

УДК 621.791.725:621.791.755.5

СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ВЫСОКОПРОЧНОЙ СТАЛИ ПРИ ГИБРИДНОЙ ЛАЗЕРНО-ДУГОВОЙ СВАРКЕ

МАРКАШОВА Л. И.¹ *д.т.н., проф.*,
ПОЗНЯКОВ В.Д.¹ *чл.-кор. НАН Украины*,
БЕРДНИКОВА Е. Н.¹, *к.т.н.*,
ШЕЛЯГИН В. Д.¹, *к.т.н.*,
ЖДАНОВ С. Л.¹, *к.т.н.*,
АЛЕКСЕЕНКО Т.А.¹, *к.т.н.*

¹ Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины, ул. Казимира Малевича, 11, 03650, Киев, Украина, тел. +38 (044) 205-21-61, e-mail: office@paton.kiev.ua ORCID ID: 0000-0066-0317-7332

¹ Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины, ул. Казимира Малевича, 11, 03650, Киев, Украина, тел. +38 (044) 200-73-66, e-mail: paton39@ukr.net, ORCID ID: 0000-0066-0256-0493

¹ Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины, ул. Казимира Малевича, 11, 03650, Киев, Украина, тел. +38 (044) 205-25-63, e-mail: omberdnikova@bigmir.net, ORCID ID: 0000-0001-9754-9478

¹ Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины, ул. Казимира Малевича, 11, 03650, Киев, Украина, тел. +38 (044) 200-65-66, e-mail: office@paton.kiev.ua, ORCID ID: 0000-0078-0167-4115

¹ Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины, ул. Казимира Малевича, 11, 03650, Киев, Украина, тел. +38 (044) 200-82-28, e-mail: paton39@ukr.net, ORCID ID: 0000-0070-0540-0954

¹ Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины, ул. Казимира Малевича, 11, 03650, Киев, Украина, тел. +38 (044) 205-25-63, e-mail: alexeenko_tetyana@ukr.net, ORCID ID: 0000-0065-0592-7937

Аннотация. *Цель.* В настоящее время при изготовлении ответственных сварных конструкций из высокопрочных сталей все большее применение находят новые технологии гибридной лазерно-дуговой сварки, которые повышают производительность процесса и обеспечивают прочность и пластичность сварных соединений. Целью настоящей работы было исследование особенностей фазовых и структурных изменений в металле сварных соединений высокопрочной стали, полученных гибридной лазерно-дуговой сваркой и оценка влияния одного из основных технологических параметров – скорости сварки ($V_{св}$) на формирующуюся структуру и механические свойства сварных соединений. *Методика.* Исследования выполнялись на сварных соединениях высокопрочной стали 14ХГН2МДАФБ. Сварные соединения получали в условиях различных скоростей ($V_{св} \sim 72 \dots 110$ м/ч) гибридной лазерно-дуговой сварки. Структурные изменения изучали с помощью комплексного метода исследования, который включает оптическую металлографию, аналитическую растровую и просвечивающую электронную микроскопию. *Результаты.* На основе информации, полученной на различных структурных уровнях (от зеренного до дислокационного), выполнены аналитические оценки влияния структурных параметров на механические свойства и трещиностойкость сварных соединений. *Научная новизна.* Установлены оптимальные технологические режимы гибридной лазерно-дуговой сварки высокопрочной стали 14ХГН2МДАФБ, обеспечивающие, с точки зрения формирующейся структуры, высокие показатели механических свойств и трещиностойкость металла сварных соединений. *Практическая значимость.* Представленные результаты показали перспективность разработки технологических режимов гибридной лазерно-дуговой и решения задач формирования наиболее благоприятной структуры сварных соединений высокопрочной стали с целью обеспечения необходимого комплекса механических свойств и трещиностойкости сварных соединений.

Ключевые слова: высокопрочная сталь, гибридная лазерно-дуговая сварка, сварные соединения, структура металла, механические свойства, вязкость разрушения, трещиностойкость

СТРУКТУРА ТА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ВИСОКОМЦНОЇ СТАЛІ ПРИ ГИБРИДНОМУ ЛАЗЕРНО-ДУГОВОМУ ЗВАРЮВАННІ

МАРКАШОВА Л. І.¹ *д.т.н., проф.*,
ПОЗНЯКОВ В.Д.¹ *чл.-кор. НАН України*,
БЕРДНИКОВА О. М.¹, *к.т.н.*,
ШЕЛЯГІН В. Д.¹, *к.т.н.*,
ЖДАНОВ С. Л.¹, *к.т.н.*

АЛЕКСЕЕНКО Т.О.¹, *к.т.н.*

Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України, вул. Казимира Малевича, 11, 03650, Київ, Україна, тел. +38 (044) 205-21-61, e-mail: office@paton.kiev.ua, ORCID ID: 0000-0066-0317-7332

Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України, вул. Казимира Малевича, 11, 03650, Київ, Україна, тел. +38 (044) 200-73-66, e-mail: paton39@ukr.net, ORCID ID: 0000-0066-0256-0493

Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України, вул. Казимира Малевича, 11, 03650, Київ, Україна, тел. +38 (044) 205-25-63, e-mail: omberdnikova@bigmir.net, ORCID ID: 0000-0001-9754-9478

Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України, вул. Казимира Малевича, 11, 03650, Київ, Україна, тел. +38 (044) 200-65-66, e-mail: office@paton.kiev.ua, ORCID ID: 0000-0078-0167-4115

Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України, вул. Казимира Малевича, 11, 03650, Київ, Україна, тел. +38 (044) 200-82-28, e-mail: paton39@ukr.net, ORCID ID: 0000-0070-0540-0954

Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України, вул. Казимира Малевича, 11, 03650, Київ, Україна, тел. +38 (044) 205-25-63, e-mail: alexeenko_tetyana@ukr.net, ORCID ID: 0000-0065-0592-7937

Анотація. Мета. В теперішній час при виготовленні відповідальних зварних конструкцій з високоміцних сталей все більше використання знаходять нові технології гібридного лазерно-дугового зварювання, які підвищують продуктивність процесу та забезпечують міцність і пластичність зварних з'єднань. Метою цієї роботи було дослідження особливостей фазових та структурних змін в металі зварних з'єднань високоміцних сталей, що були отримані гібридним лазерно-дуговим зварюванням, а також оцінка впливу одного з основних технологічних параметрів – швидкості зварювання ($V_{зв}$) на структуру, що формується, та механічні властивості зварних з'єднань. **Методика.** Дослідження виконувались на зварних з'єднаннях високоміцної сталі 14ХГН2МДАФБ. Зварні з'єднання отримали в умовах різних швидкостей ($V_{зв} \sim 72 \dots 110$ м/г) гібридним лазерно-дуговим зварюванням. Структурні зміни вивчали за допомогою комплексного методу досліджень, який включає оптичну металографію, аналітичну растрову та просвічуючу електронну мікроскопію. **Результати.** На основі даних, отриманих на різних структурних рівнях (від зеленого до дислокаційного), виконані аналітичні оцінки впливу структурних параметрів на механічні властивості та тріщиностійкість зварних з'єднань. **Наукова новизна.** Встановлено оптимальні технологічні режими гібридного лазерно-дугового зварювання високоміцної сталі 14ХГН2МДАФБ, що забезпечують, з точки зору структури, що формується, високі показники механічних властивостей та тріщиностійкість металу зварних з'єднань. **Практичне значення.** Представлені результати показали перспективність розробки технологічних режимів гібридного лазерно-дугового зварювання та вирішення задач формування найбільш сприятливої структури зварних з'єднань високоміцної сталі з метою забезпечення необхідного комплексу механічних властивостей та тріщиностійкості зварних з'єднань.

Ключові слова: високоміцна сталь, гібридне лазерно-дугове зварювання, зварні з'єднання, структура металу, механічні властивості, в'язкість руйнування, тріщиностійкість

STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF WELDED JOINTS OF HIGH STRENGTH STEELS AT THE HYBRID LASER-ARC WELDING

MARKASHOVA L. I.¹, *Dr. Sc. (Tech.), Prof.*

POZNYAKOV V. D.¹, *Dr. Sc. (Tech.), Corr. Member of the NAS of Ukraine,*

SHELYAGIN V. D.¹, *Cand. Sc. (Tech.),*

BERDNIKOVA O. M.¹, *Cand. Sc. (Tech.),*

ZHDANOV S. L.¹, *Cand. Sc. (Tech.),*

ALEKSEENKO T.A.¹, *Cand. Sc. (Tech.).*

¹ Paton Welding Institute of the NAS of Ukraine, Kazimira Malevicha str, 11, 03650, Kyiv, Ukraine, +38 (044) 205-21-61, e-mail: office@paton.kiev.ua, ORCID ID: 0000-0066-0317-7332

¹ Paton Welding Institute of the NAS of Ukraine, Kazimira Malevicha str, 11, 03650, Kyiv, Ukraine, +38 (044) 200-73-66, e-mail: paton39@ukr.net, ORCID ID: 0000-0066-0256-0493

¹ Paton Welding Institute of the NAS of Ukraine, Kazimira Malevicha str, 11, 03650, Kyiv, Ukraine, +38 (044) 205-25-63, e-mail: omberdnikova@bigmir.net, ORCID ID: 0000-0001-9754-9478

¹ Paton Welding Institute of the NAS of Ukraine, Kazimira Malevicha str, 11, 03650, Kyiv, Ukraine, +38 (044) 200-65-66, e-mail: office@paton.kiev.ua, ORCID ID: 0000-0078-0167-4115

¹ Paton Welding Institute of the NAS of Ukraine, Kazimira Malevicha str, 11, 03650, Kyiv, Ukraine, +38 (044) 200-82-28, e-mail: paton39@ukr.net, ORCID ID: 0000-0070-0540-0954

¹ Paton Welding Institute of the NAS of Ukraine, Kazimira Malevicha str, 11, 03650, Kyiv, Ukraine, +38 (044) 205-25-63, e-mail: alexeenko_tetyana@ukr.net, ORCID ID: 0000-0065-0592-7937

Annotation. Purpose. Nowadays the production of critical welded structures of high-strength steels more and more new technologies are used hybrid laser-arc welding, which increase the productivity of the process and provide the strength and plasticity

of welded joints. The aim of this study was to investigate the features of phase and structural changes in the metal of welded joints of high-strength steel obtained by hybrid laser-arc welding and evaluate the effect of one of the main technological parameters - welding speed on a formed structure and mechanical properties of welded joints. **Methodology.** Studies were carried out on welded joints of high-strength steel 14HGN2MDAFB. Welds were obtained in conditions of diverse speeds (72-110 m / h) of the hybrid laser arc welding. The structural changes were studied using a complex technique of research, which includes optical metallography, analytical scanning and transmission electron microscopy. **Findings.** On the basis of information obtained at different structural levels (from grain to dislocation) the analytical assessment of the impact of the structural parameters on the mechanical properties and fracture toughness of welds are made. **Originality.** Optimal technological modes of the hybrid laser-arc welding of high strength steel 14HGN2MDAFB providing, in terms of formed structure, high mechanical properties and fracture toughness of metal welded connections have been established. **Practical value.** The presented results showed the prospect of the development of technological modes of the hybrid laser-arc and solutions of objectives of formation of the most favourable structure of welded joints of high-strength steel to provide the necessary complex mechanical properties and fracture toughness of welds.

Keywords: high-strength steel, the hybrid laser-arc welding, welded joints, metal structure, mechanical properties, fracture toughness, crack resistance

Введение

В настоящее время для ответственных сварных конструкций, работающих в сложных эксплуатационных условиях, используются высокопрочные стали с пределом текучести более 700 МПа [1-3]. При классических технологиях механизированной (дуговой) сварки таких сталей диапазон скоростей сварки ($V_{св}$) составляет порядка от 18 м/ч до 50 м/ч при скоростях охлаждения $W_{6/5} \approx 10...38^\circ\text{C}/\text{с}$ [4-6]. Однако в настоящее время все большее применение находят технологии лазерной и гибридной лазерно-дуговой сварки, позволяющие получать качественные сварные соединения с использованием более высоких скоростей сварки и скоростей охлаждения ($W_{6/5} \approx 30...100^\circ\text{C}/\text{с}$), что в значительной степени повышает производительность процесса (по сравнению с дуговой сваркой) и обеспечивает повышение показателей прочности (на 8...15%) и пластичности (в 1,5...2 раза) сварных соединений. При этом заметно изменяются (по сравнению с дуговой сваркой) геометрические параметры зоны сварки: в 3...5 раз уменьшается ширина швов и зоны термического влияния (ЗТВ) сварных соединений. Учитывая существенные изменения технологических режимов, следует ожидать заметных изменений и в структурах, формирующихся в сварных соединениях, которые, как известно, во многом определяют их свойства [5-8]. Изучение особенностей лазерного и гибридного процессов, их влияния на формирование сварных швов в настоящее время является задачей технологов и исследователей [9].

Цель

Целью настоящей работы являются детальные исследования на всех структурных уровнях (от зеренного до дислокационного) особенностей фазовых и структурных изменений в металле сварных соединений, полученных гибридной лазерно-дуговой сваркой, в зависимости от используемых технологических параметров сварки. Кроме того актуальной задачей представляется оценка роли конкретных структурно-фазовых

составляющих, формирующихся при различных режимах сварки в оптимизации наиболее значимых для эксплуатационных условий механических характеристик сварных соединений, а именно – показателей прочности (σ_r), вязкости разрушения (K_{Ic}) и трещиностойкости.

Материал

Работу выполняли на образцах высокопрочной стали 14ХГН2МДАФБ (0,183% С; 1,19% Cr; 0,98% Mn; 2,07% Ni; 0,22% Mo 0,08% V; 0,33% Si; не более 0,018% P и 0,005% S) толщиной до 10 мм с использованием сварочной проволоки Св-10ХН2ГСМФТЮ ($\leq 0,1\%$ С; 0,7% Cr; 0,4% Mn; 0,22% Mo; 0,15% V; 0,24% Si; не более 0,007% S).

Методика и результаты

Гибридную лазерно-дуговую сварку проводили со скоростями ($V_{св}$) 72, 90, 110 м/ч. В качестве источника лазерного излучения использовали CO₂-лазер мощностью излучения до 4,4 кВт и защитный газ (смесь Ar+CO₂ с расходом 15...20 л/мин). Режимы проведения экспериментов приведены в табл.1.

Таблица 1

Режимы лазерно-дуговой сварки стали 14ХГН2МДАФБ / Modes of laser-arc welding of 14HGN2MDAFB steel

Сварочный ток I, А	Напряжение на дуге U_d , В	Скорость сварки $V_{св}$, м/ч	Скорость охлаждения $W_{6/5}$, $^\circ\text{C}/\text{с}$.
125	23	72	58
150	25	90	61
200	26	110	63

Указанные режимы позволяют обеспечить охлаждение металла ЗТВ в интервале температур 600-500 $^\circ\text{C}$ со скоростью $W_{6/5} \approx 58...62^\circ\text{C}/\text{с}$.

Структурно-фазовые изменения – размеры зеренной, субзеренной структуры, распределение фазовых выделений, особенности зон хрупкого и вязкого разрушения, характер распределения плотности дислокаций в металле шва и различных

участках ЗТВ сварных соединений (рис. 1 б) изучали на всех структурных уровнях с использованием комплекса экспериментальных методов современного физического металловедения, включая: оптическую металлографию, аналитическую растровую микроскопию (СЭМ-515, фирмы PHILIPS) и просвечивающую электронную микроскопию (JEM-200CX, фирмы JEOL). Комплексные исследования дали возможность оценить дифференцированный вклад отдельных структурно-фазовых составляющих и других структурных параметров в изменение интегральных значений свойств прочности (σ_r) и вязкости разрушения (K_{Ic}), а также уровень локальных внутренних напряжений ($\tau_{л./вн}$ – зон зарождения и распространения трещин) в различных участках сварных соединений при используемых режимах гибридной сварки.

По результатам механических испытаний было установлено, что наиболее высокие показатели предела текучести ($\sigma_{0,2}$) и временного сопротивления (σ_b) имеют швы, выполненные при $V_{св} = 90$ м/ч ($\sigma_{0,2} = 1138,1...1156,3$ МПа; $\sigma_b = 1319,7...1326,6$ МПа). Однако, в этом случае заметно (в 1,6 раза) снижается показатель пластичности ($\psi = 35,6...40,8$ %) металла швов и ударная вязкость ($KCV^{40} = 50,4...65,7$ Дж/см²) в металле ЗТВ по сравнению с $V_{св} = 72$ м/ч ($KCV^{40} = 79,9...93,5$ Дж/см²) и $V_{св} = 110$ м/ч ($KCV^{40} = 66,5...96,7$ Дж/см²).

Более детальные исследования в наиболее значимых зонах сварных соединений – металле швов и ЗТВ показали изменения структурных параметров (величины зерен, субзеренной структуры - D_3 , d_c) различных фазовых составляющих (бейнита верхнего и нижнего - B_B , B_H , мартенсита - М), их объемной доли (V_d , %) микротвердости (HV), характера распределения и плотности дислокаций (ρ), а также особенностей зоны разрушения сварных соединений (вязкое, хрупкое и т.п.) в зависимости от используемых скоростей лазерно-дуговой сварки.

Структура основного свариваемого металла бейнито-ферритная (Б-Ф) с размером зерен $D_3 = 15...25$ мкм и микротвердостью HV(Б-Ф) = 2700...2850 МПа. В случае использования скорости сварки $V_{св} = 72$ м/ч структура металла шва и ЗТВ бейнитно - мартенситная (Б-М) с преимущественным ($V_d \sim 60...80\%$) формированием структур бейнита нижнего (B_H) с $D_3 = 30...120 \times 170...350$ мкм (в металле шва) при HV = 3660...4010 МПа (рис. 1а). При переходе к ЗТВ в участке перегрева микротвердость (HV) составляет $\sim 3830...3900$ МПа, а D_3 для этой зоны сварки уменьшается до значений $\sim 30...60$ мкм (рис. 1б). В участке перекристаллизации и рекристаллизации ЗТВ структура измельчается еще в большей степени (в 2...4 раза) при снижении микротвердости до HV = 3510...3660 МПа. При переходе к основному металлу в участке неполной перекристаллизации формируется феррито-бейнитная структура с HV = 3360...3510 МПа и $D_3 = 5...15$ мкм.

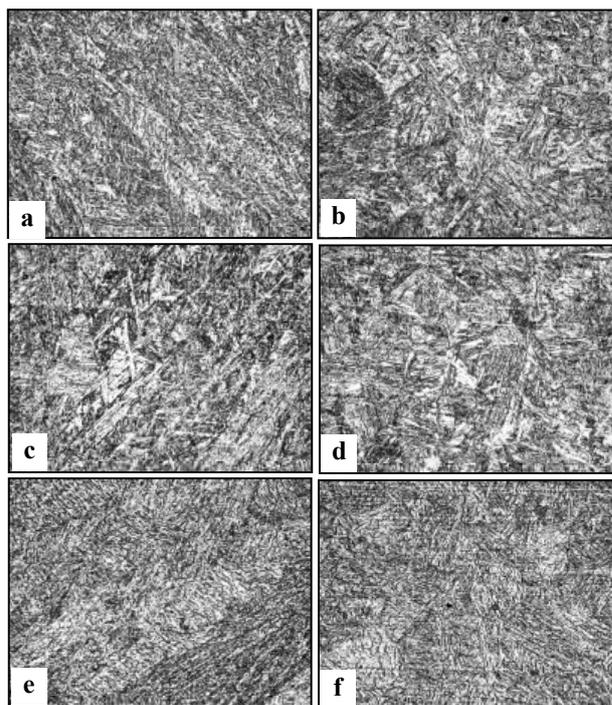


Рис. 1. Структура металла швов (а, с, е) и участка перегрева ЗТВ (b, d, f) при различных скоростях гибридной лазерно-дуговой сварки: а, b - $V_{св} = 72$ м/ч; с, d - $V_{св} = 90$ м/ч; е, f - $V_{св} = 110$ м/ч ($\times 500$) / Structure of the weld metal (a, c, e) and area of overheating HAZ (b, d, f) at different speeds hybrid laser arc welding: a, b - $V_w = 72$ m/h; c, d - $V_w = 90$ m/h; e, f - $V_w = 110$ m/h ($\times 500$).

В условиях увеличения скорости сварки до $V_{св} = 90$ м/ч для металла швов сварных соединений характерно формирование преимущественно ($V_d \sim 50...70\%$) мартенситной структуры (мартенсит отпуска, $M_{отп}$), с размером зерна $D_3 \sim 30...80 \times 150...300$ мкм при HV = 4050...4420 МПа (рис. 1с). При переходе к участку перегрева в ЗТВ величина зерна несколько уменьшается (до $D_3 \sim 25...50$ мкм) с незначительным снижением микротвердости (до HV = 3830...4050 МПа), рис. 1d. По мере перехода к основному металлу - в участке перекристаллизации и рекристаллизации ЗТВ структура еще более измельчается (в 2 раза до $D_3 = 10...20$ мкм) при снижении микротвердости (HV до $\sim 3660...3830$ МПа). Для последующего металла ЗТВ (участка неполной перекристаллизации) характерно формирование феррито-бейнитной (Ф-Б) структуры ($D_3 = 10...20$ мкм) при HV = 3220...3700 МПа.

Таким образом, при увеличении скорости сварки ($V_{св}$) от 72 м/ч до 90 м/ч изменяется фазовый состав металла швов и ЗТВ сварных соединений от бейнитно - мартенситного (Б-М) до мартенситного (М) типа, а также изменяется соотношение структурных составляющих в металле ЗТВ сварных соединений: уменьшается (в 2...3 раза) объемная доля B_H при повышении (в 3 раза) доли $M_{отп}$, что в итоге обеспечивает максимальные показатели

прочности, однако приводит к существенному снижению (в 1,6 раза) пластичности (ψ) в шве.

При максимальной скорости гибридной лазерно-дуговой сварки ($V_{св} = 110$ м/ч) фазовый состав металла шва и ЗТВ представлен бейнитно-мартенситной (Б-М) структурой с преимущественным ($V_d \sim 60...70\%$) формированием структур бейнита верхнего (B_v) с величиной зерна $D_3 = 20...80 \times 150...250$ мкм и микротвердостью (HV) $\sim 3360...4010$ МПа (рис. 1е). При переходе к ЗТВ в участке перегрева соединений величина зерна уменьшается (рис. 1ф) в 2 раза (до $D_3 = 20...40$ мкм). А для металла участка неполной перекристаллизации характерно формирование Ф-Б структуры, HV = 3360...3510 МПа ($D_3 = 5...20$ мкм).

Таким образом, в случае увеличения скорости сварки до $V_{св} = 110$ м/ч заметно уменьшается объемная доля B_n (до 10...20%) и преимущественно формируются структуры B_v (60...70%). Такие структурные изменения могут приводить к неравномерному уровню механических свойств по зоне сварки и снижению трещиностойкости сварных соединений.

Результаты фрактографических исследований изломов методом сканирующей электронной микроскопии позволили провести сопоставление характера разрушения металла швов сварных соединений в зависимости от температуры испытаний ($T_{исп} = +20^\circ\text{C}$ и $T_{исп} = -40^\circ\text{C}$) в различных зонах разрушения (I – в зонах очагов разрушения у надреза; II – в зонах распространения магистральной трещины). Для всех скоростей сварки ($V_{св} = 72...110$ м/ч) при $T_{исп} = +20^\circ\text{C}$ характерен преимущественно вязкий тип разрушения. Однако по мере повышения скорости сварки ($V_{св} = 90$ м/ч) в зоне I несколько возрастает количество (\sim до 2%) участков хрупкого внутризеренного скола. В случае более высоких скоростей сварки ($V_{св} = 110$ м/ч) доля хрупкого разрушения возрастает до $\sim 20\%$.

В случае снижения температуры испытаний ($T_{исп} = -40^\circ\text{C}$) для сварных соединений при сварке со скоростью $V_{св} = 72$ и 90 м/ч характерен смешанный тип разрушения – хрупкий в сочетании с вязким ямочным разрушением (в зоне I до $\sim 40...55\%$; в зоне II до $\sim 70...80\%$ хрупкого скола), рис. 2а, с. В условиях скорости сварки $V_{св} = 110$ м/ч ($T_{исп} = -40^\circ\text{C}$) наблюдается увеличение (в 1,3 раза) объемной доли хрупкого разрушения (до $\sim 75...95\%$, рис. 2е), укрупнение фасеток скола и увеличение протяженности формирующихся трещин. В металле ЗТВ сварных соединений при температуре испытания $T_{исп} = -40^\circ\text{C}$ для всех скоростей сварки в зоне очага разрушения (I) наблюдается вязкий характер разрушения, с размером ямок $d_{я} = 1...10$ мкм.

В зоне магистрального развития трещины (II) для скорости сварки $V_{св} = 72$ м/ч характер разрушения преимущественно вязкий (рис. 2б) с единичными участками ($V_d \sim 5\%$) квазихрупкой составляющей. При скорости сварки $V_{св} = 90$ м/ч увеличивается объемная доля квазихрупкого скола до $V_d \sim 20\%$

(рис. 2д), а при $V_{св} = 110$ м/ч составляет $V_d \sim 35\%$ (рис. 2ф). При этом размер фасеток скола также укрупняется (в 1,3 раза).

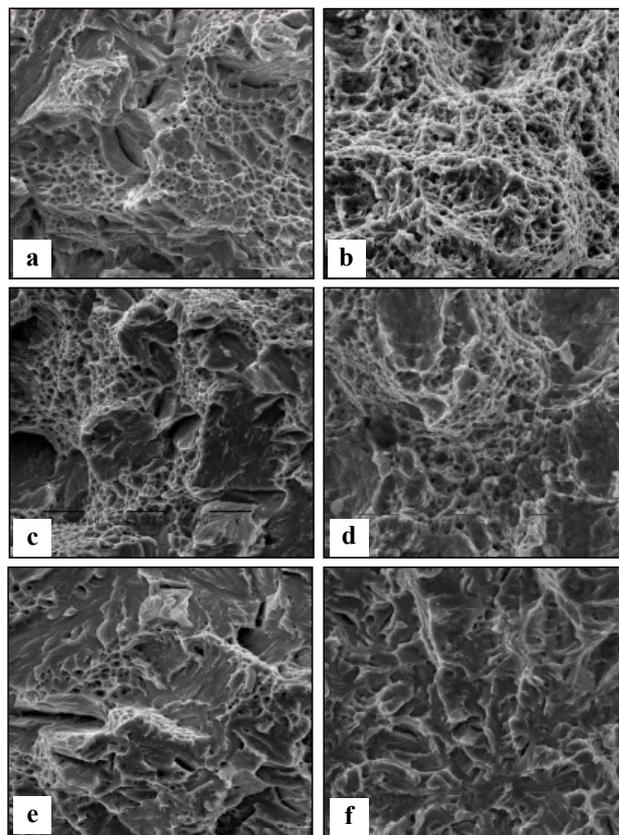


Рис. 2. Микроструктура поверхности разрушения металла швов (а, с, е) и ЗТВ (б, д, ф) сварных соединений стали 14HGN2MDAFB в зоне магистральной трещины при $T_{исп} = -40^\circ\text{C}$ для различных скоростей сварки: а, б - $V_{св} = 72$ м/ч; с, д - $V_{св} = 90$ м/ч; е, ф - $V_{св} = 110$ м/ч ($\times 200$) / The microstructure of weld metal fracture surface (а, с, е) and HAZ (б, д, е) of 14HGN2MDAFB steel welded joints in main crack zone at $T_{test} = -40^\circ\text{C}$ for different welding speeds: а, б - $V_w = 72$ m/h; с, д - $V_w = 90$ m/h; е, ф - $V_w = 110$ m/h ($\times 200$).

Таким образом, учитывая данные фрактографических исследований, при различных температурах испытаний наиболее оптимальной структурой металла швов и ЗТВ сварных соединений при испытаниях на динамическую прочность является структура, формирующаяся при скорости сварки $V_{св} = 72$ м/ч.

Выполнены также детальные электронно-микроскопические исследования на просвет, которые дают возможность изучить особенности тонкой структуры металла зоны сварки и ее параметры: изменение плотности и характера распределения дислокаций (ρ) в различных структурных составляющих (во внутренних объемах и вдоль структурных границ), характер формирующейся субструктуры, эффективные расстояния между карбидными фазами, их размер и т.п. (рис.3). В этом

плане для сварных соединений, полученных при $V_{св} = 72$ м/ч (оптимальная структура) и $V_{св} = 110$ м/ч (градиентная структура) установлено следующее.

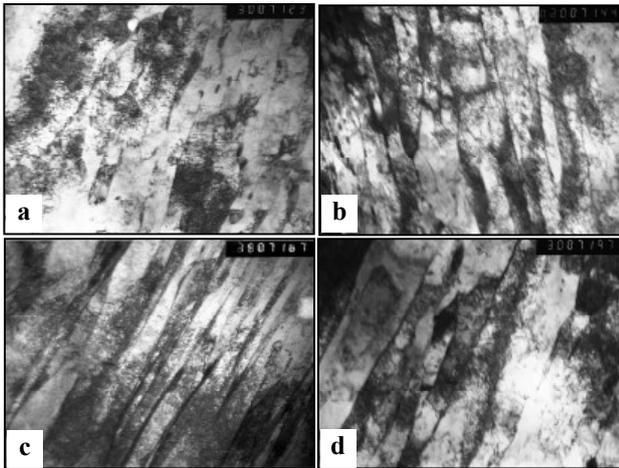


Рис. 3. Тонкая структура металла швов (a, c) и ЗТВ (b, d): a, b - бейнита нижнего при $V_{св} = 72$ м/ч (a - $\times 30000$; б - $\times 20000$); c, d - бейнита верхнего при $V_{св} = 110$ м/ч ($\times 30000$) / A thin weld metal structure (a, c) and HAZ (b, d): a, b - at the lower bainite $V_W = 72$ m/h (a - $\times 30000$ b - $\times 20000$); c, d - at the upper bainite $V_W = 110$ m/h ($\times 30000$).

В металле шва при $V_{св} = 72$ м/ч в рейках B_H наблюдается формирование внутренней субструктуры с равномерным распределением объемной плотности дислокаций (ρ) до $\sim (4...6) \times 10^{10}$ см⁻² (рис. 3 а), а в структурах $M_{отп}$ дислокационная плотность составляет $\rho \sim 8 \times 10^{10} ... \times 10^{11}$ см⁻². Для металла ЗТВ соединений характерна фрагментация B_H , т.е. наблюдается измельчение (на $\sim 10...20\%$) реечной структуры B_H , и $M_{отп}$, что сопровождается некоторым повышением дислокационной плотности, рис.3 б. Для тонкой структуры металла зоны сварки в случае $V_{св} = 110$ м/ч характерно следующее: увеличивается интегральное значение дислокационной плотности в металле шва и ЗТВ, формируется преимущественно структура бейнита верхнего (B_B) при максимальном повышении плотности дислокаций ρ до $\sim 1,5 \times 10^{11}$ см⁻² (рис. 3 с, d).

Экспериментальная информация позволила выполнить аналитическую оценку дифференцированного вклада всех структур и их параметров, а именно: размеров зерен (D_3), субзерен (d_c), плотности дислокаций (ρ), межкарбидных расстояний, а также объемной доли формирующихся структур по зоне сварки (в металле швов и в участках перегрева) в изменение интегрального значения предела текучести ($\Sigma\sigma_T$, [5-6, 10]) сварных соединений, выполненных при исследуемых режимах. При этом интегральные значения предела текучести ($\Sigma\sigma_T$) являются (согласно уравнению, включающему известные зависимости Холла-Петча, Орована и др.) суммарной величиной: $\Sigma\sigma_T = \Delta\sigma_0 + \Delta\sigma_{т.р.} + \Delta\sigma_3 + \Delta\sigma_c + \Delta\sigma_d + \Delta\sigma_{д.у.}$, где $\Delta\sigma_0$ –

сопротивление решетки металла движению свободных дислокаций (напряжение трения решетки или напряжение Пайерлса-Набарро); $\Delta\sigma_{т.р.}$ - упрочнение твердого раствора легирующими элементами, соответственно теории Мотта-Набарро; $\Delta\sigma_3$ и $\Delta\sigma_c$ – упрочнение за счет изменения величины зерна и субзерна в соответствии с зависимостью Холла-Петча; $\Delta\sigma_d$ - дислокационное упрочнение, обусловленное междислокационным взаимодействием, соответственно теории Дж. Тейлора, А. Зегера, Н. Мотта и Г. Хирша, а также $\Delta\sigma_{д.у.}$ – дисперсионное упрочнения за счет дисперсных фаз по Оровану.

В результате выполненных оценок изменений по зоне сварки такой прочностной характеристики как σ_T установлено следующее. В условиях $V_{св} = 72$ м/ч в металле шва и ЗТВ расчетное значение предела текучести $\Sigma\sigma_T$ составляет ~ 917 МПа и 1077 МПа соответственно, а максимальный вклад в эту величину вносят: субструктурное ($\Delta\sigma_c \sim 318...356$ МПа), дисперсионное ($\Delta\sigma_{д.у.} \sim 253...295$ МПа) и дислокационное ($\Delta\sigma_d \sim 157...180$ МПа) упрочнения, рис.4. При этом вклад такого типа структурной составляющей как бейнит нижний (B_H) является максимальным, рис. 4 с.

В случае режимов сварки при $V_{св} = 110$ м/ч общее значение предела текучести повышается (по сравнению с режимом $V_{св} = 72$ м/ч) на $10...15\%$ (рис. 5), что обусловлено некоторым измельчением зеренной структуры (рис.3 в) и увеличением (в 1,3 раза) интегральной величины плотности дислокаций (ρ).

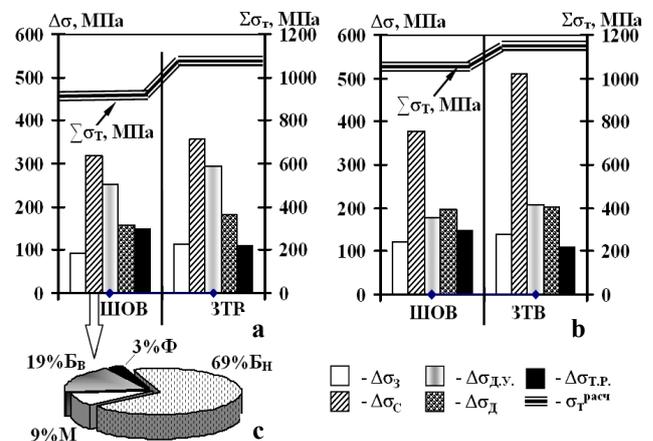


Рис. 4. Вклад различных структурных составляющих ($\Delta\sigma$) в расчетную величину упрочнения $\Sigma\sigma_T$ металла швов и ЗТВ сварных соединений: а – $V_{св} = 72$ м/ч; б – $V_{св} = 110$ м/ч; в – субструктурное упрочнение ($\Delta\sigma_c$) в металле швов сварных соединений при $V_{св} = 72$ м/ч ($B_B, B_H, M_{отп}, \Phi$) / The contribution of the various structural components ($\Delta\sigma$) in the estimated value of the hardening $\Sigma\sigma_T$ metal welds and HAZ of welded joints: a - $V_W = 72$ m/h; b - $V_W = 110$ m/h; in - substructure hardening ($\Delta\sigma_c$) in metal welds with $V_W = 72$ m/h ($B_U, B_L, M_{отп}, F$).

Расчетные значения показателей вязкости разрушения K_{Ic} , оцениваемые по зависимости [5-6, 10]: $K_{Ic} = (2E \cdot \sigma_T \cdot \delta_k)^{1/2}$, где E – модуль Юнга; σ_T – расчетная величина упрочнения; δ_k – значения критического раскрытия трещины (согласно данным параметров субструктуры), а также сопоставление K_{Ic} и σ_T показали следующее, рис. 5. При $V_{св}=72$ м/ч показатель вязкости разрушения $K_{Ic} \sim 14...37$ МПа \times м $^{-1/2}$ (рис. 5 а). При этом наибольший вклад в упрочнение металла и повышение вязкости разрушения (рис.5 б) вносит субструктура, а это в основном субструктура бейнита нижнего (B_n). В случае увеличения скорости сварки до $V_{св} = 110$ м/ч значительно (на 30%) уменьшается показатель K_{Ic} , что приводит к хрупкому внутризеренному разрушению, рис. 5 с. Последнее обусловлено преимущественным формированием структуры другого типа, а именно - верхнего бейнита (B_v) с соответствующим последнему неравномерным распределением плотности дислокаций (ρ).

Выполненные исследования тонкой структуры позволили также сделать оценки изменений уровня локальных внутренних напряжений ($\tau_{л/вн}$ – зон зарождения и распространения трещин). Оценки проводили по зависимости $\tau_{л/вн} = G \cdot b \cdot h \cdot \rho / [\pi (1 - \nu)]$; где G – модуль сдвига; b – вектор Бюргерса; h – толщина фольги; ν – коэффициент Пуассона; ρ – плотность дислокаций [10].

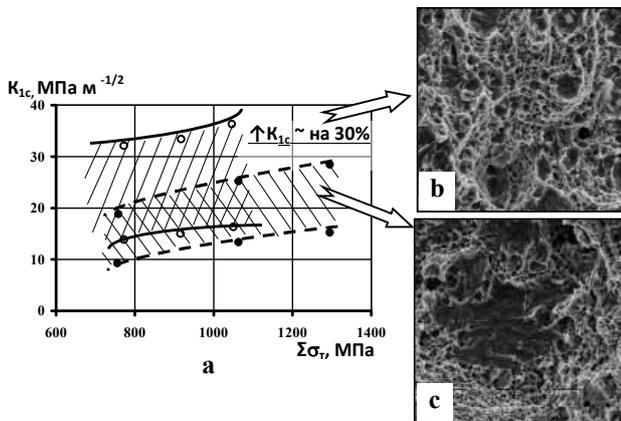


Рис. 5. Изменение расчетных значений упрочнения ($\Sigma \sigma_m$) и вязкости разрушения (K_{Ic}) металла сварных соединений (а) и фразтограммы: б - вязкого разрушения при $V_{св} = 72$ м/ч; с – участков хрупкого внутризеренного скола при $V_{св} = 110$ м/ч ($\times 2020$) / Changing of the values calculated hardening ($\Sigma \sigma_m$) and fracture toughness (K_{Ic}) of weld metal (а) and fraktogrammy: б - ductile fracture at $V_W = 72$ м/ч; in - areas with fragile intragranular cleavage $V_W = 110$ м/ч (2020).

В результате установлено, что максимальные значения $\tau_{л/вн} \sim 1900...2800$ МПа = $(0,2...0,35)\tau_{теор}$ (от теоретической прочности) формируются при $V_{св} = 110$ м/ч в местах протяжённых дислокационных скоплений ($\rho = 1,5 \times 10^{11}$ см $^{-2}$) - вдоль границ B_v , что приводит к зарождению микротрещин в этих зонах и

снижению трещиностойкости сварных соединений, рис.6 б, с. А наиболее низкие значения $\tau_{л/вн}$ (порядка $\sim 1500...1800$ МПа) характерны для сварных соединений, полученных на режимах при $V_{св} = 72$ м/ч, чему способствует формирование в зоне сварки мелкозернистых и фрагментированных структур B_n в сочетании с равномерным распределением дислокаций, рис. 6 б, с.

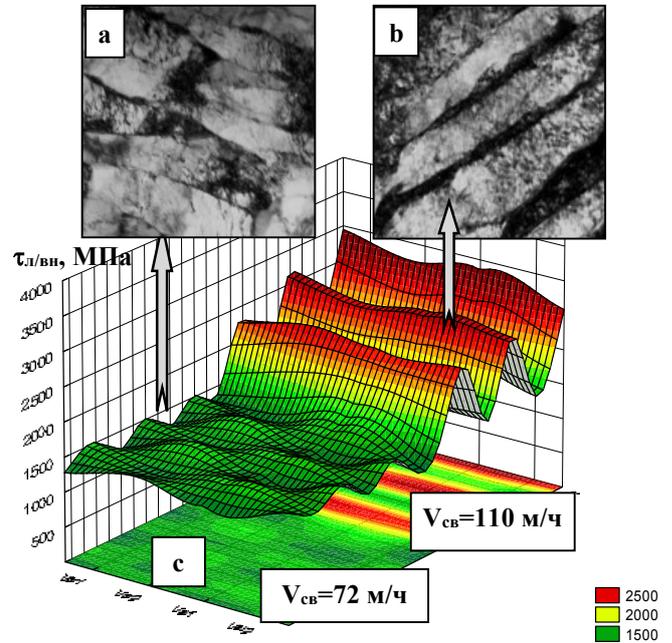


Рис. 6. Распределение локальных внутренних напряжений ($\tau_{вн}$) в металле сварных соединений (с) в структурных зонах бейнита нижнего при $V_{св} = 72$ м/ч (а, $\times 30000$) и бейнита верхнего при $V_{св} = 110$ м/ч (б, $\times 20000$) / The distribution of local internal stresses ($\tau_{вн}$) in the metal of welded joints (а) in the structural regions at lower bainite $V_W = 72$ м/ч (а, $\times 30,000$) and upper bainite at $V_W = 110$ м/ч (б, $\times 20000$).

Результаты

На основе информации, полученной на различных структурных уровнях (от зернового до дислокационного), выполнены аналитические оценки влияния структурных параметров на механические свойства и трещиностойкость сварных соединений. В итоге установлено, что оптимальные свойства прочности, пластичности и трещиностойкости сварных соединений высокопрочных сталей обеспечиваются в условиях скоростей сварки $V_{св} = 72$ м/ч, что обусловлено формированием наиболее дисперсных структур - бейнита нижнего, мелкозернистого мартенсита отпущенного при отсутствии протяженных дислокационных скоплений - концентраторов локальных внутренних напряжений ($\tau_{л/вн}$).

Научная новизна и практическая ценность

Установлены оптимальные технологические режимы гибридной лазерно-дуговой сварки

высокопрочной стали 14ХГН2МДАФБ, обеспечивающие, с точки зрения формирующейся структуры, высокие показатели механических свойств и трещиностойкость металла сварных соединений. Представленные результаты показали перспективность разработки технологических режимов гибридной лазерно-дуговой и решения задач формирования наиболее благоприятной структуры сварных соединений высокопрочной стали с целью обеспечения необходимого комплекса механических свойств и трещиностойкости сварных соединений.

Выводы

1. Комплексными исследованиями на всех структурных уровнях (от зеренного до дислокационного) основных зон сварных соединений высокопрочной стали 14ХГН2МДАФБ показано, что с увеличением скорости сварки (от $V_{св} = 72$ м/ч до 110 м/ч) изменяется соотношение формирующихся фазовых составляющих уменьшается объемная доля нижнего бейнита, при превалировании структуры верхнего бейнита и мартенсита. Для $V_{св} = 110$ м/ч характерно наличие градиентов: по размерам структурных составляющих, микротвердости, а также по плотности дислокаций.

2. Сочетание экспериментальных данных с аналитическими оценками механических свойств сварных соединений позволило показать, что наибольший вклад в упрочнение металла ($\sum\sigma_T$) и повышение вязкости разрушения (K_{Ic}) вносят: структура нижнего бейнита при $V_{св} = 72$ м/ч. В случае увеличения скорости сварки до $V_{св} = 110$ м/ч значительное снижение (на 30%) показателя K_{Ic} при некотором увеличении (на 10...15%) упрочнения металла обусловлено преимущественным формированием структур бейнита верхнего.

3. Оценками уровня локальных внутренних напряжений ($\tau_{л/вн}$) с учетом распределения плотности дислокаций (ρ) в протяженных структурных зонах их концентрации показано: максимальные значения $\tau_{л/вн} \sim (0,2...0,35)\tau_{теор}$ формируются в условиях $V_{св} = 110$ м/ч вдоль границ реек бейнита верхнего, что приводит к хрупкому разрушению и снижению трещиностойкости сварных соединений.

4. Максимальные свойства прочности, пластичности и трещиностойкости обеспечиваются формированием структур бейнита нижнего, мартенсита отпущенного (мелкозернистого) и равномерным распределением дислокаций при отсутствии протяженных дислокационных скоплений.

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Тишаев С. И. Низколегированные стали нового поколения для металлических конструкций / С. И. Тишаев, П. Д. Одесский // Металлы. – 2001. – №6. – С. 56-64.
2. Экономнолегированные стали с наномодифицированной структурой для эксплуатации в экстремальных условиях / И. В. Горынин, В.А. Малышевский, Е.И. Хлусова и др. // Вопросы материаловедения. – 2008. – №2(54). – С. 7-19.
3. Ramirez J.E. Characterization of high-strength steel weld metals: chemical composition, microstructure, and nonmetallic inclusions / J.E. Ramirez // Welding J. – 2008. – 87, №3. – P. 65-75.
4. Мусияченко В.Ф. Дуговая сварка высокопрочных легированных сталей / В. Ф. Мусияченко, Л.И. Миходуй. – Москва: Машиностроение, 1987. – 80 с.
5. Маркашова Л.И. Влияние термических циклов сварки и внешнего нагружения на структурно-фазовые изменения и свойства соединений стали 17Х2М / Л.И. Маркашова, Г.М. Григоренко, В.Д. Позняков, Е.Н. Бердникова и др. // Автоматическая сварка. – 2009. – №7. – С.21-29.
6. Маркашова Л.И. Влияние легирования швов на структуру и свойства сварных соединений стали 17Х2М / Л.И. Маркашова, В.Д. Позняков, Т.А. Алексеенко, Е.Н. Бердникова и др. // Автоматическая сварка. – 2011. – №4. – С.7-15.
7. Шоршоров М.Х. Фазовые превращения и свойства стали при сварке [Текст] / М.Х. Шоршоров, В.В. Белов – Москва: Наука, 1972. – 220 с.
8. Исследование особенностей распада аустенита стали 10Г2ФБ при непрерывном охлаждении / В.И. Большаков, С.В. Иванцов, Г.Д. Сухомлин и др. // Строительство, материаловедение, машиностроение: Сб. научн. трудов. – Днепропетровск, 2009. – Вып.48. – Ч.1. – С. 105-109.
9. Григорьянц А.Г. Технологические процессы лазерной обработки: Учеб. пособие для вузов / А.Г. Григорьянц, И.Н. Шиганов, А.И. Мисюров / Под ред. А.Г. Григорьянца. – Москва: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2006. – 664 с.
10. Маркашова Л.И. Структурный критерий оценки прочности, пластичности, трещиностойкости металлов, сплавов, композиционных материалов и их сварных соединений / Л.И. Маркашова, Г.М. Григоренко, В.Д. Позняков, Е.Н. Бердникова, Т.А. Алексеенко // Збірник праць IV Міжнародної конференції Механіка руйнування матеріалів і міцність конструкцій (червень 2009, Львів). – Фізико-механічний інститут ім. Г.В. Карпенка НАНУ, Львів-2009. – С.447-451.

REFERENCES

1. Tishaev S.I., Odesskij P. D. Nizkolegiro-vannye stali novogo pokolenija dlja metallicheskih konstrukcij [Low-alloy steel of a new generation metal constructions] – Metally, 2001, no.6. pp.56-64. (in Russian).
2. Jekonomnolegirovannye stali s nanomodificirovannoj strukturoj dlja jekspluatacii v jekstremal'nyh uslovijah [Economically alloyed steels with nano-modified structure for exploitation in extreme conditions] / I.V. Gorynin, V.A. Malyshevskij, E.I. Hlusova i dr. – Voprosy materialovedeniya, 2008, no.2(54),. pp.7-19. (in Russian).
3. Ramirez J.E. Characterization of high-strength steel weld metals: chemical composition, microstructure, and nonmetallic inclusions – Welding J., 2008, V.87, no.3, pp.65-75.
4. Musiyachenko V.F., Mikhoduy L.I. Duhovaya svarka vysokoprochnykh lehyrovannykh staley. [Arc welding of high-strength alloy steels]. Moscow, Mashinostroyeniye, 1987. 80 p. (in Russian).
5. Markashova L.I., Grigorenko G.M., Poznjakov V.D., Berdnikova E.N. i dr. Vliyanie termicheskikh ciklov svarki i vneshnego nagruzheniya na strukturno-fazovye izmeneniya i svoystva soedinenij stali 17Kh2M [Influence of welding thermal cycles and external loading on the structural and phase transformations and properties of the joints of 17Kh2M steel]. Avtomaticheskaja svarka, 2009, no. 7, pp. 21-29. (in Russian).
6. Markashova L.I., Poznjakov V.D., Alekseenko T.A., Berdnikova E.N. i dr. Vliyanie legirovaniya shvov na strukturu i svoystva svarynykh soedinenij stali 17Kh2M [Effect of weld doping on the structure and properties of welded joints of 17Kh2M steel]. Avtomaticheskaja svarka, 2011, no. 4, pp. 7-15. (in Russian).
7. Shorshorov M.Kh., Belov V.V. Fazovye prevrashheniya i svoystva stali pri svarke. [Phase transformations and properties of steel at welding]. Moscow, Nauka, 1972. 220 p. (in Russian).
8. Issledovanie osobennostej raspada austenita stali 10G2FB pri nepreryvnom ohlazhdenii [Research of features of austenite decomposition of 10G2FB steel under continuous cooling] / V.I. Bol'shakov, S.V. Ivancov, G.D. Suhomlin i dr. // Stroitel'stvo, materialovedenie, mashinostroyeniye: Sb. nauchn. trudov. – Dnepropetrovsk, 2009, Issue.48, Ch.1, pp. 105-109. (in Russian).
9. Grigoryants A.G., Shiganov I.N., Misyurov A.I. Tekhnologicheskiye protsessy lazernoy obrabotky: Ucheb. posobyey dlya vuzov / Pod red. A.H. Hryhor'yantsa. [Technological processes of laser treatment: Manual for high schools / Ed. A.G. Grigoryants]. Moscow, Bauman Univ., 2006. 667 p. (in Russian).
10. Markashova L.I., Grigorenko G.M., Poznjakov V.D., Berdnikova E.N., Alekseenko T.A. Strukturnyj kriterij ocenki prochnosti, plastichnosti, treshhinostojkosti metallov, splavov, kompozicionnykh materialov i ih svarynykh soedinenij [Structural criterion for assessing the strength, ductility, fracture toughness of metals, alloys, composite materials and their welded joints] // Zbirnyk prats IV Mizhnarodnoi konferentsii Mekhanika ruinovannia materialiv i mitsnist konstruktsii (cherven 2009, Lviv). – Fyzyko-mekhanichniy instytut im. H.V. Karpenka NANU, Lviv-2009, pp.447-451 c. (in Russian).

Стаття рекомендована до публікації д-ром. техн. наук, проф. В.І. Большаковим (Україна), д-ром. тех. наук, проф. Д.В. Лаухінім (Україна)