт3сп. 1. Влияние способа сварки на механические характеристики и параметры акустической эмиссии стали ВСт3сп // Дефектоскопия. 2015. № 11. С. 59–67.
10. Okayasu M., Tomida S. Phase transformation system of austenitic stainless steels obtained by permanent compressive strain // Materials Science and Engineering: A. 2017. Vol. 684. P. 712–725. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.12.101>
11. Ullrich C., Eckner R., Krüger L., Martin S., Klemm V., Rafaja D. Interplay of microstructure defects in austenitic steel with medium stacking fault energy // Materials Science and Engineering: A. 2016. Vol. 649. P. 390–399. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.10.021>
12. Eskandari M., Zarei-Hanzaki A., Mohtadi-Bonab M.A., Onuki Y., Basu R., Asghari A., Szpunar J.A. Grain-orientation-dependent of γ - ϵ - α' transformation and twinning in a super-high-strength, high ductility austenitic Mn-steel // Materials Science and Engineering: A. 2016. Vol. 674. P. 514–528. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.08.024>
13. Cai Z.H., Ding H., Tang Z.Y., Misra R.D.K. Significance of control of austenite stability and transformation mechanisms in medium-manganese transformation-induced plasticity steel // Materials Science and Engineering: A. 2016. Vol. 676. P. 289–293. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.08.124>
14. Rafaja D., Krbetschek C., Ullrich C., Martin S. Stacking fault energy in austenitic steels determined by using in situ X-ray diffraction during bending // Journal of Applied Crystallography. 2014. Vol. 47. P. 936–947. <https://doi.org/10.1107/S1600576714007109>
15. Moallemi M., Kermanpur A., Najafizadeh A., Rezaee A., Baghbadorani H.S., Nezhadfar P.D. Deformation-induced martensitic transformation in a 201 austenitic steel: The synergy of stacking fault energy and chemical driving force // Materials Science and Engineering: A. 2016. Vol. 653. P. 147–152. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.12.006>
16. Park M.C., Kim K.N., Yun J.Y., Shin G.S., Kim S.J. Strain-induced ϵ/α' martensitic transformation behavior and solid particle erosion resistance of austenitic Fe–Cr–C–Mn/Ni alloys // Tribology Letters. 2014. Vol. 54. No. 1. P. 51–58. <https://doi.org/10.1007/s11249-014-0306-3>
17. Krüger L., Wolf S., Martin S., Martin U., Jahn A., Weiß A., Scheller P.R. Strain rate dependent flow stress and energy absorption behaviour of cast CrMnNi TRIP/TWIP steels // Steel Research International. 2011. Vol. 82. No. 9. P. 1087–1093. <https://doi.org/10.1002/srin.201100067>
18. Sudha C., Prasanthi T.N., Paul V.T., Saroja S., Vijayalakshmi M. Metastable phase transformation in Ti-5Ta-2Nb alloy and 304L austenitic stainless steel under explosive cladding conditions // Metallurgical and Materials Transactions A. 2012. Vol. 43. No. 10. P. 3596–3607. <https://doi.org/10.1007/s11661-012-1198-1>
4. Cheprasov D.P. *Metal Science of Welding and Heat Treatment of Welded Joints*. Barnaul: AltSTU, 2011, 108 p. (In Russ.)
5. Kovalenko V.V., Kozlov E.V., Ivanov Yu.F., Gromov V.E. *Physical Nature of Formation and Evolution of Gradient Structural-Phase States in Steels and Alloys*. Novokuznetsk: ООО «Poligrafist», 2009, 557 p. (In Russ.)
6. Koneva N.A., Kozlov E.V. Dislocation Structure and Physical Mechanisms of Metallic Materials Strengthening. *Advanced Materials*. Merson D.L. ed. Tula: izd. TSU, MISiS, 2006, pp. 267–320. (In Russ.)
7. Koneva N.A., Trishkina L.I., Kozlov E.V. Physics of substructural and grain-boundary strengthening. *Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedeniya*. 2014, vol. 11, no. 1, pp. 40–49. (In Russ.)
8. Smirnov A.N., Kozlov E.V. *Substructure, Internal Stress Fields and Destruction of Steam Pipelines from 12Kh1MF Steel*. Kemerovo: Kuzbassvuzizdat, 2004, 163 p. (In Russ.)
9. Smirnov A.N., Danilov V.I., Ozhiganov E.A., Gorbatenko V.V., Murav'ev V.V. The dependence of local deformations and internal stress fields on welding technique for grade VSt3sp structural steel: I. The influence of welding technique on the mechanical characteristics and acoustic emission parameters of grade VSt3sp steel. *Russian Journal of Nondestructive Testing*. 2015, vol. 51, no. 11, pp. 705–712. <https://doi.org/10.1134/S1061830915110066>
10. Okayasu M., Tomida S. Phase transformation system of austenitic stainless steels obtained by permanent compressive strain. *Materials Science and Engineering: A*. 2017, vol. 684, pp. 712–725. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.12.101>
11. Ullrich C., Eckner R., Krüger L., Martin S., Klemm V., Rafaja D. Interplay of microstructure defects in austenitic steel with medium stacking fault energy. *Materials Science and Engineering: A*. 2016, vol. 649, pp. 390–399. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.10.021>
12. Eskandari M., Zarei-Hanzaki A., Mohtadi-Bonab M.A., Onuki Y., Basu R., Asghari A., Szpunar J.A. Grain-orientation-dependent of γ - ϵ - α' transformation and twinning in a super-high-strength, high ductility austenitic Mn-steel. *Materials Science and Engineering: A*. 2016, vol. 674, pp. 514–528. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.08.024>
13. Cai Z.H., Ding H., Tang Z.Y., Misra R.D.K. Significance of control of austenite stability and transformation mechanisms in medium-manganese transformation-induced plasticity steel. *Materials Science and Engineering: A*. 2016, vol. 676, pp. 289–293. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.08.124>
14. Rafaja D., Krbetschek C., Ullrich C., Martin S. Stacking fault energy in austenitic steels determined by using in situ X-ray diffraction during bending. *Journal of Applied Crystallography*. 2014, vol. 47, pp. 936–947. <https://doi.org/10.1107/S1600576714007109>
15. Moallemi M., Kermanpur A., Najafizadeh A., Rezaee A., Baghbadorani H.S., Nezhadfar P.D. Deformation-induced martensitic transformation in a 201 austenitic steel: The synergy of stacking fault energy and chemical driving force. *Materials Science and Engineering: A*. 2016, vol. 653, pp. 147–152. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.12.006>
16. Park M.C., Kim K.N., Yun J.Y., Shin G.S., Kim S.J. Strain-induced ϵ/α' martensitic transformation behavior and solid particle erosion resistance of austenitic Fe–Cr–C–Mn/Ni alloys. *Tribology Letters*. 2014, vol. 54, no. 1, pp. 51–58. <https://doi.org/10.1007/s11249-014-0306-3>
17. Krüger L., Wolf S., Martin S., Martin U., Jahn A., Weiß A., Scheller P.R. Strain rate dependent flow stress and energy absorption behaviour of cast CrMnNi TRIP/TWIP steels. *Steel Research International*. 2011, vol. 82, no. 9, pp. 1087–1093. <https://doi.org/10.1002/srin.201100067>
18. Sudha C., Prasanthi T.N., Paul V.T., Saroja S., Vijayalakshmi M. Metastable phase transformation in Ti-5Ta-2Nb alloy and 304L austenitic stainless steel under explosive cladding conditions. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2012, vol. 43, no. 10, pp. 3596–3607. <https://doi.org/10.1007/s11661-012-1198-1>

19. Chen A.Y., Ruan H.H., Wang J., Chan H.L., Wang Q., Li Q., Lu J. The influence of strain rate on the microstructure transition of 304 stainless steel // *Acta Materialia*. 2011. Vol. 59. No. 9. P. 3697–3709. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2011.03.005>
20. Martin S., Wolf S., Martin U., Krüger L., Rafaja D. Deformation mechanisms in austenitic TRIP/TWIP steel as a function of temperature // *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2016. Vol. 47. No. 1. P. 49–58. <https://doi.org/10.1007/s11661-014-2684-4>
19. Chen A.Y., Ruan H.H., Wang J., Chan H.L., Wang Q., Li Q., Lu J. The influence of strain rate on the microstructure transition of 304 stainless steel. *Acta Materialia*. 2011, vol. 59, no. 9, pp. 3697–3709. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2011.03.005>
20. Martin S., Wolf S., Martin U., Krüger L., Rafaja D. Deformation mechanisms in austenitic TRIP/TWIP steel as a function of temperature. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2016, vol. 47, no. 1, pp. 49–58. <https://doi.org/10.1007/s11661-014-2684-4>

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

Александр Николаевич Смирнов, д.т.н., профессор кафедры «Технологии машиностроения», Кузбасский государственный технический университет имени Т. Ф. Горбачева

ORCID: 0000-0002-0342-3055

E-mail: galvas.kem@gmail.com

Наталья Анатольевна Попова, к.т.н., старший научный сотрудник кафедры физики, Томский государственный архитектурно-строительный университет

ORCID: 0000-0001-8823-4562

E-mail: Popova@tici.tomsk.ru

Николай Викторович Абабков, к.т.н., доцент кафедры «Технологии машиностроения», Кузбасский государственный технический университет имени Т. Ф. Горбачева

ORCID: 0000-0003-0794-8040

E-mail: n.ababkov@rambler.ru

Константин Викторович Князьков, к.т.н., доцент кафедры «Технологии машиностроения», Кузбасский государственный технический университет имени Т. Ф. Горбачева

ORCID: 0000-0001-7008-4244

E-mail: koss233@gmail.com

Елена Леонидовна Никоненко, к.т.н., доцент кафедры физики, химии и теоретической механики, Томский государственный архитектурно-строительный университет

ORCID: 0000-0002-0396-9541

E-mail: vilatomsk@mail.ru

INFORMATION ABOUT THE AUTHORS

Aleksandr N. Smirnov, Dr. Sci. (Eng.), Prof. of the Chair "Engineering Technology", T. F. Gorbachev Kuzbass State Technical University

ORCID: 0000-0002-0342-3055

E-mail: galvas.kem@gmail.com

Natal'ya A. Popova, Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher of the Chair of Physics, Tomsk State University of Architecture and Building

ORCID: 0000-0001-8823-4562

E-mail: Popova@tici.tomsk.ru

Nikolai V. Ababkov, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair "Engineering Technology", T. F. Gorbachev Kuzbass State Technical University

ORCID: 0000-0003-0794-8040

E-mail: n.ababkov@rambler.ru

Konstantin V. Knyaz'kov, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair "Engineering Technology", T. F. Gorbachev Kuzbass State Technical University

ORCID: 0000-0001-7008-4244

E-mail: koss233@gmail.com

Elena L. Nikonenko, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair of Physics, Chemistry and Theoretical Mechanics, Tomsk State University of Architecture and Building

ORCID: 0000-0002-0396-9541

E-mail: vilatomsk@mail.ru

ВКЛАД АВТОРОВ:

А.Н. Смирнов – формирование концепции статьи, определение цели и задач статьи. Написание введения и выводов. Редактирование финальной версии статьи.

Н.А. Попова – анализ структуры металла сварных соединений ручной дуговой сваркой, импульсной сваркой с мелкокапельным переносом, крупнокапельным переносом с искусственными дефектами и без дефектов и после деформации до 5 и 12 % в зоне линии сплавления на расстоянии 0,5 мм от нее в металле шва и 1,0 мм в зоне термического влияния.

Н.В. Абабков – определение химического состава пластин из стали 12X18H10T (ГОСТ 5949 – 2018). Проведение механических испытаний на одноосное растяжение до деформации 5 и 12 %. Редактирование финальной версии статьи.

К.В. Князьков – подготовка образцов сварных соединений из стали 12X18H10T (ГОСТ 5949 – 2018), выполненных ручной дуговой сваркой, импульсной сваркой с мелкокапельным переносом (МК), крупнокапельным переносом с искусственными дефектами и без дефектов.

Е.Л. Никоненко – анализ структуры металла сварных соединений ручной дуговой сваркой, импульсной сваркой с мелкокапельным переносом, крупнокапельным переносом с искусственными дефектами и без дефектов и после деформации до 5 и 12 % в зоне линии сплавления на расстоянии 0,5 мм от нее в металле шва и 1,0 мм в зоне термического влияния.

Поступила в редакцию 17.07.2020

После доработки 15.09.2020

Принята к публикации 26.10.2020

Received 17.07.2020

Revised 15.09.2020

Accepted 26.10.2020