E.O. Paton Electric Welding Institute of NASU Laser Technology Research Institute of the NTUU «KPI» Laser Center of Zhejiang University of Technology International Association «Welding»

Институт электросварки им. Е.О. Патона НАНУ НИИ лазерной техники и технологии НТУУ «КПИ» Лазерный центр Дзензянского технологического университета Международная Ассоциация «Сварка»

LASER TECHNOLOGIES IN WELDING AND MATERIALS PROCESSING

ЛАЗЕРНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ В СВАРКЕ И ОБРАБОТКЕ МАТЕРИАЛОВ

Proceedings of the Seventh International Conference 14–18 September, 2015, «Kurortny» hotel, Odessa, Ukraine

Сборник трудов Седьмой международной конференции 14–18 сентября 2015 г., отель «Курортный», Одесса, Украина

Organizer: International Association «Welding» Организатор: Международная Ассоциация «Сварка» (2016) Laser Technologies in Welding and Materials Processing. Kiev: International Association «Welding», 98 pp. (Electronic Edition http://patonpublishinghouse.com/proceedings/ltwmp2015book.pdf).

The book contains papers presented at the Seventh International Conference «Laser Technologies in Welding and Materials Processing», covering the latest achievements in the field of laser welding, cutting, surfacing and other advanced processes of laser machining of materials. Prospects of application of laser technologies are considered. Authors of the papers are the known specialists from many countries all over the world.

The conference organizers would like to thank «TECHNOLOGIES HIGHENERGY» company, Kiev, Ukraine for financial support.

Information Support: «Avtomaticheskaya Svarka» & «The Paton Welding Journal»

Compiled by V.S. Kovalenko, I.V. Krivtsun Publishing Project A.T. Zelnichenko CRC Preparation T.Yu. Snegiryova Design D.I. Sereda

State Registration Certificate DK 166 of 06.09.2000

The papers are published in author's redaction.

Photo for the cover page is taken from presentation of B.E. Paton, V.D. Shelyagin, I.V. Shuba et al.

© E.O. Paton Electric Welding Institute, NASU, 2016 © International Association «Welding», 2016

Published on 11.04.2016. 60×84/8 form. Offset print. Times New Roman. Font. 22.0 cond. print. sheets.

СОДЕРЖАНИЕ

Wang Liang, Hu Yong, Song Shiying, Yao Jianhua. The influence of electric-magnetic composite	_
field on WC particles distribution in laser melt injection	. 5
Гаврилов Д.С., Махненко О.В. Прогнозирование сварочных деформаций рабочего колеса	
радиального нагнетателя НР-7500 при дуговой и лазерной технологии сварки	. 14
Игнатов А., Кривцун И., Семенов И., Райсген У., Забиров А. Влияние сфокусированного	
лазерного излучения на характеристики дуговой плазмы в канале сопла плазмотрона	. 21
Kovalenko V.S., Yao Jianhua. Development of 3D additive processing for product manufacturing	
in modern industry	. 31
Kovalenko V., Yao Jianhua, Zhang Qunli, Anyakin M., Hu Xiaodong, Zhuk R. Advancements in joint	
research of laser cladding at components manufacturing	. 36
Krivtsun I.V., Sidorets V.N., Khaskin V.Yu., Korzyk V.N., Bushma A.I., Boyi Wu, Ziyi Luo. Improving the efficiency of hybrid welding aluminum alloys	. 39
Лесик Д.А., Мартінез С., Джемелінський В.В., Мордюк Б.М., Ламікіз А., Прокопенко Г.І.	
Поверхневе зміцнення сталі Х12МФ лазерною та ультразвуковою обробкою	. 44
<i>Li Bo, Li Zhihong, Yang Lijing, Yao Jianhua</i> . Microstructure and wear-resistant properties of WC/SS316L composite coatings prepared by supersonic laser deposition	. 49
Маркашова Л.И., Позняков В.Д., Шелягин В.Д., Бердникова Е.Н., Алексеенко Т.А. Структура,	
прочность и трещиностойкость соединений стали 14ХГН2МДАФБ при гибридной лазерно	
дуговой сварке	. 56
Махненко О.В., Мужиченко А.Ф. Численное моделирование остаточных напряжений и	
сенсибилизации при лазерной сварке труб из 12 % Сг нержавеющих сталей	. 64
Пасечникова Н.В., Науменко В.А., Уманец Н.Н., Назаретян Р.Э. Сравнение прочности	
хориоретинального соединения в динамике после воздействия различных режимов	
высокочастотной электросварки биологических тканей и эндолазерной коагуляцией (810 HM)	
(Экспериментальное исследование)	. 72
Патон Б.Е., Шелягін В.Д., Шуба І.В., Куріло В.А., Бернацький А.В., Сіора О.В., Ван Дзінда,	
Чжен Шухуей, Ванг-Чуншенг. Лазерна ручна установка для зварювання виробів залізничного	
транспорту	. 76
Позняков В.Д., Завдовеев А.В., Жданов С.Л., Максименко А.А., Бернадский А.В., Шелягин В.Д.	
Влияние термических циклов сварки на структуру и свойства соединений высокопрочной стали,	
выполненных с помощью гибридной лазерно-дуговой сварки	. 80
Yao Jianhua, Kovalenko V. Research progress of supersonic laser deposition technology	. 88

CONTENTS

Gavrilov D.S., Makhnenko O.V. Prediction of welding deformations of rotor of radial pump NR-7500 14 Ignatov A., Krivisun I., Semenov I., Reisgen U., ZabirovA. Effect of focused laser irradiation on arc 21 Kovalenko V.S., Yao Jianhua. Development of 3D additive processing for product manufacturing in 31 Kovalenko V.S., Yao Jianhua, Development of 3D additive processing for product manufacturing in 31 Kovalenko V., Yao Jianhua, Zhang Qunli, Anyakin M., Hu Xiaodong, Zhuk R. Advancements in joint 36 Krivtsun I.V., Sidorets V.N., Khaskin V.Yu., Korzyk V.N., Bushma A.I., Boyi Wu, Ziyi Luo. Improving the 91 efficiency of hybrid welding aluminum alloys 39 Lesyk D.A., Martinez S., Dzhemelinskiy V.V., Mordyuk B.M., Lamikiz A., Prokopenko G.J. Surface 44 Li Bo, Li Zhihong, Yang Lijing, Yao Jianhua. Microstructure and wear-resistant properties of 40 WC/SS316L composite coatings prepared by supersonic laser deposition 49 Markashova L.I., Poznyakov V.D., Shelyagin V.D., Berdnikova E.N., Alekseenko T.A. Structure, 56 Makhnenko O., Muzhichenko A. Numerical simulation of residual stresses and sensitization induced 56 Makhnenko V., Naumenko Y.A., Umanets N.N., Nazaretyan R.E. Comparison of strength 56 Makhnenko V.D., Shuba I.V., Kurilo V.A., Bernatsky A.V., Siera O.V., Wan Dinda, 72 Paton B.E., Shelyagin V.D., Shuba I.V., Kur	<i>Wang Liang, Hu Yong, Song Shiying, Yao Jianhua</i> . The influence of electric-magnetic composite field on WC particles distribution in laser melt injection	5
Ignatov A., Krivtsun I., Semenov I., Reisgen U., ZabirovA. Effect of focused laser irradiation on arc 21 Kovalenko V.S., Yao Jianhua. Development of 3D additive processing for product manufacturing in 31 Modern industry 31 Kovalenko V., Yao Jianhua, Zhang Qunli, Anyakin M., Hu Xiaodong, Zhuk R. Advancements in joint 36 Krivtsun I.V., Sidorets V.N., Khaskin V.Yu., Korzyk V.N., Bushma A.I., Boyi Wu, Ziyi Luo. Improving the 36 efficiency of hybrid welding aluminum alloys 39 Lesyk D.A., Martinez S., Dzhemelinskiy V.V., Mordyuk B.M., Lamikiz A., Prokopenko G.I. Surface 39 hardening of Kh12MF steel parts by laser and ultrasonic treatment 44 Li Bo, Li Zhihong, Yang Lijing, Yao Jianhua. Microstructure and wear-resistant properties of 39 WC/SS16L composite coatings prepared by supersonic laser deposition 49 Markashova L.I., Poznyakov V.D., Shelyagin V.D., Berdnikova E.N., Alekseenko T.A. Structure, 56 Makhnenko O., Muzhichenko A. Numerical simulation of residual stresses and sensitization induced 56 by laser beam welding in a 12 % Cr stainless steel pipe 64 Pasechnikova N.V., Naumenko V.A., Umanets N.N., Nazaretyan R.E. Comparison of strength 72 of chorioretinal joint in dynamics after effect of different modes of high-frequency electric welding 76 fo chorioretinal joi	<i>Gavrilov D.S., Makhnenko O.V.</i> Prediction of welding deformations of rotor of radial pump NR-7500 in arc and laser welding technologies	14
Kovalenko V.S., Yao Jianhua. Development of 3D additive processing for product manufacturing in 31 Kovalenko V., Yao Jianhua, Zhang Qunli, Anyakin M., Hu Xiaodong, Zhuk R. Advancements in joint 36 Krivtsun I.V., Sidorets V.N., Khaskin V.Yu., Korzyk V.N., Bushma A.I., Boyi Wu, Ziyi Luo. Improving the 36 efficiency of hybrid welding auluminum alloys 39 Lesyk D.A., Martinez S., Dzhemelinskiy V.V., Mordyuk B.M., Lamikiz A., Prokopenko G.I. Surface 44 hardening of Kh12MF steel parts by laser and ultrasonic treatment 44 Li Bo, Li Zhihong, Yang Lijing, Yao Jianhua. Microstructure and wear-resistant properties of WC/SS316L composite coatings prepared by supersonic laser deposition Markashova L.I., Poznyakov V.D., Shelyagin V.D., Berdnikova E.N., Alekseenko T.A. Structure, 56 Makhnenko O., Muzhichenko A. Numerical simulation of residual stresses and sensitization induced 56 Makhnenko N.V., Naumenko V.A., Umanets N.N., Nazaretyan R.E. Comparison of strength 64 Pasechnikova N.V., Naumenko V.A., Umanets N.N., Nazaretyan R.E. Comparison of strength 72 Paton B.E., Shelyagin V.D., Shuba I.V., Kurilo V.A., Bernatsky A.V., Siora O.V., Wan Dinda, 72 Paton B.E., Shelyagin V.D., Shuba I.V., Kurilo V.A., Bernatsky A.V., Siora O.V., Wan Dinda, 72 Paton B.E., Shelyagin V.D., Shuba I.V., Kurilo V.A., Bernatsky A.V., Siora O.V., Wan Dinda, 76	<i>Ignatov A., Krivtsun I., Semenov I., Reisgen U., Zabirov A.</i> Effect of focused laser irradiation on arc plasma characteristics in plasmatron nozzle channel	21
 Kovalenko V., Yao Jianhua, Zhang Qunli, Anyakin M., Hu Xiaodong, Zhuk R. Advancements in joint research of laser cladding at components manufacturing	Kovalenko V.S., Yao Jianhua. Development of 3D additive processing for product manufacturing in modern industry	31
 Krivtsun I.V., Sidorets V.N., Khaskin V.Yu., Korzyk V.N., Bushma A.I., Boyi Wu, Ziyi Luo. Improving the efficiency of hybrid welding aluminum alloys	Kovalenko V., Yao Jianhua, Zhang Qunli, Anyakin M., Hu Xiaodong, Zhuk R. Advancements in joint research of laser cladding at components manufacturing	36
 Lesyk D.A., Martinez S., Dzhemelinskiy V.V., Mordyuk B.M., Lamikiz A., Prokopenko G.I. Surface hardening of Kh12MF steel parts by laser and ultrasonic treatment	Krivtsun I.V., Sidorets V.N., Khaskin V.Yu., Korzyk V.N., Bushma A.I., Boyi Wu, Ziyi Luo. Improving the efficiency of hybrid welding aluminum alloys	39
 Li Bo, Li Zhihong, Yang Lijing, Yao Jianhua. Microstructure and wear-resistant properties of WC/SS316L composite coatings prepared by supersonic laser deposition	Lesyk D.A., Martinez S., Dzhemelinskiy V.V., Mordyuk B.M., Lamikiz A., Prokopenko G.I. Surface hardening of Kh12MF steel parts by laser and ultrasonic treatment	44
 Markashova L.I., Poznyakov V.D., Shelyagin V.D., Berdnikova E.N., Alekseenko T.A. Structure, strength and crack resistance of joints from 14KhGN2MDAFB steel in laser-arc hybrid welding	<i>Li Bo, Li Zhihong, Yang Lijing, Yao Jianhua</i> . Microstructure and wear-resistant properties of WC/SS316L composite coatings prepared by supersonic laser deposition	49
 Makhnenko O., Muzhichenko A. Numerical simulation of residual stresses and sensitization induced by laser beam welding in a 12 % Cr stainless steel pipe	Markashova L.I., Poznyakov V.D., Shelyagin V.D., Berdnikova E.N., Alekseenko T.A. Structure, strength and crack resistance of joints from 14KhGN2MDAFB steel in laser-arc hybrid welding	56
 Pasechnikova N.V., Naumenko V.A., Umanets N.N., Nazaretyan R.E. Comparison of strength of chorioretinal joint in dynamics after effect of different modes of high-frequency electric welding of biological tissues and endolaser coagulation (810NM) (Exprerimental research)	<i>Makhnenko O., Muzhichenko A.</i> Numerical simulation of residual stresses and sensitization induced by laser beam welding in a 12 % Cr stainless steel pipe	64
 Paton B.E., Shelyagin V.D., Shuba I.V., Kurilo V.A., Bernatsky A.V., Siora O.V., Wan Dinda, Zhen Shukhuey, Wang Chunsheng. Laser manual machine for welding of railway transport products	<i>Pasechnikova N.V., Naumenko V.A., Umanets N.N., Nazaretyan R.E.</i> Comparison of strength of chorioretinal joint in dynamics after effect of different modes of high-frequency electric welding of biological tissues and and alogar accordulation (\$10NM) (Expressionated research)	70
 Poznyakov V.D., Zavdoveev A.V., Zhdanov L.S., Maksimenko A.A., Bernatsky A.V., Shelyagin V.D. Effect of thermal welding cycles on structure and properties of joints from high-strength steel produced using laser-arc hybrid welding	Paton B.E., Shelyagin V.D., Shuba I.V., Kurilo V.A., Bernatsky A.V., Siora O.V., Wan Dinda, Zhen Shukhuey, Wang Chunsheng, Laser manual machine for welding of railway transport products.	72
produced using laser-arc hybrid welding	Poznyakov V.D., Zavdoveev A.V., Zhdanov L.S., Maksimenko A.A., Bernatsky A.V., Shelyagin V.D. Effect of thermal welding cycles on structure and properties of joints from high-strength steel	70
	produced using laser-arc hybrid welding	80 88

THE INFLUENCE OF ELECTRIC-MAGNETIC COMPOSITE FIELD ON WC PARTICLES DISTRIBUTION IN LASER MELT INJECTION

LIANG WANG^{1,2}, YONG HU^{1,2}, SHIYING SONG^{1,2}, JIANHUA YAO^{1,2}

¹Research Center of Laser Processing Technology and Engineering, Zhejiang University of Technology, Hangzhou, PR China
²Zhejiang Provincial Collaborative Innovation Center of High-end Laser Manufacturing Equipment, Hangzhou, China

The laser melt injection method is always used to prepare a metal-matrix composite (MMC) layer on the surface of a substrate. In the LMI process, the laser beam melts the surface layer of substrate locally while simultaneously injecting particles of additional material. In order to control the distribution of reinforced particles in laser melt injection layer, an electric-magnetic composite field can be applied to assist the laser melt injection process. The effect of electricmagnetic synergistic on the reinforced particles distribution in laser melt injection was investigated using experimental and numerical method. The spherical WC particles were used as the reinforced particles, because the regular shape was most close to the simulation conditions and good tracer performance in the melt flow. The distribution state of WC particles in longitudinal section was observed by SEM and calculated by computer graphics processing. Meanwhile, The trajectory of WC particles in the melt pool were simulated by a 2D model coupled the equations of heat transfer, fluid dynamics, drag force, Lorenz force and phase transition. The simulation results are compared with experimental data and show good agreement. The results indicated that, the effect of electric-magnetic synergistic on the reinforced particles distribution in laser melt injection was verified. The distribution of WC particles in LMI layer was influenced by the direction of Lorenz force induced by electric-magnetic composite field. When the Lorenz force and gravity force are in the same direction, the vast majority of particles are trapped in the upper region of laser melt injection layer, and when the Lorenz force and gravity force are in the opposite direction, most particles are concentrated in the lower region.

Metal matrix composites (MMCs) reinforced with ceramic particles exhibit a number of advantages over monolithic alloys and have been used extensively in industry [1]. The laser melt injection (LMI) method is a always used to prepare a MMC layer on the surface of a substrate, which exhibits the characters including low particle dissolution rate, high surface performance and low cracking tendency [2-5]. LMI has been mainly applied for improving the surface hardness and wear resistance of the metallic substrate, such as stainless steels [4, 6], aluminum alloys [7, 8], titanium alloys [1, 2, 9–11], low carbon steels [12-16] and tool steels [3, 5, 17]. Different from laser cladding, the reinforcement particles (usually ceramics) that are injected in the molten pool without any other metal-matrix powder and moved with the melt flow preserve solid state or micro melt state due to the rapid solidification during LMI process [7].

Graded materials can be designed at a microstructural level to tailor specific materials for their functional performance in particular applications [18, 19]. The controlled gradients in mechanical properties offer attractive challenges for the design of surfaces with resistance to contact deformation and damage [9]. In order to optimize the particle utilization ratio, the machinable property

© LIANG WANG, YONG HU, SHIYING SONG, JIANHUA YAO, 2015

and the gradient distribution performance of LMI layers, it is necessary to control the distribution of reinforcement particles. The previous LMI process usually chose the special designed lateral nozzle as a powder delivery nozzle for avoiding the excessive dissolution of reinforcement particles [16]. Therefore, the injection angle with respect to the surface normal [20], the relative position between the powder spot and laser spot [21] and powder injection velocityy [7, 22] are the key process parameters during powder injection, which influence the distribution status of reinforcement particles sensitively. Consequently, it is difficult and time-consuming to adjust the distribution of reinforcement particles because the processing parameters window of LMI using lateral nozzle powder delivery system is very narrow [6, 7].

In this research, a common coaxial nozzle was chose to replace the special designed lateral nozzle to simplify the adjusting process of the powder delivery system. However, both the injection angle with respect to the surface normal and the relative position between the powder spot and laser spot and are fixed during coaxial LMI process. In order to control the distribution of WC particles using coaxial nozzle, an external force was introduced during LMI process, which applies an electric-magnetic composite field

Table1. Chemical composition of ANSI 316 as mass percentage

С	Si	Mn	Р	S	Ni	Cr	Мо	Fe
0.02	0.55	1.55	0.03	0.03	10.0	16.5	2.08	Bal.

to the melt pool. The application of electromagnetic field is a positive practice in laser welding and laser alloying to influence the distribution of added elements. Effect of electromagnetic stirring on the element distribution in laser welding was investigated numerical and experimental methods. It is shown that the change of the distribution of the filler material results from a modulation of the melt flow due to the periodic induced electromagnetic volume forces [23]. The frequency is a main parameter to determine the spatial distribution of elements, whereas the magnetic flux density is the main parameter determining the overall scale of the magnetic manipulation [24, 25]. A numerical model is built to investigate a laser molten aluminum pool under the influence of static magnetic field. The damped Row situation in the melt results in a variation of the solute distribution in the solid and in shallower all alloyed layers depending upon the applied magnetic induction [26]. The other effects of electromagnetic field include suppressing surface undulation of laser remelting, damping the velocity of molten pool [27], reducing the defects of laser welding [28, 29], preventing gravity dropout of the melt during laser full-penetration welding [30] et al.

The previous investigations in electromagnetic fields were mostly focused on the influences of the elements, temperature, velocity and defects distribution on the melt pool during laser processing, which are all induced through an AC magnetic field or the melt flow in a steady magnetic field. In this paper, both an external steady electric field and a steady magnetic field were added in the molten pool during LMI process synchronously. The Lorenz force generated by the electric-magnetic synergistic effect, which is a sort of directional volume force in the melt pool of LMI, similar to gravity. This Lorenz force can function as an additional volume force acting on



Figure 1. SEM image of spherical monocrystalline WC particles

the melt flow with variable direction. Consequently, the positions of WC particles trapped in the melting pool will be changed without changing LMI process parameters.

In this research, a 2D transient multi-physics numerical model, concerning heat transfer, fluid dynamics, phase transition, drag force acted on the particles and electromagnetic field, was employed to study the distribution mechanism of reinforcement particles during LMI under an electric-magnetic composite field. The partial differential equations were solved with the finite element differential equation solver COMSOL Multiphysics. The simulation results were verified by experimental measurements and the gradient distribution of particles, microstructure, elements and hardness were investigated by scanning electron microscopy (SEM), Energy Dispersive Spectrometer (EDS) and microhardness tester.

Experimental methods. AISI 316L austenitic stainless steel was used as the substrate because of its paramagnetic property. The chemical composition of AISI 316L is listed in Table 1. Spherical monocrystalline WC particles (without W₂C) WC particles were chosen as the reinforcement particles, because this shape was used for the particles in the simulation study due to good tracing performance in the melt flow. The size of the WC particles was $75 \sim 150 \ \mu m$, as shown in Figure 1. The substrate specimens were machined to long strips with the dimensions of 200×20×10 mm. Figure 2 shows the schematic diagram of the LMI process with an electricmagnetic composite field applied. The electromagnet were used to provide a steady magnetic field (Max magnetic flux density is 2.0 T) and large capacity lead-acid batteries(2 V, 500 Ah) were used to provide high current (steady electric field) for the melt pool. In the melt pool zone, the magnetic flux density was about $0.4 \sim 2.0$ T and the average current density was about 5 A/mm².



Figure 2. Schematic diagram of LMI process with an electricmagnetic composite field

LMI was conducted using a 2 kW Laserline diode laser, self-made powder feeder and coaxial nozzle. Argon was used as a shielding gas to reduce oxidation of the specimen and WC particles. The laser beam diameter, optimized laser power, scanning speed and powder feeding ratio in this experiment were 4 mm, 1.6 kW, 5 mm/s and 10 g/min, respectively. The distribution of WC particles and elements in the melt pool were observed using SEM (Carl Zeiss SIGMA HV-01-043) and EDS (Bruker Nano Xflash Detector 5010). The gradient distribution of microhardness was test by the Vicker microhardness tester(SHIMADZU HMV-FA2).

Numerical simulation. Governing equations. The numerical simulation of the LMI process involves a classical computational fluid dynamics approach that concerns fluid flow field and pressure as well as temperature. The movement of injected particles was calculated by the Lagrangian approach with fluid-particle coupling [18, 19]. The influence of Lorenz force induced by an electric-magnetic field was added in the source term of momentum equations as the volume force. The computational domain was initially composed of a rectangle of 30×5 mm. The surrounding gas phase was not taken into account because of the large differences in density and dynamic viscosity between the liquid metal and gas phase. The basic assumptions made on the fluid flow, temperature field, particles injecting and electromagnetic field in the simulation are described as follows.

• Laminar flow pattern is assumed. The main reason for this choice is that the velocities outside the shear layers at the surfaces are significantly reduced and the Reynolds number inside the molten pool turn out to be far less than turbulent critical value (10³) [30]. Furthermore, laminar flow assumption makes the numerical solution easier to be convergence and reduce the computational effort [31].

•The material properties are temperature dependent up to evaporation temperature.

• Joule heat induced by high current is neglected due to the short action time and the strong heating of the laser source up to evaporation temperature of the metal.

• The buoyancy of molten pool is determined using Boussinesq approximation, because the density variation caused by the temperature difference is sufficiently small.

• The thermal conductivity is adjusted properly according to the actual situation, since the convective motion in the transverse plane (*z*-direction) is neglected in 2D models, which may result in heat redistribution due to the fluid flow [32].

• The distribution of magnetic flux density in the active area is uniform.

• The injection direction of particles is perpendicular to the substrate of molten pool. The particles are spherical and uniformly distributed in the powder stream.

• In the LMI process, the injection particles maintain non-melting state and the shape of the injection particles is spherical regularly. Therefore, the drag force (Stoke's force) acting on the particles is only related to the velocity of melt flow [7].

• The heat and convection in the molten pool are not influenced by the injection of particles.

•The effect of gravity and the drag exerted by the surrounding gas on particle movement are negligible and all particles have the same velocity.

The governing equations for mass conservation, energy conservation, momentum conservation including Darcy source and Lorenz force source are solved using the finite element package COMSOL Multiphysics.

Mass conservation is expressed as

$$\nabla(\rho u) = 0. \tag{1}$$

Momentum conservation is given as

$$\rho \frac{\partial u}{\partial t} + \rho(u\nabla)u = \nabla[-pI + \eta(\nabla u + (\nabla u)^{T})] + F_{\text{Buoyancy}} + F_{\text{Darcy}} + F_{\text{Lorenz}}.$$
(2)

where ρ is the density; *p* is the pressure; η is the viscosity and F_{Buoyancy} , F_{Darcy} , F_{Lorenz} are source terms. The last three terms in (2) represent the buoyancy force, Darcy term, and Lorenz force, respectively. The buoyancy force comes from density gradients, which is related to the expansion of the liquid metal and is usually expressed using the Boussinesq approximation, as follows:

$$F_{\text{Buoyancy}} = \rho(1 - \beta(T - T_m))g, \qquad (3)$$

where β is thermal expansion coefficient; *g* is gravivational constant; *T* is temperature and T_m is melting point. The role of Darcy term is to dampen the velocity at the phase-change interface, therefore it becomes the velocity of the solidified phase after the transition. This term is assumed to vary with the liquid fraction and can be expressed according to the Kozeny–Carman equation [33], as

$$F_{\text{Darcy}} = -A_{\text{mush}} \frac{\left(1 - f_L\right)^2}{f_L^3 + c} u,$$
 (4)

where F_L is the volume fraction of the liquid phase, Amush and c arearbitrary constants(A_{mush} should be a large-valued constant accounting for damping the velocity of the mushy region and c is a small constant to avoid division by zero in the solid region).

The liquid fraction f_L is assumed to vary linearly with temperature in the mushy zone, which is delimited by the solidus T_s and liquidus T_L temperatures. It is defined as

$$f_{L} = \begin{cases} 0 & T < T_{S}, \\ \frac{T - T_{S}}{T_{L} - T_{S}} & T_{S} \le T \le T_{L}, \frac{1}{n} \\ 1 & T > T. \end{cases}$$
(5)

The term F_{Lorenz} represents the Lorenz force induced by the external steady magnetic field, the steady electric field and the conductive fluid motion, which is described by the following equation:

$$F_{\text{Lorenz}} = j \times B = \sigma(E + u \times B) \times \\ \times B = \sigma(E \times B + u \times B \times B),$$
⁽⁶⁾

where *j* is current density; *B* is magnetic flux intensity; *E* is external electric field, and σ is electric conductivity. The interaction of the external magnetic field with the external electric field builds up a directional Lorentz force contribution($\sigma(E \times B)$). Simultaneously, the movement of conducting melt flow in the external magnetic field generates the induced electric current. This induced current in the same external magnetic field forms the nondirectional Lorenz force($\sigma(\mu \times B \times B)$), which has a component directed against the original melt velocity thus decelerating the melt.

Energy conservation is given as:

$$\rho C_p \frac{\partial T}{\partial t} + \rho C_p u \nabla T = \nabla (k \nabla T) + Q_{\text{source}}, \quad (7)$$

where C_p is heat capacity; k is thermal conductivity and Q_{source} is the heat source from laser beam. The movement of particles in the molten pool obeys Newton's second law:

$$\frac{d(m_p v)}{dt} = F_D + F_g + F_{\text{buoyancy}};$$
(8)

$$F_D = m_p \left(\frac{1}{\tau_p}\right) (u - v); \tag{9}$$

$$F_{\rm g} = m_{\rm p} g; \tag{10}$$

$$F_{\rm buoyancy} = V_{\rm p} \rho_{\rm f} g, \qquad (11)$$

where F_D is drag force; F_g is gravity; $F_{buoyancy}$ is buoyancy force; m_p is particle mass; *u* is fluid velocity; *v* is particle velocity; ρ_f is fluid density; V_p is the volume of one particle, and *g* is gravity acceleration. The relative Reynolds number is from 1 to 100 and the drag coefficient C_D based on Schiller–Naumann Drag Mode is calculated as follows:

$$\operatorname{Re}_{\mathrm{r}} = \frac{\rho_{\mathrm{f}} |u - v| d_{\mathrm{p}}}{\mu}; \qquad (12)$$

$$C_{\rm D} = \frac{24}{{\rm Re}_{\rm r}} \left(1 + 0.15 {\rm Re}_{\rm r}^{0.637}\right); \tag{13}$$

$$\tau_{\rm p} = \frac{4\rho_{\rm p}d_{\rm p}^2}{3\mu C_{\rm p} {\rm Re}_{\rm r}},\tag{14}$$

where Re_{r} is relative Reynolds number; dp is the diameter of particle; μ is dynamic viscosity, and ρ_{p} is particle density.

Boundary conditions. The temperature of the substrate is assumed to be the same as ambient temperature T_0 initially. The energy distribution of laser beam is considered uniform because of the nature of diode laser. Surface tension is added on the top surface as the boundary condition, which is relevant to the surface temperature of molten



Figure 3. Boundary conditions of numerical model

Table 2.	Physical	properties	01	the	material	
			1			

Property	Value	Unit
Melting temperature	1700	K
Fluid density	7800	kg·m ⁻³
Particles density	15600	kg·m ⁻³
Heat capacity	746	$J \cdot kg^{-1} \cdot K^{-1}$
Latent heat of fusion	30	$J \cdot kg^{-1}$
Heat conductivity	30	$W \cdot m - 1 \cdot K^{-1}$
Dynamic viscosity	0.006	Pa·s
Surface tension coefficient	-0.52×10 ⁻⁴	$N \cdot m^{-1} \cdot K^{-1}$
Diameter of particles	80	μm

pool. In this model, surface tension is expressed by Marangoni shear stresses using the test function of the computation software.

$$-\eta \frac{\partial u}{\partial z} = \frac{\partial \gamma}{\partial T} \frac{\partial T}{\partial x}, -\eta \frac{\partial \upsilon}{\partial z} = \frac{\partial \gamma}{\partial T} \frac{\partial T}{\partial y}, \quad (15)$$

where η is the viscosity, $\frac{\partial \gamma}{\partial T}$ is the temperature derivative of the surface tension.

The injection velocity of the WC particles is calculated as follows [34]:

$$u = \frac{3D^2 v_0^2}{32\upsilon} \frac{\cos\theta}{R},\tag{16}$$

where *D* is the nozzle hydraulic diameter; V_0 is the carrier gas velocity at the nozzle; υ is kinematic viscosity; θ is divergence angle of particle, and *R* is the distance between nozzle and sample. The particle injection velocity was calculated about 1.1 m/s and powder spot center was coincided with laser spot center.

The other necessary boundary conditions are illustrated together in Figure 3.

The physical properties of the material are summarized in Table 2 and processing parameters are listed in Table 3.

 Table 3. Processing parameters

Processing parameters	Value	Unit
Diameter of laser spot	4	mm
Laser scanning speed	4	$mm \cdot s^{-1}$
Laser power	1700	W
Powder feeding rate	15	g∙min ⁻¹
Shielding gas flow rate	10	$L \cdot min^{-1}$

Results and discussion. *Temperature and velocity* distribution. The temperature distribution along the surface of the molten pool (x direction, y = 0 mm) is plotted in Figure 4, a. The temperature distribution along the depth of the molten pool at the center of laser spot (y direction, x = 33.6 mm) is plotted in Figure 4, b. It is seen that the high temperature zone of the molten pool with Lorenz force are suppressed. No matter the Lorenz force is upward or downward, the temperature distribution with electric-magnetic composite field is always lower than that without electric-magnetic composite field. Different from the temperature distribution, the fluid velocity distribution is influenced by the electric-magnetic composite field more significantly, as shown in Figure 5. Figure 5, a shows the velocity distribution along the surface of molten pool and Figure 5, b shows the velocity distribution along the surface of molten pool. The maximum fluid velocity of molten pool is about 0.08 mm/s without the electric-magnetic composite field. With the influence of the directional Lorenz force induced by the electric-magnetic composite field, the maximum fluid velocity of molten pool is decreased to less than 0.02 mm/s, whether the direction of Lorenz force is upward or downward. The double peaks of velocity distribution depict the difference in maximum velocity because of the heat accumulation effect and Marangoni effect during laser remelting process. On



Figure 4. Temperature distribution of molten pool: a — along the surface of molten pool; b — along the depth of molten pool: I - B = 0; 2 - 0.6; 3 - 1.2 T



Figure 5. Velocity distribution of molten pool: a — along the surface of molten pool; b — along the depth of molten pool : I - B = 0; 2 - 0.6; 3 - 1.2 T

each side of the peak temperature location, thermal gradients are of opposite sign, leading to a fluid flow velocity equal to zero at that point due to Marangoni effect. The thermal gradients become maximal at the edge of the laser beam, which explains the velocity peaks observed [32].

Particles distribution. Figure 6, a and Figure 6, b show the longitudinal sections of the LMI layers with particle distribution prepared with different directions of Lorenz force induced by the electricmagnetic composite field. The direction of Lorenz force in Figure 6, a is upward and in Figure 6, b is downward. Figure 6, c show the longitudinal section of the LMI layer prepared without external Lorenz force. Due to the same LMI process parameters conducted, the thickness of the LMI layers and the fraction of injected particles in the LMI layer are almost the same for the three specimens. In order to investigate the quantitative difference of particles between the three distributions in Figure 6, all the LMI layers were divided into two regions (upper region and lower region) equally. The proportions of WC particles in both regions were computed via computer graphics processing. The WC particles were

marked as red through the gray-scale transformation of the images. The calculating results are attached to the corresponding LMI layers in Figure 6.

Under the upward Lorenz force, most particles are concentrated in the lower region. The proportion of in the lower region is more than 50 % that in the upper region. Only a small number of WC particles were trapped in the near-surface of LMI layer. Contrarily, the majority of particles are trapped in the upper region when the direction of Lorenz force is downward, as shown in Figure 6, b. The particles could hardly be sunk into the lower region of molten pool. From the comparison between the particle distributions with and without an electric-magnetic composite field applied, the particles are distributed uniformly in the LMI layer produced without the electric-magnetic composite field applied (Figure 6, c). The Lorenz force generated by the steady magnetic and electric field is a sort of directional steady volume force in the melt pool, as expressed in Eq. (1). The direction of the Lorenz force acting on the fluid is in the opposite direction of the corresponding force acting on the particles (Eq. (2)).

$$L_f = (j \times B)V, \tag{17}$$



Figure 6. Distributions of WC particles in the longitudinal sections of the LMI layers: a — Lorenz force upward; b — Lorenz force downward; c — without Lorenz force

where L_j is Lorenz force; *j* is current density; *B* is magnetic flux density and *V* is the volume of displaced fluid by one particle.

$$-F_{iy} = F_B - L_p + F_{dy} - G_p,$$
(18)

where L_p is the counteracting force of Lorenz force acting on the particle. Because the WC particles are nonconducting and non-magnetic, the Lorenz force is not acting on the particle directly.

Figure 3 is the diagram of the forces acting on one particle and the surrounding fluid. When the Lorenz force acting on the fluid is assumed as upward, the balance equation is established to express the force (in the y direction) acting on the particle as follows:

$$-F_{iv} = F_B - L_p + F_{dv} - G_p,$$
(19)

where F_{iy} , F_B , L_p , F_{dy} and G_p represent the inertia force, Buoyancy, Lorenz force, drag force and gravity respectively. The F_B , F_{dy} and G_p are assumed to be constant. Thus, F_{iy} and L_p are positively proportional. Consequently, when the direction of the Lorenz force acting on the fluid is upward, the sinking velocity of the particle will be increased. During the continuous powder injecting process, the particles are easier sunk into the lower region of the melt pool (Figure 3, *a*). In the similar principle, the particles will be trapped in the upper region when the direction of the Lorenz force acting on the fluid is downward (Figure 3, *b*).

The exact trapped positions of particles are described by the simulation model in Figure 8. The particle distributions in the longitudinal sections of the LMI layers are shown in Figure 8, *a* and Figure 8, *b*. The red dots represent the injected particles, the orientation of the tails indicates the motion direction of particles and the length of the tails indicates the magnitude of the motion velocity of particles. With the same LMI process parameters, the number of injected particles, the depth of melt pool and the solidification duration are all the same. During the continuous LMI



Figure 7. Diagram of the forces acting on the particle and the surrounding fluid

process, the particles are homogeneously distributed in the melt pool, as shown in Figure 8, b. Figure 8, a shows that the sinking velocity of particles is damped with the effect of downward Lorenz force. Within the same time period of solidification, the particles injected into the melt pool can hardly be sunk to the bottom of the melt pool before the solidification of the melt pool, and they are concentrated in the upper region of the melt pool. In fact, the particles in the melt pool are not sunk along a straight line; the sinking trajectories were calculated by the simulation model, and are presented in Figure 8, c (note that the sinking trajectories are different for the particles in different injected positions, the particles shown in Figure 8, c are taken from the central zone of the laser spot). When the particles penetrate the surface of the melt pool, they are transmitted along with the fluid motion due to the strong Marangoni convection at the surface. The resulted sinking trajectories of particles become different mainly because of the electric-magnetic synergistic effect. The resultant buoyancy acting on the particles is increased with the downward Lorenz force. As a result, the sinking depth of the particles is reduced more obviously. Meanwhile the particles near the surface of the melt pool are influenced more by the Marangoni convection; they are easier dragged to the edge of the melt pool, where the melt pool is prone to solidify.



Figure 8. Simulated trapped position of particles in LMI layer: a — Lorenz force upward; b — Lorenz force downward; c — without Lorenz force; d — sinking trajectories of injected particles

Eq. 18 is obtained from Eq. 16 through expanding the forces of F_B and L_p . The equivalent gravity acceleration is assumed to be the synthesis of local gravity acceleration and Lorenz force related to the density of fluid. According to the above equations, when the Lorenz force and gravity force are in the same direction, the particles in the melt pool are just in hypergravity status, while when the Lorenz force and gravity force are in the opposite direction, the particles in the melt pool can be regarded in hypogravity status. In summary, the direction of the Lorenz force can be easily adjusted by changing the directions of electric and magnetic fields thus to control the movement of the reinforcement particles in LMI process.

$$\left(g - \frac{j \times B}{\rho_f}\right) \rho_f V + F_{dy} - G_p + F_{iy} = 0,$$
(20)

where ρ_f is fluid density and g is local acceleration of gravity.

Conclusion

The electric-magnetic synergistic effect on the reinforcement particle distribution in laser melt injection was studied experimentally and using simulation. The Lorenz force induced by the electricmagnetic composite field can change the gradient distribution of WC particles The distributions of WC particles in the LMI layers were influenced by the electric-magnetic composite field without adjusting the original LMI parameters. When the Lorenz force and gravity force are in the same direction, the majority of particles are trapped in the upper region, while when the Lorenz force and gravity force are in the opposite direction, most particles are concentrated in the lower region. With the assistance of an electricmagnetic composite field, the sinking velocity and trajectory of WC particles were changed due to the additional volume force acted on the fluid of the melt pool during the LMI process.

Acknowledgements. The authors are grateful for financial supports from the National Natural Science Foundation of China (51475429). The authors also would like to specially appreciate Prof. Rong Liu from Carleton University for her kind help in article modification.

- Liu, D., Chen, Y., Li, L. et al. (2008) In situ investigation of fracture behavior in monocrystalline WCp-reinforced Ti-6Al-4V metal matrix composites produced by laser melt injection. *Scripta Materialia*, **59**, 91–94.
- Li, L., Liu, D., Chen, Y. et al. (2009) Electron microscopy study of reaction layers between single-crystal WC particle and Ti–6Al–4V after laser melt injection. *Acta Materialia*, 57, 3606–3614.

- Verezub, O., Kálazi, Z., Sytcheva, A. et al. (2011) Performance of a cutting tool made of steel matrix surface nano-composite produced by in situ laser melt injection technology. *J. of Materials Processing Technology*, **211**, 750–758.
- 4. *Do* Nascimento, A.M, Ocelík, V., Ierardi, M.C.F. et al. (2008) Wear resistance of WCp/duplex stainless steel metal matrix composite layers prepared by laser melt injection. *Surface and Coatings Technology*, **202**, 4758–4765.
- Cabeza, M., Castro, G., Merino, P. et al. (2014) A study of laser melt injection of TiN particles to repair maraging tool steels. *Ibid.*, 46, 861–864.
- Do Nascimento, A.M., Ocelík, V., Ierardi, M.C.F. et al. (2008) Microstructure of reaction zone in WCp/duplex stainless steels matrix composites processing by laser melt injection. *Ibid.*, 202, 2113–2120.
- 7. Vreeling, J.A, Ocelík, V., Pei, Y.T. et al. (2000) Laser melt injection in aluminum alloys: on the role of the oxide skin. *Acta Materialia*, **48**, 4225–4233.
- Li, F.Q., Li, L.Q., Chen, Y.B. (2013) Arc enhanced laser melt injection WC particles on Al surface. *Surface Engineering*, 29, 296–299.
- 9. Pei, Y.T., Ocelik, V., de Hosson, J.T.M. (2002) SiCp/Ti6Al4V functionally graded materials produced by laser melt injection. *Acta Materialia*, **50**, 2035–2051.
- Vreeling, J.A., Ocelík, V., de Hosson, J.T.M. (2002) Ti–6Al– 4V strengthened by laser melt injection of WCp particles. *Ibid.*, **50**, 4913–24.
- Chen, Y., Liu, D., Li, F. et al.. (2008) WCp/Ti–6Al–4V graded metal matrix composites layer produced by laser melt injection. *Surface and Coatings Technology*, **202**, 4780–4787.
- Liu, A., Guo, M., Hu, H. (2009) Improved wear resistance of low carbon steel with plasma melt injection of WC particles. *J. of Materials Engineering and Performance*, 19, 848–851.
- Liu, A., Guo, M., Hu, H. et al. (2008) Microstructure of Cr₃C₂reinforced surface metal matrix composite produced by gas tungsten arc melt injection. *Scripta Materialia*, **59**, 231–234.
- Guo, M., Liu, A., Zhao, M. et al. (2008) Microstructure and wear resistance of low carbon steel surface strengthened by plasma melt injection of SiC particles. *Surface and Coatings Technology*, 202, 4041–4046.
- Liu, A., Guo, M., Zhao, M. et al. (2007) Microstructures and wear resistance of large WC particles reinforced surface metal matrix composites produced by plasma melt injection. *Ibid.*, 201, 7978–7982.
- Liu, D., Li, L., Li, F. et al. (2008) WCp/Fe metal matrix composites produced by laser melt injection. *Ibid.*, 202,1771– 1777.
- 17. Verezub, O., Kálazi, Z., Buza, G. et al. (2009) In-situ synthesis of a carbide reinforced steel matrix surface nanocomposite by laser melt injection technology and subsequent heat treatment. *Ibid.*, **203**, 3049–3057.
- Guo, B., Fletcher, D.F., Langrish, T.A.G. (2004) Simulation of the agglomeration in a spray using Lagrangian particle tracking. *Applied Mathematical Modelling*, 28, 273–90.
- Minier, J.-P. (2015) On Lagrangian stochastic methods for turbulent polydisperse two-phase reactive flows. *Progress in Energy and Combustion Science*, 50, 1–62.
- Chen, Y., Liu, D., Li, L. et al. (2009) Microstructure evolution of single crystal WCp reinforced Ti–6Al–4V metal matrix composites produced at different cooling rates. *J. of Alloys* and Compounds, 484,108–12.
- Kloosterman, A.B., Kooi, B.J., de Hosson, J.T.M. (1998) Electron microscopy of reaction layers between SiC and Ti– 6A1–4V after laser embedding. *Acta Materialia*, 46, 6205– 6017.

- Anandkumar, R., Almeida, A., Vilar, R. et al. (2009) Influence of powder particle injection velocity on the microstructure of Al–12Si/SiCp coatings produced by laser cladding. *Surface and Coatings Technology*, **204**, 285–290.
- Gatzen, M., Tang, Z., Vollertsen, F. (2011) Effect of electromagnetic stirring on the element distribution in laser beam welding of aluminium with filler wire. *Physics Procedia*, 12, 56–65.
- Tang, Z., Gatzen, M. (2010) Influence on the dilution by laser welding of aluminum with magnetic stirring. *Physics Procedia*, 5, 125–137.
- Gatzen, M. (2012) Influence of low-frequency magnetic fields during laser beam welding of aluminium with filler wire. *Ibid.*, 39, 59–66.
- Velde, O., Gritzki, R., Grundmann, R. (2001) Numerical investigations of Lorentz force influenced Marangoni convection relevant to aluminum surface alloying. *Int. J. of Heat and Mass Transfer*, 44, 2751–2762.
- 27. Bachmann, M., Avilov, V., Gumenyuk, A. et al. (2013) About the influence of a steady magnetic field on weld pool dynamics in partial penetration high power laser beam welding of thick aluminium parts. *Ibid.*, **60**, 309–321.
- 28. Schneider, A., Avilov, V., Gumenyuk, A. et al. (2013) Laser beam welding of aluminum alloys under the influence of an electromagnetic field. *Physics Procedia*, **41**, 4–11.

- 29. Zhou, J., Tsai, H.-L. (2007) Effects of electromagnetic force on melt flow and porosity prevention in pulsed laser keyhole welding. *Int. J. of Heat and Mass Transfer*, **50**, 2217–2235.
- Bachmann, M., Avilov, V., Gumenyuk, A. et al. (2012) Numerical simulation of full-penetration laser beam welding of thick aluminium plates with inductive support. *J. of Physics D: Applied Physics*, 45, 035201.
- Akbari, M., Saedodin, S., Toghraie, D. et al. (2014) Experimental and numerical investigation of temperature distribution and melt pool geometry during pulsed laser welding of Ti6Al4V alloy. *Optics & Laser Technology*, 59, 52–59.
- Morville, S., Carin, M., Peyre, P. et al. (2012) 2D longitudinal model ing of heat transfer and fluid flow during multilayered direct laser metal deposition process. *J. of Laser Applications*, 24, 032008.
- 33. Brent, A.D., Voller, V.R., Reid, K.J. (1988) Enthalpy-porosity technique for modeling convection-diffusion phase change: application to the melting of a pure metal. *Numerical Heat Transfer Part B-fundamentals*, 13, 297–318.
- 34. Fu, Y., Loredo, A., Martin, B. et al. (2002) A theoretical model for laser and powder particles interaction during laser cladding. *J. of Materials Processing Technology*, **128**, 106–112.

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ СВАРОЧНЫХ ДЕФОРМАЦИЙ РАБОЧЕГО КОЛЕСА РАДИАЛЬНОГО НАГНЕТАТЕЛЯ НР-7500 ПРИ ДУГОВОЙ И ЛАЗЕРНОЙ ТЕХНОЛОГИИ СВАРКИ

Д.С. ГАВРИЛОВ, О.В. МАХНЕНКО

Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины, Киев, Украина

Определение сварочных деформаций крупногабаритных конструкций с большим количеством сварных соединений расчетными методами, основанными на общих подходах теории термопластичности, требует больших вычислительных затрат. В данной работе предложено усовершенствование известного подхода комбинированного использования общих методов термопластичности и приближенного метода функции усадки для прогнозирования общих деформаций конструкций. С целью реализации метода функции усадки для сварных соединений сложной пространственной конфигурации использовался метод конечных элементов и усовершенствованная методика фиктивных температур для описания дополнительных усадочных деформаций в зоне сварных соединений с помощью моделирования соединяемых элементов конструкции как композитного двухслойного материала с анизотропным термическим расширением. Такое представление позволяет применять в конечно-элементной модели экономичные оболочечные элементы и легко задавать как продольную и поперечную усадки, так и угловые деформации для сварных соединений любого пространственного расположения и конфигурации. Усовершенствованный подход комбинированного использования общих методов термопластичности и приближенного метода функции усадки был применен для прогнозирования общих деформаций новой сварной конструкции рабочего колеса радиального нагнетателя HP-7500 в случае применения дуговой и лазерной технологий сварки.

На металлургических предприятиях Украины для откачивания продуктов сгорания мартеновских печей, агломерационных и конвертерных газов используются радиальные нагнетатели (устаревшее название — эксгаустеры) шести основных типоразмеров. Нагнетатели типа H7500 составляют почти половину их общего количества и имеют клепанную конструкцию. В связи с коротким сроком эксплуатации и необходимостью частого планового ремонта рабочего колеса H7500 в настоящее время с привлечением специалистов ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины разрабатывается принципиально новая сварная конструкция рабочего колеса радиального нагнетателя HP-7500.

Определение сварочных деформаций и напряжений данной конструкции экспериментальным путем связано с высокими затратами. Поэтому, численное моделирование сварочных деформаций и напряжений и учет полученной информации при разработке технологии изготовления колеса нагнетателя является наиболее целесообразным решением.

Определение сварочных деформаций для крупногабаритных конструкций расчетными методами, основанными на теории термопластичности, требуют больших вычислительных мощностей, а также значительного количества времени для расчета. В данной работе используется комбинация наиболее общих методов термопластичности определения сварочных деформаций и напря-© Д.С. ГАВРИЛОВ, О.В. МАХНЕНКО, 2015 жений, а также приближенного метода функции усадки для прогнозирования общих деформаций конструкции. Комбинированное применение указанных методов реализуется с помощью современного пакета конечно-элементного анализа.

В работе [1] усадочные деформации в тавровом соединении моделируются путем создания промежуточных интерфейсных элементов в зоне контакта ребра листом. При этом интерфейсный элемент представляет собой пружину с нелинейными механическими свойствами как в плоскости элемента, так и относительно вращательных перемещений. Такое представление позволяет задавать продольную и поперечную усадку в зоне сварного соединения, а также поперечные угловые деформации. Однако, рассмотренная методика не позволяет моделировать продольные угловые деформации, а также она не применима в случае сварных швов, имеющих продольную кривизну.

Идея использования двухслойного материала для моделирования зоны сварного шва предложена в [2]. Каждый из этих слоев имеет определенный коэффициент термического расширения в поперечном к линии сварного шва направлении. Вдоль линии сварки значения коэффициентов задавались одинаковыми.

Фиктивное охлаждение зоны с предложенным материалом вызывает различные по толщине элемента деформации сжатия, что приводит к появлению изгиба в поперечном к линии шва направлении. Полученный изгиб позволяет моделировать поперечные угловые деформации, при этом независимо от величин продольной и поперечной усадок. Аналогично работе, рассмотренной выше, данная методика не позволяет моделировать продольные угловые деформации, а также применять ее к сварным швам с продольной кривизной.

Целью настоящей работы является задача реализации идеи представления зоны усадки как двухслойного материала с ортотропным термическим расширением на соединения, имеющие произвольную кривизну сварного шва. Кроме того, впервые разработана методика моделирования угловых усадочных деформаций в продольном направлении. Предложенная методика в рамках данной работы применялась для оценки деформаций конструкции рабочего колеса радиального нагнетателя HP-7500 в случае применения дуговой и лазерной технологий сварки.

Описание модели. Общее описание метода функции усадки. Обобщенное представление методов функции усадки выполнено в работе [3].

Параметры тензорной функции усадки для каждого сварного соединения для соответствующих материала, толщины и режимов сварки могут быть определены на простых сварных образцах ограниченного размера (схемы на рис. 1). Более того, понятие поперечная усадка $\Delta_y(x)$ и угловые деформации $\beta_y(x)$, $\beta_x(x)$ достаточно общепринятые термины в инженерной практике [4, 5]. Величина $\Delta_x(x)$ — продольное укорочение для рассмотренного случая связана простой зависимостью с объемом продольного укорочения $V_x = \Delta_x(x)h$.

Одним из слабых мест описанного подхода функции усадки является информация относительно параметров этой функции. Использование чисто экспериментальных подходов, типа описанных выше (рис. 1), требует в каждом конкретном случае сочетания материала, толщины, способа, режимов и условий сварочного нагрева достаточно объемных экспериментальных исследований. В этой связи заслуживает внимания предложение, что развивается в работах [3, 6-8], по использованию подходов, основанных на методах теории термопластичности, для определения параметров функции усадки в случае конкретного сварного соединения и условий сварки для данной крупногабаритной сварной конструкции с большим количеством сварных швов. Такое распараллеливание процесса прогнозирования может быть в целом ряде случаев достаточно эффективным, с учетом достаточно большого накопленного опыта по прогнозированию сварочных деформаций и напряжений в сварных узлах (конструкциях) с ограниченным количеством сварных швов.

Поперечную усадку от сварного шва который расположен вдоль оси *Z*, можно определять как максимальные перемещения в поперечном относительно сварного шва направлении:

$$\Delta_{\Pi \Pi \Pi} = U_{XX}^{\max}.$$
 (1)

Продольная деформация и кривизны в плоскостях *zx* и *zy* являются величинами однозначными для всего поперечного сечения пластины. Тогда объем продольного укорочения от сварного шва:

$$V_{\text{прод}} = \int_{S} \varepsilon_{ZZ}^{0} dx dy.$$
 (2)

Продольная угловая деформация определяется через кривизну в плоскости *zy*:

$$\beta_{\text{прод}} = \int_{l} \Delta \chi_{ZY} dz.$$
(3)

Поперечную угловую деформацию можно определить через перемещения U_{yy} пластины из плоскости *zx* на некотором расстоянии *x* от сварного шва или на свободной кромке:

$$\beta_{\text{поп}} = \frac{U_{YY}(x, y)}{x}.$$
(4)

Моделирование стыкового соединения. В данной работе предлагается усовершенствование известного подхода для прогнозирования общих сварочных деформаций крупногабаритных конструкций с большим количеством сварных соединений, основанного на комбинированном при-



Рис. 1. Схема образца для определения продольной и поперечной усадки, угловых деформаций и остаточных нормальных деформаций $\varepsilon_{xx}^{r}, \varepsilon_{w}^{r}$ на поверхностях $z = \pm h/2$

менении общих методов термопластичности и приближенного метода функции усадки.

С целью реализации метода функции усадки для сварных соединений сложной пространственной конфигурации предлагается использовать метод конечных элементов и усовершенствованную методику фиктивных температур для описания дополнительных усадочных деформаций в зоне сварных соединений с помощью моделирования соединяемых элементов конструкции как композитного двухслойного материала с анизотропным термическим расширением. Такое представление позволяет применять в конечно-элементной модели экономичные оболочечные элементы и легко задавать как продольную и поперечную усадки, так и угловые деформации для сварных соединений любого пространственного расположения и конфигурации.

Для моделирования локальных сварочных деформаций усадки используется метод фиктивных температур, при котором в зоне сварных соединений задаются определенным образом выбранные температура и коэффициенты термического расширения материала.

Зона сварного шва рассматривается как двухслойный композитный материал с анизотропным термическим расширением (рис. 2). Деформации в продольном относительно оси шва направлении 1 определяют продольную сварочную усадку, а в поперечном направлении 2 — поперечную усадку и соответствующую угловую деформацию. Определенные их величины задавались путем использования различных коэффициентов термического расширения для данных направлений.

Продольная усадка и продольные угловые деформации. Рассмотрим определение продольной усадки в стыковом соединении. Для рассмотрения деформаций продольного укорочения заменим действие распределенных внутренних напряжений статически эквивалентными сосредоточенными силами, называемыми усадочными.

Продольная усадочная сила P_{yc}^{np} от продольных остаточных деформаций укорочения равна:



Рис. 2. Образец стыкового сварного соединения (*h*—толщина, *L*—длина) с выделенной зоной усадочных деформаций шириной *b* (*I*— направление продольной усадки; *2*— поперечной)

$$P_{\rm yc}^{\rm np} = \frac{V_{\rm yk}^{\rm np}}{L},\tag{5}$$

где V_{yk}^{np} — объем продольного укорочения; E — модуль Юнга; L — длина сварного соединения.

Для моделирования действия полученной усадочной силы необходимо задать соответствующую продольную деформацию зоны усадки сварного соединения ε_1 . Согласно закону Гука сила, необходимая для растяжения зоны усадки шириной b^0

и толщиной *h* на величину $\varepsilon_1^0 = \varepsilon_1 - \varepsilon_{y\kappa}^{np}$, где $\varepsilon_{y\kappa}^{np}$ — относительное продольное укорочение зоны сварного соединения, то есть, собственно, продольная усадка, равна

$$P_{\rm yc}^{\rm np} = Ehb^0 \varepsilon_1^0. \tag{6}$$

Таким образом

$$\varepsilon_{l} = \varepsilon_{y\kappa}^{np} + \frac{V_{y\kappa}^{np}}{Lhb^{0}}.$$
⁽⁷⁾

Коэффициент термического расширения в продольном направлении 1 определяется из уравнения

$$\varepsilon_1 = \alpha_{11} \Delta T. \tag{8}$$

Его величина для обоих слоев по толщине ребра может задаваться одинаковой

$$\alpha_{11}^1 = \alpha_{11}^2 = \alpha_{11}, \tag{9}$$

но может быть и различной, что приведет к появлению продольного изгиба в плоскости листа.

Продольный изгиб в плоскости листа с помощью предложенного метода реализуется путем задания для каждого из слоев композитного материала в зоне усадки сварного соединения различных коэффициентов температурного расширения в продольном направлении (рис. 2). Так как при этом средняя величина коэффициентов должна быть равна α_{11} , то будет полагать:

$$\alpha_{11}^1 = \alpha_{11} + \alpha_{11}^d \, _{\mathrm{H}} \, \alpha_{11}^2 = \alpha_{11} - \alpha_{11}^d, \qquad (10)$$

Зависимость величины α_{11}^d от кривизны продольной угловой деформации *C* определяется известной формулой для кривизны биметаллической пластины:

$$C = \frac{6E_1E_2(h_1 + h_2)h_1h_2(\alpha_{11}^1 - \alpha_{11}^2)\Delta T}{E_1^2h_1^4 + 4E_1E_2h_1^3h_2 + 6E_1E_2h_1^2h_2^2 + 4E_1E_2h_2^3h_1 + E_2^2h_2^4}.$$
 (11)

В нашем случае $E_1 = E_2$, $h_1 = h_2 = \frac{h}{2}$, $\alpha_{11}^1 - \alpha_{11}^2 = 2\alpha_{11}^d$. Таким образом

$$C = \frac{3\alpha_{11}^a \Delta T}{h} \tag{12}$$

и соответственно

$$\alpha_{11}^d = \frac{Ch}{3\Delta T}.$$
 (13)

Поперечные усадка и угловая деформация. Поперечная усадки $\Delta b = b^0 - b^1$ и угловая деформация у плоского стыкового соединения моделируется путем задания различных деформаций двух слоев композитного материала в поперечном направлении (рис. 3).

Значения коэффициентов термического расширения материалов слоев задаются таким образом, чтобы выполнялись следующие условия:

• средняя величина поперечных усадок двух слоев равнялась абсолютному значению поперечной усадки сварного соединения;

• разность данных деформаций задавала поворот на угол, равный значению угловой деформации.

Выполнение первого условия обеспечивает следующее предположение:

$$\alpha_{22}^{1} = \alpha_{22}^{} + \alpha_{22}^{d}$$
 и $\alpha_{22}^{1} = \alpha_{22}^{} - \alpha_{22}^{d}$. (14)

Значение коэффициента α_{22} определяется из уравнения:

$$\alpha_{22} = \frac{\Delta b}{b^0 \Delta T}.$$
 (15)

Величина α_{22}^d задается аналогично уравнению (13):

$$\alpha_{22}^d = \frac{C^{\Pi \cap \Pi} h}{3\Delta T}.$$
 (16)

Поперечная угловая усадка связывается с кривизной следующим условием:

$$\gamma = b^0 C^{\Pi \cap \Pi}. \tag{17}$$

Таким образом



Рис.4. Модельтавровогосоединения доипоследеформирования



Рис. 3. Схема моделирования поперечной усадки и угловой деформации стыкового соединения с помощью поперечных деформаций слоев композитного материала

$$\alpha_{22}^2 = \frac{\Delta b}{b^0 \Lambda T} - \frac{h\gamma}{3b^0 \Lambda T}.$$
 (19)

Моделирование таврового соединения. Тавровое сварное соединение с помощью данной модели можно рассматривать как комбинацию уже рассмотренного стыкового соединения и дополнительного ребра.

Поперечные угловые деформации в ребре задаются с учетом схемы, изображенной на рис. 4.

Значения коэффициентов термического расширения материалов композитных слоев в зоне соединения ребра определялось аналогично уравнениям (18):

$$\alpha_{22S}^{l} = \frac{\Delta b_{S}}{b_{S}^{0} \Delta T} + \frac{h_{S} \beta}{3b_{S}^{0} \Delta T},$$
(20)

$$\alpha_{22S}^2 = \frac{\Delta b_S}{b_S^0 \Delta T} - \frac{h_S \beta}{3 b_S^0 \Delta T}.$$
 (21)

В случае отсутствия деформаций продольного изгиба таврового соединения продольная усадка в ребре ε_{1s} должна задаваться соответственно равной продольной усадке в стыковом соединении $\varepsilon_{1.}$

Результаты расчетов. *Расчетная модель*. На основании конструкторской документации была создана трехмерная геометрическая модель колеса нагнетателя, выполненная в оболочечном виде. Ввиду симметрии конструкции относительно плоскости центрального диска моделировалась



Рис. 5. Геометрическая модель части рабочего колеса



Рис. 6. Конечно-элементная сетка

половина рабочего колеса (рис. 5). На основе данной модели была построена конечно-элементная сетка из четырехугольных оболочечных элементов (рис. 6). Общее количество узлов составило 86 586. Общее количество элементов — 86 420.

Для моделирования усадочных деформаций в модели выделялись области зон усадки. В этих зонах задавались свойства рассмотренного в Разделе 2 композитного материала.

Направления анизотропии слоев зон усадки менялись в соответствии с кривизной линии сварного шва и прилегающих поверхностей (рис. 7, рис. 8).

Результаты расчета и анализ усадочных деформаций рабочего колеса нагнетателя. Рабочее колесо изготавливается из высокопрочной низколегированной стали S690QL (EN 10025-6:2004 + А1:2009) с пределом текучести 700 МПа. Для определения параметров усадки использовался



Рис. 7. Направление анизотропии в зоне усадки покрывного диска

расчет по методу термопластичности типового для конструкции колеса таврового соединения. Размеры листа составляли 200×400 мм. Размеры ребра 200х200 мм. Толщина пластин 12 мм.

Моделировались случаи применения дуговой и лазерной технологии сварки.

При моделировании дугового процесса сварки использовались следующие параметры. Разделка односторонняя, угол 45°, на всю толщину ребра. В качестве математической молели источника тепла использовалась модель Голдака. Скорость сварки составляла 3 мм/с, напряжение 25 В, сила тока 360 А. Коэффициент эффективности был принят 0,85. Погонная энергия 2550 Дж/мм.

Полученные значения параметров усадки составляют:

• продольная усадка $\varepsilon_{yk}^{np} = \frac{0.3 \text{ мм}}{200 \text{ мм}} = 1.5 \cdot 10^{-3};$

• поперечная усадка ребра $\Delta b = 0,55 \,\mathrm{MM}$;

• поперечная угловая деформация листа $\gamma \approx$

• поперечная угловая деформация ребра (с уче-том схемы на рис. 4) $\beta = \frac{7,3 \text{ MM}}{200 \text{ MM}} - \frac{1}{2} 0,0125 \text{ рад} =$ = 0,03 рад;

 $V^{\Pi p} =$ • объем продольного укорочения $= 2.16 \cdot 10^{-7}$ M.

Значения соответствующих коэффициентов термического расширения слоев композитного материала зон усадки соответствуют полученным в этом случае и составляют:

$$\alpha_{11}^1 = \alpha_{11}^2 = \alpha_{11S}^1 = \alpha_{11S}^2 = \alpha_{11}^2 = 5,25 \cdot 10^{-5},$$



Рис. 8. Направление анизотропии в зоне усадки лопатки



Рис.9. Модули перемещений узлов модели рабочего колеса, мм: а при дуговой технологии сварки; б при сварке лазерным лучом

$$\alpha_{22}^{1} = 4,17 \cdot 10^{-5}, \ \alpha_{22}^{2} = -4,17 \cdot 10^{-5},$$

 $\alpha_{22s}^{1} = 5,58 \cdot 10^{-4}, \ \alpha_{22s}^{2} = 3,58 \cdot 10^{-4}.$

Результаты расчета поля деформаций в случае применения дуговой сварки представлены на рис. 9, *a*.

При моделировании процесса сварки лазерным лучом использовалась модель объемно- и поверхностно-распределенного источника тепла. Мощности лазерного источника 4500 Вт, коэффициент эффективности — 0,85, скорость сварки 3 мм/с, погонная энергия 1275 Дж/мм достаточно для формирования одностороннего сварного соединения ребра толщиной 12 мм с листом той же толщины (ширина зоны проплавления 3 мм). Согласно модели лазерного источника тепла, 20 % энергии вкладывалось на поверхности. Радиус поверхностного источника составлял 3 мм. Распределение энергии по поверхности происходило по функции Гаусса, 80 % тепла выделялось равномерно в цилиндрическом объеме радиусом 1,5 мм и глубиной равной толщине пластины.

Полученные значения параметров усадки составляют: 0 22 мм

• продольная усадка
$$\varepsilon_{yk}^{np} = \frac{0.22 \text{ MM}}{200 \text{ MM}} = 1.1 \cdot 10^{-3};$$

- продольная усадка ук 200 мм
 поперечная усадка ребра Δb = 0,15 мм;
- поперечная угловая деформация листа γ ≈

 $\approx \sin \gamma = \frac{\hat{0}, 7 \text{ MM}}{200 \text{ MM}} = 0,0034 \text{ pag};$

• поперечная угловая деформация ребра (с учетом схемы на рис. 4) $\beta = \frac{1,56 \text{ мм}}{200 \text{ мм}} - \frac{1}{2}$ 0,0034 рад = = 0,0061 рад;

• объем продольного укорочения $V_{yk}^{np} = 6,6 \cdot 10^{-7} \text{ м.}$

Значения соответствующих коэффициентов термического расширения слоев композитного материала зон усадки соответствуют полученным в этом случае и составляют:

$$\alpha_{11}^{1} = \alpha_{11}^{2} = \alpha_{11S}^{1} = \alpha_{11S}^{2} = \alpha_{11} = 2,75 \cdot 10^{-5},$$

$$\alpha_{22}^{1} = 6,78 \cdot 10^{-5}, \ \alpha_{22}^{2} = 1,55 \cdot 10^{-5},$$

$$\alpha_{22S}^{1} = 1,36 \cdot 10^{-4}, \ \alpha_{22S}^{2} = 1,14 \cdot 10^{-4}.$$

Результаты расчета поля деформаций в случае применения дуговой сварки представлены на рис. 9, б.

В случае применения дуговой технологии сварки наибольшие значения перемещений узлов модели рабочего колеса находились на покрывном диске в зонах между каждыми двумя лопатками и достигали 1,2 мм. Кроме того, значительные деформации наблюдались на свободных внутренних краях лопаток, достигавшие до 1,0 мм.

В случае применения лазерной технологии сварки наибольшие значения перемещений достигали не более 0,5 мм в зонах между каждыми двумя лопатками. На свободных внутренних краях лопаток деформаций более 0,1 мм не наблюдалось.

Заключение. Существующие подходы расчетного прогнозирования общих деформаций крупногабаритных пространственных конструкций с больших количеством сварных соединений на основе комбинированного применения методов термопластичности и приближенного метода функции усадки позволяют достаточно легко получать решения для случаев прямолинейных сварных швов, расположенных вдоль основных пространственных осей. В случае сварных швов, имеющих произвольное пространственное расположение и конфигурацию, реализация методов функции усадки, например, за счет моделирования фиктивных температур и анизотропии коэффициентов линейного расширения в продольном и поперечном направлении является затруднительной.

В случае создания конечно-элементных моделей по методу функции усадки сложных пространственных сварных конструкций использование оболочечных элементов является наиболее целесообразным решением с точки зрения требуемых вычислительных затрат. Однако при этом возникает проблема моделирования угловых деформаций из-за невозможности напрямую задать неравномерность усадки по толщине элемента.

Предложен метод моделирования усадочных деформаций с представлением зоны усадки сварного соединения в виде двухслойного композитного материала с анизотропным термическим расширением. Разработаны теоретически зависимости, связывающие параметры усадки и коэффициенты термического расширения слоев зоны усадки для стыкового и таврового соединения.

В работе были проведены расчеты общих сварочных деформаций рабочего колеса радиального нагнетателя НР-7500 при дуговой и лазерной сварке, которые показали значительное влияние технологии сварки на остаточное формоизменение конструкции.

- Deng D., Ma N., Murakawa H. Finite element analysis of welding distortion in a large thin-plate panel structure // Transact. of J. WRI. — 2011. — 40, № 1 — P. 89–100.
- Luo Y., Ishiyama M., Murakawa H. Welding deformation of plates with longitudinal curvature // Ibid. — 1999. — 28, № 2. — P. 57–65.
- Makhnenko V.I. Numerical methods for the prediction of welding stress and distortions / V.I. Makhnenko, E.A. Velikoivanenko, V.E. Pochinok, O.V. Makhnenko et al. // Welding and Surfacing Reviews. — 1999. – 13, № 1. – 146 p.
- 4. Винокуров В.А. Сварочные деформации и напряжения / В.А. Винокуров. М.: Машиностроение. 1968. 235с.
- 5. *Кузьминов С.А.* Сварочные деформации судовых корпусных конструкций / С.А. Кузьминов Л.: Судостроение. 1974. 285 с.
- 6. *Luo Y.* Prediction of deformation for large welded structures based on inherent strain / Y. Luo, D. Deng, L. Xie, H. Murakawa // Transact. of J. WRI. 2004. **33**, № 1. P. 65–70.
- Vega A. Influential factors affecting inherent deformation during plate forming by line heating (Report 1) / A. Vega, S. Rashed, H. Murakawa // Ibid. — 2007. — 36, № 1. — P. 57–64.
- Makhnenko V.I. Problem-oriented software package for prediction of welding stresses and distortions with reference to the solution of various questions of formation. Weldability and accuracy of welded structures / V.I. Makhnenko, L.M. Lobanov, O.V. Makhnenko // IIW–X/XV–RSD–29–98, 1998. — P. 13.

ВЛИЯНИЕ СФОКУСИРОВАННОГО ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ НА ХАРАКТЕРИСТИКИ ДУГОВОЙ ПЛАЗМЫ В КАНАЛЕ СОПЛА ПЛАЗМОТРОНА

А. ИГНАТОВ¹, И. КРИВЦУН¹, И. СЕМЕНОВ², У. РАЙСГЕН³, А. ЗАБИРОВ³

¹Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины, Киев, Украина ²Немецкий аэрокосмический центр (DLR). Мюнхен, Германия ³Институт сварки и соединения, Аахенский университет. Аахен, Германия

Разработана математическая модель процессов переноса энергии, импульса, массы и заряда в неравновесной плазме комбинированного лазерно-дугового разряда, возникающего при воздействии на электрическую дугу в цилиндрическом канале, продуваемом инертным газом, сфокусированного излучения СО,-лазера, распространяющегося вдоль оси канала. В основу модели положены записанные в дрейфово-диффузионном приближении многожидкостные уравнения для неизотермической, ионизационно-неравновесной дуговой плазмы, с учетом присутствия в ней двухзарядных ионов плазмообразующего газа, а также дополнительного нагрева плазмы за счет обратнотормозного поглощения лазерного излучения. Такой подход позволяет с единых позиций описывать процессы, протекающие как в центральной области канала (в плазме столба комбинированного разряда), так и в пристеночной области (в ионизационном слое плазмы) вплоть до границы слоя пространственного заряда, непосредственно примыкающего к стенке канала. Учет процессов, протекающих в слое пространственного заряда, предполагаемом бесстолкновительным, и определение характеристик теплового и электрического взаимодействия плазмы со стенкой канала осуществлялся путем использования соответствующих граничных условий на границе указанного слоя. Предложенная модель дает возможность проводить расчет характеристик плазмы лазерно-дугового разряда в широком диапазоне значений тока дуги, радиуса канала, мощности и условий фокусировки лазерного пучка. Численное решение уравнений модели проводилось методом конечных объемов, для компьютерной реализации которого создано соответствующее программное обеспечение. Проведен численный анализ радиальных распределений характеристик плазмы комбинированного разряда в канале, продуваемом потоком аргона, напряженности продольного электрического поля в разряде и теплового потока из плазмы на стенку канала при различных значениях тока дуги, радиуса канала, расхода плазмообразующего газа и мощности лазерного пучка. Показано, что в результате локального лазерного нагрева плазмы электрической дуги в канале в ней возникает относительно высокотемпературная область, локализованная в зоне воздействия на плазму лазерного пучка. Относительный прирост осевых значений температуры плазмы за счет поглощения лазерного излучения увеличивается с ростом его мощности и снижается при увеличении отношений тока разряда и радиуса лазерного пучка к радиусу канала. Такое изменение радиальных распределений температуры плазмы при постоянном расходе плазмообразующего газа приводит к заметному увеличению ее скорости. Что касается плотности электрического тока, то ее изменение под действием лазерного излучения оказывается менее существенным.

Введение. Наряду с широко используемыми гибридными лазерно-дуговыми технологиями сварки, все большее внимание исследователей привлекают лазерно-плазменные технологии, заключающиеся в совместном воздействии на свариваемый металл лазерного пучка и сжатой (плазменной) дуги [1, 2]. Известны различные способы реализации гибридных лазерно-плазменных процессов сварки, примеры которых показаны на рис. 1.

При осуществлении гибридного лазерно-плазменного процесса по схеме, изображенной на рис. 1, б, важную роль в формировании плазменной дуги может играть непосредственное взаимодействие сфокусированного лазерного излучения с дуговой плазмой. Результатом такого взаимодействия в случае использования излучения СО₂-лазера является возникновение особого типа газового разряда — комбинированного лазерно-дугового разряда, свойства которого отличаются как от свойств обычной плазменной дуги, так и от свойств оптического разряда, поддерживаемого лазерным излучением [6].

Дальнейшее развитие гибридных технологий, реализуемых путем коаксиального объединения сфокусированного пучка излучения CO₂-лазера и плазменной дуги с помощью интегрированных лазерно-дуговых плазмотронов требует достоверной информации об интегральных и распределенных характеристиках генерируемой такими устройствами плазмы, а также взаимодействующего с ней лазерного пучка. Эти характеристики во многом определяются взаимодействием плазмы лазерно-дугового разряда со стенкой плазмоформирующего канала плазмотрона. Кроме того, указанное взаимодействие определяет условия те-

© А. ИГНАТОВ, И. КРИВЦУН, И. СЕМЕНОВ, У. РАЙСГЕН, А. ЗАБИРОВ, 2015



Рис. 1. Схемы практической реализации лазерно-плазменной сварки: *a* — с использованием обычного дугового плазмотрона [3, 4]; *б* — с использованием интегрированного лазерно-дугового плазмотрона [5]; *I* — трубчатый тугоплавкий катод; 2 — водоохлаждаемое плазмоформирующее соплпо; *3* — сфокусированный лазерный пучок; *4*, *5* — плазмообразующий газ; *6* — свариваемое изделие (анод); 7 — защитный газ; *8* — сопло для подачи защитного газа; *9* — комбинированный лазерно-дуговой разряд

плового и электрического воздействия плазмы на стенку канала, знание которых дает возможность оптимизировать конструкцию интегрированного плазмотрона и повысить ресурс его работы. Экспериментальное определение характеристик плазмы комбинированного разряда в канале затруднено в связи с малыми геометрическими размерами канала, высокими значениями температуры плазмы, а также распространением в ней лазерного пучка значительной мощности. Поэтому целью данной работы является разработка математической модели и детальное численное исследование процессов переноса энергии, импульса, массы и заряда в неравновесной плазме лазерно-дугового разряда в цилиндрическом канале, а также определение тепловых и электрических характеристик ее взаимодействия со стенкой канала.

Для теоретического описания процессов энерго-, массо- и электропереноса в объеме рассматриваемой плазмы, содержащей электроны, одно- и двухзарядные ионы, а также нейтральные атомы плазмообразующего инертного газа, можно использовать модель, базирующуюся на основе многожидкостных уравнений для термически и ионизационно неравновесной плазмы [7], с учетом ее нагрева протекающим током и поглощаемым лазерным излучением [5, 6]. При рассмотрении процессов взаимодействия плазмы комбинированного разряда со стенкой канала можно использовать подход, аналогичный предложенному в работах [8–12] для исследования катодных и анодных явлений в электрических дугах, в т.ч. и при наличии в дуговой плазме многозарядных ионов. Подобные модели были ранее использованы для численного анализа распределенных характеристик плазмы в канале сопла дугового плазмотрона прямого действия [13, 14], однако используемые в этих работах граничные условия на стенке канала не учитывали реальную структуру пристеночной области плазмы, что не позволило адекватно описать процессы теплового и электрического взаимодействия дуговой плазмы со стенкой. Более корректные граничные условия были использованы в работе [15], посвященной расчету характеристик неравновесной дуговой плазмы в асимптотической области плазмоформирующего канала плазмотрона. Там же проведена верификация модели путем сравнения расчетных данных с результатами измерений радиальных распределений концентрации и температуры электронов, а также напряженности электрического поля для дуговой плазмы в канале при различных значениях тока дуги [14].

Постановка задачи, используемые приближения. Рассмотрим плазму стационарного лазерно-дугового разряда в асимптотической области секционированного цилиндрического канала радиуса R, продуваемого ламинарным потоком инертного газа с объемным расходом G (при нормальных условиях). Будем полагать, что в плазме течет постоянный ток I, давление p в рассматриваемом сечении канала — атмосферное, температура водоохлаждаемой (неиспаряющейся) стенки — T_w . Будем также считать, что вдоль оси канала распространяется сфокусированный гауссов пу-

чок излучения CO₂-лазера непрерывного действия, имеющий в выбранном сечении следующее распределение интенсивности

$$S(r) = \frac{2W}{\pi r_b^2} \exp\left(-\frac{2r^2}{r_b^2}\right),\tag{1}$$

где W — мощность лазерного пучка в данном сечении; r_b — его эффективный радиус. Предполагая, что исследуемая система является осесимметричной, выберем цилиндрическую систему координат (r, z), ось OZ которой совпадает с осью канала и направлена, как показано на рис. 2. При этом будем считать, что плазмообразующий газ движется вдоль указанной оси, в этом же направлении распространяется лазерное излучение, а электрический ток имеет противоположное направление.

Рассматриваемую плазму можно условно разделить на три области [8, 15]. Первая из них – слой пространственного заряда, непосредственно примыкающий к стенке канала (см. рис. 2), где нарушается условие квазинейтральности плазмы и формируется значительная часть падения потенциала между плазмой столба разряда и поверхностью канала. Этот слой можно считать бесстолкновительным, поскольку при атмосферном давлении и характерных значениях температуры электронов плазмы $T_e \sim 1.5-2.0$ э-В толщина данного слоя $R - r_s$, соизмеримая с радиусом Дебая $r_D \sim 10^{-8}-10^{-7}$ м, существенно меньше характерных длин свободного пробега частиц плазмы $l \sim 10^{-6}-10^{-4}$ м [15].

Вторая зона (см. рис. 2) — ионизационная область неизотермической квазинейтральной плазмы (предслой), где происходит генерация заряженных частиц за счет ионизации плазменными электронами атомов плазмообразующего газа, десорбирующихся со стенки канала. Образующиеся здесь ионы ускоряются в сторону стенки электрическим полем, создаваемым более подвижными электронами, и рекомбинируют на ее поверхности. Таким образом, в пределах предслоя нарушаются условия локального ионизационного равновесия. Кроме того, здесь формируется остальная часть падения потенциала между столбом разряда и стенкой канала.

На расстоянии от стенки $R - r_{ps}$, равном нескольким длинам свободного пробега частиц плазмы, проходит граница ионизационной области, которую будем сопоставлять с внешней границей пристеночного слоя плазмы, и за которой начинается третья зона — столб комбинированного разряда, содержащий в себе область взаимодействия лазерного излучения с плазмой, поперечный раз-



Рис. 2. Структура плазмы лазерно-дугового разряда в канале сопла интегрированного плазмотрона

мер которой характеризуется эффективным радиусом пучка *r_b* (см. рис. 2).

Поскольку в данной работе исследуется лазерно-дуговой разряд в асимптотической области канала, при описании процессов энерго-, массо- и электропереноса в такой системе, будем пренебрегать изменением характеристик плазмы и лазерного пучка в аксиальном направлении (вдоль оси канала) по сравнению с их радиальными изменениями. Что касается лазерного пучка, то учитывая, что характерное расстояние, на котором пучок излучения СО₂-лазера испытывает значительное ослабление за счет обратно-тормозного поглощения в аргоновой плазме атмосферного давления при указанных выше значениях ее температуры, оказывается существенно выше поперечных размеров канала, указанное приближение можно считать оправданным. Учитывая также то обстоятельство, что рассматриваемый разряд является стационарным, изменением характеристик плазмы во времени также будем пренебрегать. Эти предположения позволяют считать, что аксиальная компонента электрического поля и аксиальный градиент давления плазмы постоянны по сечению канала, а электрический ток на стенку канала равен нулю. При записи многожидкостных уравнений для столба и ионизационной области комбинированного разряда в канале используется модель неизотермической (двухтемпературной) ионизационно-неравновесной плазмы. Уравнения движения компонент плазмы в радиальном направлении записываются в дрейфово-диффузионном приближении [11], а при записи соответствующих уравнений в аксиальном направлении предполагается равенство аксиальных скоростей тяжелых компонент. Учет процессов, протекающих в слое пространственного заряда и определение характеристик теплового и электрического взаимодействия плазмы со стенкой канала осуществляется путем использования соответствующих граничных условий на границе этого слоя [9].

Математическая модель. Основные уравнения. При анализе физических процессов, протекающих в рассматриваемой плазменной системе, будем полагать, что плазма характеризуется следующими параметрами: n_{e} — концентрация электронов; n_n, n_{i+}, n_{i++} — концентрации атомов, однократно и двукратно заряженных ионов плазмообразующего газа, соответственно; $v_{\rho}^{r}, v_{\rho}^{z}$ радиальная и аксиальная компоненты скорости электронов; $v_n^r, v_n^z, v_{i+}^r, v_{i+}^z, v_{i++}^r, v_{i++}^z$ — радиальные и аксиальные компоненты скоростей атомов и соответствующих ионов; Т_е — температура электронов; T_h — температура тяжелых частиц плазмы, предполагаемая одинаковой для атомов и ионов, но отличной от Т. Тогда система уравнений, описывающая стационарные процессы переноса массы, импульса и энергии в плазме столба и ионизационного слоя лазерно-дугового разряда в асимптотической области цилиндрического канала, может быть записана следующим образом.

Уравнения непрерывности для электронов, атомов, однократно и двукратно заряженных ионов дуговой плазмы с учетом неравновесной ионизации:

$$\frac{1}{r}\frac{\partial}{\partial r}(rn_{e}v_{e}^{r}) = k_{i0}n_{n}n_{e} - k_{r0}n_{e}^{2}n_{i+} + k_{i1}n_{i+}n_{e} - k_{r1}n_{e}^{2}n_{i++};$$
(2)

$$\frac{1}{r}\frac{\partial}{\partial r}\left(rn_{n}v_{n}^{r}\right) = -k_{i0}n_{n}n_{e} + k_{r0}n_{e}^{2}n_{i+}; \qquad (3)$$

$$\frac{1}{r}\frac{\partial}{\partial r}\left(rn_{i+}v_{i+}^{r}\right) = k_{i0}n_{n}n_{e} - k_{r0}n_{e}^{2}n_{i+} - k_{i1}n_{i+}n_{e} + k_{r1}n_{e}^{2}n_{i++};$$
(4)

$$\frac{1}{r}\frac{\partial}{\partial r}\left(rn_{i++}v_{i++}^{r}\right) = k_{i1}n_{i+}n_{e} - k_{r1}n_{e}^{2}n_{i++}, \qquad (5)$$

где k_{ia} — коэффициенты ионизации атомов ($\alpha = 0$) и однократно заряженных ионов ($\alpha = 1$); k_{ra} — коэффициенты рекомбинации однократно ($\alpha = 0$) и двукратно ($\alpha = 1$) заряженных ионов [10]. Суммируя уравнения (3)–(5) и учитывая, что частицы плазмообразующего газа, предполагаемого инерт-

ным, не накапливаются на стенке канала, можем записать

$$n_{i+}v_{i+}^r + n_{i++}v_{i++}^r + n_n v_n^r = 0.$$
 (6)

Умножая уравнения (2), (4), (5) на заряд соответствующей частицы и складывая, при учете предположения об отсутствии электрического тока на стенку канала, получим

$$\dot{q}_{r} = en_{i+}v_{i+}^{r} + 2en_{i++}v_{i++}^{r} - en_{e}v_{e}^{r} = 0,$$
(7)

где j_r — радиальная компонента плотности тока в плазме; e — элементарный заряд. Таким образом, вместо четырех уравнений (2)–(5) можно использовать только два из них, добавив к ним условия (6) и (7).

Учитывая то, что плазма столба и ионизационной области разряда является квазинейтральной, дополним эти уравнения условием квазинейтральности

$$n_{\rho} = n_{i+} + 2n_{i++}.$$
 (8)

Кроме того, будем использовать условие постоянства полного давления плазмы по сечению канала

$$p = k \left[n_e T_e + (n_n + n_{i+} + n_{i++}) T_h \right], \tag{9}$$

где *k* — постоянная Больцмана.

Уравнения радиального движения электронов, атомов, однократно и двукратно заряженных ионов, запишем в дрейфово-диффузионном приближении (в пренебрежении конвективными членами), но с учетом вязкостных членов:

$$\frac{\partial(n_{e}kT_{e})}{\partial r} = \frac{2}{r}\frac{\partial}{\partial r}\left(r\eta_{e}\frac{\partial v_{e}^{r}}{\partial r}\right) - \frac{2}{3}\frac{\partial}{\partial r}\left(\frac{\eta_{e}}{r}\frac{\partial(rv_{e}^{r})}{\partial r}\right) - (10)$$

$$-\frac{2\eta_{e}v_{e}^{r}}{r^{2}} + P_{en}^{r} + P_{ei+}^{r} + P_{ei++}^{r} - eE_{r}n_{e};$$

$$\frac{\partial(n_{n}kT_{h})}{\partial r} = \frac{2}{r}\frac{\partial}{\partial r}\left(r\eta_{n}\frac{\partial v_{n}^{r}}{\partial r}\right) - (11)$$

$$-\frac{2\eta_{n}v_{n}^{r}}{r^{2}} + P_{ni+}^{r} + P_{ne}^{r} + P_{ni++}^{r} + R_{n}^{r};$$

$$\frac{\partial(n_{i+}kT_{h})}{\partial r} = \frac{2}{r}\frac{\partial}{\partial r}\left(r\eta_{i+}\frac{\partial v_{i+}^{r}}{\partial r}\right) - (11)$$

$$-\frac{2\eta_{i}v_{n}^{r}}{r^{2}} + P_{ni+}^{r} + P_{ne}^{r} + P_{ni++}^{r} + R_{n}^{r};$$

$$\frac{\partial(n_{i+}kT_{h})}{\partial r} = \frac{2}{r}\frac{\partial}{\partial r}\left(r\eta_{i+}\frac{\partial v_{i+}^{r}}{\partial r}\right) - (12)$$

$$+P_{i+n}^{r} + P_{i+e}^{r} + P_{i+i++}^{r} + R_{ni+}^{r};$$

$$(12)$$

$$\frac{\partial(n_{i++}kT_h)}{\partial r} = \frac{2}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left(r\eta_{i++} \frac{\partial v_{i++}^r}{\partial r} \right) - \frac{2}{3} \frac{\partial}{\partial r} \left(\frac{\eta_{i++}}{r} \frac{\partial(rv_{i++}^r)}{\partial r} \right) - \frac{2\eta_{i++}v_{i++}^r}{r^2} + (13) + \frac{P_{i++n}^r}{r^2} + \frac{P_{i++n}^r}{r^2} + \frac{P_{i++n}^r}{r^2} + 2eE_r n_{i++}.$$

Уравнение аксиального движения электронов и суммарное уравнение аксиального движения тяжелых частиц запишем в виде:

$$\frac{1}{r}\frac{\partial}{\partial r}(rm_{e}n_{e}v_{e}^{z}v_{e}^{r}) = \\
= \frac{1}{r}\frac{\partial}{\partial r}\left(r\eta_{e}\frac{\partial v_{e}^{z}}{\partial r}\right) + (14) \\
+ P_{en}^{z} + P_{ei+}^{z} + P_{ei++}^{z} - eE_{z}n_{e} \\
\frac{\partial\sum_{\alpha}n_{\alpha}kT_{h}}{\partial z} + \frac{1}{r}\frac{\partial}{\partial r} \times \\
\times \left(r\sum_{\alpha}m_{\alpha}n_{\alpha}v_{h}^{z}v_{\alpha}^{r}\right) = \\
= \frac{1}{r}\frac{\partial}{\partial r}(r\sum_{\alpha}\eta_{\alpha}\frac{\partial v_{h}^{z}}{\partial r}) + (15)$$

$$+P_{ne}^{z} + P_{i+e}^{z} + P_{i+e}^{z} + eE_{z}(n_{i+} + 2n_{i++}), \quad \alpha = n, i+, i++.$$

В уравнениях (10)–(15) использованы следующие обозначения: $\eta_{\alpha}m_{\alpha}$ — коэффициенты динамической вязкости и массы частиц компонент плазмы ($\alpha = e, n, i+, i++$); $P_{\alpha\beta}^r, P_{\alpha\beta}^z$ — радиальные и аксиальные компоненты обменных членов ($\alpha \neq \beta = e, n, i+, i++$), соответствующих упругим столкновениям частиц [7]; R_{α}^r — радиальные компоненты обменных членов ($\alpha = n, i+, i++$), соответствующих неупругим столкновениям [7]; E_r , E_z — радиальная и аксиальная компоненты электрического поля в плазме.

Уравнения движения следует дополнить условием сохранения полного тока разряда

$$I = 2\pi \int_{0}^{R} \left| j_{z} \right| r dr, \qquad (16)$$

где $j_z = en_{i+}v_{i+}^z + 2en_{i++}v_{i++}^z - en_e v_e^z$ — аксиальная компонента плотности электрического тока в плазме, а также условием сохранения массового расхода плазмообразующего газа через поперечное сечение канала

$$G_M = \rho_0 G = 2\pi \int_0^R r \sum_{\alpha=n,i+,i++} m_\alpha n_\alpha v_\alpha^z dr, \qquad (17)$$

где ρ_0 — плотность плазмообразующего газа при нормальных условиях.

Уравнение переноса энергии электронов запишем с учетом дополнительного нагрева плазмы лазерным излучением [5, 6], а уравнение энергии для тяжелой компоненты плазмы – в виде суммы соответствующих уравнений для каждого сорта тяжелых частиц:

$$\frac{1}{r}\frac{\partial}{\partial r}\left(v_{e}^{r}\frac{5}{2}n_{e}kT_{e}\right) =$$

$$=\frac{1}{r}\frac{\partial}{\partial r}\left(r\chi_{e}\frac{\partial T_{e}}{\partial r}\right) + \sum_{\alpha}(Q_{e\alpha} + G_{e\alpha}) - \qquad(18)$$

$$-e(E_{z}v_{e}^{z} + E_{r}v_{e}^{r})n_{e} -$$

$$-\psi + \kappa S, \quad \alpha = n, i+, i++;$$

$$\frac{1}{r}\frac{\partial}{\partial r}\sum_{\alpha}\left(v_{\alpha}^{r}\left(\frac{5}{2}n_{\alpha}kT_{h} + \frac{1}{2}m_{\alpha}n_{\alpha}v_{\alpha}^{2}\right)\right) =$$

$$=\frac{1}{r}\frac{\partial}{\partial r}\left(r\sum_{\alpha}\chi_{\alpha}\frac{\partial T_{h}}{\partial r}\right) + \sum_{\alpha}Q_{\alpha e} +$$

$$+e(E_{z}v_{i+}^{z} + E_{r}v_{i+}^{r})n_{i+} +$$

$$+2e(E_{z}v_{i++}^{z} + E_{r}v_{i++}^{r})n_{i++},$$

$$\alpha = n, i+, i++,$$
(18)

Здесь χ_{α} — коэффициенты теплопроводности компонент плазмы ($\alpha = e, n, i+, i++$); $Q_{\alpha\beta}$ — обменные члены ($\alpha \neq \beta = e, n, i+, i++$), соответствующие упругим столкновениям частиц [7]; $G_{e\alpha}$ — обменные члены ($\alpha = n, i+, i++$), соответствующие неупругим столкновениям частиц [7]; ψ — потери энергии электронов на тепловое излучение; к коэффициент объемного (обратно-тормозного) поглощения лазерного излучения плазмой; *S* интенсивность лазерного излучения, определяемая формулой (1).

Формулы для расчета транспортных коэффициентов, входящих в уравнения (10)–(15), (18), (19), взяты из работы [16]. При вычислении коэффициентов ионизации и рекомбинации, частот столкновений, и радиационных потерь энергии для аргоновой плазмы атмосферного давления использовались данные, приведенные в [10, 11, 17–26]. Коэффициент обратно-тормозного поглощения лазерного излучения к рассчитывался по формуле [27]:

$$\kappa = \frac{v_e}{c} \frac{\omega_{pe}^2 / \omega^2}{\sqrt{1 - \omega_{pe}^2 / \omega^2}},$$
(20)

справедливой при условии $v_e/\omega << 1$, которое с достаточной точностью выполняется для рассматриваемых параметров плазмы и взаимодействующего с ней лазерного пучка. Здесь $v_e = \sum_{\beta \neq e} v_{e\beta}$ ($\beta = n, i+, i++$) — суммарная частота столкнове-

ний электронов с тяжелыми частицами; с — ско-

рость света; $\omega_{pe} = \sqrt{\frac{4\pi e^2 n}{m_e}}$ — плазменная частота электронов; ω — частота лазерного излучения.

Граничные условия. Учитывая используемое предположение об аксиальной симметрии рассматриваемой плазменной системы, на оси канала можно принять:

$$\left. \frac{\partial n_{\alpha}}{\partial r} \right|_{r=0} = 0, \quad \alpha = i + , i + + \tag{21}$$

$$v_{\alpha}^{r}\Big|_{r=0} = 0, \quad \alpha = i+, i++;$$
 (22)

$$\frac{\partial v_{\alpha}^{z}}{\partial r}\bigg|_{r=0} = 0, \quad \alpha = n, i+, i++; \tag{23}$$

$$\frac{\partial T_e}{\partial r}\bigg|_{r=0} = \frac{\partial T_h}{\partial r}\bigg|_{r=0} = 0.$$
 (24)

Для задания граничных условий на стенке канала, точнее на границе ионизационной области со слоем пространственного заряда, поступим следующим образом. Используя уравнения (6), (7), (10)–(13), поток однозарядных ионов на указанной границе можно записать в виде

$$n_{i+}v_{i+}^{r}\Big|_{r=r_{s}} = D_{i+i+}^{T} \frac{\partial(T_{e}+T_{h})}{\partial r}\Big|_{r=r_{s}} +$$

$$= D_{i+i+} \frac{\partial n_{i+}}{\partial r}\Big|_{r=r_{s}} +$$

$$+ D_{i+i++}^{T} \frac{\partial(2T_{e}+T_{h})}{\partial r}\Big|_{r=r_{s}} +$$

$$+ D_{i+i++} \frac{\partial n_{i++}}{\partial r}\Big|_{r=r_{s}} ,$$

$$(25)$$

где $D_{\alpha\beta}, D_{\alpha\beta}^{T}$, $\alpha = i+, \beta = i+, i++$ — коэффициенты диффузии и термодиффузии, явный вид которых приведен в [16]. При этом скорость однозарядных ионов на границе слоя пространственного заряда может быть выбрана равной бомовской скорости, которая в случае трехкомпонентной плазмы имеет вид [28]:

$$v_{i+}^{r}\Big|_{r=r_{s}} = \sqrt{\frac{k(T_{e}+T_{h})}{m_{i+}}}\Big|_{r=r_{s}}.$$
 (26)

Предполагая, что градиент концентрации двухзарядных ионов на указанной границе равен нулю

$$\frac{\partial n_{i++}}{\partial r}\bigg|_{r=r_s} = 0, \tag{27}$$

их поток можно определить, положив, например, скорость двухзарядных ионов на внешней границе предслоя равной

$$v_{i++}^{r}\Big|_{r=r_{s}} = \sqrt{\frac{k(2T_{e}+T_{h})}{m_{i++}}}\Big|_{r=r_{s}}$$

что, вместе с соотношением (26), соответствует критерию Бома в случае четырехкомпонентной плазмы.

Для аксиальных компонент скоростей тяжелых частиц плазмы вблизи стенки канала, учитывая условие «прилипания», запишем

$$v_{\alpha}^{z}\Big|_{r=r_{s}} = 0, \ \alpha = n, i+, i++.$$
 (28)

Граничное условие для температуры электронов зададим в виде [9]

$$\left. \left(v_e^r \frac{5}{2} n_e k T_e + \lambda_e \frac{\partial T_e}{\partial r} \right) \right|_{r=r_s} =$$

= $j_e^r (2k T_e + e\Delta \phi_s) \Big|_{r=r_s},$ (29)

где

$$\Delta \phi_s = -\frac{kT_e}{2e} \ln \frac{2\pi m_e (T_e + T_h)}{m_{i+} T_e} \bigg|_{r=r_e}$$
(30)

падение потенциала в слое пространственного заряда [9]. Температуру тяжелых частиц плазмы вблизи стенки с достаточной точностью можно положить равной температуре стенки канала

$$T_h\Big|_{r=r_s} = T_w.$$
(31)

Важными характеристиками процессов теплового и электрического взаимодействия рассматриваемой плазмы со стенкой канала сопла плазмотрона являются тепловой поток из плазмы на стенку канала (см., например, [9])

$$q_{w} = \begin{cases} j_{i+}^{r} \left[k \left(2T_{h} + \frac{1}{2}T_{e} \right) + e\Delta\phi_{s} + E_{1} \right] + \\ + j_{i++}^{r} \left[k (2T_{h} + T_{e}) + 2e\Delta\phi_{s} + E_{2} \right] + \\ + 2 j_{e}^{r} k (T_{e} - T_{w}) \end{cases}$$
(32)

а также падение потенциала между плазмой на оси канала и стенкой, которое складывается из падения потенциала в столбе и ионизационной области плазмы, а также падения потенциала в слое пространственного заряда, определяемого выражением (30).

Результаты моделирования. Расчет характеристик плазмы лазерно-дугового разряда в канале проводился при следующих параметрах: ток разряда I = 50, 100, 200 А; радиус канала R = 1, 2 мм; объемный расход плазмообразующего газа (Ar) G = 2,5 л/мин; температура стенки канала $T_w = 1160$ К; длина волны лазерного излучения $\lambda = 10,6$ мкм (CO₂-лазер); его мощность в выбранном сечении канала W = 0, 1, 1,5, 2 кВт;



Рис. 3. Радиальные распределения температуры электронов (сплошные кривые) и тяжелых частиц (штриховые кривые) плазмы дугового (кривые *1*, *3*) и комбинированного (кривые *2*, *4*) разрядов в канале: a - R = 1 мм; G = 2 л/мин; I - I = 50 А, W = 0; 2 - I = 50 А, W = 1,5 кВт; 3 - I = 100 А, W = 0; 4 - I = 100 А, W = 1,5 кВт; 6 - R = 2 мм; G = 5 л/мин; I - I = 100 А, W = 0; 2 - I = 100 А, W = 1,5 кВт; 3 - I = 200 А, W = 0; 4 - I = 200 А, W = 1,5 кВт; 6 - R = 2 мм; G = 5 л/мин; I - I = 100 А, W = 0; 2 - I = 100 А, W = 1,5 кВт; 3 - I = 200 А, W = 0; 4 - I = 200 А, W = 1,5 кВт

эффективный радиус лазерного пучка $r_b = 0,2$ мм. Результаты расчета радиальных распределений характеристик плазмы такого разряда приведены на рис. 3–8.

Рассмотрим вначале влияние лазерного излучения на распределения электронной температуры и температуры тяжелых компонент плазмы при выбранных значениях радиуса канала, расхода плазмообразующего газа и тока разряда. Как следует из представленных на рис. 3 расчетных данных, температуры электронов и тяжелых частиц в центральной области канала, в том числе и при воздействии на плазму лазерного пучка, практически совпадают ($T_e \approx T_h = T$), т.е. плазма столба разряда является термически равновесной. Что касается значений ее температуры, то, на фоне хорошо известного возрастания температуры дуговой плазмы в канале с ростом тока дуги и уменьшением радиуса канала [13, 14], наблюдается значительное локальное увеличение Т в зоне воздействия на плазму лазерного пучка (кривые 2, 4 на рис. 3). Этот эффект связан с дополнительным нагревом электродуговой плазмы сфокусированным лазерным излучением и наиболее ярко проявляется при уменьшении величин I/R и $r_{\rm b}/R$.

В пристеночной области плазмы лазерно-дугового разряда в канале, также как и для обычной дуги [14, 15], наблюдается существенное превышение температуры электронов над температурой тяжелых частиц, при этом размер области термически неравновесной плазмы, определяющий толщину предслоя, а также сами значения T_e и T_h в этом слое слабо зависят от мощности воздействующего на плазму лазерного излучения (см. рис. 3, *a*, *б*). Роль лазерного нагрева в энергетическом балансе плазмы комбинированного разряда может быть проиллюстрирована с помощью рис. 4, где приведены радиальные распределения объемных источников и потерь энергии в плазме. Как следует из сравнения кривых 1, 3, при выбранных параметрах разряда нагрев плазмы сфокусированным излучением CO_2 -лазера является более эффективным (к $\approx 50 \text{ м}^{-1}$) по сравнению с ее нагревом протекающим током и сосредоточен в области, занятой лазерным пучком. Этим и объясняется значительное повышение температуры дуговой плазмы в приосевой зоне разряда, которое естественным образом усиливается с ростом мощности лазерного пучка, как показано на рис. 5.



Рис. 4. Распределения источников и стоков энергии в плазме комбинированного (сплошные кривые) и дугового (штриховые кривые) разряда в канале: I — нагрев лазерным излучением; 2 — джоулев нагрев; 3 — потери энергии на тепловое излучение при R = 1 мм; G = 2 л/мин; I = 100 А; W = 0 (штриховые кривые); W = 1,5 кВт (сплошные кривые)



Рис. 5. Радиальные распределения температуры электронов (сплошные кривые) и тяжелых частиц (штриховые кривые) плазмы разряда в канале при R = 2 мм; G = 5 л/мин; I = 100 А; I - W = 0; 2 - W = 1 кВт; 3 - W = 2 кВт

На рис. 6 представлены расчетные зависимости радиальных распределений абсолютных значений аксиальной компоненты плотности электрического тока в рассматриваемом разряде. Наряду с очевидным увеличением плотности тока с ростом I и уменьшением R [13, 14], можно отметить некоторое локальное повышение *j* в области воздействия на плазму лазерного пучка, которое наиболее заметно проявляется при уменьшении отношения r_{μ}/R (кривые 2 на рис. 6, б). Следует отметить, что при увеличении указанной величины и больших значениях *I/R* наблюдается обратный эффект, заключающийся в некотором снижении плотности электрического тока на оси канала под воздействием сфокусированного лазерного излучения (сплошные кривые на рис. 6, а).

Рассмотрим влияние лазерного излучения на радиальное распределение аксиальной компоненты среднемассовой скорости дуговой плазмы в канале

$$v_{z} = \sum_{\alpha=n,i+,i++} m_{\alpha} n_{\alpha} v_{\alpha}^{z} / \sum_{\alpha=n,i+,i++} m_{\alpha} n_{\alpha}$$

Как следует из расчетных данных, представленных на рис. 7, скорость плазмы на оси канала практически пропорционально увеличивается с ростом отношения расхода плазмообразующего газа к площади поперечного сечения канала и в меньшей степени — с увеличением тока разряда. Что касается влияния лазерного излучения, то отмеченное выше увеличение температуры плазмы в приосевой зоне канала под воздействием лазерного пучка (см. рис. 3) приводит к снижению ее плотности и, соответственно, к увеличению среднемассовой скорости (ср. кривые 1, 2 на рис. 7).

Перейдем теперь к рассмотрению распределения электрического потенциала плазмы по сечению канала. Как следует из расчетных зависимостей, приведеных на рис. 8, потенциал плазмы на оси канала превышает потенциал стенки, условно принятый за ноль, на величину 11–13 В, причем в случае комбинированного разряда значения потенциала на оси столба оказываются несколько выше, чем для обычной дуги в канале, однако, данное отличие не превышает 0,5 В. Необходимо отметить, что указанные значения разности потенциалов между осью и стенкой канала являются суммой падений напряжения в столбе дуги и предслое плазмы с падением напряжения в слое



пространственного заряда $\Delta \phi_s$, соответствующие значения которого приведены в таблице. Там же приведены значения такой важной с практической

Рис. 6. Радиальные распределения плотности электрического тока в плазме дугового (кривые *I*) и комбинированного (кривые *2*) разрядов в канале: a - R = 1 мм; G = 2 л/мин; I = 50 А (штриховые кривые); I = 100 А (сплошные кривые); $\delta - R = 2$ мм; G = 5 л/мин; I = 100 А (штриховые кривые); I = 200 А (сплошные кривые); I - W = 0; 2 - W = 1,5 кВт



Рис. 7. Радиальные распределения среднемассовой скорости плазмы дугового (кривые *I*) и комбинированного (кривые 2) разрядов в канале: *а* — *R* = 1 мм; *G* = 2 л/мин; *I* = 50 A (штриховые кривые); *I* = 100 A (сплошные кривые); *б* — *R* = 2 мм; *G* = 5 л/мин; *I* = 100 A (штриховые кривые); *I* = 200 A (сплошные кривые); *I* — *W* = 0; *2* — *W* = 1,5 кВт



Рис. 8. Радиальные распределения электрического потенциала в плазме дугового (кривые *I*) и комбинированного (кривые *2*) разрядов в канале: *а* — *R* = 1 мм; *G* = 2 л/мин; *I* = 50 A (штриховые кривые); *I* = 100 A (сплошные кривые); *б* — *R* = 2 мм; *G* = 5 л/мин; *I* = 100 A (штриховые кривые); *I* = 200 A (сплошные кривые); *I* — *W* = 0; *2* — *W* = 1.5 кВт

Тепловой поток из плазмы на стенку канала и падение потенциала в слое пространственного заряда

I, A		50			100	200	
<i>R</i> , мм		W = 0	W = 1,5 кВт	W = 0	W = 1,5 кВт	W = 0	W = 1,5 кВт
$1 (G = 2 \pi/MHH)$	$q_{_W}$, MBt/m ²	2,184	3,147	13,14	13,13	-	-
1 (0 – 2 л/мин)	$\Delta \phi_s, B$	4,57	4,64	5,31	5,33	-	-
$2(C = 5 \pi/3000)$	$q_{_W}$, MBt/m ²	-	_	0,221	0,202	1,448	1,326
2 (0 – 5 л/мин)	$\Delta \phi_s, B$	_	_	4,08	4,07	4,60	4,59

точки зрения характеристики разряда, как тепловой поток из плазмы на стенку канала q_w .

Выводы

Проведенный на основе предложенной математической модели неравновесной плазмы комбинированного лазерно-дугового разряда в канале, возникающего при воздействии на электрическую дугу сфокусированного пучка излучения CO₂-лазера, распространяющегося вдоль оси канала, численный анализ позволяет сделать следующие выводы:

В результате локального лазерного нагрева плазмы электрической дуги в канале в ней возникает относительно высокотемпературная область, локализованная в зоне воздействия на плазму лазерного пучка. Относительный прирост осевых значений температуры плазмы за счет поглощения лазерного излучения увеличивается с ростом его

LTWMP'15

мощности и снижается при увеличении отношения тока разряда к радиусу канала. Отмеченное изменение радиальных распределений температуры плазмы при постоянном расходе плазмообразующего газа приводит к заметному увеличению ее скорости. Что касается плотности электрического тока, то ее изменение под действием лазерного излучения оказывается менее существенным.

В отличие от центральных областей канала, где плазма разряда является практически равновесной, плазма в пристеночной области оказывается существенно неравновесной, причем как термически, так и ионизационно. Кроме того потенциал стенки канала оказывается существенно ниже значения потенциала плазмы на оси канала. Соответствующая разность потенциалов составляет 11–13 В и достаточно слабо зависит от тока разряда, мощности лазерного излучения, радиуса канала и расхода плазмообразующего газа.

Данная работа выполнена в рамках совместного проекта RE-2755/20-1 «Самосогласованное моделирование гибридной (лазер-ТИГ) и (лазер-плазма) сварки в теплопроводностном режиме проплавления», финансируемого Немецким Исследовательским Обществом (DFG). Авторы выражают свою благодарность DFG, за финансовую поддержку этих исследований.

- 1. *Bagger C.*, Olsen F.O. Rewiew of laser hybrid welding // Journal of laser applications. — 2005. — Vol. 17. — No 1. — P. 2–14.
- Kah P. Overview of the exploration status of laser-arc hybrid welding processes // Review on advanced materials science. 2012. Vol. 30. No 2. P. 112–132.
- Walduck R.P., Biffin J. Plasma arc augmented laser welding // Welding and Metal Fabrication. — 1994. — Vol. 62. — No. 4. — P. 172–176.
- Tusek J. Sinergic operation of welding arc and laser beam for practical application or for scientific research only? // Varilna tehnika. — 1996. — Vol. 45. — No. 2. — P. 39–46.
- Seyffarth P., Krivtsun I.V. Laser-arc processes and their applications in welding and material treatment // Welding and Allied Processes. London: Taylor and Francis Books, 2002. Vol. 1. 200 p.
- Laser-arc discharge: Theory and applications / V.S. Gvozdetsky, I.V. Krivtsun, M.I. Chizhenko et al. // Welding and Surfacing Rev. — Harwood Academic Publ., 1995. — Vol. 3. — 148 p.
- Meier E.T., Shumlak U. A general nonlinear fluid model for reacting plasma-neutral mixtures // Physics of Plasma. — 2012. — 19. — 072508 (11 p).
- Benilov M.S. The ion flux from a thermal plasma to a surface // J. Phys. D: Appl. Phys. — 1995. — 28. – P. 286–294.
- Benilov M.S., Marotta A. A model of the cathode region of atmospheric pressure arcs // Ibid. — 1995. — 28. — P. 1869– 1882.

- Almeida M.S., Benilov M.S., Naidis G.V. Simulation of the layer of non-equilibrium ionization in a high-pressure argon plasma with multiply-charged ions // Ibid. — 2000. — 33. — P. 960–967.
- Almeida N.A., Benilov M.S., Naidis G.V. Unified modelling of near-cathode plasma layers in high-pressure arc discharges // Ibid. — 2008. — 41. — 245201 (26 p).
- Investigating near-anode plasma layers of very high-pressure arc discharges / N.A. Almeida, M.S. Benilov, U. Hechtfischer et al. // Ibid. — 2009. — 42. — 045210 (11 p).
- Низкотемпературная плазма / В.С. Энгельшт, В.Ц. Гурович, Г.А. Десятков и др. Новосибирск: Наука, 1990. Т. 1. Теория столба электрической дуги. — 376 с.
- A two-dimensional nonequilibrium model of cascaded arc plasma flows / J.J. Beulens, D. Milojevic, D.C. Schram et al. // Phys. Fluids B. — 1991. — 3 (9). — P. 2548–2557.
- 15. Игнатов А.В., Кривцун И.В., Семенов И.Л. Характеристики неравновесной дуговой плазмы в канале сопла плазмотрона // Автоматическая сварка. — 2016. — № 1. — С. 3–13.
- 16. *Жданов В.М.* Явления переноса в многокомпонентной плазме. Москва: Энергоиздат, 1982. 176 с.
- Lotz W. An Emperical formula for the electron-impact ionization cross-section // Zeitschrift fuer Physik. — 1967. — 206. — P. 205–211.
- Maiorov S.A. Calculation of resonant charge exchange cross-sections of ions Rubidium, Cesium, Mercury and noble gases // 28th ICPIG. — 2007, Prague, Czech Republic. — P. 177–180.
- Cramer W.H. Elastic and inelastic scattering of low velocity ions // The journal of chemical physics. — 1959. — 30. — P. 641–642.
- Electron-argon total cross section measurements at low energies by time-of-flight spectroscopy / J. Ferch, B. Granitza, C. Masche et. al. // J. Phys. B: At. Mol. Phys. 1985. 18. P. 967–983.
- Lotz W. Electron-impact ionization cross-sections and ionization rate coefficients for atoms and ions from hydrogen to calcium // Zeitschrift fuer Physik. — 1968. — 216. — P. 241–247.
- Hegerberg R., Elford M.T., Skullerud H.R. The cross section for symmetric charge exchange of Ne+ in Ne and Ar+ in Ar at low energies // J. Phys. B: At. Mol. Phys. — 1982. — 15. — P. 797–811.
- Tawara H., Kato T. Total and partial ionization cross sections of atoms and ions by electron impact // Atomic data and nuclear data tables. — 1987. — 36. — P. 167–353.
- Phelps A.V. The application of scattering cross sections to ion flux models in discharge sheaths // J. Appl. Phys. — 1994. — 76. — P. 747–753.
- De Heer F.J., Jansent R.H.J., Van der Kaay W. Total cross sections for electron scattering by Ne, Ar, Kr and Xe. // J. Phys. B: Atom. Mol. Phys. — 1979. — 12. — P. 979–1002.
- Devoto R.S. Transport coefficients of partially ionized argon // Physics of fluids. — 1967. — 10. — P. 354–364.
- 27. *Коротеев Н.И., Шумай И.Л.* Физика мощного лазерного излучения. Москва: Наука, 1991. 312 с.
- Benilov M.S. Multifluid equations of a plasma with various species of positive ions and the Bohm criterion // J. Phys. D: Appl. Phys. — 1996. — 29. — P. 364–368.

DEVELOPMENT OF 3D ADDITIVE PROCESSING FOR PRODUCT MANUFACTURING IN MODERN INDUSTRY

V.S. KOVALENKO^{1, 2}, JIANHUA YAO²

¹Laser Technology Research Institute of NTUU «KPI», Kiev, Ukraine ²Research Center of Laser Processing Technology and Engineering, Zhejiang University of Technology, Hangzhou, PR China

Analyzing the situation in industrial sphere it is obvious that the largest amount of products is manufactured using up to now the classic technologies as mostly adapted to the general level of technology development — casting, forging, punching, stamping, mechanical machining, etc. Meanwhile the development of science and technology for the last decades has proposed the new and entirely original technology based on the mechanism taken from Nature - 3D object growing, now familiar under different names — 3D printing, rapid prototyping, 3D object manufacturing, 3D additive processing, etc. At such technologies three main factors are involved - material (metal sheet or powder, polymer solid or liquid, paper, wood powder, etc.), energy (laser or electron beam, electric discharge, plasma stream, etc.) and the virtual model of component to be manufactured. 3D printing is quite well known in light industry for manufacturing great varieties of goods from plastic, wood, paper, rubber, etc., which is realized via mechanisms of stereo lithography, plastic melting, wood or paper cutting, etc. For heavy industry, where metal components are mainly manufactured, the most applicable technology is 3D additive processing via the mechanism of laser cladding (LC) or selective laser sintering (SLS). The discussed technologies are already used in automotive, airspace, ship, electric power and other industries (even in houses construction field) for components manufacturing and remanufacturing. Alongside with already mentioned advantages of the new unique technologies their implementation into the modern industry allows to cut down the cost and duration of the production cycle due to exclusion the waste of labor, energy, time and materials on preparatory operations.

Today civilized societies may reach the success in their industrial development only based on sustainable competitive manufacturing. Such approach is justified because of the constant danger of spreading the new crises in economy caused by increasing lack of raw materials, energy and water supply, strict environment limitations, etc. Modern industry expects new materials and new technologies which provide the improvements in functionality of manufactured products, the decrease in consumption of materials and energy in production different machines and devices with higher productivity at minimizing cost.

For the last two (and even more) centuries the human being was using mainly the same classic scheme of product manufacturing — cutting out of bulk material (piece of wood, stone, ice, metal work piece, etc.) the desired product of necessary shape and dimensions. The removed material was considered as waste on separating of which from the product the significant amount of energy, water, labor and time had been spent in vane...

Now days, when the lack of resources is reaching the critical level and environmental requirements together with constant trend to manufacturing cost decrease are becoming the key issue for society the strong need is appearing for use of new approaches in further development of production engineering.

d of advanced technologies.
 Among such technologies the most universal and
 which potential abilities not yet fully studied and

which potential abilities not yet fully studied and developed are the laser technologies known already for more than few decades but still attracting the attention of researchers and manufacturers.

One of the solutions may be found in radical

changes of manufacturing strategy, based on the use

From nature to industry. Just from the very first steps of the human being activity in his attempt to make some tools or primitive weaponry to protect him he tried to do this by cutting them off from wooden stick, piece of stone, later from piece of bronze, iron, etc. And then for many following centuries and up to now the main principle of creating some object of desired shape and dimensions from the mass of material had been and up to now is the same — to remove the unnecessary material till the final result is achieved... Such classic principle had been wide spread in stone age, bronze age, iron age and is still widespread up to now even in modern industry... To remove the unnecessary material different conventional technologies of material machining are usually used — mainly mechanical machining with cutting tools like cutter, mill, drill, reamer, grinding wheel, etc. The productivity, precision, quality of machining, consumption of energy, materials, etc. depend on materials to be machined and many other factors. It is quite natural that with the increase of material strength and hardness, need to improve quality and precision, etc. the cost of product manufacturing is increased.

It is obvious that the realization of discussed conventional approach is usually associated with the waist of material, labor, energy, other resources and time...

The development of new materials, techniques, tools, different high techs, etc. has improved significantly the conventional classic processing, but the main principle has been left the same — the removal of all unnecessary materials from workpiece in reaching the desired dimensions and quality of the component (detail).

So the problem is how to find the solution for radical changes in improving the existing technologies for manufacturing components with main goal to save material, energy, other resources or, in general, to decrease the cost of product manufacturing.

The right answer to this problem may be found as usually in the Mother Nature.

Everything the mankind has now (mainly principal solution) had been taken from Nature... At first that had been very simple things — saving body's heat with cloth (leaves, animal skin, etc.), generating fire (by friction), preserving food (by storing it in cold caves or in ice, etc.), then hunting with different weapons (arrows, knifes, etc.), then fighting with enemies (swords, guns, machine guns, artillery, tanks, missiles, etc.)...

Eventually the evolution had switched the human brain to more sophisticated items — initiation and growth of live creatures, formation of plants, flowers, tries and other items of Nature...

Thus it had been observed that everything in the Nature is created (grown) by adding elements to elements, layer to layer, one brick to another, one thing to another and so on, and so on...

So the growing is the fundamental process of nature. Layer by layer consuming the resources from soil and environment the new branches, leaves and fruits at the tree are created in accord with Law of Nature (or using the computer language – «in accord with algorithm» of tree growth... that at this point we have to recollect back in ancient time in China 2D printing characters («xylography») had been invented and has come to our time as printing devices and later had been transformed into the advanced printing industry.

Next step in technology evolution was the edition of one more coordinates — Z to become the unique 3D printing technology...

The practical realization of 3D printing technology in industry had become possible thanks to latest develop-

ment of advanced processing technologies and information technology and their efficient combination.

Means of technology realization. For 3D additive processing realization three main factors had to be considered –material, energy and software.

Materials for 3D processing. Depending on processing principle practically any materials may be used – metal (steel) sheets, wires, metal powder , composites, cloth, plastic fiber, butcher or other paper, different organic substances (chocolate, for example), some liquids (water, for example, or special photo reactive solutions), sheets of wood, etc. In some cases, for example to connect layer to layer from paper or other materials in forming 3D object the different types of glues are used as well.

3D processing is widely used now for manufacturing the great variety of different products in light industry. In this case the special plastic fiber is used as feeding material which at the result of local heating is able to change its shape and to be steaked according to the program to the new layer of formed object thus creating the desired product of given shape and dimensions.

Plastic object may be obtained as well by using layer by layer processing from liquid polymer solution using scanning focused laser radiation inside the liquid substance. The trajectory of focused spot movement corresponds to the virtual image of the designed object. In the focal spot under the action of radiation of given wave length and local heating the transformation of liquid solution into solid state takes place via local coagulation (polymerization) of photo reactive liquid solution.

Energy for 3D processing. To form the layer of material it is possible to use different types of energy. For cutting off elementary layer from metal (steel) sheets, cloth butcher paper or wooden sheets the mechanical cutting (machining) may be used. Depending from the properties of such materials nonconventional technologies may be used as well like laser beam, electron beam, plasma stream, EDM — electro discharge machining, ECM — electrochemical machining, USM — ultrasonic machining, etc.

In case of using other mechanisms of layer formation from powder, for example (sintering, cladding, stereo lithography, etc.) laser, electron beams, or plasma stream are used as the traditional types of energy sources.

Software for 3D processing. Software for 3D processing has not only to help to control the working conditions of processing but to move in accord with program the working unit focusing the beam and powder (wire) feeding system.

In case of laser sintering and cladding the feeding powder (or wire) is subjected to local heating and melting in the focal point of focused laser (electron) beam. At focused beam scanning in coordinates X-Y-Z the materialized copy of the virtual image of the desired product would be grown from the material of powder or wire. This is the specific technology for producing the desired (designed) product from different metal materials. And the accent on use of this advanced technology for studying the possibilities of product manufacturing at industrial level is done in this paper.

Depending on the mechanism of processing, materials used as well of used source of energy there are different terms for description of 3D laser additive processing:

- RP Rapid Prototyping;
- LAM Laser Additive Manufacturing;
- DMD Direct Metal Deposition;
- FFF Free Form Fabrication;
- SLS Selective Laser Sintering;
- 3D SL 3D Stereo Lithography;
- SFF Solid Freeform Fabrication;
- LOM Laminated Object Manufacturing;
- DLF Direct Light Fabrication;
- MAP Material Accretion Processing;
- 3D PG 3D Product Growing;
- 3D P 3D Printing;
- 3D AP 3D Additive Processing, etc.

Manufacturing and remanufacturing. Laser technology as the most bright example of recent innovations has the unique universality — it may be used almost at every stage of component's life cycle: starting from design, through material transformations, manufacturing processes, services and maintenance, recycling, reuse, etc.

One of the entirely new options of laser technology is the unique possibility to use laser additive processing both for components manufacturing and remanufacturing. In first case the whole new component is created using layer by layer additive technology to achieve the desired shape and dimensions. Such approach is used for realization of the new design for component ordered in one or few samples or for making the prototype for further serializations with less expensive conventional technologies.

In the second case — remanufacturing — the new product is created from already used products. Manufacturer can potentially save of 60 to 90 % in terms of energy, materials, water and air pollutant by remanufacturing emissions an end-of-life product (worn off, broken, damaged components or modernized design), compared to manufacturing a new product. In addition, the process retains more than 80 % of the product's original value. This makes remanufacturing a green and high value-add industry with enormous growth potential. At some assessment the global remanufacturing market exceeds US\$100 billion. At limited natural resources, remanufacturing opens a new opportunity for business growth in a rapidly expanding market.

For realization of discussed technologies two basic schemes are usually used (Figure 1):

With development of more advanced robotic systems and sophisticated software such scheme is becoming more wide used. As radiation source different types of laser may be used: CO₂ laser, diode laser, fiber laser, high frequency Nd:YAG laser, etc. Very important part of equipment is the system for powder preparation and feeding it to the working zone. The special attention for design and manufacturing is paid to the feeding system nozzle (nozzles) for injecting the gas-powder stream. For positioning the



Figure 1. Typical schemes of laser 3D additive processing: a — oscillator I to the technological laser with a supply unit 2 and cooler 3; 4 — scanning system; 5 — dosing device; 6 — device of powder preparation; 7 — work table; 8 — control system; b — 3, 4 — technological robot with programming system; 5 — optical fiber with system oscillator I to the technological laser with a supply unit 2 and cooler of radiation input-output; 6 — dosing device; 7 — control system



Figure 2. One of the first experimental setup for Rapid Prototyping developed in Laser Technology Research Institute of NTUU «KPI», Kiev, Ukraine, 2003

standard manipulator with clamping device is used as well.

For today the most widespread application of 3D laser additive processing is used for components and tools remanufacturing. The majority of such products are worn off broken objects which are to be restored up to the original dimensions and quality. In some cases by using the techniques of surface hardening, alloying or cladding the restored surface quality may be improved (increase of hardness, strength, decrease of friction coefficient, etc. Very high efficiency the



Figure 3. General view of advanced industrial robotized system for 3D additive processing based on diode laser, developed at Laser Center of Zhejiang University of Technology, Hangzhou, PRC: 1 — coaxial with powder nozzle laser beam focusing system; 2 — manipulator; 3 — feeder; 4 — robot controller; 5 fiber-coupled diode laser

application of such technology had been demonstrated at the industrial level at restoration different tools cutters, drills, mills, stamps, dies, etc., quite wide variety of components for power, shipbuilding, automotive and airspace industry — turbine blades, engine parts, valves, etc.

Prospects of production industry future restructuring based on 3D additive processing implementation. As it is known the existing classic system of production industry is based on using two stages of activity:

• Auxiliary or preparatory manufacturing (tools, devices, stamps, jigs, dies, etc.) — around 20–30 % of total cost manufacturing, and

• Basic manufacturing (main product manufacturing) — around 80–70 % of total cost manufacturing the radical change – to minimize cost of first stage (or even to cancel that stage in the future) — this may sound as fantastic or even crazy idea, but such measure is realistic only at implementation of principally new approach in manufacturing.

The 3D additive processing may be considered as prospective option of such new principal approach implementation taking into account its relative simplicity.

Expected benefits and problems:

• Benefits: economy of energy, materials, labor, time; higher intellectual culture (knowledge based approach).

• Problems: need to transform mental stereotype; need in local heat temperature control; need in monitoring internal stresses; quite low quality and precision for today; need of development new powder compounds and increase of their variety.

Future prospects of laser 3D additive processing are fantastic and are very far from today reality...

But as Nobel Peace Prize Laureate Dr. Muhammad Yunus (Bengali) used to say: «Our fantasies are not dreams, but fantasies are materialistic, e.g. are real ...»

So in future our unrealistic dreams will come true for sure!!! Nevertheless even today we may witness the previous statement...

Twenty years ago in one paper there had been published the article with following sentences — «CAD info may be created in one place and then transferred to another one, say, for example to the future Space Station, where the need in manufacturing the spare part has arisen...

...the proposed technology may be considered as fantastic or entirely unrealistic now, but in the nearest future it may become quite usual practice...» (Volodymyr Kovalenko, Laser synthesis of 3D objects in mechanical engineering, Journal «Informatization and *New Technologies» (INT), Kiev, Ukraine, #4, 1996, p. 37–40).*

And indeed such fantastic and even «crazy» idea had become true...In mass media on June 2015 there had been announcement that «At International Space Station (ISS) the first component from plastic (7.6 cm by 3.8 cm with logo NASA) had been 3D printed just two weeks ago...

In 2015 the European Space Agency will send their 3D printer to print spare parts and tools in space»... (It would be cheaper than to send the spare parts made on Earth with space shuttle...)

Problems to be solved to increase the quality and productivity of 3D additive processing:

• Deep understanding of laser beam interaction with powder and processed material;

• Development the specialized powders for additive processing;

• Development full and reliable control of all parameters involved in the process;

• Use of adequate process simulation and optimization of all working conditions;

• Development of the process monitoring devices and fully adaptive systems for processing;

Reduction the laser industrial systems maintanace cost;

• The use the efficient devices, instrumentation and methodics for express measurement of the processing results;

• The development more reliable and flexible gas-powder-radiation feeding systems.

The expected progress in the future. Considering the unique prospects and great expectations of the society in advanced technology development the new results may be achieved due to the further innovations in discussed technologies:

• Further development and implementation of new types of hybrid laser technologies;

• The development of more simple and versetile means of laser beam transportation to the working zone;

• The development of new type of efficient lasers with radiation in far ultraviolet and X-ray part of the electomagnetic spectrum;

• The development of new types of focusing optics and optical systems with flexible control of all working parameters;

• The development of new techniques for laser processing monitoring;

• The development of simple and efficient nondestructive methodics and devices for pro cessed material's parameters testing;

• More intense and efficient development of laser micro and nano manufacturing as well as remanufacturing;

• The design of laser industrial equipment based on principles of development of up to date reconfigurable manufacturing systems.

Conclusions

1. Lack of resources pushes researchers and industrialists to new solutions.

2. Laser technology has great varieties for realization.

3. The prospects for further development of additive manufacturing and remanufacturing are bright.

4. Remanufacturing is starting to play the significant role in production engineering.

5. Further developments of 3D laser additive processing and its implementation into industry may pave the way to partial restructuring of conventional industrial engineering.

6. The new exiting fields for additive remanufacturing are micro and nano objects.

- 1. Kathuria, V.P. (2000) Some aspects of laser cladding in the turbine industry. *Surface & Coating Techn.*, **32**, 262–269.
- 2. Yang, X.C., Li, H.S., Wang, Y.S. (2000) Laser refabricating technology for repairing expensive and important equipment. *Laser & Optronics Progress*, 40(10), 53–57.
- Pinkerton, A.J. (2015) Advances in the modeling of laser direct metal deposition. J. of Laser Applications, 27, 15001, doi: 10.2351/1.4815992.
- 4. Jianhua, Yao, Kovalenko, V.S., Zhang, Q. et al. (2013) Modeling of laser cladding with diode laser robotized system. *Int. J. Surface Engineering and Electrochemistry*. 46(3), 266–270.
- 5. Zhang, Q., Yao, J., Kovalenko, V.S. et al. (2015) Productivity and quality of cladding with a coaxial supply of laser radiation and a gas-powder mixture (Jet). *Surface Engineering and Applied Electrochemistry*, Vol. 51, Issue 4, 339–346.

ADVANCEMENTS IN JOINT RESEARCH OF LASER CLADDING AT COMPONENTS MANUFACTURING

V. KOVALENKO^{1,2,3}, JIANHUA YAO^{1,2}, QUNLI ZHANG^{1,2}, M. ANYAKIN³, XIAODONG HU^{1,2}, R. ZHUK³

¹Research Center of Laser Processing Technology and Engineering, Zhejiang University of Technology, Hangzhou, China

²Zhejiang Provincial Collaborative Innovation Center of High-end Laser Manufacturing Equipment,

Hangzhou, China

³Laser Technology Research Institute, NTUU «KPI», Kiev, Ukraine

Laser cladding is considered nowadays as a key technology of additive manufacturing in production engineering. Properties of gas-powder mixture (gas type, feeding rate, etc.), relative positioning of workpiece, laser beam focal spot and tilting angle of gas-powder stream symmetry axis significantly influence the results of laser processing. Development of an efficient system for the delivery of gas-powder mixture into the processing zone is crucial for the increase in the performance of laser-based additive manufacturing.

The collaboration activity in laser technology research between two universities has started more than ten years ago. At first it had been exchanges of visits, mutual consulting on different aspects and then the Agreement on international collaboration activity between two research groups had been signed with planned cooperation in studying new processes of laser cladding for components manufacturing and remanufacturing. In the framework of that Agreement the following tasks had been solved:

• studying the factors influencing the quality of laser cladding;

• simulation of gas-powder stream feeding into the cladded zone;

• development of laser beam focusing system coaxial with gas-powder stream;

• development of slot nozzle feeding-focusing system;

• experimental tests of designed and manufactured powder feeding-focusing systems.

The main goal of joint research had been the achievement of higher productivity and quality of processing, the development of reliable systems to control the parameters of cladded layers, studying the possibilities to provide better processing versatility which may adapt it with time to universal industrial system for 3D laser additive processing at components manufacturing and remanufacturing.

The results of joint research had been published in 11 papers and presented in a number of International and National Forums, Congresses and conferences. In conjunction with Paton Welding Institute of the National Academy of Science of Ukraine laser experts of two Universities from China and Ukraine had participated in arranging three International Conferences on Laser Technology in Welding and Material Processing in Katsively, Crimea — LTWMP-2011, LT-WMP-2013 and Odessa — LTWMP-2015. State of the art in the investigation of cladding processes. The influence of the properties of gas-powder transportation system that form a gas-powder stream in the zone of laser beam interaction with a workpiece surface on the productivity and quality of laser sintering of powder materials with solid base material was the scope of interest for many researchers.

In general, only basic numerical models [1] were used for the investigation of laser beam — gas-powder stream interaction that do not explain the laws of distribution of concentration of powder density in the gas-powder stream depending on the distance from nozzle exit, nozzle configuration etc. This lack of knowledge could be fulfilled using numerical computations.

Having known the properties of gas-powder stream and how to manipulate it, along with the parameters of laser irradiation it is possible to determine optimal technological regimes that would result in the laser sintering of parts with pre-defined level of quality and productivity.

Technological applications of laser material processing (TALMP) should always compromise between the productivity and processing quality in order to reach maximum economic efficiency.

Rapid boost in the development of laser systems (increase of laser beam efficiency and output power, shaping of focal spot to the required configuration, design of user-friendly laser systems, high stability of laser beam parameters etc.) broadened the technological application of lasers and led to the increase in the number of scientific papers dedicated to the development of TALMP. Pinkerton [1] gives in-depth review of papers on coaxial laser gas-powder cladding which state that modern computational speeds and proliferation of numerical simulation software consolidates the efforts of scientists worldwide for in-depth investigation of TALMP.

© V. KOVALENKO, JIANHUA YAO, QUNLI ZHANG, M. ANYAKIN, XIAODONG HU, R. ZHUK, 2015
Industrial application of technological processes of gas-powder laser cladding significantly depends on the following technological factors: laser beam characteristics, thermal and physical properties of cladding powder and processed workpiece, working parameters of powder feeding systems, focusing of gas-powder stream, type of assist gases and many other. Therefore, it is very complicated to establish science-based optimal [2] processing conditions and to develop powder delivery systems only by means of numerical computation.

Equipment and methodology. The following research methodology and equipment were used:

a) Preliminary analysis of gas-powder streams formed by designed powder delivery systems was done using computational experiments. Euler-Euler model was used at first to simulate gas-powder flow and two software packages — Ansys CFX and COM-SOL Multiphysics [3, 4].

b) Appropriate nozzles (in terms of gas-powder stream shape at given distance from the nozzle exit) were printed using STL machine. These printed nozzles were connected to the focusing units manufactured by LaserMech (focal distance F — 200 mm) and LaserLine (focal distance F — 450 mm). These two were connected (via optical fiber) to 2 KW laser LDF400-2000. Metal powder (average diameter of particles - from 20 to 40 microns) was delivered into the nozzles (through designed channel splitters) using Sulzer Metco 9MP powder feeder and B1 powder feeder [5] with powder flow rates ranging from 5 g/ min up to 40 g/min. Gas-powder stream propagation was recorded using high-speed digital camera. Exposition, brightness and density of powder were evaluated during the analysis of images. The most promising ones were manufactured.

In order to evaluate the efficiency of transformation of gas-powder jet (from the designed nozzles) into clads, the 3Cr13 steel plates were placed in the focal plane of LDF400-2000 laser. In all cases, powder mass flow rate varied from 5 g/min to 40 g/min, workpiece travel speed varied in a range from 120 mm/min to 360 mm/min. Obtained clads were investigated with metallographic equipment and the dimensions of clads were measured in order to determine its height (HOC) and width (WCL).

Results and discussion. As it was mentioned earlier, at direct introduction of gas-powder stream into the inner cavity of the nozzle there is a rapid change in the dimensions of the space where the gas-powder stream propagates. Therefore, when powder flow rate increases the shape of gas-powder stream distorts (Figure 1). It is possible to level this distortion (apart from the use of multi-channel nozzles) by elongating the nozzle body. However, this approach have strong limitations because of the dimensions and character-



Figure 1. Gas powder stream velocity profile (m/s) from the powder supply channel, where: a — gas powder stream normal flow from the cylindrical powder-supply channel (tube); b — gas-powder stream from tube-in-tube assembly, gas-powder stream is protected by a ring jet of argon

istics of focusing systems. The use of limiters — ribs that could be manufactured on the inner walls of the nozzle may unify the powder flow but does not solve the problem in general.

The easiest way to deliver gas-powder streams with coaxial systems is to use an array of powder supply channels that are positioned at certain angle to the workpiece. Moreover, it is possible to design powder supply channels with a ring-shaped protective gas stream around the gas-powder stream. Since the ring width is only 0.1–0.5 mm, this technique of gas-powder stream shaping is more economically efficient (Figure 1).

When powder particles travel inside the cylindrical channel dragged by transporting gas, they (similar to rays of light in a light guide) propagate downstream reflecting from the sidewalls with ever-increasing incident angle. At the nozzle exit, they form a «numerical aperture» (similar to light guides) that depends on the parameters of gas-powder stream and on the inner diameter and length of the powder supply channel. In Figure 2 it is shown how three gas-powder streams with different powder mass flow rates exit cylindrical gas-powder supply channels and form a «focusing spot» at some distance from the nozzle exit. With the increase of the number of powder supply channels of the same inner diameter (at given values of powder mass flow rate, carrier gas mass flow rate etc.), the



Figure 2. Gas powder streams leaving the cylindrical channels, where: *a* — MPFR-10 g/min; *b* — MPFR-25 g/min; *c* — MPFR-25 g/min with «shielding» gas around the gas-powder stream



Figure 3. Simulation of gas-powder stream propagation for different numbers of powder supply channels, where: a - 3-channel nozzle; b - 6-channel nozzle; c - 6-chann



Figure 4. Laser clads cross-section, formed with help of 3-channel (*a*) and 6-channel (*b*) powder delivery nozzles (powder mass flow rate — 25 g/min, gas-powder stream defocusing — 5 mm, P = 2 KW, V = 4 mm/s)

speed of gas-powder stream through each channel decreases, influencing the shape of gas-powder stream and improving stability and productivity of laser cladding (Figure 3).

Changes in gas-powder stream delivery methods (at equal conditions) significantly influence the shape and dimensions of clad layer. Cross-sections of clads are shown in Figure 4 and dimensions of clads depending on the position of the «focusing spot» of three-channel powder nozzle regarding the workpiece are shown in Figure 5. These findings were compared with the results of previous research [6] and it is worth to note that application of multi-channel nozzles guarantees greater productivity of technological processes comparing to other powder delivery nozzles.

When gas-powder stream is focused both by multi-channel nozzles and ordinary coaxial nozzles (Figure 1), the size and shape of laser clads depends also on the mutual position of laser beam focal spot and «focusing spot» of gas — powder stream (Figure 5).

Conclusions

It was found that:

• multi-channel nozzles for powder delivery into the processing zone increase the productivity of technological processes of laser cladding;

• multi-channel nozzles for powder delivery into the processing zone are used for both circular and rectangular focusing laser spots;

• the increase in the dimensions of clad layer is mainly connected with the increase in powder con-



Figure 5. Laser clad geometry vs. position of «focusing spot» of gas-powder stream for 3-channel nozzle system (powder mass flow rate — 25 g/min, P = 2 kW, V = 4 mm/s), where: I — width of clad (WCL); 2 — height of clad (HOC)

centration in the zone where focused laser beam meets «focused» gas-powder stream on the surface of the workpiece;

• multi-channel nozzle systems provide the user with numerous solutions on how to improve the uniformity of cladded layer.

Acknowledgements. The research was done thanks to financial support from the National Natural Science Foundation of China (51475429) and China International Science and Technology Cooperation Project (2011DFR71030).

- Pinkerton, A.J. (2015) Advances in the modeling of laser direct metal deposition. J. of Laser Applications, 27, 15001, doi: 10.2351/1.4815992.
- Himmelblau, D.M. (1972) *Applied Nonlinear Programming*. New York: McGraw_Hill, p. 389.
- ANSYS[®] CFX, Release 15.0, Help System, Ansys CFX Theory Guide, ANSYS, Inc.
- 4. (2011) Comsol Multiphysics Reference Guide for COMSOL 4.2.
- 5. Hu Xiaodong, Ma Lei, Yao Jianhua et al. (2013) Simulation and optimal control of fluidized bed based powder feeder for laser remanufacturing. *Applied Laser*, 33(1).
- Qunli Zhang, Anyakin, M., Zhuk, R. et al. (2012) Application of regression designs for simulation of laser cladding. *Physics Procedia*, **39**, 921–927.

IMPROVING THE EFFICIENCY OF HYBRID WELDING ALUMINUM ALLOYS*

I.V. KRIVTSUN^{1, 2}, V.N. SIDORETS², V.Yu. KHASKIN², V.N. KORZYK^{1, 2}, A.I. BUSHMA², WU BOYI¹, LUO ZIYI¹

> ¹Guangdong General Research Institute of Industrial Technology (Guangzhou Research Institute of Non-ferrous Metals), China ²E.O. Paton Electric Welding Institute, NASU, Kiev, Ukraine

One of the urgent problems of modern science and technology in the field of welding of metals by melting is to create new heat sources, which allow to control the concentration of heat energy inputted into the metal during welding. This finally makes it possible to ensure the required welding performance, the quality of the weld joint, process stability and reproducibility of its results. The hybrid laser-arc source is increasingly used in recent years as such controlled heat source for welding of metallic materials, which is implemented by jointly thermal effects on the welded metal (within the total heating zone) by focused laser beam and electric arc [1].

In addition, the patterns of mutual effects of the components of laser-arc heat source, and their joint effect on various metal materials are not studied enough.

The study of physics of the processes of interaction of components of the laser-arc heat energy source between themselves and their combined effect on the welded metal, the development of appropriate mathematical models and computer simulations of these processes are highly relevant scientific and technical problems. These tasks include consideration of physical characteristics of the hybrid laser-arc welding of aluminum alloys, which allows increasing its performance by increasing the effective efficiency, i.e., increasing the ratio of power of the heat source, acting in the metal during welding, to the total power of the electric arc and the laser radiation. One of the ways to improve the efficiency of welding is to reduce the laser energy losses associated with the reflection of radiation from the welded surface.

Therefore, the objective of this work is to study the influence of concurrent heating, ensured by electric arc on changing the conditions of absorption of laser radiation by aluminum alloys at their laserarc welding, as well as the definition of welding parameters, ensuring increasing the effective efficiency by reducing losses of laser energy.

Laser-arc welding, as well as laser welding, is characterized by the formation of vapor-gas channel of penetration in the welded metal. Paper [2] describes in detail the behavior of this channel during welding. In particular, it was noted that in its front wall there is a layer of molten metal which is under constant «indignation» as the formation of curvature in the form of a step that periodically moves along the height of the channel. At this, the removal of material from the front wall is carried out layer by layer while moving downward step. This can be explained by increasing of the molten metal layer at the front wall, occurring due to transfer of radiation energy into the heat energy emitted at this wall, in combination with the hydrodynamic processes in the weld pool.

It is known that the part of radiation energy is absorbed by the welded metal, and another part - is reflected from it. The proportion of the absorbed radiation is greater, the higher the temperature of the metal. Melt formed on the front wall absorbs radiation, but at the account of moving along the direction of welding the front part of the laser beam always contact the slightly heated metal, which leads to lowering of absorption coefficient.

It is logical to assume that the local heating up to certain temperatures of a small site of the welded metal, located directly in front of vapor -gas channel along the direction of welding, can significantly increase the rate of absorption of laser radiation. In the case of laser-arc welding, performed under the scheme provided on Figure 1, such local heating is carried out by electrical arc. There is a task of achieving minimum temperatures sufficient for maximum possible increasing the radiation absorption coefficient, depending on the welding speed and the geometry of the welded product.

© I.V. KRIVTSUN, V.N. SIDORETS, V.Yu. KHASKIN, V.N. KORZYK, A.I. BUSHMA, WU BOYI, LUO ZIYI, 2015

^{*}This work was support by the Financial Funding by Foreign Experts Program of China (No. WQ20124400119) by Innovative R&D Team of Guangdong Province (No. 201101C0104901263) and by China International Science and technology cooperation special items «Research on High Efficient Welding Equipment and Key Technology for Special Ships of Aluminum Alloy» (No. 2013DFR70160).



Figure 1. The scheme of hybrid laser-arc welding: 1 — focused laser radiation; 2 — consumable electrode arc; 3 — welded sample; 4 — weld joint; 5 — welding direction

To determine the temperature dependence of the coefficient of absorption of laser radiation by metallic materials $A(T_s)$ we will consider the studied metal (aluminum) in framework of model of almost free electrons. In this case, according to the formulas of Drude–Zener [3], for the actual ε_1 and imaginary ε_2 parts of the complex dielectric permeability of the metal on the frequency of the laser radiation $\omega = \frac{2\pi c}{\lambda}$, where c – light velocity, λ – wavelength of radiation, we get:

$$\varepsilon_1 = 1 - \frac{\omega_p^2}{\omega^2 + \omega_C^2}, \qquad (1)$$

$$\varepsilon_2 \omega = 4\pi \sigma = \frac{\omega_C \omega_p^2}{\omega^2 + \omega_c^2}, \qquad (2)$$

here ω_p — the frequency of the plasma oscillations of free electrons of the metal; ω_c — frequency, numerically equal to the reverse time of relaxation time of the conduction electrons. The value of the plasma frequency is determined by the formula:



Figure 2. Dependence of the relaxation frequency $\omega_c(T)$, $[s^{-1}]$ from the temperature *T*, [K] for aluminum under the influence on it of the radiation of CO₂-laser ($\lambda = 10.6 \,\mu\text{m}$)

$$\omega_p^2 = \frac{4\pi neN_e}{m_e^*},\tag{3}$$

where *e* and m_{e}^{*} — charge and effective mass of the electron in the metal [4]. The concentration of the conduction electrons $N_{e} = V/\Omega$ is determined by the valence *V* and atom volume Ω . The value of the valence for aluminum was assumed to be three. Atom volume was obtained on the basis of experimental data on the density of aluminum provided in [5].

In the limiting case of a constant field when $\omega = 0$, the high optical conductivity σ turns into static conductivity of the metal:

$$\sigma(0) = \frac{N_e e}{m_e \omega_C} \,. \tag{4}$$

The temperature dependence of the relaxation frequency ω_c for the considered metals in the solid state was taken into account using the following formula [6]:

(

$$\omega_C = K' T^5 \int_0^{\frac{\theta}{T}} \frac{z^4 dz}{e^z - 1},$$
(5)

where θ — Debye temperature, values ω_c and, consequently; K' at room temperature for aluminum were chosen in accordance with the data of paper [7]. For aluminum in the liquid state the experimental values from papers [8, 9] were used. The design data obtained using this way are shown in Figure 2.

The temperature dependence presented at this figure has distinctive gap at the melting point of the metal T_m . Under the formulas (1) and (2) with use of (3)–(5) the temperature dependences of the actual and imaginary parts of the complex dielectric permeability for aluminum at the radiation frequency CO₂-laser ($\lambda = 1.06 \mu m$) shown in Figure 3. (hereafter temperatures are in Kelvin degree) were developed.

For further calculations it is convenient to introduce the actual n and imaginary k of the complex refractive index of the metal on the frequency of the laser radiation

$$\sqrt{\varepsilon} = \sqrt{\varepsilon_1 + i\varepsilon_2} = n + ik , \qquad (6)$$

using the following formulas:

$$n = \sqrt{\frac{\sqrt{\varepsilon_1^2 + \varepsilon_2^2} + \varepsilon_1}{2}}, \qquad (7)$$

$$k = \sqrt{\frac{\sqrt{\varepsilon_1^2 + \varepsilon_2^2} - \varepsilon_1}{2}} . \tag{8}$$

The temperature dependence of the actual and imaginary parts of the complex refractive index for aluminum are shown in Figure 4.



Figure 3. Dependence of the actual $\varepsilon_1(T)$ and imaginary $\varepsilon_2(T)$ parts of the complex dielectric permeability of aluminum from the temperature *T*, [K]

Using obtained values of n and k, we determine the absorption coefficient of laser radiation normally incident on a flat surface of metal (absorbability), under the well-known formula

$$A = \frac{4n}{(1+n)^2 + k^2} \,. \tag{9}$$

In some cases, a more important parameter is the coefficient of reflection (reflectivity), which can be defined by the formula

$$R = 1 - A = \frac{(1 - n)^2 + k^2}{(1 + n)^2 + k^2},$$
(10)

Figure 5, *a* shows the results of calculations of the temperature dependences of the coefficient of absorption the radiation of CO₂-laser for aluminum in the range of temperatures from room to the boiling temperature of the metal T_b and above. Similar calculations were conducted for determining the absorbability of the aluminum surface in the case of falling on it of radiation of Nd:YAG-laser ($\lambda = 1.06 \mu m$). They showed identical behavior of both dependences with the difference that the absolute values of the coefficient of absorption of radiation of Nd:YAG-laser is higher than radiation of CO₂-laser (Figure 5, *b*).

Estimated dependences of absorbability obtained for both types of radiation was compared with the available experimental data [6–9], and the match was quite satisfactory. According to the dependences shown in Figure 5, to achieve the maximum values of absorption coefficient the surface of the welded aluminum alloy in the zone of action of the laser radiation of both wavelengths (10.6 µm and 1.06 µm) should be heated up to the melting temperature T_m . However, even heating up to the melting temperature T_m is sufficient to dramatically abrupt increase the absorbability.



Figure 4. Dependence of the actual n(T) and imaginary k(T) parts of the complex refraction index of aluminum from the temperature *T*, [K]

To determine these parameters of the mode of laserarc welding as power Q_a of arc component and the distance L between the point of feeding the electrode wire and the axis of the laser radiation (Figure 1), it is necessary to solve the corresponding equation of heat conduction. To simplify the task, we will consider the stationary case heating of aluminum plate thickness δ by the arc source, the heat flow of which is determined on dependence

$$Q_a = \eta I U, \tag{11}$$



Figure 5. Dependences of the absorption capacity A(T), [%] of aluminum from the temperature T, [K]: a — for the wavelength 10.6 µm; b — for the wavelength 1.06 µm

where η — efficiency of the consumable electrode arc (usually taken as $\eta = 0.8$); *I* — welding current, A; *U* — arc voltage V. Let's assume that the spatial distribution of the heat flow inputted into the sample symmetrically about an axis perpendicular to its surface (i.e., symmetrically about an axis of the laser beam).

In this regard, we formulate a mathematical model of heating of considered sample in axially symmetric statement. The equation of heat conduction in a metal can be written in the cylindrical coordinate system taking into account the axial symmetry of the temperature field:

$$C_m(T)\rho_m(T)\frac{\partial T}{\partial t} = \frac{1}{r}\frac{\partial}{\partial r}\left(r\lambda_m(T)\frac{\partial T}{\partial r}\right) + \frac{\partial}{\partial z}\left(\lambda_m(T)\frac{\partial T}{\partial z}\right), \quad (12)$$

where $C_m(T)$, $\rho_m(T)$, $\lambda_m(T)$ — effective heat capacity of the metal (taking into account the latent heat of fusion), the density and thermal conductivity coefficient, respectively. Wherein the *r* axis is directed along the sample surface, and the *z* axis is directed into the sample, perpendicular to its surface.

The boundary equation (12) we put in the range $0 \le r \le R$, $0 \le z \le \delta$, $t \ge 0$, where R — radius of the computational region, δ - thickness of the sample. As the initial conditions in the entire region the temperature T_0 are given, which is equal to the ambient temperature. At r = 0 we put the condition of temperature field symmetry:

$$\frac{\partial T}{\partial r}_{r=0} = 0.$$
 (13)

It is expected that during the characteristic time, during which it is necessary to find a solution of the problem, the thermal perturbation does not reach the outer limits of the computational region, i.e., at these borders the initial temperature is maintain:

$$T(r, \delta, t) = T(R, z, t) = T_0.$$
 (14)

On the surface of the sample affected by the pulsed heat source, we put the following boundary condition:



Figure 6. Temperature distribution *T*, [K] on the surface of the aluminum plate thickness 2 mm from the arc source in the direction of welding *x*, [mm]: $T_1 - I = 150$ A, $V_{wl} = 130$ m/h; $T_2 - I = 100$ A, $V_{wl} = 120$ m/h; $T_3 - I = 200$ A, $V_{wl} = 300$ m/h 42

$$-\lambda_m(T)\frac{\partial T}{\partial z}_{z=0} = Q_a \,. \tag{15}$$

Here $Q_a(r, t)$ — the space-time distribution of the heat flow introduced into the metal by the pulsed arc discharge, determined according to the dependences (11), on the average value of the welding current.

The maximum temperature T_c in the center of the arc supply power Q_a was determined by the Newton-Richmann law $Q_a = \alpha \cdot (T_C - T_0)$, where α — heat transfer coefficient [W/(m²·K)] found experimentally for aluminum alloy AMg6 ($\alpha = 0.55 - 0.60$).

The solution of the problem (12)–(15) was found numerically by the Pismen Reckford method [10] for aluminum plate thickness 2 mm. In carrying out of all calculations thermal characteristics of aluminum alloy AMg6 given in [11] have been used.

We calculated the temperature distribution created by the arc source power Q_a on the surface of the aluminum plate along the *x* axis in a direction opposite the direction of welding. Welding speed V_{wl} we considered in determining the exposure time of arc source, calculated on the dependence $\tau = d/V_{wl}$ where d — the size of the heat source on the surface of the welded plate (we took d = 2 mm).

Calculations for three cases of welding were carried out: with the average technological parameters ($Q_a \approx 3.1 \text{ kW}$, $I \approx 150 \text{ A}$, $V_{wl} = 130 \text{ m/h}$) on the eco mode with a relatively low speed and power ($Q_a \approx 2.1 \text{ kW}$ $I \approx 100 \text{ A}$, $V_{wl} = 120 \text{ m/h}$) and high performance ($Q_a \approx 4.1 \text{ kW}$, $I \approx 200 \text{ A}$, $V_{wl} = 300 \text{ m/h}$). For these three cases, we determined the distribution of temperatures along the x axis from the center of action of the arc power source (Figure 6).

Results of calculations have showed that in case of welding with average process data the distance Lbetween the point of supply of the welding wire and the axis of the laser radiation should not exceed 2 mm. During welding at the economy mode, the distance Lshould be in the range up to 0.8 mm, and during highperformance welding - up to 1.5 mm. The excess of calculated distance will reduce the absorptive capacity A(T), increase the proportion of losses of laser radiation due to its reflection from the surface of the welded aluminum alloy, and consequently, reduce the productivity. It should be noted that further increasing the performance of the hybrid welding leads to the need of reducing the distance L. This, on reaching certain mode parameters may lead to deterioration of absorption capacity and getting the lack of fusion because of problematic of ensuring the condition L << 1.0 mm.

Experimental verification of the predicted approach to improve the effective efficiency of the hybrid

welding due to selection of the distance L between the point of supply of the welding wire and the axis of the laser was conducted on samples of aluminum alloy AMg6 thickness $\delta = 2$ mm using welding wire Sv-AMg6 diameter 1.2 mm. At this we used the CO₂laser LT-104 power up to 10 kW [12] and standard equipment «Fronius TPS-2700» for GMAW. Hybrid welding was performed in argon with consumptions for root weld protection 8-10 l/min, and the weld pool — 12-14 l/min. At this the power of the radiation incident on the sample was 2.5 kW and the welding current was varied in the range I = 60-300 A. The distance between the point of supply of the welding wire and the axis of the laser beam was L = 1-2 mm (in average 1.5 mm). An electric arc was placed first during the welding direction, then — a focused laser beam. During the experiments, increasing the current I the welding speed V_{wl} was determined by the criteria of formation of high quality weld joint. In the result, the dependence shown in Figure 7 was obtained.

An analysis of the nature of this dependence suggests the following. As long as the power of the arc heat source acting on the surface of welded aluminum alloy was not enough to create on this surface of the molten pool, the length of which along the x axis would exceed the value *L*, welding performance is almost did not increased with increasing of welding current.

At this, the substantial portion of the laser power was lost due to reflection from the surface of the alloy. Once the power of the heat source was sufficient to create the desired length of the molten pool, there was a sharp increase in welding performance, determined by its speed. In our opinion, it is determined by an abrupt increasing of absorption capacity and, consequently, improving of the efficient welding efficiency due to reducing the losses of laser energy.

Thus, during hybrid laser-arc welding of aluminum alloys to improve the effective efficiency of the process, the electric arc should provide such concurrent heating, which will allow to create a molten pool, covering the zone of action of focused laser radiation. At this, the share of the absorbed laser radiation abruptly increases at least twice for the wavelength of the CO_2 -laser, and about in three times for the wavelength of the Nd:YAG-laser, which has a positive impact not only on the total energy



Figure 7. Dependences of the speed $V_{wl^{p}}$ [m/h] of laser-arc welding of alloy AMg6 ($\delta = 2$ mm) from current *I*, [A] of the arc (power of radiation of CO₂-laser 2.5 kW)

contribution, but also on the stabilization of the electric arc.

- Shelyagin, V.D., Khaskin, V.Yu. (2002) Trends in the development of laser-arc welding. *Automatic Welding*, 6, 28–33.
- Grigoryants, A.G., Shiganov, I.N. Laser equipment and technology (1988) In the 7th book. Book 5: *Laser welding of metals: Textbook for Higher Educational Institution*. Ed. A.G. Grigoryants. M.: Higher. Sch., 207.
- 3. Noskov, M.M. (1983) *Optical and magneto-optical properties* of metals. Sverdlovsk: USSR Academy of Sciences, 219 p.
- 4. Kiselev, A.I., Akashev, L.A., Kononenko, V.I. (2004) The effective mass of the electrons in the alloys of aluminum, cesium and binary system Al–3 at.% Ce. *Technical Physics*, 74(3), 20–23.
- 5. Zinoviev, V.E. (1989) *Thermal properties of metals at high temperatures*. Directory. Moscow: Metallurgy, 384 p.
- 6. Kikuo, Ujihara (1972) Reflectivity of metals at high Temperatures. J. of Applied Physics, 43(5), 2376–2383.
- 7. Ordal, M.A., Long, L.L., Bell, R.J. et al. (1983) Optical properties of the metals Al, Co, Cu, Au, Fe, Pb, Ni, Pd, Pt, Ag, Ti, and W in the infrared and far infrared. *Applied Optics*, 22(7), 1099–1119.
- 8. Miller, J. (1969) Optical properties of liquid metals at high temperatures. *Phil. Mag*, Issue 168, 20(**12**), 1115–1132.
- 9. Comins, N.R. (1972) The optical properties of liquid metals. *Phil. Mag.*, Vol. 25, Issue 4, 817–831.
- Peacemen, D.W., Rachford, H.H. (1955) The numerical solution of parabolic and elliptic differential equations. J. Soc. Ind. Appl. Math, Vol. 3, 28–41.
- Beletsky, V.M., Krivov, G.A. (2005) Aluminum alloys (composition, properties, technology, application). Directory. Under the general editorship of academician I.N. Fridlyander. K.: Kominteh, 365 p.
- Garashchuk, V.P., Shelyagin, V.D., Nazarenko, O.K. et al. (1997) Technological CO₂ laser LT104 power 10 kW. *Automatic Welding*, 1, 36–39.

ПОВЕРХНЕВЕ ЗМІЦНЕННЯ СТАЛІ X12МФ ЛАЗЕРНОЮ ТА УЛЬТРАЗВУКОВОЮ ОБРОБКОЮ

Д.А. ЛЕСИК¹, С. МАРТІНЕЗ², В.В. ДЖЕМЕЛІНСЬКИЙ¹, Б.М. МОРДЮК³, А. ЛАМІКІЗ², Г.І. ПРОКОПЕНКО³ ¹Національний технічний університет України «КПІ», Київ, Україна ²Університет Країни Басків, Більбао, Іспанія ³Інститут металофізики ім. Г.В. Курдюмова НАНУ, Київ, Україна

Запропоновано комбінований спосіб поверхневого зміцнення з використанням сканувального лазерного променя та ультразвукового багатобойкового наконечника для поліпшення якості поверхневого шару сталевих деталей та підвищення продуктивності термодеформаційного процесу зміцнення та оздоблювання. Проведеними теоретичними та експериментальними дослідженнями встановлені оптимальні режими термічної дії волоконного лазера з сканатором та деформаційної дії багатобойковим ультразвуковим наконечником з огляду на покращення шорсткості мікрорельєфу, глибини зміцнення та твердості поверхневого шару стальних деталей. Отримані результати досліджень показують, що комбінована лазерно-ультразвукова зміцнювально-оздоблювальна обробка є ефективною для поліпшення мікрорельєфу поверхні та підвищення фізико-механічних властивостей поверхневого шару інструментальних сталей.

Поліпшення якісних показників поверхневого шару деталей, зокрема які працюють в екстремальних умовах, є однією із важливих задач в машинобудуванні. Такі умови характерні для деталей, які працюють при високих швидкостях руху, високих контактних питомих тисків, дії абразивних і агресивних середовищ, циклічно змінних температур. Використання високоміцних та зносостійких матеріалів, в тому числі і високолегованих сталей, для підвищення ресурсу роботи обладнання і виробництва матеріалів не завжди задовольняє експлуатаційні властивості та економічно невигідні. Перспективними є розробка та реалізація наукоємних технологічних процесів поверхневої зміцнювально-оздоблювальної обробки деталей.

Лазерне поверхневе зміцнення (ЛО) є одним із ефективних з використанням висококонцентрованих джерел енергії для поліпшення геометричних та фізико-механічних характеристик поверхневого шару сталевих виробів, зокрема глибини зміцнення, дисперсності структури та твердості, що сприяє підвищенню зносостійкості поверхневого шару [1, 2]. Технологія лазерного термічного зміцнення полягає в передачі та поглинанні енергії високої концентрації тонкому поверхневому шарі виробу.

Ефективним методом зміцнення та оздоблювання поверхонь металевих матеріалів серед методів поверхнево-пластичної деформації є ультразвукова ударна обробка (УЗО) за рахунок деформаційного подрібнення розмірів зерен [3, 4].

Разом з тим, використання вище приведених методів поверхневої обробки відповідальних деталей не завжди дозволяє отримати якісні па-

раметри поверхневого шару, а саме: необхідну дисперсність структури, високу твердість, гарантовані залишкові напруження стиску, а також мінімальну шорсткість.

У зв'язку з цим розвиток нових промислових технологій в автомобільній, авіаційній, аерокосмічній, суднобудівній галузях промисловості відбувається в напрямку комплексування відомих технологій в гібридні і комбіновані процеси. Одним з ефективних комбінованих методів поверхневого зміцнення стальних деталей є використання лазерного термічного зміцнення та наступного ультразвукового деформаційного зміцнення (ЛО + УЗО).

Метою даної роботи є встановлення оптимальних режимів лазерного термічного зміцнення сканувальним лазерним променем та ультразвукового деформаційного зміцнення багатобойковим наконечником з огляду на покращення параметрів мікрорельєфу, мікроструктури та твердості сталі X12MФ.

Методика експерименту. Матеріалом для проведення експериментальних досліджень було використано інструментальну сталь X12MФ в початковому відпалювальному стані, виходячи із широкого використання в машинобудуванні та необхідності підвищення якості поверхневого шару деталей, які працюють в екстремальних умовах. Використали зразки розмірами $69 \times 9 \times 69$ мм, які у вихідному стані мали гетеро фазну структуру, складену з легованого α -фериту та карбідних фаз. Хімічний склад матеріалу, %: 1,55 С, 11,3 Сг, 0,8 Мо, 0,3 Si, 0,4 Мп, до 0,4 Ni, до 0,03 S, до

© Д.А. ЛЕСИК, С. МАРТІНЕЗ, В.В. ДЖЕМЕЛІНСЬКИЙ, Б.М. МОРДЮК, А. ЛАМІКІЗ, Г.І. ПРОКОПЕНКО, 2015

0,03 Р, до 0,03 Си. Межа міцності на розтяг $\sigma_{\rm B} = 710-1260$ МПа, а межа текучості $\sigma_{\rm T} \ge 320$ МПа.

Комбіновану лазерно-ультразвукову зміцнювально-оздоблювальну обробку здійснювали за роздільною схемою [5] при кімнатній температурі.

Для проведення експериментальних досліджень лазерного термічного зміцнення зразків використали спеціальний технологічний комплексу з числовим програмним керуванням (ЧПК), 2D сканатор «Scanlab Hurryscan25», волоконний лазер «Rofin Sinar FL010» з максимальною вихідною потужністю 1 кВт та довжиною хвилі випромінювання $\lambda = 1.07$ мкм [6, 7]. Вимірювання температури в зоні дії сканувального лазерного променя здійснювали двохколірним пірометром «Ітрас Igar 12LO», а підтримання її стабільності в зоні обробки за допомогою спеціальної автоматизованої системи контролю. Режими ЛО: температура нагрівання 1200-1340 °С, швидкість переміщення зразка 40-140 мм/хв, швидкість сканування променя $V_{\rm or} = 1000$ мм/с, ширина доріжки 10 мм.

Для ультразвукового деформаційного зміцнення використали установку з ЧПК, на якій було змонтовано ультразвуковий генератор з потужністю 0,3 кВт та частотою 21,6 кГц, ультразвукову коливальну систему з п'єзокерамічним перетворювачем та ступінчастим концентратором на якому розміщували ударний наконечник із сімома циліндричними бойками, який примусово обертався з частотою обертання n = 76 об⁻¹ [6, 8]. Режими УЗО: статичне навантаження акустичної системи $F_c = 50$ H, амплітуда ультразвукових коливань торця концентратора $A_{ysk} = 15-18$ мкм, тривалість обробки $\tau = 60-240$ с при швидкості переміщення зразка вздовж поверхні S = 600 мм/хв, ширина доріжки 15 мм.

Дослідження мікрорельєфу поверхні та зони термічного впливу в поперечному перерізі проводили на профілометрі Leica DCM3D, аналіз мікроструктури поверхневого шару здійснювали на оптичному мікроскопі Nikon Optiphot-100, а поверхнева твердість та мікротвердість поверхневих шарів вимірювали за допомогою цифрових тестерів «Computest SC» і «FM800», відповідно, при навантаженні індентора 10 Н і 0,5 Н. Інтенсивність зміцнення поверхні оцінювали за відношенням різниці між значеннями твердості зміцненого шару і вихідного стану матеріалу згідно формули:



Рис. 1. Вплив температури нагрівання та швидкості переміщення зразка на зміну глибини (*a*) та ширини (*б*) зміцнення, поверхневої твердості (*в*), мікротвердості поверхневого шару (*г*)

$$I_{hard} = (H_{\mu}^{hard} - H_{\mu}^{in}) / H_{\mu}^{in} \cdot 100\%.$$
 (1)

Результати досліджень. Враховуючи [10], що в умовах швидкісного нагрівання або охолодження фазові і структурні перетворення починаються і закінчуються вище або нижче рівноважних температур попередньо визначали інтервал температур повної аустенізації за допомогою діаграми стану Fe–C–Cr, а також — термофізичної моделі [9, 10] та термокінетичної моделі [11].

А діапазон технологічних режимів ЛО та УЗО досліджуваних зразків отримано на основі аналізу результатів проведеного багатофакторного експерименту. Дисперсійний аналіз досліджуваних параметрів при ЛО (рис. 1) та УЗО (рис. 2) сталі Х12МФ з використанням побудови квадратичної моделі.

На основі проведених теоретичних та пошукових експериментальних досліджень було визначено діапазон температури нагрівання 1200–1340 °С та швидкості переміщення зразка 40–140 мм/хв для лазерного термічного зміцнення сталі Х12МФ. А отримані результати експериментальних досліджень ЛО, у попередньо визначеному інтервалі температур нагрівання та швидкості переміщення зразка, дозволили визначити геометричні розміри глибини і ширини зони термічного впливу (3ТВ), а також поверхневу твердість та мікротвердість зміцненого поверхневого шару (рис. 1).

При ЛО досліджуваного матеріалу ЗТВ не виявлено при температурі нагрівання нижче 1200 °С, а подальше збільшення температури нагрівання до 1270 °С привезло до збільшення глибини та ширини зони зміцнення (рис. 1, а, б). При температурі нагрівання 1340 °С спостерігається незначне зменшення як глибини, так і ширини зони зміцнення, а також одночасне незначне підвищення як поверхневої твердості, так і мікротвердості поверхневого шару в поперечному перерізі зразків в порівнянні з температурою нагрівання 1270 °С. Поверхнева твердість (рис. 1, в) та мікротвердість в поперечному перерізі (рис. 1, г) зміцненого поверхневого шару покращується при збільшенні швидкості обробки та температури нагріву поверхні в діапазоні 1200-1340 °С, відповідно, на 2,6-2,8 рази та 1,8-2,2 рази у порівнянні з вихідним станом. При збільшенні швидкості переміщення зразка енерговклад та глибина ЗТВ оброблюваної поверхні зменшується, мікротвердість поверхневого шару збільшується.

Враховуючи результати проведених експериментальних досліджень (рис. 1), оптимальними



Рис. 2. Вплив амплітуди ультразвукових коливань та тривалості обробки на зміну шорсткості (*a*), хвилястості (*б*), висоти профілю (*в*) мікрорельєфу поверхні та поверхневої твердості (*г*) (* позначено не шліфовану вихідну поверхню) режимами поверхневого зміцнення при дії сканувального лазерного променя слід вважати температуру загартування T = 1270 °C та швидкість переміщення заготовки 90 мм/хв при швидкості сканування лазерного променя 1000 мм/с та ширини доріжки 10 мм.

Поверхнево-пластична деформація УЗО сприяє утворенню регулярного мікрорельєфу на обробленій поверхні, а також зменшенню параметру шорсткості R_a (рис. 2, a) та збільшенню параметрів хвилястості W_a (рис. 2, б) і висоти профілю S_a (рис. 2, в) мікрорельєфу поверхні в порівнянні з вихідними параметрами поверхні. Найбільше зменшення параметру шорсткості ($R_{a} = 0,13-$ 0,18мкм) відбувається при тривалості обробки 60 та 120 с. УЗО шліфованої поверхні дозволяє зменшити параметр шорсткості R_a в 3,5 рази, але одночасно збільшити параметр хвилястості W_a та параметр висоти профілю мікронерівностей S_a мікрорельєфу поверхні в 3,5 та 5 разів, відповідно, у порівнянні з вихідним станом. У випадку УЗО не шліфованої поверхні зменшуються всі геометричні параметри профілю мікрорельєфу поверхні, зокрема параметр шорсткості R_a в 8,5 разів, параметр хвилястості W_a в 3 разів та параметр висоти профілю S_" в 2 рази.

Найбільше зростання поверхневої твердості (29,5 *HRC*) відбувається при амплітуді ультразвукового перетворювача $A_{_{y3\kappa}} = 18$ мкм і тривалості обробки 180 с (рис. 2, г). В цьому випадку інтенсивність зміцнення становить 40 %. Однак, збільшення тривалості обробки для УЗО призводить до зниження поверхневої твердості внаслідок перенаклепу (знеміцнення) поверхневого шару. Найменші значення поверхневої твердості отримано при обробці 60 с.

Враховуючи результати проведених експериментальних досліджень (рис. 2), оптимальним режимом УЗО слід вважати амплітуду ультразвукових коливань 18 мкм та тривалість обробки 120 с при навантаженні ультразвукової коливальної системи 50 Н та швидкості обертання наконечника 76 об⁻¹. В цьому випадку поверхнева твердість збільшилися в 1,5 рази, а питома кількість ударів становила 400 уд/мм² при довжині доріжки 60 мм.

Зменшення геометричних параметрів мікрорельєфу поверхні, зокрема параметру шорсткості R_a (рис. 3), дозволяє стверджувати, що ультразвукова ударна обробка, як окремо, так і після лазерної термообробки дозволяє покращити параметр шорсткості в 6 та 8,5 разів, відповідно, а також зменшити параметри хвилястості та висоти профілю мікронерівностей у порівнянні з вихідним станом за рахунок одночасної примусової обертальної



Рис. 3. Шорсткість мікрорельєфу поверхні сталі Х12МФ після ЛО, УЗО і комбінованої ЛО + УЗО

та багаторазової високочастотної ударної дії багатобойкового ультразвукового наконечника, яка супроводжується інтенсивним тертям з проковзуванням бойків на поверхні [6]. Крім того, отримані амплітудні та висотні параметри мікрогеометрії поверхонь після комбінованої ЛО + УЗО також забезпечують сприятливі умови для утворення маслоємності поверхонь деталі при граничному терті як в статичних, так і динамічних умовах.

В порівнянні з вихідним станом всі застосовані методи обробки приводять до зміцнення поверхневих шарів досліджуваної сталі (рис. 4). Як було сказано вище, термічне загартування ЛО підвищує твердість поверхні *HRC* в 2,5 рази та мікротвердість приповерхневих шарів H_{μ} в 2 рази за рахунок утворення мартенситної структури з дисперсними частинками карбідів хрому та заліза (рис. 5, *a*). А поверхнево-пластична деформація за допомогою УЗО призводить до поліпшення поверхневої твердості на 40–50 % та мікротвердості поверхневого шару на 40 % за рахунок підвищення густини дислокацій та подрібнення зерен/блоків, але в досить тонкому поверхневому шарі товщиною близько 60 мкм (рис. 5, *б*). В результаті ком-







Рис. 5. Мікроструктура поверхневого шару сталі Х12МФ після ЛО (а), УЗО (б) і комбінованої ЛО + УЗО (в) бінованої обробки ЛО + УЗО (після ЛО при температурі впливу 1270 °С і швидкості переміщення зразка 90 мм/хв та подальшої УЗО при амплітуді ультразвукових коливань концентратора 18 мкм і тривалості обробки 120 с) отримано поверхневу твердість близько 58,5 HRC, а мікротвердість 7,8 ГПа, тобто підвищилися ці параметри майже в 3 та 2,5 рази, відповідно, у порівнянні з вихідним станом. Ультразвукова дія на попередньо зміцнену ЛО поверхню сприяє підвищенню як поверхневої твердості, так і мікротвердості поверхневого шару до 25 % за рахунок деформаційного подрібнення зерен мартенситу та карбідів у поверхневому шарі (рис. 5, в).

Виявлено, що товщина зони деформаційного впливу (ЗДВ) залежить від вихідного стану. ЗДВ після комбінованої обробки (рис. 5, в) є природно тоншою в порівнянні із окремою УЗО (рис. 5, б) внаслідок високої твердості і низької пластичності поверхні після ЛО.

Висновки

Проведено системні дослідження впливу режимів ЛО та УЗО на параметри мікрорельєфу поверхні та мікроструктуру разом із твердістю сталі Х12МФ. Виявлені оптимальні режими вказаних обробок з огляду на максимальне зміцнення, прийнятні розміри поверхневої зони термічного впливу при ЛО та мінімальних параметрів мікрорельєфу при УЗО. Показана можливість використання комбінованого впливу волоконним лазером з 2D сканатором та спеціальних пристроїв в послідовності з ультразвуковим ударним деформуванням багатобойковим наконечником для контрольованого термодеформаційного поверхневого зміцнення деталей, яка дозволяє:

• автоматизувати та підвищити продуктивність процесу термодеформаційного зміцнення в 5 разів;

• створити регулярний мікрорельєф на поверхні з мінімальною шорсткістю;

• поліпшити твердість поверхневого шару інструментальної сталі X12MФ в 2,5-3 рази у порівнянні з вихідним станом.

- 1. Kovalenko V. Ways to intensify laser hardening technology // CIRP Annals — Manufacturing Technology. — 1998. -47. — P. 133–136.
- 2. Vollertsen F., Partes K., Meijer J. State of the art of laser hardening and cladding // Proc. of the Third Intern. WLT (Conf. on Lasers in Manufacturing, Munich, Germany 1316 June, 2005). — P. 281–305.
- 3. Mordyuk B.N., Prokopenko G.I. Ultrasonic impact treatment — an effective method for nanostructuring the surface layers in metallic materials // M. Aliofkhazraei (Ed.). Handbook of mechanical nanostructuring, Wiley-VCH, Weinheim, 2015. — P. 417–434.
- 4. Improvement of the fatigue strength of SUS304 austenite stainless steel using ultrasonic nanocrystal surface modification / M. Yasuoka, P. Wang, K. Zhang, Z. Qiu et al. // Surf. Coat. Technol. — 2013. — 218. — P. 93–98.
- 5. Пат. 60662 U України, МКП В24В 39/00. Спосіб лазерно-ультразвукової фінішної обробки / В.В. Джемелінський, Л.В. Джемелінська, Д.А. Лесик. — Заявл. 01.12.2010. Опубл. 25.06.2011. Бюл. № 12. — 2 с.
- 6. Surface microrelief and hardness of laser hardened and ultrasonically peened AISI D2 tool steel / D.A. Lesyk, S. Martinez, V.V. Dzhemelinskyy, B.N. Mordyuk et al. // Surface and Coating Technology. — 2015. — 278. — P. 108-120
- 7. Martinez S., Lamikiz A., Tabernero I, Ukar E. Laser hardening process with 2D scanning optics // Physics Procedia. -2012. — № 39. — P. 309–317.
- 8. Morduyk B.N., Prokopenko G.I. Ultrasonic impact peening for the surface properties management // J. Sound and Vibr. -2007. — 308. — P. 855–866.
- 9. Джемелінський В.В., Лесик Д.А. Визначення оптимальних параметрів лазерно-ультразвукового зміцнення та оздоблювання поверхонь виробів // Вісник НТУУ «КПІ». Серія машинобудування. — 2013. — № 2 (68). — С. 15-18.
- 10. Головко Л.Ф. Лазерні технології та комп'ютерне моделювання / Під ред. Л.Ф. Головка, С.О. Лук'яненка. — К.: Вістка, 2009. — С. 69–134.
- 11. Santhanakrishnan S., Dahotre N.B. Laser surface hardening, ASM Handbook on Fer Treating Irons and Steels, American Society for Materials (ASM) Intern., Materials, Park, Ohio. -2013. — P. 476–491.

MICROSTRUCTURE AND WEAR-RESISTANT PROPERTIES OF WC/SS316L COMPOSITE COATINGS PREPARED BY SUPERSONIC LASER DEPOSITION

BO LI^{1,2}, ZHIHONG LI^{1,2}, LIJING YANG^{1,2}, JIANHUA YAO^{1,2}

¹Research Center of Laser Processing Technology and Engineering, Zhejiang University of Technology, Hangzhou, P.R. China ²Zhejiang Provincial Collaborative Innovation Center of High-end Laser Manufacturing Equipment, Hangzhou, P.R. China

Supersonic laser deposition (SLD) is a newly developed coating method which combines the supersonic powder stream found in cold spray (CS) with synchronous laser heating of the deposition zone. The addition of laser heat energy into CS enables a change in the thermodynamic state of impacting particles and substrate, thereby significantly lowering the critical deposition velocities required for effective coating formation and allowing the range of materials deposited to expand to higher strength materials which are of considerable engineering interest. The work reported in this paper presents the ability of SLD technique to deposit hard metal matrix composite (MMC) coatings, such as WC/SS316L. The focus of this research is on the comparison between composite coating produced with conventional CS and those produced with SLD. The microstructure evolution, mechanical deformation mechanisms, correlation between functional properties and process parameters were elaborated in detail. The experimental results show that with the assistance of laser irradiation, WC/SS316L composite coatings can be successfully deposited using SLD. The obtained coatings are superior to that processed with CS, because SLD can improve the deposition efficiency, coating density, interface bonding as compared to CS due to the softening of particle and substrate by laser irradiation. It can be found that SLD is capable of depositing high strength MMC coatings with good quality, thus exhibiting great potential in the field of metal three-dimensional printing.

Introduction. Cold spray (CS) is a rapidly emerging coating technology in which small powder particles in a solid state are deposited on a substrate via highvelocity impact at temperatures lower than the melting point of the powder material [1-3]. In the CS process, small powder particles (5–50 μ m) are accelerated to a high velocity in a supersonic gas stream and then imping onto the substrate or already deposited coating to build up a coating. The main advantage of CS is the lower heat input as compared to traditional high temperature coating methods such as thermal spray and laser cladding. The only thermal input in CS is optional gas heating, which can be used to increase the local speed of sound of the process gas, and its positive drag force on particles. As a consequence, the deleterious effects of high-temperature oxidation, evaporation, melting, crystallization, residual stress, debonding, gas release, and other common problems for traditional thermal spray and laser cladding methods are minimized or eliminated. Eliminating the adverse effects of high temperature on coatings and substrates offers significant advantages and new possibilities and makes cold spray promising for many industrial applications. However, to achieve the high particle velocities that CS requires for successful deposition, helium is often used as the process gaswhich is an expensive, limited resource. Moreover, a gas heater is often employed to heat the process © BO LI, ZHIHONG LI, LIJING YANG, JIANHUA YAO, 2015

gas as high as 900 °C to increase gas and particle velocity. The need for hot helium gas results in high operating costs arising from the power consumption for heating the gas and the high price of the gas itself. Additionally, it is challenging to deposit hard material coatings with high bonding strength and coating density solely using CS.

It has become clear that there would be distinct advantages in developing a process that could retain the non-melting deposition mechanism of cold spray, but reduce deposition costs and improve coating functionality. Such a process, known as supersonic laser deposition (SLD), has been proposed by O'Neill et al. which combine cold spray with laser heating [4-6]. In SLD, a laser is employed to heat the deposition zone of CS in order to soften both substrate and powder particles, allowing the particles to deform and build up a coating at impact velocities around half of that in CS. Eliminating the need for high impacting velocities permits cold or slightly heated nitrogen to be used instead of high temperature helium as the process gas, thus reducing operating costs by over an order of magnitude. Furthermore, the SLD technique greatly expands the material range of particle and substrate which can be processed due to the reduction of critical deposition velocity. SLD has been applied to fabricate a variety of material coatings such as Cu, Ti, Stellite 6, Ni60, Al–Cu alloy, Al–Si alloy and so on [7-12].



Figure 1. Microscopic images of feed stock materials: a - SS316L; b - WC

Metal matrix composites (MMCs), which are generally composed of a hard reinforcing non-metallic material and a metallic matrix, are a useful class of materials for surface coating that enable physical properties such as density and thermal/electrical conductivity to be tailored, along with mechanical properties such as strength and wear resistance. Currently, laser cladding, thermal spray and cold spray are the most widely used methods for preparing MMC coatings. The high temperature involved in laser cladding and thermal spray would lead to porosity, micro-cracks, dilution, phase transformation, high thermal stress, etc. The main problem for cold sprayed MMC coatings is the bonding strength, because the metallic matrix is often soft materials such as Al, Cu, Ni, which results in weak holding force between the metallic matrixes and reinforcing particles. As a result, the reinforcing particles are prone to spall off from the coating in the subsequent real applications, which would degrade the coating's performance.

Based on the characteristics of SLD, it is expected to deposit hard material coatings by this process at a lower impact velocity with high coating density and strong interfacial boding. Meanwhile, the deleterious effects of high temperature coating methods could be effectively avoided due to the relatively low temperature deposition feature of SLD. Currently, most of the research reported in literature about SLD technique focused on single material coatings and seldom involved MMC coatings. Therefore, in this study, the SLD process was adopted to deposit tungsten carbide reinforced stainless steel (WC/ SS316L) composite coatings onto carbon steel substrate in order to demonstrate the feasibility of SLD technique to prepare hard metallic matrix composite coatings. For comparison, the cold sprayed composite coatings were also produced under the same conditions except that laser heating was not involved. The microstructure, composition, interface bonding, coating density and wear-resistant properties of the as-deposited composite coatings were investigated using scanning electron microscopy (SEM), optical microscopy (OM), X-ray diffraction (XRD) and pinon-disc wear tester.

Experimental section. *Feedstock materials.* Commercially available stainless steel (SS316L) powder and tungsten carbide (WC) powder were used in the as-received conditions as feedstock materials. The particles' shapes of SS316L and WC powder are spherical and irregular respectively as shown in Figure 1. The composite powder consisting of 30 vol.% WC and 70 vol.% SS316L was mechanically milled in a cylinder rotating at a speed of 200 rpm for 2 h. The ball milling process was used to obtain evenly mixed composite powder, which would be beneficial for depositing composite coatings with uniformly distributed reinforcing particles. The substrate material was carbon steel and the substrate specimens had a dimension of 100×60×10 mm. Before the coating process, the substrate surface was grit-blasted using 24 mesh alumina and ultrasonic cleaned in alcohol.

SLD System and coating process. The schematic diagram of the SLD system used in this study is illustrated in Figure 2, a. High pressure gas was supplied to a converging-diverging nozzle in two different imports: one was through the gas heater; the other was via a powder feeder where feedstock powders were held. The feedstock powder stream and high pressure gas were mixed and passed through the nozzle where the particles were accelerated to supersonic speed. The high-velocity particles impacted a region of the substrate which was synchronously heated by a diode laser (Laserline LDF 400-1000, Germany) with 960-980 nm wavelengths and 4 kW maximum power. Combined lenses were used to focus the laser beam onto the substrate surface and the diameter of the laser spot was 5 mm. A high-speed infrared pyrometer was used to obtain real-time temperature measurements and control the temperature of the deposition zone (referring to as «deposition temperature» hereafter) during the SLD process. Data from the pyrometer was fed through a closed-loop feedback system which altered laser power as necessary to maintain the desired temperature. The nozzle, laser head and

Table 1. Optimal process parameters for WC/SS316L composite coatings

Gas pressure, MPa	Gas temperature, °C	Laser traverse speed, mm/s	Powder feeding rate, g/min	Spray distance, mm
2.5	400	30	40	30

pyrometer were assembled on a robot (STAÜBLI TX 90, Switzerland). The spraying nozzle was perpendicular to the substrate surface. The laser beam was at an angle of 30° to the surface normal. The laser energy and powder distribution are schematically illustrated in Figure 2, *b*. In the deposition process, the substrate was stationary and the nozzle, laser head and pyrometer were moveable, controlled by the robot. The process gas was nitrogen. The process parameters except deposition temperature were kept constant at the optimal values as presented in Table 1.

Coating characterization. The coating specimens were cross-sectioned perpendicular to the coating surface with electric discharge wire cutting, followed by conventional metallography preparation procedures. An aqueous solution consisting of 45 mL of HCl, 15 mL of HNO₂, and 20 mL of methanol was used for etching. A field emission scanning electron microscopy (SEM, SIGMA HV-01-043, Carl Zeiss) and optical microscopy (OM, Axio Scope, A1, Zeiss) were used to analyse the coating's microstructure interface bonding. Backscatter scanning and electron microscope images were taken to maximize contrast between the WC particles and stainless steel matrix. The phase of the composite coatings were investigated using X-ray diffractometer (XRD, D8 Advance, Brucker) with Cu-K_a radiation, 45 kV, 40 mA, at a scanning rate of 0.02 °/s. Pin-on-disc wear test was conducted on the composite coatings at room temperature under a dry-lubricating condition. The pin was a 4 mm diameter Si_3N_4 ceramic ball, having the hardness of 2200 HV (90 HRC). The disc was the tested specimen which was polished, cleaned in a ultrasonic bath, and finally dried. The test was performed under a normal load of 500 g at a rotational speed of 500 rpm of the tested specimen between the contacting surfaces; the sliding duration was 60 min.

Results and discussion. *Deposition efficiency.* The deposition efficiencies (DE) of the WC/SS316L composite coatings deposited at different deposition temperature were compared with respect to coating layer thickness. Shown in Figure 3 are the OM images of cross section of the coating specimens. As can be seen from Figure 3, the central peak heights of the as-deposited coatings are gradually increased with elevating the deposition temperature. The peak height of the WC/SS316L coating deposited without laser



Figure 2. Schematic illustration of (*a*) SLD system, (*b*) laser energy and powder distribution in the SLD process

assistance is 734.04 μ m while it is increased by 43 % to 1050.91 μ m as a deposition temperature of 800 °C was employed, indicating that deposition efficiency can be improved with increasing the deposition temperature.

The improvement of DE should be ascribed to the reduction of critical deposition velocity due to the softening of spraying particles by laser irradiation. One of the most important parameter in the CS process is the critical deposition velocity. For a given material, there exists a critical deposition velocity that must be achieved. Only particles whose velocities exceed this value can be effectively deposited, in turn producing the desired coating. Conversely, particles that have not reached this threshold velocity contribute to the erosion of the substrate. Theoretical modelling of critical deposition velocity (V_{cr} in m/s) proposed by Assadi et al. can be expressed as following formula [13]:

$$V_{cr} = 667 - 14\rho + 0.08T_m + 0.1\sigma_u - 0.4T_i,$$
 (1)

where ρ is the density of the material in g/cm³; T_m is the melting temperature in °C; σ_u is the ultimate strength in MPa, and T_i is the initial particle temperature in °C. According to the formula (1), particle preheating will decrease the critical deposition velocity because as the temperature (T_i) is increased, the ultimate strength of the materials (σ_u) is reduced. Both the increase of T_i and the reduction of σ_u would contribute to the decrease of V_{cr}



Figure 3. Comparison of coating thickness prepared at different deposition temperature: a — ambient temperature; b — 400 °C; c — 600 °C; d — 800 °C

In this study, the spraying nozzle was perpendicular to the substrate surface and laser beam was at an angle of 30° to the surface normal as shown in Figure 2, *b*. The powder jet and laser beam partially overlapped with each other. Although the spraying particles were travelling at high velocities and had limited time of exposure to the laser, it is expected that the particles would be significantly heated in flight by laser prior to hitting the substrate because of the high laser power density and small particle size, which could bring down the critical deposition velocity of spraying particles. As a consequence, the proportion of particles exceeding this velocity would increase, leading to the improvement in DE as shown in Figure 3.

Distribution and content of reinforcing particles in the composite coatings. It can be seen from Figure 2 that WC particles are evenly distributed in all the coating specimens. Therefore, we randomly selected one area in each coating and calculated the WC area fraction in these selected areas using image analysis software to evaluate the dependence of WC content on the deposition temperature. The calculated results are illustrated in Figure 4. It is shown that the area fraction of WC particles in the CS coating is about 22.55 % and it increases slightly to 24.42 % when the deposition temperature of 400 °C is adopted. As the deposition temperature is further increased to 600 °C, the area fraction of WC particles increases greatly to 28.55 %. The coating deposited at 800 °C has about 29.29 % area fraction of WC particles, which is very close to the volume fraction (30 %) of WC particles in the original composite powder. This indicates that

laser heating benefits the effective deposition of WC particles in the composite coatings.

Cold sprayed MMC coatings generally consist of pure metallic matrix and ceramic reinforcing particles, such as Al/AlN, Ni/Al₂O₃, Cu/Al₂O₃ etc. During the CS process, the reinforcing particles cannot deform due to high hardness and they need to be embedded in the deformable metallic matrix to form composite coating. Therefore, the plastic deformation ability of metallic matrix plays a decisive role in the formation of MMC coatings. In this study, without laser assistance or with less laser heating, the SS316L powder wasn't softened enough to accommodate the hard particles, resulting in relatively low WC content. In the case of more laser heating, the SS316L powder easily deformed to take in WC particles owing to sufficient softening, resulting in higher WC particle concentration as demonstrated in Figure 4.

Coating density. According to the previous results, it can be found that the composite coating deposited at 800 °C has relatively high deposition efficiency and WC content. Therefore, the following comparative studies mainly focus on this sample and CS sample. Shown in Figure 5 is the comparison of coating density between these two samples. It can be seen from Figure 5, *a* that there are lots of gaps and pores in the CS coating, which indicates poor bonding strength between powder particles and low density of this coating. Moreover, evident holes can also be clearly observed in the CS coating, as marked in Figure 5, *a*. The appearance of these holes arises from the debonding of the fractured WC particles. With the



Figure 4. Comparison of WC distribution and content in the as-deposited coatings prepared at different deposition temperatures: a — ambient temperature; b — 400 °C; c — 600 °C; d — 800 °C

assistance of laser heating, improved coating density can be obtained for the as-deposited coating. Gaps and pores are hardly observed in the SLD coating, along with the disappearance of the holes. These results imply that laser irradiation has beneficial effects on the coating density. Bray et al. compared the porosity of Ti coating prepared by CS, high-velocity oxygen fuel spray (HVOF) and SLD respectively [4]. Their results revealed that the porosity level of the CS and HVOF coatings were 3.1 % and 5.4 % respectively, while that of the SLD coating was only about 0.5 %, suggesting that the coating density of SLD coating is superior to that of CS and HVOF coatings.

The poor coating density of CS coating are mainly attributed to the limited plastic deformation of the spraying particles. In the SLD process, the synchronous laser irradiation can effectively soften the spraying particles which would in turn result in sufficient deformation of spraying particles. The sufficiently deformed particles would interlock with each other to form intimate contact, thus showing high coating density. Furthermore, due to the softening of the metallic matrix, hard WC particles wouldn't fracture and spall off from the composite coating as embedding into the metallic matrix, which ensures no holes formed in the SLD coating.

Phase analysis. The influence of laser heating on the phases of the WC/SS316L composite coatings was analysed using XRD. The XRD results for the composite coatings prepared with CS and SLD are presented in Figure 6. It is found that the coating specimens with and without laser irradiation have identical phases that are composed of SS316L and WC, implying that SLD still remains solid state deposition mechanism as CS does although laser heating is introduced in this process. In SLD process, the laser power is elaborately controlled to only



Figure 5. Comparison of coating density prepared by CS (*a*) and SLD (*b*)



Figure 6. XRD patterns of the composite coatings prepared by CS and SLD

soften both the spraying particles and the substrate, not melting them. The particles remained solid during flight and deposition and were subject to laser irradiation for only a limited period of time. Thus, the chemical composition and phases did not transform in the SLD coatings as compared to the CS coating, even for the low melting temperature materials such as Cu and Al. It was found in our previous study that the oxidation of SLD-Cu coating was trivial and can be neglected with comparison to the CS-Cu coating[9]. The relatively low temperature deposition feature of SLD can effectively avoid high thermal stress, oxidation, phase transformation and grain growth in the as-deposited coatings, making it a superior coating technology over thermal spray and laser cladding.

Wear-resistant performance. The evolution of friction coefficient of the test samples were recorded during the wear processes and the variations of friction coefficient with sliding time are plotted in Figure 7. It is shown that the friction coefficient of the SLD sample is smaller and more stable than that of the CS sample. The average friction coefficient of the SLD sample is around 0.65 after 60 min sliding, while that of the CS specimen is about 0.8 at the same time.

To further investigate the wear-resistant performance of the WC/SS316L composite coatings, the worn surfaces of the tested samples were examined



Figure 7. Variations of friction coefficient with sliding time of WC/SS316L composite coatings prepared by CS and SLD

Table 2. The EDS results of worn surfaces of the WC/ SS316L composite coatings prepared by CS and SLD

	0	Si	Cr	Fe	Ni	W
1	11.68	1.49	12.95	57.05	7.76	9.07
2	39.38	8.76	5.87	24.55	3.53	17.91
3	7.32	3.63	3.71	12.8	2.5	70.04
4	36.36	10.65	5.44	23.42	4.27	19.86

using SEM, the results are shown in Figure 8. It can be seen that in both the worn surfaces, there are two distinct areas, dark and light. The dark area is more extensive in the CS coating than in the SLD coating. Table 2 are the EDS results of the dark and light areas in the wear track of CS and SLD coatings. It is shown that the dark areas (2 and 4) contain a high content of O element; in contrast, a lower content of O element is detected in the light areas (1 and 3). This suggests that oxidation had occurred in the worn track when the coating samples were under the sliding wear tests, and the dark areas were oxidation scales formed during the wear tests. The more oxidation scales in the worn surface of the CS coating indicate more friction heat was generated in its surface during wear, which should be ascribed to the relatively high friction coefficient as shown in Figure 7.

It can be summarized from the wear test results that the WC/SS316L composite coating produced by SLD has better wear-resistant performance than the CS coating. It is believed that the friction between



Figure 8. SEM images of worn surfaces of the WC/SS316L composite coatings prepared by CS (*a*) and SLD (*b*)

the contact surfaces was reduced due to the abrasion resistance of hard irregular WC particles. The better wear-resistant properties of the WC/SS316L coating produced by SLD are resulted from the relatively high content of WC particles in the composite coating and the strong interfacial bonding between the WC particles and SS316L matrix due to the beneficial effects of laser irradiation.

Conclusion

The WC/SS316L composite coatings on carbon steel are successfully prepared in a range of deposition temperatures with the SLD technique, which combines cold spray with laser irradiation. The deposition efficiencies of the SLD coatings are increased with elevating the deposition temperature due to the reduction of critical deposition velocity which results from the softening of spraying particles by laser heating. The WC content and interfacial bonding strength of the coatings are also improved with increasing the deposition temperature, which would in turn significantly improve the wear-resistant performance of the SLD coating. The introduction of laser irradiation into CS doesn't induce phase transformation in the SLD process due to the relatively low temperature deposition feature.

Acknowledgements. The authors would like to appreciate financial supports from the National Natural Science Foundation of China (51475429), the Zhejiang Provincial Commonweal Technology Applied Research Project (2014C31122) and the Postdoctoral Scientific Research Project of Zhejiang Province (Z42102002).

- 1. Papyrin, A., Kosarev, V., Klinkov, S. et al. (2007) *Cold spray technology*. Elsevier, 1–32.
- 2. Champagne, V.K. (2007) The cold spray materials deposition process. Fundamentals and applications. Woodhead Publ. Limited, 11–41.
- 3. Maev, R.G., Leshchynsky, V. (2008) Introduction to low pressure gas dynamic spray. *Wiley-VCH*, 1–10.
- Bray, M., Cockburn, A., O'Neill, W. (2011) The laser-assisted cold spray process and deposit characterization. *Surface and Coating Technology*, 203, 2851–2857.
- 5. Lupoi, R., Sparkes, M., Cockburn, A. et al. (2011) High speed titanium coating by supersonic laser deposition. *Materials Letter*, **65**, 3205–3207.
- Jones, M., Cockburn, A., Lupoi, R. et al. (2014) Solidstate manufacturing of tungsten deposits onto molybdenum substrates with supersonic laser deposition. *Ibid.*, **134**, 295– 297.
- Olakanmi, E.O., Doyoyo, M. (2014) Laser assisted coldspray corrosion- and wear-resistant coatings: A review. J. of Thermal Spray Technology, 23, 765–785.
- Tlotleng, M., Akinlabi, E., Shukla, M. et al. (2015) Microstructural and mechanical evaluation of laser-assisted cold sprayed bio-ceramic coatings: potential use for biomedical applications. *Ibid.*, 24, 423–435.
- Li, B., Yang, L.J., Li, Z.H. et al. (2015) Beneficial effects of synchronous laser irradiation on the characteristics of coldsprayed copper coatings. *Ibid.*, 24, 836–847.
- Yao, J.H., Yang, L.J., Li, B. et al. (2015) Beneficial effects of laser irradiation on the deposition process of diamond/Ni60 composite coating with cold spray. *Applied Surface Science*, 330, 300–308.
- Luo, F., Cockburn, A., Cai, D.B. et al. (2015) Simulation analysis of Stellite 6 particle impact on steel substrate in supersonic laser deposition process. *J. of Thermal Spray Technology*, 24, 378–393.
- Luo, F., Cockburn, A., Lupoi, R. et al. (2012) Performance comparison of Stellite 6 deposited on steel using supersonic laser deposition and laser cladding. *Surface and Coatings Technology*, 212, 119–127.
- Assadi, H., Gartner, F., Stoltenhoff, H. et al. (2004) Bonding mechanism in cold gas spray. *Acta Materialia*, 51, 4379–4394.

СТРУКТУРА, ПРОЧНОСТЬ И ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ СОЕДИНЕНИЙ СТАЛИ 14ХГН2МДАФБ ПРИ ГИБРИДНОЙ ЛАЗЕРНО ДУГОВОЙ СВАРКЕ

Л.И. МАРКАШОВА, В.Д. ПОЗНЯКОВ, В.Д. ШЕЛЯГИН, Е.Н. БЕРДНИКОВА, Т.А. АЛЕКСЕЕНКО Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины, Киев, Украина

В работе представлены результаты экспериментальных исследований особенностей формирования структуры и фазового состава сварных соединений высокопрочной стали 14ХГН2МДАФБ в условиях различных скоростей ($V_{c_B} = 72, 90, 110 \text{ м/ч}$) гибридной лазерно-дуговой сварки. На основе информации, полученной на различных структурных уровнях (от зеренного до дислокационного), выполнены аналитические оценки влияния структурных параметров (фазового состава, зеренной, субзеренной и дислокационной структур) на механические свойства ($\sigma_{0,2}$) и вязкость разрушения (K_{1c}) сварных соединений в зависимости от режимов гибридной сварки. Показана роль структурных факторов в изменении уровня локальных внутренних напряжений ($\tau_{n/nH}$) — источников зарождения и распространения трещин в металле сварных соединений. Установлены оптимальные технологические режимы гибридной лазерно-дуговой сварки, обеспечивающие, с точки зрения структуры и фазового состава, высокие показатели механических свойств и трещиностойкость металла.

В настоящее время для ответственных машин и механизмов, работающих в сложных условиях используются, как правило, высокопрочные стали с пределом текучести более 700 МПа, что в сочетании с наиболее оптимальными технологическими параметрами сварки таких материалов, должно обеспечивать необходимый комплекс эксплуатационных характеристик конструкций такого типа, и прежде всего — их прочность, пластичность и трещиностойкость. При используемых к настоящему времени классических технологиях дуговой сварки таких сталей диапазон скоростей сварки (V₂) составляет порядка от 18 м/ч до 50 м/ч при скоростях охлаждения $W_{6/5} \approx 22-38$ °C/с. Однако в настоящее время все большее применение находят технологии лазерной, в том числе и гибридной (лазерно-дуговой) сварки, позволяющие получать качественные сварные соединения с использованием более высоких скоростей сварки (V_{св} = до 110 м/ч) и скоростей охлаждения $(W_{6/5} \approx 30-100$ °C/с), что в значительной степени не только повышает производительность процесса (в 2 и более раза по сравнению с дуговой сваркой), но и обеспечивает повышение показателей прочности (на 8-15 %) и пластичности (в 1,5-2 раза) сварных соединений.

При этом следует отметить заметное изменение геометрических параметров зоны сварки: в 3–5 раз уменьшается ширина швов и зоны термического влияния (ЗТВ) сварных соединений такого типа.

Учитывая существенные изменения технологических режимов и, соответственно, геометрических размеров зоны сварки, следует ожидать заметных изменений и в структурах, формирующихся в сварных соединениях нового типа, которые, как известно, во многом определяют свойства сварных конструкций [1–4].

Цель работы. 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 такого вида сварки. Кроме того актуальной задачей представляется оценка роли конкретных структурно-фазовых составляющих, формирующихся при различных режимах рассматриваемого типа сварки в оптимизации наиболее значимых для эксплуатационных условий механических характеристик сварных соединений, а именно — показателей прочности (σ_{T}), пластичности (K_{L_0}) и трещиностойкости.

Материалы и методики исследований. Работу выполняли на образцах высокопрочной стали 14ХГН2МДАФБ (0,183 % C; 1,19 % Cr; 0,98 % Mn; 2,07 % Ni; 0,22 % Mo 0,08 % V; 0,33 % Si; не более 0,018 % Р и 0,005 % S) толщиной до 10 мм с использованием сварочной проволоки Св-10ХН2ГСМФТЮ ($\leq 0,1$ % C; 0,7 % Cr; 0,4 % Mn; 0,22 % Mo; 0,15 % V; 0,24 % Si; не более 0,007 % S) на следующих режимах лазерно-дуговой сварки: 1-й режим — $V_{\rm cB} = 72$ м/ч, $I \sim 125$ A, $U_{\rm a} \sim 23$ B; 2-й режим — $V_{\rm cB} = 90$ м/ч, $I \sim 150$ A, $U_{\rm a} \sim 25$ B; 3-й режим — $V_{\rm cB} = 110$ м/ч, $I \sim 200$ A, $U_{\rm a} \sim 26$ B. Указанные режимы позволяют обеспечить охлаждение металла 3ТВ в интервале температур 600–500 °C со скоростью $W_{6/5} \approx 58-62$ °C/c. В качестве источника лазерного излучения использовали CO₂-лазер мощностью излучения до 4,4 кВт и

© Л.И. МАРКАШОВА, В.Д. ПОЗНЯКОВ, В.Д. ШЕЛЯГИН, Е.Н. БЕРДНИКОВА, Т.А. АЛЕКСЕЕНКО, 2015

			δ_5		KC	CV, Дж/см² при <i>t</i> ,	°C
Скорость сварки	σ _{0,2}	σ _в		Ψ	шов		ЗТВ
	N	1Па	%		+20	-40	-40
V _{св} =72 м/ч	851,8 <u>963,6</u> 907,7	1068,3 <u>1189,8</u> 1129,0	12,7 <u>9,3</u> 11,0	59,6 <u>63,7</u> 61,6	61,4 <u>90,0</u> 75,7	35,7 <u>40,9</u> 38,3	93,5 79,9 <u>80,9</u> 84,7
$V_{\rm cs} = 90 {\rm m/y}$	1138,1 <u>1156,3</u> 1147,2	1326,6 <u>1319,7</u> 1323,1	10,0	40,8 <u>35,6</u> 38,2	64,5 <u>58,6</u> 61,5	59,1 <u>45,2</u> 52,1	50,4 61,7 <u>65,7</u> 59,2
$V_{_{\rm CB}} = 110 \text{ M/y}$	991,5 <u>982,1</u> 986,8	1078,1 <u>1088,9</u> 1083,5	9,7 <u>14,0</u> 11,8	59,6	58,7 <u>81,2</u> 70,0	41,9 <u>29,7</u> 35,8	90,1 66,5 <u>96,7</u> 84,4

Механические свойства сварных соединений стали 14ХГН2МД

защитный газ (смесь Ar + CO_2 с расходом 15–20 л/мин).

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 изучали на всех структурных уровнях с использованием комплекса экспериментальных методов современного физического металловедения, включая: оптическую металлографию (микроскопы «Versamet-2» и «Neophot-32»), аналитическую растровую микроскопию (СЭМ-515, фирмы PHILIPS) и просвечивающую электронную микроскопию (JEM-200CX, фирмы JEOL). Твердость исследуемого металла измеряли на микротвердомере М-400 фирмы «Leco» при нагрузке 0,1 кг. Комплексные исследования дали возможность оценить дифференцированный вклад отдельных структурно-фазовых составляющих и других структурных параметров в изменение интегральных значений свойств прочности (σ_{T}) и вязкости разрушения (K_{1c}), а также локальных внутренних напряжений ($\tau_{_{\pi/BH}}$ — зон зарождения и распространения трещин) в различных участках сварных соединений при используемых режимах гибридной сварки.

По результатам механических испытаний (таблица) установлено, что наиболее высокими показателями предела текучести ($\sigma_{0,2}$) и временного сопротивления ($\sigma_{\rm B}$) характеризуются швы, выполненные при $V_{\rm CB} = 90$ м/ч. Результаты испытаний образцов на ударный изгиб при температурах $T_{\rm исп}$ от + 20 до -40 °C показали увеличение ударной вязкости (KCV^{-40}) при $T_{\rm ИСП} = -40$ °C в металле швов, выполненных при $V_{\rm CB} = 90$ м/ч. Однако, в этом случае заметно (в 1,6 раза) снижается показатель пластичности (ψ) по сравнению с $V_{\rm CB} = 72$ м/ч и $V_{\rm CB} = 110$ м/ч. Таким образом, из результатов механических испытаний видно, что режимы сварки оказывают значительное влияние на механические свойства сварных соединений, но нет ясности, за счет каких структурных факторов обеспечивается тот или иной уровень структурного вклада в общий уровень механических свойств ($\sigma_{0.2}$, $\sigma_{\rm B}$ и др.).

Результаты эксперимента. Исследованы изменения различных фазовых составляющих (бейнита верхнего и нижнего — Б_в, Б_н, мартенсита — М), их объемной доли (V_{d} , %), микротвердости (HV), а также различных структурных параметров (величины зереной, субзеренной сруктуры — D_{3} , d_{c}), 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 ($V_{cb} = 72$, 90, 110 м/ч). Исследования выполняли во всех наиболее значимых зонах сварных соединений — металле шва и зоне термического влияния (ЗТВ).

Так, при структуре основного свариваемого металла (сталь 14ХГН2МДАФБ), состоящей из бейнито-ферритных (Б-Ф) зерен с $D_2 = 15-25$ мкм и микротвердостью HV (Б-Ф) = 2700–2850 МПа (рис. 1, а), в случае использования минимальной скорости сварки — V_{св} = 72 м/ч для различных зон сварного соединения характерно следующее структурное состояние. Структура металла шва (при Св-10ХН2ГСМФТЮ) и ЗТВ бейнитно — мартенситная (Б-М) с преимущественным $(V_{\pi} \sim 60-80 \%)$ формированием структур бейнита нижнего (Б.) с D = 30–120×170–350 мкм (в металле шва) при HV 3660-4010МПа (рис. 1, б, рис. 2, а, рис. 3, а). При переходе к ЗТВ в участке перегрева микротвердость (HV) составляет ~ 3830-3900 МПа, а D₂ для этой зоны сварки уменьшается до значений ~ 30-60 мкм (рис. 1, в, рис. 3, б). А в участке перекристаллизации и рекристаллизации ЗТВ структура измельчается еще в большей сте-



Рис. 1. Микроструктура сварных соединений стали 14ХГН2МДАФБ при V_{св} ~ 72 м/ч: *а* — основной металл; *б* — металл шва; *в* — участок перегрева 3ТВ; *г* — участок перекристаллизации, ×500

пени (в 2–4 раза, рис. 1, *г*) при снижении микротвердости до *HV* 3510–3660 МПа. При переходе к основному металлу (участок неполной перекристаллизации) характерно формирование феррито-бейнитной структуры при *HV* 3360–3510 МРа и ($D_{g} = 5-15$ мкм).

Таким образом, в условиях $V_{cB} = 72 \text{ м/ч}$ в металле шва и ЗТВ сварных соединений формируется структура преимущественно Б_н, при переходе от шва к ЗТВ зеренная структура существенно измельчается (в 2–4 раза) при равномерном снижении (на 12 %) микротвердости.

В условиях увеличения скорости сварки до $V_{\rm cв}$ = 90 м/ч для металла швов сварных соединений характерно формирование преимущественно ($V_{\rm д}$ ~ 50–70 %) мартенситной структуры (мартенсит отпуска, M_{orn}), с размером зерна $D_3 \sim 30-80 \times 150-300$ мкм при HV4050-4420 МПа (рис. 2, б рис. 3, a). 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. 3, б. По мере перехода к основному металу — в участке перекристаллизации и рекристаллизации ЗТВ структура еще более измельчается (в 2 раза до $D_3 = 10-20$ мкм) при снижении микротвердости (HV до ~ 3660–3830 МПа). Для последующего металла ЗТВ (участка неполной перекристаллизации) характерно формирование феррито-бейнитной (Φ -Б) структуры ($D_3 = 10-20$ мкм) при HV 3220–3700 МРа.

Таким образом, при увеличении скорости сварки (V_{cs}) от 72 до 90 м/ч изменяется фазовый состав



Рис. 2. Изменение объемной доли структурных составляющих (● — БН; ■ — БВ; ◊ — М) в металле шва и I зоны ЗТВ сварных соединений стали при скоростях сварки (V_{cp}): *a* — 72 м/ч; *б* — 90 м/ч: *s* — 110 м/ч



Рис. 3. Изменение структурных параметров — средних размеров кристаллитов ($\blacksquare - h_{kp}$; $\Box - l_{kp}$), величины зерна ($D_3 - \Box/\blacksquare - \min/\max$) и микротвердости ($HV - \circ/\bullet - \min/\max$) в металле шва (a) и ЗТВ (δ) сварных соединений в зависимости от скорости сварки

металла швов и ЗТВ сварных соединений от бейнитно — мартенситного (Б-М) до мартенситного (М) типа, а также соотношение структурных составляющих в металле ЗТВ сварных соединений: уменьшается (в 2–3 раза) объемная доля Б_н при повышении (в 3 раза) доли М_{отп}, что в итоге обеспечивает максимальные показатели прочности, однако приводит к существенному снижению (в 1,6 раза, таблица) пластичности (ψ) в шве, а также снижению (на 30 %) показателей хладостойкости (*KCV*⁻⁴⁰) в ЗТВ этих соединений (по сравнению с режимом V_{св} = 72 м/ч).

При максимальной скорости гибридной лазерно-дуговой сварки ($V_{c_B} = 110 \text{ м/ч}$) фазовый состав металла шва и ЗТВ представлен бейнитно — мартенситной (Б-М) структурой с преимущественным ($V_{\pi} \sim 60-70$ %) формированием структур бейнита верхнего (Б_в) с величиной зерна $D_3 = 20-$ 80×150–250 мкм и микротвердостью (HV) ~ 3360– 4010 МПа (рис. 2, *в*, рис. 3, *а*). Однако при переходе к ЗТВ в участке перегрева такого типа соединений величина зерна уменьшается (рис. 3, *б*) в 2 раза (до $D_3 = 20-40$ мкм). А для металла участка неполной перекристаллизации характерно формирование Ф-Б структуры, HV 3360–3510 МРа ($D_3 = 5-20$ мкм).

Таким образом, в случае увеличения скорости сварки до $V_{cB} = 110 \text{ м/ч}$ несмотря на тот факт, что фазовый состав метала швов и участка перегрева ЗТВ аналогичный, как и при режимах $V_{cB} = 72 \text{ м/ч}$, т.е. бейнитно-мартенситный, однако при максимальной V_{cB} заметно уменьшается объемная доля B_{H} (до 10–20 %) и преимущественно формируются структуры B_{B} (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 ($T_{\rm исп} = +20$ °C и $T_{\rm исn} = -40$ °C) в различных зонах разрушения (I — в зонах очагов разрушения у надреза; II — в зонах распространения магистральной трещины).

Так для всех скоростей сварки ($V_{\rm cB} = 72-110 \text{ м/ч}$) при $T_{\rm исп} = +20$ °C характерен преимущественно вязкий тип разрушения, рис. 4, *а*. Однако по мере повышения скорости сварки ($V_{\rm cB} = 90 \text{ м/ч}$) в зоне I несколько возрастает количество (~ до 2 %) участков хрупкого внутризеренного скола. В случае более высоких скоростей сварки ($V_{\rm cB} = 110 \text{ м/ч}$) доля хрупкого разрушения возрастает до ~ 20 %.

В случае же снижения температуры испытаний $(T_{\rm исп} = -40 \,^{\circ}{\rm C})$ для сварных соединений при сварке со скоростью $V_{\rm cB} = 72-90 \,\text{ м/ч}$ характерен смешанный тип разрушения — хрупкий в сочетании с вязким ямочным разрушением (в зоне I до ~ 40–55 %; в зоне II до ~ 70–80 % хрупкого скола), рис. 4, б. А в условиях скорости сварки $V_{\rm cB} = 110 \,\text{ м/ч}$ ($T_{\rm исп} = = -40 \,^{\circ}{\rm C}$) наблюдается увеличение (в 1,3 раза) объемной доли хрупкого разрушения (до ~ 75–95 %, рис. 4, *в*), укрупнение фасеток скола и увеличение протяженности формирующихся трещин.

Таким образом, с точки зрения характера разрушения при различных температурах испытаний наиболее оптимальной структурой металла швов сварных соединений является структура, формирующаяся при минимальных параметрах сварки, т.е. при скоростях сварки V_{cs} = 72–90 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 (р) в различных структурных составляющих (во внутренних объемах и вдоль структурных границ), характер формирующейся



Рис. 4. Микроструктура поверхности разрушения в зоне магистральной трещины сварных соединений для скоростей сварки: $a - V_{cs} = 72 - 110 \text{ м/ч} (T_{uC\Pi} = +20 \text{ °C}); \ 6 - V_{cs} = 72 - 90 \text{ м/ч} (T_{uC\Pi} = -40 \text{ °C}); \ 6 - V_{cs} = 100 \text{ м/ч} (T_{uC\Pi} = -40 \text{ °C}), \times 2020$

субструктуры, эффективные расстояния между карбидными фазами, их размер и т.п. В этом плане для сварных соединений, полученных при $V_{\rm cB} = 72$ м/ч (оптимальная структура) и $V_{\rm cB} = 110$ м/ч (градиентная структура) установлено следующее.

В металле шва при $V_{cB} = 72$ м/ч в зернах B_{H} наблюдается формирование внутренней субструктуры с равномерным распределением объемной плотности дислокаций (р) до ~ (4–6)×10¹⁰ см⁻², а в структурах M_{orm} дислокационная плотность составляет $\rho ~ 8 \times 10^{10} - \times 10^{11}$ см⁻². Для металла ЗТВ соединений характерна фрагментация зерен B_{H} , т.е. наблюдается измельчение (на ~ 10–20 %) реечной структуры B_{H} , и M_{orm} , что сопровождается некоторым повышением дислокционной плотности, рис. 5, *б*.

Для тонкой структуры металла зоны сварки в случае $V_{\rm cв} = 110$ м/ч характерно следующее: увеличивается интегральное значение дислокационной плотности в металле шва и ЗТВ, формируется

преимущественно структура бейнита верхнего ($B_{\rm B}$) при максимальном повышении плотности дислокаций ρ до ~ 1,5×10¹¹ см⁻² (рис. 5, *в*).

Аналитические оценки свойств прочности, вязкости, трещиностойкости сварных соединений. Экспериментальная информация позволила выполнить аналитическую оценку дифференцированного вклада всех структур и их параметров, а именно: размеров зерен (D_3), субзерен (d_C), плотности дислокаций (р), межкарбидных расстояний, а также объемной доли формирующихся структур по зоне сварки (в металле швов и в участках перегрева) в изменение интегрального значения предела текучести ($\Sigma \sigma_{a}$, [3–5]) сварных соединений, выполненных при исследуемых режимах. При этом интегральные значения предела текучести ($\Sigma \sigma_{-}$) являются (согласно уравнению, включающему известные зависимости Холла-Петча, Орована и др. [6-8]) суммарной величиной, состоящей из ряда



Рис. 5. Тонкая структура металла швов (*a*, *в*) и ЗТВ (*б*, *г*): *a*, *б* — бейнита нижнего при $V_{cs} = 72$ м/ч (×30000); *в*, *г* — бейнита верхнего (*в* — ×1500; ×3000) при $V_{cs} = 100$ м/ч



Рис 6. Вклад различных составляющих ($\Delta \sigma$) структурного упрочнения в расчетную величину предела текучести ($\Sigma \sigma_{0,2}$) металла сварных швов (*a*) и вклад структурных составляющих ($\mathbf{B}_{\rm B}, \mathbf{B}_{\rm H}, \mathbf{M}_{\rm orn}, \Phi$) в изменение субструктурного упрочнения ($\Delta \sigma_{\rm c}$) при скорости сварки 72 м/ч (δ)

составляющих: $\Sigma \sigma_{T} = \Delta \sigma_{0} + \Delta \sigma_{T,p} + \Delta \sigma_{3} + \Delta \sigma_{c} + \Delta \sigma_{d} + \Delta \sigma_{d,y}$ где $\Delta \sigma_{0}$ — сопротивление типа решетки металла движению свободных дислокаций (напряжение трения решетки или напряжение Пайерлса–Набарро); $\Delta \sigma_{T,p}$ — 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; $\Delta \sigma_{a}$ — дислокационное упрочнение, обусловленное

междислокационным взаимодействием, соответственно теории Дж. Тейлора, А. Зегера, Н. Мотта и Г. Хирша, а также $\Delta \sigma_{_{R,Y}}$ — дисперсионное упрочнения за счет дисперсных фаз по Оровану [6–7].

В результате выполненных оценок изменений по зоне сварки таких прочностных характеристик как $\sigma_{\rm T}$ установлено следующее. В условиях $V_{\rm cB} =$ 72 м/ч в металле шва и ЗТВ расчетное значение предела текучести $\Sigma \sigma_{\rm T}$ составляет ~ 917 МПа и 1077 МПа соответственно, а максимальный



Рис. 7. Изменение расчетных значений прочности ($\sum \sigma_{0,2}$) и вязкости разрушения (K_{1c}) металла сварных швов (a) и фрактограммы: δ — вязкого разрушения ($V_{cs} = 72 \text{ м/ч}$); ϵ — хрупкого межзеренного скола ($V_{cs} = 110 \text{ м/ч}$), ×1010

вклад в предел текучести вносят: субструктурное $(\Delta \sigma_{e} \sim 318-356 \text{ МПа})$, дисперсионное $(\Delta \sigma_{a,y} \sim 253-295 \text{ МПа})$ и дислокационное $(\Delta \sigma_{a} \sim 157-180 \text{ МПа})$ упрочнения, рис. 6, *а*. При этом вклад такого типа структурной составляющей как бейнит нижний (Б_и) является максимальным, рис. 6, *б*.

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

Расчетные значения показателей вязкости разрушения K1c, оцениваемые по зависимости [9]: $K_{1c} = (2E\sigma_{0,2}\delta_k)^{1/2}$, где Е — модуль Юнга; $\sigma_{0,2}$ — расчетная величина упрочнения; δ_k — значения критического раскрытия трещины (согласно данным параметров субструктуры), а также сопоставление K_{1c} и σ_{T} показали следующее, рис. 7.

¹С сли при $V_{cB} = 72$ м/ч наибольший вклад в упрочнение металла ($\sum \sigma_{r}$) и повышение вязкости разрушения (K_{1c} , рис. 7, *a*, *б*) вносит субструктура, а это в основном субструктура бейнита нижнего (B_{μ}), то в случае увеличения скорости сварки до $V_{cB} = 110$ м/ч значительно (на 30 %) уменьшается показатель K_{1c} (рис. 7, *a*), что приводит к хрупкому внутризеренному разрушению, рис. 7, *в*. Последнее обусловлено преимущественным формированием структуры другого типа, а именно — верхнего бейнита (B_{B}) с соответствующим последнему неравномерным распределением плотности дислокаций (ρ).

Выполненные исследования тонкой структуры позволили также сделать оценки изменений уровня локальных внутренних напряжений ($\tau_{_{\pi/вн}}$ — зон зарождения и распространения трещин). Оценки



Рис. 8. Распределение локальных внутренних напряжений ($\tau_{_{BH}}$) в металле сварных швов в структурных зонах бейнита верхнего при $V_{_{CB}} = 110 \text{ м/ч}$ (*a*, *b*, ×20000) и бейнита нижнего при VcB = 72 м/ч (*b*, *c*, ×30000)

проводили по известной зависимости [3–5] $\tau_{_{BH}} = Gbh\rho/[\pi (1 - \nu)];$ где G — модуль сдвига; b — вектор Бюргерса; h — толщина фольги; ν — ко-эффициент Пуассона; ρ — плотность дислокаций.

В результате установлено, что максимальные значения $\tau_{\pi/BH} \sim 1900-2800 \text{ МПа} = (0,2-0,35) \tau_{\text{теор}}$ (от теоретической прочности) формируются при $V_{cB} =$ = 110 м/ч в местах протяженных дислокационных скоплений ($\rho = 1,5 \times 10^{11} \text{ см}^{-2}$), а именно — вдоль границ Б_в, что приводит к зарождению микротрещин в этих зонах и снижению трещиностойкости сварных соединений, рис. 8, *a*, *б*. А наиболее низкие значения τ_{BH} (порядка ~ 1500–1800 MPa) характерны для сварных соединений, полученных на режимах при $V_{cB} = 72 \text{ м/ч}$, чему способствует формирование в зоне сварки мелкозернистых и фрагментированных структур Б_н в сочетании с равномерным распределением дислокаций, рис. 8, *в*, *е*.

В итоге установлено, что оптимальные свойства прочности, пластичности и трещиностойкости сварных соединений высокопрочных сталей обеспечиваются в условиях скоростей сварки $V_{\rm cв} = 72 \text{ м/ч}$, что обусловлено формированием наиболее дисперсных структур — бейнита нижнего, мелкозернистого мартенсита отпущенного при отсутствии протяженных дислокационных скоплений — концентраторов локальных внутренних напряжений ($\tau_{n/ви}$).

Выводы

1. Комплексными исследованиями на всех структурных уровнях (от зеренного до дислокационного) изучено структурно — фазовое состояние основных зон сварных соединений (металла швов, ЗТВ) высокопрочной стали 14ХГН2МДАФБ, выполненных на различных режимах гибридной лазерно — дуговой сварки.

2. Показано, что с увеличением скорости сварки (от $V_{\rm cв} = 72$ м/ч до 110 м/ч) изменяется соотношение формирующихся в зонах сварки фазовых составляющих (бейнита нижнего, верхнего и мартенсита): уменьшается объемная доля нижнего бейнита (до 10–20 %), при превалировании объемной доли верхнего бейнита (60–70 %) и мартенсита (10–30 %). При $V_{\rm cв} = 110$ м/ч характерно наличие градиентов: по размерам структурных составляющих, микротвердости, а также по плотности дислокаций.

3. Сочетание исследований на различных структурных уровнях с аналитическими оценками механических свойств сварных соединений по зоне сварки позволило показать, что наибольший вклад в упрочнение металла ($\sum \sigma_{T}$) и повышение вязкости разрушения (K_{1c}) вносят: составляющие нижнего бейнита и формирование субструктуры при $V_{\rm cB} = 72$ м/ч. В случае увеличения скорости сварки до $V_{\rm cB} = 110$ м/ч значительное снижение (на 30 %) показателя $K_{\rm lc}$ (при некотором увеличении упрочнения металла на 10–15 %) обусловлено преимущественным формированием структур бейнита верхнего.

4. Оценками уровня локальных внутренних напряжений ($\tau_{_{\pi/BH}}$) с учетом распределения плотности дислокаций (ρ) в протяженных структурных зонах их концентрации показано: максимальные значения $\tau_{_{\pi/BH}} \sim 1900-2800$ МПа (0,2-0,35) $\tau_{_{теор}}$ формируются в условиях $V_{_{CB}} = 110$ м/ч вдоль границ реек бейнита верхнего, что приводит к хрупкому разрушению и снижению трещиностойкости сварных соединений.

5. Максимальные свойства прочности, пластичности и трещиностойкости обеспечиваются формированием структур бейнита нижнего, мартенсита отпущенного (мелкозернистого) и равномерным распределением дислокаций при отсутствии протяженных дислокационных скоплений — концентраторов локальных внутренних напряжений (т_{л/ви}).

- 1. 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, Т.А. Алексеенко // Автомат. сварка. — 2009. — № 7. — С. 21–29.
- 2. Влияние легирования швов на структуру и свойства сварных соединений стали 17Х2М / Л.И. Маркашова, В.Д. Позняков, Т.А. Алексеенко, Е.Н. Бердникова, С.Л. Жданов, О.С. Кушнарева, А.А. Максименко // Там же. — 2011. — № 4. — С. 7–15.
- 3. Влияние структурных факторов на механические свойства и трещиностойкость сварных соединений металлов, сплавов, композиционных материалов / Л.И. Маркашова, В.Д. Позняков, Е.Н. Бердникова, А.А. Гайворонский, Т.А. Алексеенко // Там же. 2014. № 6/7. С. 25–31.
- 4. *Estimation* of the strength and crack resistance of the metal of railway wheels after long-term operation / L.I. Markashova, V.D. Poznyakov, A.A. Gaivoronskii, E. N. Berdnikova, T.A. Alekseenko // Materials Science. 2012. **47**, № 6. P. 799–806.
- 5. Структурно-фазовое состояние и механические свойства поверхностных слоев стали 38ХНЗМФА, формирующихся в условиях лазерного и лазерно-плазменного легирования / Л.И. Маркашова, В.Д. Шелягин, О.С. Кушнарева, Е.Н. Бердникова, А.В. Бернацкий // «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах»: Сб. докладов седьмой международной конференции, 15–19 сентября 2014 г., Одесса, ИЭС им. Е.О. Патона НАНУ, Киев, 2014. — С. 43–47.
- Конрад Х. Модель деформационного упрочнения для объяснения влияния величины зерна на напряжение течения металлов / Х. Конрад // Сверхмелкое зерно в металлах. Под ред. Л.К. Гордиенко. — Москва: Металлургия, 1973. — С. 206–217.
- 7. *Petch N.J.* The Cleavage Strength of Polycrystals / N.J. Petch // Journal of the Iron and Steel Institute. 1953. **174**, № 1. P. 25–28.
- Келли А. Дисперсное твердение / А. Келли, Р. Николсон. — Москва: Металлургия, 1966. — 187 с.
- Романив О.Н. Вязкость разрушения конструкционных сталей / О.Н. Романив. — Москва: Металлургия, 1979. — 176 с.

ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ И СЕНСИБИЛИЗАЦИИ ПРИ ЛАЗЕРНОЙ СВАРКЕ ТРУБ ИЗ НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЕЙ

О.В. МАХНЕНКО, А.Ф. МУЖИЧЕНКО

Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины, Киев, Украина

В настоящее время в мире различными исследовательскими организациями ведутся разработки новых хромистых нержавеющих сталей с повышенными характеристиками длительной прочности применительно к элементам оборудования перспективных теплоэлектростанций, которые будут работать на сверхкритичных режимах теплоносителя до 650 °C. Одним из перспективных направлений является разработка сталей мартенситного класса с содержанием хрома на уровне 12 % (рис. 1) и других легирующих элементов (W, Co, B) для обеспечения длительной прочности на уровне 100 МПа за 100 000 часов, высокой окалиностойкости и низкой склонности к сенсибилизации. Элементы оборудования, изготовленные из новой стали, должны соединяться по технологии сварки, образуя надежные неразьемные соединения.

Одним из таких элементов оборудования теплоэлектростанций являются пароперегреватели, в состав которых входят теплообменные трубки с характерным размером Ø 42×7 мм. Трубки соединяются с помощью сварных кольцевых соединений. В случае применения 12 % хромистой нержавеющей стали существует опасность холодного растрескивания в зоне сварных соединений в связи с образованием в ЗТВ труб не отпущенных закалочных микроструктур (мартенсита) и высоких остаточных растягивающих напряжений. С целью анализа влияния технологии сварки на склонность к образованию холодных трещин проведено исследование напряженно-деформированного состояния в зоне сварных соединений труб паронагревателя с помощью методов математического моделирования. Рассмотрены различные процессы сварки, а именно, дуговая и лазерная технологии.

Для прогнозирования температурных циклов, объемной доли мартенсита, временных и остаточных напряжений в многопроходном сварном соединении были использованы конечно-элементная модель объемного источника нагрева и методы неизотермического деформирования материала, ассоциированные с условием текучести Мизеса. Моделирование основано на отслеживании кинетики формирования и развития пластических деформаций и напряжений в сварном соединении при нагреве и охлаждении каждого прохода шва. Учитывались микроструктурные преобразования в зоне сварки, которые вызывают объем-





© О.В. МАХНЕНКО, А.Ф. МУЖИЧЕНКО, 2015



Рис. 2. V-образная разделка кромок (сварочный процесс SMAW) и предполагаемая конфигурации сварных проходов для кольцевых соединений трубок

Таблица 1. Химический состав (%) основного и присадочного материалов

Материал	С	Si	Mn	Mo	V	Cr	Ni	W	Co	N	В	Nb
Основной материал	0,06	0,31	0,21	-	-	12,1	0,19	2,7	3,5	0,08-0,2	0,007	-
Электрод Thermanit MTS616	0,11	0,2	0,6	0,5	0,2	8,8	0,7	1,6	-	0,05	-	0,04

ные эффекты и влияют на физико-механические свойства материала. Допущение о быстродвижущимся источнике сварочного нагрева позволило развить 2D модель для многопроходной сварки кольцевого соединения труб, использование которой не требует длительного времени на расчет варианта сварки. Сравнение результатов 2D и 3D моделей для случая стыковой кольцевой четырех проходной сварки разнородного соединения труб размера Ø 42×7 мм с одной V-разделкой кромок продемонстрировало достаточно хорошее согласование [2]. Использование 2D модели для многопроходной сварки кольцевого соединения труб не требует длительного времени расчета, позволяет за короткое время просчитать достаточное количество вариантов технологии сварки с целью определения чувствительности сварного металла к образованию холодных трещин при сварке.

Геометрия сварного соединения, материалы и режимы сварки. Сварка труб в пароперегреватели должна выполняться в случае дугового процесса с V-образной разделкой кромок и заполнением 4 сварочными проходами (рис. 2). Возможно использовать электроды типа Thermanit MTS616 диаметром 3,0 мм и следующие режимы сварки: 1-й проход I = 75-85 A, U = 24 B, $V \approx 1,8$ мм/с, эффективный коэффициент $\eta \approx 0,5$, погонная энергия $Q_{\Pi} = 500$ Дж/мм; 2–4 проходы I = 85-90 A, U = 24 B, $V \approx 2,6$ мм/с, $\eta \approx 0,5$, $Q_{\Pi} = 400$ Дж/мм.

В случае лазерной технологии сварки кольцевые соединения труб с толщиной стенок 7 мм принято выполнять без разделки кромок за один проход. Возможный режим лазерной сварки: погонная энергия $Q_{\Pi} = 1500 \text{ Дж/мм}, V \approx 16,6 \text{ мм/c}.$

Химический состав, механические и термические свойства для основного и присадочного материалов представлены в табл. 1, 2.

Математическая модель. Для прогнозирования температурных циклов, кинетики микроструктурных превращений, остаточных сварочных деформаций и напряжений в многопроходном кольцевом сварном соединении использовались численные методы и конечно-элементного анализа. Моделирование основано на прослеживании кинетики формирования и развития пластических деформаций и напряжений в сварной конструкции при нагреве и охлаждении каждого сварочного прохода. Неизотермические деформации матери-

Таблица 2. Механические и теплофизические свойства материалов (основной материал 12 % Cr сталь)

<i>T</i> , °C	<i>Е</i> , МПа	α, 10 ⁻⁶ 1/K	λ, Дж/см с К	с, Дж/см ^{3.} К
20	215404	12,1	0,18	3,53
100	211697	12,1	0,19	3,75
200	205591	12,4	0,20	4,02
300	197750	12,8	0,22	4,32
400	188169	13,1	0,23	4,68
500	177028	13,5	0,24	5,15
600	164580	13,9	0,25	6,09
700	154030	13,0	0,27	6,00
800	131900	12,1	0,29	5,20
900	120604	11,1	0,31	4,64
1000	111687	12,5	0,32	4,75
1100	102607	13,6	0,33	4,90
1400	34172	17,5	0,36	9,50
1500	0	24,1	0,35	5,64

ала ассоциированы условием текучести Мизеса. Учитывались также микроструктурные преобразования, которые вызывают объемные эффекты и изменение физико-механических свойств материала в зоне сварного соединения.

Источник тепла при дуговой сварке моделируется следующим образом. Погонная энергия сварки

$$q_{\vec{i}} = \eta_{\hat{e}} \frac{UI}{v},\tag{1}$$

где η_{μ} — эффективность нагрева; *U* — напряжение, В; *I* — сварочный ток, A; *v* — скорость сварки, мм/с.

Часть эффективной мощности $q_{3\phi} = \eta_{\mu} UI$ затрачивается на плавление присадочного металла. Расходуемая мощность на плавление

$$q_{\mathrm{s}\Phi}^{(1)} = \frac{\delta d_{\mathrm{s}}^2}{4} \Big(c\gamma 1, 25T_{\mathrm{IIJ}} + g_{\mathrm{CK}} \Big) v_{\mathrm{s}}, \qquad (2)$$

где d_{3} — диаметр электрода, мм; v_{3} — скорость подачи присадочной проволоки, мм/с; $c\gamma$ — объемная теплоемкость присадочной проволоки, Дж/(мм^{3.°}C; T_{nn} — ее температура плавления, °C; q_{ck} — скрытая теплота плавления на единицу объема, Дж/мм³.

Тепловая мощность $q = {}^{(1)}_{_{9}\phi}$ вводится с присадочным металлом, заполняющим зазор сварного соединения и образующим усиление от прорезного шва.

Остальная мощность

$$q_{\mathrm{s}\mathrm{b}}^{(2)} = q_{\mathrm{s}\mathrm{b}} - q_{\mathrm{s}\mathrm{b}}^{(1)} \tag{3}$$

традиционно распределяется по закону Гаусса по поверхности и глубине нагреваемого металла, т.е. в цилиндрической системе координат (r, β, z) во время движения дугового сварочного источника тепла с координатами z(t), r(t), $\beta(t)$ выделение тепла в произвольной точке (r, β, z) в момент времени t, описывается уравнением



$$W(r, \beta, z, t) = W0(t)\exp[-Kr(r-r)2 - K_{\beta}(\beta - \beta^{*})2 - K_{z}(z - z^{*})2],$$
(4)

где $W_0(t)$ — тепловая мощность в точке $r = r^*, \beta = \beta^*, z = z^*; K_r, K_\beta, K_z$ — коэффициенты концентрации нагрева в направлениях r, β, z (рис. 3).

Между K_r , K_{β} , K_z и соответственно размерами d_r , d_{β} , d_z эффективного пятна нагрева существует связь $Kj = \frac{d^2}{4} = 3,0$, i.e. $d_j = \frac{3,46}{\sqrt{K_j}}$ [3]. $W_0(t)$ может быть описан в терминах эффектив-

 $W_0(t)$ может быть описан в терминах эффективного источника теплоты $q_{ef}(t) = \eta I U$, интегрируя (1) по координатам r, z, β в зоне нагрева. Например, если источник движется по поверхности цилиндра (трубы), то получим:

$$W_{0}(t) = \frac{2q_{\rm ef}(t)}{\sqrt{K_{z}} \cdot \sqrt{K_{\beta}} \cdot \sqrt{K_{r}}},$$
(5)

В случае лазерной сварки без присадочного материала $q_{_{3}\varphi}^{(1)}=0$ и $q_{_{3}\varphi}^{(2)}=q_{_{3}\varphi}$ Изменения объема, вызванные изменением

Изменения объема, вызванные изменением температурного поля, условно делят на зависящие от температурного расширения, и вызванные микроструктурными преобразованиями [4]. Изменения объема, зависящие от температуры в любой точке (r, β, z) :

$$\varphi = \alpha(T)(T - T_0), \tag{6}$$

где φ — коэффициент теплового расширения; α — коэффициент относительного теплового удлинения; $(T_0 - T)$ — температурное изменение.

Объемные изменения в любой точке (r, β, z) вызванные микроструктурными преобразованиями в диапазоне температур $(T_0 - T)$ [5]:

$$3\varphi = \frac{\sum V_{j}(T,t)\gamma_{j}(T) - \sum V_{j}(T_{0})\gamma_{j}(T_{0})}{\sum V_{j}(T_{0})\gamma_{j}(T_{0})},$$
(7)

где $V_j(T, t)$ — относительная доля *j*-той фазы; $\gamma_j(T)$ — объем единицы массы *j*-той фазы при температуре *T*.

Высокие значения температурного градиента во время сварки и сильные неравномерности в распределении функции объемных эффектов $\varphi(r, \beta, z, t)$ являются причинами возникновения деформаций, как упругих так и пластических.

$$\varepsilon_{ij} = \varepsilon_{ij}^e + \varepsilon_{ij}^p + \varepsilon_{ij}^c, \qquad (8)$$

где «*e*» индекс соответствует упругой деформации; «*p*» — мгновенная деформация пластичности; «*c*» диффузионная пластичность или ползучесть.

Конечные приращение тензора деформаций $\Delta \varepsilon_{ij}$ в диапазоне времени от $(t - \Delta t)$ to t, где Δt это шаг отслеживания, который достаточно мал:

$$\begin{split} \Delta \varepsilon_{ij} &= \psi \Big(\sigma_{ij} - \delta_{ij} \sigma \Big) + \delta_{ij} \left(K \sigma + \varphi \right) - b_{ij}, \\ & (i, j = r, \beta, z); \\ \psi &= \frac{1}{2G} + \Delta \lambda + \Delta t \Omega \Big(T, \sigma_{eq} \Big), \end{split} \tag{9} \\ b_{ij} &= \left[\frac{\sigma_{ij} - \delta_{ij} \sigma}{2G} + \delta_{ij} \left(K \sigma \right) \right]_{t - \Delta y} - \delta_{ij} \Delta \varphi. \end{split}$$

где σ_{ij} — тензор напряжений; σ — среднее давление; σ_{eq} — эквивалентное напряжение; $\delta_{E^{ij}}$ — единичный тензор; $K = \frac{1-2\nu}{E}$; $G = \frac{E^{ij}}{2(1+\nu)}$; E — Модуль Юнга; ν — Коэффициент Пуассона; $\Delta\lambda$ — скалярная функция; $\Omega(T, \sigma_{eq})$ — функция ползучести.

Структура уравнения непрерывности (6) формально соответствует уравнению непрерывности теории упругости с переменными параметрами упругости (ψ вместо of 1/2*G*), и дополнительные деформации b_{ij} , значения которых известно по решению на предыдущем шаге ($t - \Delta t$) и температурное поле в момент времени t и ($t - \Delta t$).

Хотя сварка кольцевого соединения представляет собой трехмерный процесс, на практике часто достаточно исследовать сварку труб с использованием осесимметричной модели. Использование допущения «быстродвижущегося источника» сварочного нагрева и условия «плоской деформаций» позволяет применить 2D модель для многопроходной сварки. Результаты расчета справедливы для средней части сварного шва без учета концевых эффектов.

На основе математического описания физических моделей были разработаны соответствующие 2D математические модели для дуговой



Рис. 4. Зависимость предела текучести от температуры и микроструктурного состояния: $I - V_m = 1,0$ мартенсит основного материала 12 % Сг стали; $2 - V_m = 1,0$ мартенсит присадочного материала Thermanit MTS616; $3 - V_a = 1,0$ аустенит основного материала 12 % Сг стали; $4 - V_a = 1,0$ аустенит присадочного материала Тhermanit MTS616

Таблица 3. Механические и теплофизические свойства присадочного материала Thermanit MTS616

<i>T</i> , °C	<i>Е</i> , МПа	α, 10 ⁻⁶ 1/K	λ, Дж/см с К	<i>с</i> , Дж/см ^{3.} К
20	216524	12,18	0,18	3,48
100	212940,4	12,54	0,19	3,71
200	206910,3	12,90	0,21	4,00
300	198999,6	13,26	0,23	4,32
400	189204,2	13,62	0,24	4,71
500	177718,7	13,97	0,26	5,22
600	164822,7	14,51	0,26	6,26
700	150718,3	12,15	0,27	7,77
800	133642,4	11,04	0,27	8,85
900	120840,7	12,42	0,28	4,71
1000	81289,41	14,58	0,29	4,84
1100	59530,96	15,58	0,31	4,92
1200	92831,18	16,89	0,32	5,71
1300	81289,41	24,33	0,33	6,48
1400	59530,96	12,18	0,34	106,73
1500	0,004859	12,54	0,33	5,74



Рис. 5. КЭ 2D осесимметричные модели для кольцевого стыкового соединения труб: *а* — дуговая 4-х проходная сварка с V-образной разделкой кромок; *б* — однопроходная лазерная сварка без разделки кромок



Рис. 6. Сравнение результатов численного моделирования распределения окружных остаточных напряжений $\sigma_{\beta\beta}$ при дуговой 4-х проходной сварке и однопроходной лазерной: *а* — многопроходная дуговая сварки; *б* — лазерная сварка

многопроходной и лазерной сварки. Модели были дополнены теплофизическими и механических свойствами основного материала — новой 12 % Сг стали и присадочного материала — электроды типа Thermanit MTS616 (табл. 2, 3, рис. 2, 4).

Сетка КЭ для 2D модели состоит из четырех-узловых двухмерных элементов с минимальным размером 0,25 мм в зоне сварного шва (рис. 5). Для уменьшения количества элементов в 3D модели КЭ разбивка осуществляется на элементы размером 0,25 мм в зоне сварного шва и в 3TB 12 % Сг стали.

Анализ результатов. Сравнение результатов численных расчетов распределения остаточных напряжений, полученных на 2D осесимметричных моделях для случая четырехпроходной дуговой сварки с V-образной разделкой кромок и лазерной сварки встык труб из 12 % Сг стали показывает существенное различие.

Окружные остаточные напряжения в случае лазерной сварки (рис. 6, рис. 7) имеют значительно более узкую зону распределения, и по максимальной величине не превышают остаточных напряжений от дуговой сварки. В зоне плавления и



Рис. 7. Сравнение результатов численного моделирования распределения круговых остаточных напряжений при дуговой 4-х проходной сварке и однопроходной лазерной: a - a по толщине трубы в районе оси шва; $\delta - m$ на внутренней поверхности трубы; s - m на наружной поверхности трубы

ЗТВ, где материал сварного соединения имеет неотпущенную мартенситную микроструктуру, образуются сжимающие напряжения до –700 МПа в случае дуговой сварки и до –500 МПа в случае лазерной. За пределами ЗТВ образуются высокие растягивающие напряжения до 1000 МПа, которые уравновешивают сжимающие напряжения, как для лазерной, так и для дуговой сварки. Ширина зоны растягивающих окружных остаточных напряжений в трубе в случае дуговой сварки достаточно значительная, сравнима с толщиной трубки 7 мм и расположена в основном на внутренней поверхности, а для лазерной сварки получены две зоны растягивающих окружных напряжений шириной до 2,5 мм каждая.

Несмотря на мартенситные преобразования в 12 % Сг стали на стадии охлаждения, осевые остаточные сварочные напряжения на рис. 8, 9 для дуговой и лазерной сварки имеют типовое распределение, которое характеризуется растягивающими



Рис. 8. Сравнение результатов численного моделирования распределения осевых остаточных напряжений σ_{zz} при дуговой 4-х проходной сварке и однопроходной лазерной: *а* — многопроходная дуговая сварки; *б* — лазерная сварка

напряжениями на внутренней поверхности трубы до 500-800 МПа и соответственно сжимающими напряжениями на наружной поверхности. Зоны растягивающих осевых напряжений в случае дуговой сварки и лазерной сваркой близкие по ширине (14 и 17 мм соответственно).

Радиальная компонента остаточных напряжений вследствие малой толщины характеризуется значительно низкими значениями по величине в сравнении с окружными и осевыми напряжениями.

Анализ степени сенсибилизации металла сварного соединения. Как известно, сенсибилизация — это образование карбидов хрома на границах зерен в нержавеющей стали, что приводит к снижению процентного содержания хрома в прилегающих регионах. Сенсибилизация проис-



Рис. 9. Сравнение результатов численного моделирования распределения осевых остаточных напряжений при дуговой 4-х проходной сварке и однопроходной лазерной: a — а по толщине трубы в районе оси шва; δ — на внутренней поверхности трубы; e — на наружной поверхности трубы

ходит при длительном нахождении в интервале температур 400–850 °С при нагревании или охлаждении. В сенсибилизированном состоянии, материал исключительно уязвим к межкристаллитной коррозии в условиях окислительных и высокотемпературных водных сред. Развитие сенсибилизированной микроструктуры зависит от скорости образования карбидов кремния и кинетики диффузии хрома. Степень сенсибилизации может зависеть от таких параметров, как химический состав стали, размер зерна, микроструктура и скорость изменения температуры.

В настоящее время оценка приобретаемой сенсибилизации конструкций из нержавеющих хромо-никелевых сплавов в основном производится на основе температурно-временных диаграмм сенсибилизации (TTS-диаграммы), типа приведенных на рис. 10, т.е. по результатам экспериментов на образцах при постоянной температуре, что существенно ограничивает применение таких диаграмм в случаях нестационарного нагрева.



Рис. 10. Схема расчета по изотермической диаграмме сенсибилизации (TTS)

Проблема образования карбидов на границах зерен для многих случаев однопроходной сварки не создают серьезных проблем для околошовной зоны. Однако при многопроходной сварке наложение кривых термических циклов для конкретных точек околошовной зоны на соответствующие температурно-временные диаграммы сенсибилизации, содержащие «*c*» — кривые для стали соответствующего состава (рис. 10), показывает, что в околошовной зоне происходит накопление условий для образования карбидов хрома по границам зерен за счет диффузии углерода.

Известна методика использования «с»-образных кривых температурно-временных диаграмм для количественной оценки степени сенсибилизации ЗТВ при сварочном нагреве на основе знания соответствующих термических циклов *T*(*t*) [5, 6]. Суть этой методики основана на следующих посылках:

• «*c*»-образная кривая T(t) температурно-временной диаграммы определяет для стали данного состава физические изменения (например, количество образованных карбидов хрома по границам зерен), при котором риск появления межкристаллитных стресс-коррозионных трещин в условиях эксплуатации близок к 100 %, т.е. степень сенсибилизации $\chi = 1,0$ в точках данной кривой, $t_c(T)$ время выдержки образца при температуре T;

• за время выдержки *t* процесс накопления сенсибилизации примерно равномерный во времени, т.е.

$$\frac{d\chi}{dt} \approx \frac{1}{t_C}$$

• соответственно за время dt' термического цикла при температуре T



Рис. 11. TTS-диаграмма для стали AISI 422 [9]

$$d\chi(T) = \frac{dt'}{t_C(T)};$$

• сенсибилизации вдоль кривой термического цикла, начиная от t = 0 до $t = t_{\mu}$

$$\chi(t) = \int_{0}^{t_{k}} \frac{dt}{t_{C}(T)} \approx \sum_{0}^{t_{k}} \frac{\Delta t}{t_{C}(T)}.$$

(в случае превышения температуры аустенизации при повторном нагреве предыдущая история сенсибилизации обнуляется).

Рассмотрим сталь AISI 422 мартенситного класса с 12 % содержанием хрома (табл. 4), для которой имеется экспериментальная температурно-временная диаграмма сенсибилизации (рис. 11) [7]. Сенсибилизация при многопроходной сварке может привести к межкристаллитной коррозии при эксплуатации в коррозионной среде. По изложенному алгоритму была выполнена расчетная оценка степени сенсибилизации металла кольцевого сварного соединения труб из стали 422 при четырех проходной дуговой сварке и лазерной сварке, выполненных по вышеописанным технологиям. Результаты расчета представлены на рис. 12. При дуговой сварке сенсибилизация в некоторых областях достигает 40 % от максимальной, при лазерной сварке отсутствует вообще.

Таблица 4. Химический состав нержавеющей стали AISI 422

С	Mn	Р	S	Si	Ni	Cr	V	W	Mo	N
0.23	0.68	0.019	0 018	0.36	0.69	11.71	0.26	0.93	0.94	0034

Выводы

1. Для лазерной и многопроходной дуговой сварки кольцевого сварного соединения труб с внешним диаметром 42 мм и толщиной стенки 7 мм из 12 % Сг стали разработаны математические 2D модели на основе методов термопластичности и метода КЭ для численного прогнозирования остаточных напряжений и степени сенсибилизации материала.

2. Сравнение результатов численных расчетов, полученных на 2D осесимметричных моделях для случая четырехпроходной дуговой сварки с V-образной разделкой кромок и лазерной сварки встык труб из 12 % Сг стали показывает существенное различие распределения окружных остаточных напряжений. Ширина зоны растягивающих окружных остаточных напряжений величиной до 1000 МПа расположена в трубе в основном на внутренней поверхности и в случае дуговой сварки — достаточно значительная, сравнима с толщиной трубки 7 мм, а для лазерной сварки получены две локальные зоны растягивающих окружных напряжений шириной до 2,5 мм каждая. Зоны растягивающих осевых напряжений до 500-800 МПа в случае дуговой сварки и лазерной сваркой близкие по ширине (14 и 17 мм соответственно). Высокие растягивающие остаточные напряжения на внутренней поверхности сварных соединений труб могут способствовать образованию холодных трещин, учитывая мартенситную микроструктуру металла, а также развитию коррозионных трещин в случае возможной значительной сенсибилизации материала в результате сварочного нагрева.

3. По алгоритму, учитывающему интегральную характеристику времени нахождения точек сварного соединения в зоне критических температур, была выполнена расчетная оценка степени сенсибилизации металла кольцевого сварного соединения труб из стали AISI 422 с 12 % содержанием Сг, имеющей склонность к сенсибилизации, при четырехпроходной дуговой и лазерной сварке, выполненных по вышеописанным технологиям. При дуговой сварке сенсибилизация в некоторых областях достигает 40 % от максимальной, при лазерной сварке отсутствует. Таким образом, выбор процесса сварки может существенно влиять на коррозионную стойкость сварного узла.

4. Проведенное исследование показало, что математическое моделирование различных физико-химических процессов при сварке является эффек-



Рис. 12. Сравнение расчетов степени сенсибилизации χ для 4-х проходной дуговой (*a*) и лазерной сварки (*б*)

тивным инструментом при отработке технологии сварки современных сложнолегированных сталей.

- Marco Boniardi e Andrea Casaroli, Stainless steels, Politecnico di Milano Dipartimento di mecanica, 2014, Lucefin S.p.A. I-25040 Esine (Brescia) Italy. — P. 233.
- 2. Моделирование напряженно-деформированного состояния при сварке кольцевых разнородных соединений труб из 12 % хромистой стали мартенситного класса / О.В. Махненко, Е.А. Великоиваненко, Г.Ф. Розынка, А.Ф. Мужиченко // Сб. тр. седьмой Международной конф. «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах», 15–19 сентября 2014 г., Одесса, Украина. С. 48–53.
- Рыкалин Н.Н. Расчеты тепловых процессов при сварке / Н.Н. Рыкалин. — М.: Машгиз. — 1951. — 296 с.
- 4. *Numerical Methods* for the Prediction of Welding Stress and Distortions / V.I. Makhnenko, E.A. Velikoivanenko, V.E. Pochinok et al. // Welding and Surfacing Reviews. — 1999. — Vol. 13, Part 1. — 146 p.
- 5. Махненко В.И., Козлитина С.С., Дзюбак Л.И., Кравец В.П. Риск образования карбидов и σ-фазы при сварке высоколегированных хромоникелевых сталей // Автомат. сварка. — 2010. — № 12. — С. 9–12.
- Dayal R.K., Gnanamoorthy J.B. Technical Note: Predicting Extent of Sensitization During Continuous Cooling from TTS Diagram // Corrosion. — 1980. — Vol. 36, № 2. — P. 104–106.
- Westgren R.C., Dulis E.J. Effects of austrolling on the properties of crucible 422 stainless steel pp // Advances in the Technology of Stainless Steels and Related Alloys. ASTM Special Technical Publ. No. 369, 355 S., zahlr. Abb. und Tab. 1965 American Society for Testing and Materials, Philadelphia. — P. 8–16.

СРАВНЕНИЕ ПРОЧНОСТИ ХОРИОРЕТИНАЛЬНОГО СОЕДИНЕНИЯ В ДИНАМИКЕ ПОСЛЕ ВОЗДЕЙСТВИЯ РАЗЛИЧНЫХ РЕЖИМОВ ВЫСОКОЧАСТОТНОЙ ЭЛЕКТРОСВАРКИ БИОЛОГИЧЕСКИХ ТКАНЕЙ И ЭНДОЛАЗЕРНОЙ КОАГУЛЯЦИЕЙ (810 нм) (Экспериментальное исследование)

Н.В. ПАСЕЧНИКОВА, В.А. НАУМЕНКО, Н.Н. УМАНЕЦ, Р.Э. НАЗАРЕТЯН ГУ «Институт глазных болезней и тканевой терапии им. В.П. Филатова АМН Украины, Одесса

Прочность хориоретинального соединения является важным фактором определяющим исход операции по поводу регматогенной отслойки сетчатки. В процессе проведения трансциллиарной витрэктомии при отслойке сетчатки для ретинопексии используется эндолазерная коагуляция, после чего полость стекловидного тела заполняется тампонирующим веществом (фторсодержащей газо-воздушной смесью или силиконовым маслом). Временная тампонада витреальной полости является обязательным этапом операции, поскольку формирование прочного хориоретинального соединения после лазерной коагуляции происходит на протяжении 2-3 недель [1]. В нашем случае термин «хориоретинальное соединение» объединяет понятия (1) адгезии — прилипание сетчатки к сосудистой оболочке непосредственно после воздействия одним из факторов, и (2) рубцевания — процесс формирования хориоретинального сращения (рубца) в зоне термического воздействия.

Точное количественное определение прочности хориоретинального соединения и его характера в экспериментах провели ряд авторов путем измерения усилия, необходимого для отрыва сетчатки от сосудистой оболочки.

Так, Н. Zauberman изучал прочность хориоретинального соединения после криоретинопексии, лазерной и диатермокоагуляции на кошачьих глазах. В результате экспериментального исследования было установлено, что степень адгезии сетчатки к пигментному эпителию после ретинопексии любым способом намного ниже (в 1,5–2 раза), чем между интактными оболочками в первые 2 дня после воздействия, что связано с наличием хориоретинального отека и клеточной инфильтрацией. Прочностные свойства хориоретинального соединения в зоне воздействия постепенно повышаются и к 7 дню достоверно не отличаются от адгезии между интактными сетчатой и сосудистой оболочками. В сроки от 1 до 3-х недель после воздействия прочность хориоретинального соединения становится максимальной и превышает значения нормы в 2–3 раза [2].

В другом исследовании М. Кіta измерял прочность хориоретинального соединения in vivo в сроки от 1 дня до 6 месяцев после ретинопексии вышеуказанными методами. Так фотокоагуляция и диатермия повышали прочность хориоретинальной адгезии за 24 часа до 128 % по сравнению с контролем. Криоретинопексия снижала адгезию в первую неделю, но затем вызывала такое же по прочности хориоретинальное соединение как предыдущие два метода. В сроки от 2 недель до 6 месяцев в условиях описанных авторами, прочность хориоретинального соединения была выше после диатермии (279 %), чем после криопексии (214 %) или фотокоагуляции (220 %) [3].

Yoon Y.H. и Marmor M.F. провели ряд исследований чтобы выяснить насколько быстро лазерная коагуляция излучением 810 нм формирует хориоретинальное соединение и заключили, что после коагуляции интактной сетчатки прочность соединения снижается до 50 % через 8 часов после операции, повышается до нормальной через 24 часа и становилась вдвое выше нормы между третьим днем и четвертой неделей. Лазерная коагуляция на прилегшей сетчатке дала похожие результаты, однако максимальная прочность хориоретинального соединения наблюдалась на второй неделе [4].

В связи с вышеизложенным, актуальным является поиск альтернативных способов ретинопексии, которые позволят достичь прочного хориоретинального соединения непосредственно после воздействия. Основываясь на наших предварительных экспериментальных данных, высокочастотная электросварка биологических тканей
(модифицированный генератор ЕК 300М1) может применяться для ретинопексии [5, 6], однако точное количественное определение прочности хориоретинального соединения после использования данного метода остается не изученным.

Цель. В эксперименте изучить прочность хориоретинального соединения в динамике после воздействия различных режимов высокочастотной электросварки биологических тканей по сравнению с эндолазерной коагуляцией (810 нм).

Материалы и методы. Экспериментальное исследование выполнялось на 52 кроликах (104 глаза) породы Шиншила возрастом 5–7 месяцев и массой 2,5–3,5 кг. Все экспериментальные животные находились в стандартных условиях вивария на одинаковом рационе питания.

Общий наркоз экспериментальным животным выполнялся путем внутривенного введения 10 % тиопентала натрия в дозе 1 мл/кг. После фиксации в специальном станке и обработки операционного поля с соблюдением всех правил асептики и антисептики производилась ретробульбарная анестезия 2 % раствором лидокаина гидрохлорида — 2,0 мл. Мидриаз достигался путем инстилляций в конъюнктивальный мешок 1 % тропикамида. После круговой коньюнктивотомии по лимбу выполнялись склеротомии на 10 и 2 ч на правых глазах, и на 4 и 8 часах на левых глазах. Для устранения рефракционных аберраций на роговицу кролика устанавливалась плоская контактная линза.

Затем в первой группе животных (16 кроликов (32 глаза)) в витреальную полость вводились осветитель и монополярный сварочный зонд. 8 сварочных аппликаций наносились на уровне медуллярного пучка с темпоральной и назальной стороны в два ряда, отступя от края диска зрительного нерва (ДЗН) 3–4 мм. Использовали пороговые параметры для высокочастотной электросварки биологических тканей (ВЭБТ) сетчатки с подлежащими тканями, установленные в нашем предыдущем исследовании (напряжение — 14–16 В, сила тока до 0,1 А, экспозиция 1–2 с, частота 66 кГц) [6].

Во второй группе экспериментальных животных (16 кроликов (32 глаза)) также выполнялась ВЭБТ монополярным зондом. В отличие от второй группы животных, ретинопексия выполнялась при уровне напряжения 18–20 В. Остальные параметры не отличались от таковых в первой группе.

В третьей группе экспериментальных животных (16 кроликов (32 глаза)) хориоретинальное соединение формировалось при помощи эндоокулярного зонда лазерным излучением с длиной волны 810 нм (E = 200-300 мВт, t = 250 мс). 12 лазерных аппликаций наносились на уровне медуллярного пучка с темпоральной и назальной стороны в два ряда, отступя от края ДЗН 3–4 мм. В контрольную группу вошло 4 кролика (4 глаза), у которых измерялась прочность хриоретинальной адгезии между интактными сетчаткой и сосудистой оболочкой.

Витрэктомия экспериментальным животным не выполнялась.

Кролики опытных групп выводись из эксперимента методом воздушной эмболии в течение 1 часа после эксперимента, через 3 дня, 1 неделю и через 1 месяц по 4 кролика на каждый срок наблюдения. Производилась энуклеация глазных яблок. Выделялся фрагмент оболочек глаза в виде полоски шириной 4мм, состоящей из склеры, сосудистой оболочки и сетчатки таким образом, что бы ДЗН располагался по центру фрагмента. Затем исследуемый фрагмент оболочек глазного яблока фиксировался к электронным весам со стороны склеры, сетчатка отсекалась с двух сторон от ДЗН с последующим наложением шовной лигатуры (шелк 10-0). Другой конец шва фиксировался к специально разработанной нами установке для исследования прочности хориоретинального соединения, создающей постоянную тракцию за счет роторного механизма. Необходимо отметить, что скорость вращения роторного механизма и вектор тракции не отличались в исследуемых группах. Для оценки прочности хориоретинального соединения при помощи электронных весов определяли усилие на отрыв сетчатки от сосудистой оболочки (мг) в контрольной группе, после воздействия лазерного излучения и ВЭБТ в различные сроки. Данные представлены в виде среднего значения и среднеквадратического отклонения.

Результаты. В начале нашего исследования мы оценили степень хориоретинальной адгезии между интактными оболочками у животных контрольной группы. Усилие на отрыв сетчатой оболочки от хориоидеи с темпоральной стороны от ДЗН составило в среднем (104 ± 10) мг, а с назальной — (105 ± 12) мг (p = 0,983). Учитывая отсутствие достоверной разницы в прочности хориоретинальной адгезии с темпоральной либо с назальной стороны от ДЗН, в дальнейшем данные оценивались в не зависимости от локализации воздействия.

В последующем мы исследовали усилие на отрыв сетчатки от сосудистой оболочки через 1 час после воздействия ВЭБТ и эндолазерной коагуляции (810 нм) (рис. 1).

Как видно из данных, представленных на рисунке 1 через 1 час после воздействия ВЭБТ напряжением 14–16 В усилие на отрыв сетчатки от сосудистой оболочки в среднем составило ($212\pm26,6$) мг, что достоверно выше по сравнению с контролем и другими опытными группами (p = 0,000). Необходимо отметить, что после воздействия ВЭБТ напряже-



Рис. 1. Прочность хориоретинального соединения после ВЭБТ напряженим 14–16 В (сварка 1), напряженим 18–20 В (сварка 2) и эндолазерной коагуляции (810 нм) через 1 час после воздействия по сравнению с контрольной группой

нием 18–20 В усилие на отрыв сетчатки составило $(122\pm16,1)$ мг, что также достоверно выше по сравнению с контрольной группой (p = 0,024). После лазерной коагуляции усилие на отрыв сетчатки составило в среднем (114±14,0) мг, что достоверно не отличалось от контроля.

При исследовании прочности хориоретинального соединения через 3 дня (рис. 2) после воздействия ВЭБТ и эндолазерной коагуляции (810 нм) усилие на отрыв сетчатки от сосудистой оболочки повысилось во всех опытных группах. Максимальное значение прочности хориоретинального соединения отмечалось в 1 группе экспериментальных животных — усилие на отрыв сетчатки составило в среднем (224±30,0) мг, что достоверно выше по сравнению с остальными группами (p = 0,000). Усилие на отрыв сетчатки от хориоидеи после ВЭБТ напряжением 18–20 В и после эндолазерной коагуляции (810 нм) составили в среднем (128±15,6) мг и (131±12,7) мг соответственно.



Рис. 2. Прочность хориоретинального соединения после ВЭБТ напряженим 14–16 В (сварка 1), напряженим 18–20 В (сварка 2) и эндолазерной коагуляции (810 нм) через 3 дня после воздействия по сравнению с контрольной группой

Эти данные достоверно не отличались между собой (p = 0,651), однако достоверно отличалось от значений контрольной группы (p = 0,001).

Усилие на отрыв сетчатки от сосудистой оболочки через 1 неделю после воздействия ВЭБТ и эндолазерной коагуляции (810 нм) представлены на рис. 3.

Как следует из данных, представленных на рис. 3, прочность хориоретинального соединения через 1 неделю после операции по прежнему оставалась максимальной у животных после ВЭБТ напряжением 14–16 В — усилие на отрыв сетчатки составило ($235\pm24,7$) мг. После ВЭБТ напряжением 18–20 В усилие на отрыв сетчатки было достоверно меньше чем у животных первой опытной группы и составило в среднем ($213\pm22,4$) мг (p = 0,003), однако достоверно больше чем у животных после эндолазерной коагуляции (810 нм) — ($188\pm18,7$) мг (p = 0,000).

Через 1 месяц после операции прочность хориоретинального соединения достигла максимума (рис. 4.)

Как следует из рис. 4, усилие на отрыв сетчатки от сосудистой оболочки после ВЭБТ напряжением 14–16 В, напряжением 18–20 В и после эндолазерной коагуляции (810 нм) составило в среднем (275±32,0) мг, (283±31,0) мг и (276±21,7) мг соответственно. Достоверных различий между опытными группами не отмечалось ($p \ge 0,44$).

Таким образом, анализируя характер изменений прочности хориоретинального соединения после различных видов воздействия в динамике по сравнению с контролем (рис. 5) необходимо отметить, что ВЭБТ напряжением 14–16 В позволяет достичь значительной хориоретинальной адгезии непосредственно после воздействия высокочастотного электрического тока – усилие на отрыв сетчатки превышает значения контрольной



Рис. 3. Прочность хориоретинального соединения после ВЭБТ напряженим 14–16 В (сварка 1), напряженим 18–20 В (сварка 2) и эндолазерной коагуляции (810 нм) через 1 неделю после воздействия по сравнению с контрольной группой



Рис. 4. Прочность хориоретинального соединения после ВЭБТ напряженим 14–16 В (сварка 1), напряженим 18–20 В (сварка 2) и эндолазерной коагуляции (810 нм) через 1 месяц после воздействия по сравнению с контрольной группой

группы более чем в 2 раза. Кроме того степень прочности хориоретинального соединения в группе животных после ВЭБТ напряжением 14-16 В оставалась самой высокой в сроки до 1 недели. Полученные результаты свидетельствуют о том, что столь небольшая разница в напряжении электрического тока между 1 и 2 группами (всего 4 В), играет существенное значение в прочности хориоретинального соединения. Возможно, это связано с тем, что ВЭБТ напряжением 18-20 В сопровождается более выраженным отеком сетчатки, клеточной инфильтрацией, что препятствует образованию прочного хориоретинального соединения непосредственно после воздействия. Ответить на этот вопрос поможет проведение патоморфологического исследования, результаты которого мы опубликуем в последующих работах.

Динамика усиления прочности хориоретинального соединения после эндолазерной коагуляции (810 нм) совпадает с данными других исследователей, причем к концу периода наблюдения (через 1 месяц) достоверной разницы между исследуемыми группами не отмечалось.

Опираясь на полученные в данном исследовании данные, можно предположить, что проведение высокочастотной электросварки биологических тканей параметрами 14–16 В при наличии стекловидного тела в области воздействия позволит сформировать прочное хориоретинальное соединение во время витреоретинальных вмешательств.

Выводы

1. В эксперименте установлено, что проведение ВЭБТ параметрами: напряжение 14–16 В, сила тока до 0,1 А, экспозиция — 1–2 с, частота 66 кГц обеспечивает повышение хориоретинальной ад-



Рис. 5. Динамика прочности хориоретинального соединения после ВЭБТ напряженим 14–16 В (сварка 1), напряженим 18–20 В (сварка 2) и эндолазерной коагуляции (810 нм) в различные сроки после воздействия по сравнению с контрольной группой

гезии непосредственно после воздействия электрического тока более чем 2 раза по сравнению с контрольной группой — усилие на отрыв сетчатки составило в среднем 224 мг, тогда как в контрольной группе в среднем 105 мг.

2. В сроки до 1 недели прочность хориоретинального соединения после ВЭБТ напряжением 14–16 В остается достоверно выше, чем после проведения высокочастотной электросварки напряжением 18– 20 В и диодной лазерной коагуляцией.

3. Через 1 месяц после ВЭБТ напряжением от 14 до 20 В и диодной лазерной коагуляцией прочность хориоретинального соединения достигает максимума без достоверной разницы между опытными группами — средние значения усилия на отрыв сетчатки от 275 мг до 283 мг.

- Smiddy W.E. Histopathologic results of retinal diode laser photocoagulation in rabbit eyes / Smiddy W.E., Hernandez E. Arch.Ophthalmol. — 2002. — 110. — P. 693–698.
- Zauberman H. Tensile strength of chorioretinal lesions produced by photocoagulation, diathermy and cryopexy / Br. J. Ophthalmol. — 1969. — 53. — P. 749.
- 3. *Kita M.* Photothermal, cryogenic and diathermic effects of retinal adhesive force in vivo / Kita M., Negi A. Retina. 1991. 11(4). P.441–444.
- Yoon Y.H. Rapid enhancement of retinal adhesion by laser photocoagulation / Yoon Y.H., Marmor M.F. Ophthalmology. — 1988. — 95. — P. 1385-1388.
- Pasyechnikova N. Pilot experimental investigation of the electric welding for the retinopexy / N. Pasyechnikova, S. Rodin, V. Naumenko et. al. — 9-th EURORETINA congress, 5–7 May, 2009, Nice, France
- 6. Пасечникова Н.В. Высокочастотная электросварка тканей заднего отдела глазного яблока (модифицированный генератор ЕК-300М1) с применением оригинального моно- и биполярного инструментария / Н.В. Пасечникова, Н.Н. Уманец, А.В. Артемов и др. Офтальмол. Журн. 2012. № 2. С. 45–49.

ЛАЗЕРНА РУЧНА УСТАНОВКА ДЛЯ ЗВАРЮВАННЯ ВИРОБІВ ЗАЛІЗНИЧНОГО ТРАНСПОРТУ

Б.Е. ПАТОН¹, В.Д. ШЕЛЯГІН¹, І.В. ШУБА¹, В.А. КУРІЛО¹, А.В. БЕРНАЦЬКИЙ¹, О.В. СІОРА¹, ВАН ДЗІНДА², ЧЖЕН ШУХУЕЙ², ВАНГ-ЧУНШЕНГ³

¹Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України, Київ, Україна ² Китайско-Російський технопарк, Чунчунь, Китайська Народна Республіка ³Чанчунський вагонобудівний завод, Чунчунь, Китайська Народна Республіка

Виконана розробка інструменту для ручного лазерного зварювання. Малі масогабаритні характеристики розробленого інструменту, дозволяють виконувати зварювання у різних просторових положеннях. Проведені металографічні дослідження та механічні випробування зварних швів показали, що характеристики одержаних зварних з'єднань дорівнюють характеристикам зварних з'єднань, одержаних за допомогою автоматичного лазерного зварювання. Це свідчить про перспективність використання розробленого інструменту для вирішення задач лазерного зварювання у різних галузях промисловості.

Останні десятиліття для світового зварювального виробництва характеризувалися інтенсивним розвитком і розширенням областей застосування променевих джерел енергії (у першу чергу лазера) для зварювання й обробки конструкційних матеріалів. Висока густина енергії лазерного випромінювання, широкий діапазон її регулювання, можливість передачі енергії на значну відстань від джерела випромінювання забезпечують лазеру високу ефективність й універсальність.

Як показують маркетингові дослідження [1], високу ефективність лазерних технологій і зростаючі масштаби їхнього промислового застосування переконливо підтверджує збільшення щорічних продажів лазерних систем і джерел для обробки матеріалів. Планується, що до 2015 р. обсяг продажів лазерних систем перевищить 9,75 млрд. долл. США.

Останнім часом з'явилося багато публікацій, які присвячені ряду технічних задач, рішення яких потребує використання саме ручного лазер-



Рис. 1. Вагон швидкісного потягу на стапелі Чанчунського вагонобудівного заводу (м. Чунчунь, Китайська Народна Республіка), після зварювання каркасної частини з обшивкою

ного інструменту [2-5]. Такі задачі пов'язані із зварюванням, наплавленням, різанням, очищенням поверхні та іншими видами обробки металів (вуглецевих сталей, алюмінієвих, титанових і магнієвих сплавів) при виготовленні одиничних виробів, дрібних партій деталей або проведенні робіт у важкодоступних місцях при виготовленні чи ремонті серійних виробів. Наприклад, зварювання в напустку кузовних елементів вагонів та автомобілів; зварювання стільникових, таврових, стрінгерних панелей та подібних до них конструкцій; ремонтно-монтажні зварювальні при виготовленні та експлуатації апаратів аерокосмічної техніки; зварювання дрібносерійних партій спеціалізованого медичного обладнання та інструментів тощо.

Для вирішення низки вищенаведених задач, в IE3 ім. Є.О. Патона при співробітництві з китайськими партнерами, виконана розробка установки для ручного лазерного зварювання виробів залізничного транспорту, а саме вагонів сучасних швидкісних поїздів. Ця установка призначена для ручного зварювання тонких листів нержавіючої сталі з товщиною листів до 4,0 мм.

Після зварювання на стапелі обшивки вагону швидкісного потягу (рис. 1), залишається велика кількість конструктивних елементів, які потребують ручного зварювання (рис. 2, a, δ), оскільки велика номенклатура та важкодоступність місць розташування зварних з'єднань не дозволяють використовувати автоматичне зварювання та застосовувати роботизовані комплекси. Розроблена установка може бути використана для зварювання елементів кузовів вагонів, а саме зварювання деталей внутрішнього шару і облицювальних панелей зовнішнього шару у вузлах кузовів вагонів з

© Б.Е. ПАТОН, В.Д. ШЕЛЯГІН, І.В. ШУБА, В.А. КУРІЛО, А.В. БЕРНАЦЬКИЙ, О.В. СІОРА, ВАН ДЗІНДА, ЧЖЕН ШУХУЕЙ, ВАНГ-ЧУНШЕНГ, 2015



Рис. 2. Місця розташування деяких зварних з'єднань у внутрішній частині вагону швидкісного потягу виробництва Чанчунського вагонобудівного заводу (м.Чунчунь, Китайська Народна Республіка)

нержавіючої сталі. Тип з'єднання для лазерного зварювання — це з'єднання внапусток деталей внутрішнього шару (траверси, стійки, ребра жорсткості і т.д.) з облицювальними панелями зовнішнього шару; всі деталі внутрішнього шару зварюються в напрямку товщини листа, зовнішнього шару — частково в напрямку товщини панелі.

Розроблений інструмент може бути керований одним оператором, а його масо-габаритні характеристики дозволяють виконувати зварювання у різних просторових положеннях. Вага інструменту складає 4 кг.

Основними складовими частинами інструменту (рис. 3) є електронна система керування і корпус із сопловою насадкою. В середині корпусу розташована оптико-механічна скануюча система, яка приводиться у дію за допомогою крокових двигунів. Вона призначена для керованого переміщення сфокусованого лазерного випромінювання по поверхні виробу. Для зручного утримання головки у різних просторових положеннях до корпусу приєднана ручка із гашеткою. Сопловий насадок одночасно використовується для декількох цілей. По-перше конструкція насадку створює безпечні умови для оператора із точки зору потрапляння прямого або відбитого лазерного випромінювання під час проведення процесу зварювання. По-друге, він забезпечує оптимальні умови газового захисту поверхні виробу. По-третє він оснащений спеціальними отворами для видалення зварювальних газів із зони обробки.

Крім цього на поверхні корпуса інструменту розташовані чотири світлодіода (рис. 4, a), три із яких розташовані у формі трикутника і сигналізують про правильність притискання вихідного отвору головки до поверхні виробу. При щільному притисканні головки (рис. 4, δ) світлодіоди в вершинах трикутника будуть горіти зеленим кольором, при нещільному притисканні (коли хоча-б один із сенсорів знаходиться на відстані більше 1 мм від виробу) — синім кольором. Реєстрацію притискання виконують три послідовно з'єднані ємнісні сенсори. Вони розташовані у площині вихідного отвору соплової насадки і крім забезпечення світлової сигналізації також використовуються для блокування лазерного випромінювання у разі нещільного притискання вихідного отвору до поверхні виробу. Четвертий світлодіод розташований у центрі і сигналізує про перетікання процесу зварювання. Під час виконання підготовчих операцій (подавання захисних газів у зону обробки) він мигає, а при виконанні зварювання він безперервно горить зеленим кольором. Якщо під час проведення процесу зварювання ємнісні сенсори зареєструють нещільність притискання вихідного отвору до поверхні виробу (рис. 4, в) лазерне випромінювання буде миттєво вимкнено системою керування головки.



Рис. 3. Ручний лазерний інструмент для зварювання



Рис. 4. Індикація датчиків положення (a) та положення ручного лазерного інструменту під час зварювання «правильне» (δ) та «неправильне» (b)



Рис. 5. Зовнішній вигляд зварного з'єднання внапусток сталі 08Х18Н10Т товщиною 1,5 + 1,5 мм

При проведенні випробувань, розроблений інструмент був з'єднаний за допомогою відповідних комунікацій з волоконним лазером «ЛС-2-П1» (виробництва «IPG», Німеччина) та системами управління та охолодження.

За допомогою розробленого інструменту для ручного лазерного зварювання виготовлені дослідні зразки зварних з'єднань внапусток зі сталі 08Х18Н10Т товщиною 1,5 мм (рис. 5). Якість зварних з'єднань оцінювалась у відповідності за стандартом ISO15614.11. Встановлено, що одержані шви, за рівнями якості швів, відповідають вимогам групи оцінки В в стандарті ISO13919-1.

Металографічні дослідження зварених швів і ЗТВ проводилися по макро- та мікрошліфах зразків з використанням оптичного мікроскопа «Neophot-32» при збільшеннях 25-600 і твердоміра М-400 фірми «Leco» при навантаженні 50 г й 10 г. Для виявлення мікроструктури швів використовували електролітичне травлення в розчині хромової кислоти. Металографічні дослідження зразків зварних з'єднань внапусток зі сталі 08Х18Н10Т товщиною 1,5 мм, показали наступне. Структура швів аустенітна (рис. 6), відсоток α-фази не перевищує 0,3 %. Оскільки в аустенітних сталях в наслідок високої стабільності аустеніту перекристалізація, як правило, не відбувається, то вторинна структура зберігає характер первинної структури литого металу. В центрі шва формується зона рівновісних кристалітів, по боках кристаліти мають витягнуту форму. Твердість шва на різних ділянках не відрізняється і становить HV0,05-204-221. Зона термічного впливу має аустенітну структуру і твердість НV0,05-192-212. Твердість основного металу при цьому становить HV0.05-210-214.



Рис. 6. Мікроструктура зварного з'єднання внапусток сталі 08Х18Н10Т товщиною 1,5 + 1,5 мм

Проведені механічні випробування на зсув, зразків отриманих під час експериментів. Схему випробування на зріз зварного з'єднання було вибрано згідно [6]. Проведення механічних випробувань зварних з'єднань вищевказаних зразків відбувалося відповідно до ГОСТ 6996-66 «Зварні з'єднання. Методи визначення механічних властивостей» на універсальній сервогідравлічній машині «МТS-318.25» (виробництво США) з максимальним зусиллям 250 кН. При температурі t = 20 °C та швидкості переміщення захвату 10 мм/хв. Проведені випробування на зсув показали, що зусилля зсуву для одержаних прямих (без зігування) зварних з'єднань складає 13,5-15,5 кН, як й для зварних з'єднань, одержаних за допомогою автоматичного лазерного зварювання. Це свідчить про перспективність використання розробленої головки для вирішення задач лазерного зварювання у різних галузях промисловості.

Висновки

1. Малі масогабаритні характеристики розробленого інструменту, дозволяють виконувати зварювання у різних просторових положеннях. 2. Проведені металографічні дослідження та механічні випробування зварних швів показали, що характеристики одержаних зварних з'єднань не гірші за характеристики зварних з'єднань, одержаних за допомогою автоматичного лазерного зварювання. Це свідчить про перспективність використання розробленого інструменту для вирішення задач лазерного зварювання у різних галузях промисловості.

- 1. *http://www.laserfocusworld.com/articles/print/volume-51/* issue-01/features/laser-marketplace-2015-lasers-surround-usin-the-year-of-light.html
- Drechsel J., Exner H. Handgeführter Laserschweisskopf für fasergekoppelten Hochleistungsdiodenlaser im kW-Bereich, Lasermagazin 3/1999, S. 26.
- 3. *http://*www.laser.hs-mittweida.de/3_forschung/30_makro/ beispiele/default.asp?content=_HDL-Kopf.html
- http://www.lttz.de/fileadmin/user_upload/Rostock/FuE/ Veroeffentlichungen/vor2006/Mobile_Laseranwendungen_ im_Schiffbau.pdf
- 5. http://www.lttz.de/fileadmin/user_upload/Rostock/ FuE/Veroeffentlichungen/vor2006/Moeglichkeiten_ fasergekoppelter_Systeme_in_der_Materialverarbeitung. PDF
- Кушниренко Б.Н. Альбом образцов для испытаний металлов и норм времени на их изготовление / Б.Н. Кушниренко, В.Н. Иванов, В.М. Сиклитенко. — ИЭС им. Е.О. Патона АН УССР, 1986. — 201 с.

ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКИХ ЦИКЛОВ СВАРКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СОЕДИНЕНИЙ ВЫСОКОПРОЧНОЙ СТАЛИ, ВЫПОЛНЕННЫХ С ПОМОЩЬЮ ГИБРИДНОЙ ЛАЗЕРНО-ДУГОВОЙ СВАРКИ

В.Д. ПОЗНЯКОВ, А.В. ЗАВДОВЕЕВ, С.Л. ЖДАНОВ, А.А. МАКСИМЕНКО, А.В. БЕРНАДСКИЙ, В.Д. ШЕЛЯГИН

Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины, Киев, Украина

Впервые для высокопрочных низколегированных сталей малых толщин показаны, на примере стали 14ХГН2МДАФБ, перспективы использования гибридных источников нагрева, а именно гибридной лазерно-дуговой сварки, позволяющей трансформировать термический цикл сварки, характерный для дуговых способов. В работе рассмотрено формирование структуры и свойств сварных швов стали 14ХГН2МДАФБ при лазерной, дуговой и гибридной лазерно-дуговой сварке. Показано, что синергетический эффект от гибридной лазерно-дуговой сварки позволяет получить качественные сварные соединения высокопрочной стали малых толщин.

В машиностроении для изготовления сварных металлоконструкций стрел экскаваторов, кранов на колесном ходу, бетононасосов широко используют высокопрочные стали с пределом текучести 600 МПа и больше. Применение таких сталей позволяет не только уменьшить вес этих конструкций, но и повысить их технические характеристики. Чаще всего при изготовлении указанных металлоконструкций используют механизированную или автоматическую сварку в среде защитных газов. При этом выбирают такие режимы сварки, которые бы позволили обеспечить, с одной стороны высокую производительность процесса, а с другой — необходимый комплекс механических свойств сварных соединений, и их высокую стойкость к образованию холодных трещин. Одним из перспективных методов, который в перспективе поможет решить вопросы связанные с производительностью процесса сварки и качеством сварных соединений, является гибридная лазерно-дуговая сварка в среде защитных газов. Преимуществами такого вида сварки являются: значительное (в 3-5 раз) снижение погонной энергии; повышение производительности за счет увеличения скорости сварки на порядок; получение равновесных мелкозернистых микроструктур в швах и ЗТВ, повышающих прочность соединений и снижающих склонность к трещинообразованию. А также возможность соединения металлов малых толщин и высокая точность сварки. В то же время гибридной сварке не присущи недостатки лазерной сварки, такие как необходимость обеспечения минимального зазора между свариваемыми поверхностями и необходимость использования лазеров большой мощности [1]. Ограниченное тепловложение при гибридной лазерно-дуговой сварке хотя и приводит к образованию закалочных структур в металле шва и ЗТВ высокопрочных сталей, но при этом деформации сварного соединения, под воздействием сварочного термического цикла минимальны [2]. Благодаря значительным преимуществам гибридная сварка является достаточно надежным способом соединения материалов, а сфера ее применения в последние годы включает многие отрасли промышленности: судостроительную, автомобильную, производство контейнеров, автокранов и строительно-дорожной техники [3].

Как и при других способах сварки, возможности гибридной лазерно-дуговой сварки МАГ определяются путем соответствующего выбора основных параметров процесса, варьируя которыми можно получить необходимые рабочие характеристики, такие как глубина проплавления, форма шва и металлургические свойства сварного соединения. Немаловажным фактором для гибридной сварки является выбор защитного газа. Для Nd: YAG-лазера этот выбор определяется требованиями стабильности горения дуги, качеством защиты сварного шва, а также необходимостью переноса присадочного метала без разбрызгивания. В работе [4] отмечается, что для удовлетворения подобных требований оптимально использовать защитную газовую смесь на основе аргона: Ar + 18 % CO₂.

и высокая точность сварки. В то же время гибридной сварке не присущи недостатки лазерной сварки, такие как необходимость обеспечения минимального зазора между свариваемыми поверхностями и необходимость использования лазеров большой мощности [1]. Ограниченное тепловло-© В.Д. ПОЗНЯКОВ, А.В. ЗАВДОВЕЕВ, С.Л. ЖДАНОВ, А.А. МАКСИМЕНКО, А.В. БЕРНАДСКИЙ, В.Д. ШЕЛЯГИН, 2015

Режим сварки	Скорость, м/ч		
$P_n = 4,4; I = 125 \text{ A}; U = 23 \text{ B}$	72	90	110
$P_n = 4,4; I = 150 \text{ A}; U = 25 \text{ B}$	72	90	110
$P_{n} = 4,4; I = 200 \text{ A}; U = 26 \text{ B}$	72	90	110
Толщина свариваемого металла — 6 мм, Ar + 18 % CO ₂ v _{защ.газ.} = 30 л/мин.			

Режимы гибридной лазерно-дуговой сварки

турообразования в металле швов и ЗТВ сварных соединений при дуговой сварке. Воздействие термического цикла при гибридной лазерно-дуговой сварке на структуру и свойства металла шва и ЗТВ остается не изученным, так как в результате синергетического эффекта, при таком процессе, вышеперечисленные параметры могут существенно меняться. Поэтому возникает необходимость проведения комплексного анализа влияния гибридной лазерно-дуговой сварки на структуру и механические свойства сварных соединений высокопрочных сталей.

Методика эксперимента. В качестве объекта исследований была выбрана высокопрочная сталь 14ХГН2МДАФБ толщиной 8 мм следующего химического состава (в масс. %: 0,14С, 0,3Si, 0,98Mn, 1,19Cr, 2,07Ni, 0,22Mo, 0,08V, 0,45Cu, 0,06Nb, 0,005S, 0,018P). Первым этапом исследований было определение оптимальных режимов гибридной лазерно-дуговой сварки. Поэтому в качестве изменяющихся параметров были выбраны мощность дуговой составляющей и скорость сварки, приведенная в таблице.

Для сравнений условий нагрев-охлаждение при различных способах сварки стыковые соединения стали 14ХГН2МДАФБ выполняли также автоматическим дуговым способом в среде защитных газов и лазерным. Режимы лазерной и дуговой сварок были следующими: Автоматическую дуговую сварку проволокой сплошного сечения Св-10Х-Н2ГСМФТЮ диам. 1,2 мм в смеси Ar + 18 % CO₂ выполняли на режимах, обеспечивающих постоянство тока, напряжения и расхода защитной газовой смеси: $I_{cs} = 220-240$ A, $U_{\pi} = 30-32$ B, $v_{3ап, газ} = 14-16$ л/мин. При этом скорость сварки изменяли дискретно 18, 30, 40, 50 м/ч. При лазерном процессе скорость сварки находилась в пределах от 40 до 50 м/ч. Параметры лазерного излучения составляли: мощность Nd:YAG лазера — 4,4 кВт, заглубление фокуса $\Delta F = -1,5$ мм.

Для определения параметров термических циклов при нагреве-охлаждении использовали хромель-алюминиевые термопары диаметром 0,5 мм, спай которых заглублялся в метки; где предположительно должен был находиться участок перегрева ЗТВ.

С помощью комплексного метода исследований, включающего оптическую и электронную микроскопии изучали структурно-фазовые изменения в сварных соединениях, а также их механические свойства, путем испытаний образцов на растяжение и ударный изгиб.

Немаловажным фактором является получение сварных соединений без холодных трещин. С целью определения возможностей получения качественных сварных соединений без образования



Рис. 1. Технологическая проба с регулируемой жесткостью для гибридной и лазерной сварки (а) для дуговой сварки (б)





этих недопустимых дефектов были проведены исследования с использованием жесткой стыковой технологической пробы с регулируемой жесткостью закрепления. Проба представляла собой массивную плиту размерами 400×400×40 мм, на которую устанавливали и приваривали угловым швом по всему периметру стыковые соединения стали 14ХГН2МДАФБ длинной 300мм и толщиной 10мм без разделки кромок (рис. 1, а) и зазором 0,1-0,3 мм для гибридной и лазерной сварки, а также для сравнения с дуговым способом сварки — соединения толщиной 12 мм с У-образным скосом кромок и притуплением 5 мм (рис. 1, δ) для обеспечения технологического непровара, являющегося концентратором напряжений для инициирования образования трещин. Задаваемый уровень жесткости определялся шириной стыкового соединения, значения которой 100 и 200 мм.

Результаты. По результатам эксперимента было установлено влияние дуговой составляющей в процессе формирования шва при гибридной лазерно-дуговой сварке. Так, установлено, что добавление к лазерной составляющей дуговой компоненты приводит к следующим изменениям параметров шва: 1 — увеличивается глубина проплавления; 2 — увеличивается ширина шва, а также его усиление; 3 — изменяется ЗТВ, она становится шире, также по мере приближения к поверхности — ширина ЗТВ также меняется в сторону увеличения, что обусловлено более интенсивным влиянием дуговой составляющей у поверхности свариваемого материала. Также рассмотрено влияние таких параметров сварки как мощность дуговой сварки и скорость сварки. Обобщенные результаты этого эксперимента приведены на рис. 2. Условно эти данные можно разделить на две группы – это влияние скорости сварки на формирование шва, и влияние мощности дуговой сварки при постоянной скорости на формирование шва. При этом каждую из подгрупп также можно разделить на три группы в соответствии с выбранными скоростями и мощностями.

Влияние скорости сварки на формирование шва. Количественный анализ изменения параметров швов при варьировании скорости сварки и мощности дуговой составляющей показал, что с увеличением скорости сварки меняются все параметры шва (глубина проплавления, высота усиления шва, ширина шва дуговой и лазерной составляющей, доля лазерной компоненты, ширина ЗТВ дуговой и лазерной составляющей). На рис. 3 показано, что с ростом скорости сварки при «низких» мощностях дуги уменьшается проплавление, высота усиления шва и увеличивается лазерная составляющая шва. При увеличении скорости сварки до 110 м/ч высота усиления снова увеличивается, что обусловлено уменьшением глубины проплавления при тех же тепловложениях. В частности:

а) Мощность дуги ($U \cdot I = 23 \cdot 125 = 2875$). С увеличением скорости гибридной лазерно- дуговой сварки от 72 до 110 м/ч, наблюдается постепенное



Рис. 3. *а* — глубина проплавления; *б* — высота усиления шва; *в* — доля лазерной составляющей. Кривые соответствуют мощности дуговой составляющей

уменьшение ширины шва и ЗТВ. При скорости 90 м/ч, усиление шва практически отсутствует, а при 110 м/ч, глубина проплавления резко уменьшается, не смотря на то что в верхней части сварного соединения шов становится шире чем при скорости 72 м/ч. Таким образом, для выбранной мощности дуговой составляющей, и данной толщины свариваемого металла, оптимальной скоростью сварки можно считать 72 м/ч.

б) Мощность дуги ($U \cdot I = 25 \cdot 150 = 3750$). С увеличением скорости гибридной лазерно-дуговой сварки от 72 до 110 м/ч, наблюдается постепенное уменьшение ширины шва и 3ТВ. При скорости 90 м/ч, усиление шва практически отсутствует, а при 110 м/ч, глубина проплавления резко уменьшается, не смотря на присутствие усиления шва (значительно уже чем при 72 м/ч). Следует отметить, что при скорости 72 м/ч присутствует «протекание» металла. Таким образом, для выбранной мощности дуговой составляющей, и данной толщины свариваемого металла, оптимальной скоростью сварки можно считать 90 м/ч.

в) Мощность дуги ($U \cdot I = 26 \cdot 200 = 5200$). С увеличением скорости гибридной лазерно-дуговой сварки от 72 до 110 м/ч, наблюдается постепенное уменьшение ширины шва и 3TB, при одновременном увеличении усиления. С увеличением скорости сварки уменьшается доля дуговой составляющей в шве. Также следует отметить, что с увеличением скорости «протекание» металла уменьшается. Таким образом, для выбранной мощности дуговой составляющей, и данной толщины свариваемого металла, оптимальной скоростью сварки можно считать 110 м/ч.

Влияние мощности дуговой составляющей сварки на формирование шва. На рис. 4, показано, что при всех мощностях дуговой составляющей, с ростом скорости сварки уменьшается ширина шва как лазеной так и дуговой составляющей. Аналогичные зависимости наблюдаются и для ширины ЗТВ. Анализ количественных данных изменения параметров швов в зависимости от мощности дуговой составляющей, показал следующее.

С увеличением мощности дуговой составляющей, уменьшается ширина шва лазерной составляющей и ее удельная доля. Аналогичным образом изменяется ширина ЗТВ лазерной составляющей шва, в то время как дуговой составляющей шва изменение ширины ЗТВ носит нелинейный характер. При скорости сварки 72 м/ч с увеличение мощности дуговой составляющей, наблюдается увеличение ширины ЗТВ, а с дальнейшим увеличением мощности — ширина ЗТВ уменьшается. При скорости сварки 90 м/ч с увеличением мощности дуговой составляющей на 30 % ширина ЗТВ практически не изменяется, а при дальней-



Рис. 4. *а* — ширина шва лазерной составляющей; *б* — ширина шва дуговой составляющей; *в* — ширина ЗТВ лазерной составляющей; *с* — ширина ЗТВ дуговой составляющей (мм)

шем увеличении мощности дуги на 80 %, ширина ЗТВ – уменьшается.

Отличный характер наблюдается при сварке со скоростью 110 м/ч, с увеличением мощности дуги на 30 %, наблюдается уменьшение ширины ЗТВ, что по всей видимости связано с глубиной проплавления при данных параметрах сварки, с дальнейшим ростом мощности дуги наблюдается увеличение ширины ЗТВ. При скорости 110 м/ч, доля лазерной составляющей в шве, в отличие от скоростей 72 и 90 м/ч, наоборот увеличивается, что обуславливается увеличением глубины проплавления. С увеличением мощности дуговой составляющей при гибридной лазерно-дуговой сварке со скоростью 110 м/ч (от 2875 до 3750) наблюдается некоторое уменьшение ширины шва и глубины проплавления, что, по-видимому, связано с рассогласованностью воздействия дуговой и лазерной составляющих процесса. При дальнейшем увеличении мощности дуговой составляющей (до 5200) наблюдается увеличение ширины и усиления шва, повышение глубины проплавления, а также возрастание ширины ЗТВ и доли дуговой составляющей в шве.

Таким образом, приведенные данные свидетельствуют, что варьируя такими параметрами сварки, как мощность дуги и скорость сварки, мы имеем возможность управлять формой шва. Изменение этих параметров будет влиять на тепловые процессы (контролирование погонной энергии сварки) в сварном соединении и на формирование структуры металла шва и ЗТВ, и как следствие на их механические свойства. В связи с этим далее мы рассмотрим термические процессы на примере сварных соединений выполненных лазерной и гибридной лазерно-дуговой сваркой. Следует подчеркнуть, что в гибридном лазерно-дуговом процессе были выбраны такие режимы сварки, которые позволили не только обеспечить качественные параметры шва, но и приблизительно одинаковую погонную энергию сварки.

Анализ термических циклов сварки. Анализ термических циклов полученных при лазерном и гибридном лазерно-дуговом способах сварки (рис. 5), показал, что по сравнению с традиционными процессами дуговой автоматической сварки в защитных газах скорости нагрева металла ЗТВ до температур 1100–1300 °С и скорости охлаждения участков перегрева в интервале температут 600–500 °С ($w_{6/5}$) увеличиваются в 4–5 раз.

Для скоростей охлаждения $w_{6/5}$ характерна также тенденция увеличения при лазерной и гибридной лазерно-дуговой сварке, однако если в первом случае (рис. 5, *г*) наблюдается различие в скоростях охлаждения $w_{6/5}$ при изменении скорости сварки ($w_{6/5} = 65^{\circ}$ C/c при $v_{cB} = 40$ м/ч и $w_{6/5} =$ = 103 °C/c при $v_{cB} = 50$ м/ч), то при различных скоростях гибридной лазерно-дуговой сварки: $v_{cB} =$ = 72, 90 и 110 м/ч (рис. 5, *в*) скорости охлаждения $w_{6/5}$ примерно одинаковы и составляют 58–63 °C/c.



Рис. 5. Термические циклы сварки при гибридной лазерно-дуговой сварке (a, b) и лазерной (f, c); $a, b - 1 - v_{cb} = 72$ м/ч, $2 - v_{cb} = 90$ м/ч, $3 - v_{cb} = 110$ м/ч; $f, c - 1 - v_{cb} = 50$ м/ч, $2 - v_{cb} = 40$ м/ч

Кроме того при лазерной сварке на участке от 600 до 500 °C охлаждение металла происходит за 2 и 4 с для скоростей сварки $v_{cs} = 50 \text{ м/ч и } v_{cs} = 40 \text{ м/ч},$ соответственно, в то время как для гибридной лазерно-дуговой сварки время прохождения данного температурного диапазона одинаково и составляет 1,5 с. Также следует отметить интервал температур от 800 °С до 600 °С. В то время как для лазерной сварки наблюдается монотонное снижение кривых охлаждение (рис. 5, б, вставка), для гибридной лазерно-дуговой сварки наблюдается S-образное поведение кривых охлаждения, причем для скорости сварки v_{св} = 90 м/ч, горизонтальная площадка наиболее выражена (рис. 5, а, вставка). По видимому, это можно объяснить различным вводом тепла в сварное соединение, а значит и различными энергетическими характеристиками воздействия отдельно взятого лазерного источника нагрева и суммарного воздействия лазера и дуги (синергетический эффект гибридной лазерно-дуговой сварки), которое даже при увеличении скорости сварки трансформирует термический цикл в сторону уменьшения скорости охлаждения. Следует отметить, что при гибридной лазерно-дуговой сварке скорости охлаждения w_{6/5} примерно в 2 раза выше, чем при дуговой автоматической сварке, выполняемой с максимальной

скоростью $v_{cB} = 50$ м/ч при которой еще можно получить качественный сварной шов. Как показали эксперименты, дальнейшее увеличение скорости сварки при дуговых процессах в защитных газах с применением сварочной проволоки диам. 1,0– 1,2 мм нецелесообразно.

Структура и свойства соединений высокопрочной стали 14ХГН2МДАФБ. Такие различия условий охлаждения металла шва и металла ЗТВ сварных соединений стали 14ХГН2МДАФБ для вышеуказанных способов сварки обуславливают определенные изменения в структуре металла шва и ЗТВ сварных соединений, изменяются при этом и их механические свойства. Данные, представленные на рис. 6 свидетельствуют о том, что с увеличением скорости дуговой сварки, возрастают показатели статической прочности металла шва, а его относительное удлинение снижается. Это объясняется увеличением скорости охлаждения в интервале температур 600–500 °С, и как следствие более интенсивной закалкой металла.

При лазерной сварке показатели относительного удлинения, значения ударной вязкости снижаются по сравнению с аналогичными показателями основного металла, при температуре испытаний минус 40 °C (на 30 % и на 50 % соответственно). Прочностные показатели практически не изменяются по сравнению с исходным состоянием.

В отличие от лазерной сварки при гибридном лазерно-дуговом способе наблюдается рост, по сравнению с исходным состоянием металла на 30–40 %, показателей прочности и ударной вязкости металла шва и аналогичное снижение (как при лазерной сварке) показателей относительного удлинения. Такие закономерности характерны для скорости сварки 90 м/ч. Увеличение скорости гибридной сварки до 110 м/ч приводит к снижению показателей прочности и ударной вязкости до уровня значений, характерных для скорости 72 м/ч.

Проведенными исследованиями структурно-фазовых изменений в металле шва и металле ЗТВ сварных соединений стали 14ХГН2МДАФБ установлено, что с увеличением скорости лазерной сварки от 18 до 50 м/ч и гибридной лазерно-дуговой сварки от 72 до 90 м/ч фазовый состав металла швов изменяется от бейнитного до бейнитно-мартенситного. Для основного металла стали 14ХГН2МДАФБ характерна бейнитно-ферритная (Б–Ф) структура с размером зерен $D_{2} \sim 5-24$ мкм и микротвердостью HV-2740-2850 МПа. С использованием CO₂ — лазера при малых скоростях лазерной сварки до 18 м/ч в шве формируется бейнитная структура с D₂ ~ 40-80×150-400 мкм и микротвердостью HV-2850-3510 МПа. Дальнейшее увеличение скорости сварки до 50 м/ч, как показали настоящие исследования при использовании Nd: YAG — лазера, приводит к образованию как в металле шва, так и металле ЗТВ бейнитно

мартенситной структуры с более равновесными зернами при коэффициенте их формы $\chi = 2-3$ и микротвердостью до *HV*4170 МПа. При этом, согласно данным просвечивающей электронной микроскопии, уменьшается размер бейнитных пакетов в участке перегрева ЗТВ в 1,5 раза, а ширина реек бейнитных структур в 1,3–2 раза. Такие структурные изменения, по видимому, приводят к уменьшению показателей пластичности и ударной вязкости металла шва при лазерной сварке.

Использование гибридного лазерно-дугового процесса сварки, как уже отмечалось, приводит к увеличению скоростей сварки и электрических параметров дуговой составляющей, что в свою очередь обеспечивает примерно к одинаковому вводу тепла в сварное соединение. Значение погонной энергии сварки составляли Q = 2,4-2,9 кДж/см, вместе с тем параметры структуры при разных скоростях сварки изменялись, что обуславливало различие в показателях механических свойств металла шва.

Так при скорости гибридной сварки $v_{cB} = 72 \text{ м/ч}$ фазовый состав металла шва и участка перегрева ЗТВ бейнитный (преимущественно нижний), градиенты по микротвердости между структурными составляющими минимальны при измельчении зерна в ~ 3–4 раза. Увеличение скорости сварки до 90 м/ч приводят к изменению фазового состава при переходе от шва к ЗТВ от бейнитно-мартенситного (М > Бн > Бв) в шве до бейнитного (Бн > Бв) в ЗТВ. Это обуславливает повышение механических свойств ($\sigma_{0,2}$, σ_{B} , *KCV*) (см. рис. 6). В данном случае, мартенситная составляющая обеспечивает





прирост прочностных характеристик, а наличие нижнего бейнита обеспечивает повышение ударной вязкости. По всей видимости формирование таких структурных особенностей обусловлено отличием в поведении металла при охлаждении в интервале температур 800–600 °С. При гибридной сварке со скоростью v = 110 м/ч фазовый состав при переходе от шва к ЗТВ бейнитный, причем Бн < Бв и градиенты по микротвердости между структурными составляющими как в шве ΔHV до 310 МПа, так и в ЗТВ ΔHV до 510 МПа существенные, что приводит к снижению показателей прочности и ударной вязкости металла шва (рис. 6).

Сопротивляемость образованию холодных трещин. В результате проведенных исследований на сопротивляемость образованию холодных трещин установлено, что при дуговой сварке со скоростью 18 м/ч жестких стыковых соединений стали 14ХГН2МДАФБ шириной 100 и 200 мм они поражают шов по всей длине и всему сечению. При данных условиях охлаждения металла ЗТВ со скоростью $w_{6/5} = 20$ °C/с неблагоприятными факторами с точки зрения образования холодных трещин являются концентрация диффузионного водорода в наплавленном металле до [H]_{лиф} = = 1,5-2,0 мл/100 г и особенности формирования тонкой структуры, неравномерной по размерам зерен, показателям микротвердости и плотности дислокаций, изменяющейся от $\rho = (2-3) \times 10^{10} \, \text{сm}^{-2}$ до 10¹¹ см⁻² и характеризующейся неравномерным распределением. Такие различия в распределении дислокаций и их плотности приводят к формированию существенных микронапряжений в металле. Что по-видимому отрицательно сказалось на сопротивляемости сварных соединений образованию холодных трещин.

Как показали проведенные эксперименты, повысить стойкость против образования холодных трещин в сварных соединениях стали 14ХГН2МДАФБ можно за счет увеличения скорости дуговой сварки до 50м/ч, снижая при этом погонную энергию в 1,7–2,6 раза. Аналогичный эффект достигается применением лазерной сварки с такой же скоростью и гибридной лазерно-дуговой сварки со скоростями $v_{\rm cв} = 72$, 90 и 110 м/ч. При этом уменьшается содержание диффузионного водорода в наплавленном металле до 0,2– 0,4 мл/100 г, а при лазерной сварке – в расплавленном металле до 0,07 мл/100 г. С точки зрения структуры дислокации в объеме металла распределены равномерно, а их плотность находится в пределах 5×10^{10} — 6×10^{10} см⁻², кроме того за счет более низкой плотности дислокаций и их однородного распределения, уменьшаются по величине микронапряжения.

Таким образом, оптимальным способом, обеспечивающим высокие механические свойства и показатели ударной вязкости металла шва сварных соединений стали 14ХГН2МДАФБ, является гибридная лазерно-дуговая сварка, выполняемая со скоростью $v_{\rm cв} = 90$ м/ч. При этом, использование гибридной лазерно-дуговой сварки на вышеуказанных режимах со скоростями $v_{\rm cв} = 72$ и 110 м/ч удовлетворяет условиям обеспечения показателей ударной вязкости на уровне $KCV_{-40} > 30$ Дж/см².

В результате выполненных исследований, показаны преимущества и недостатки гибридной лазерно-дуговой сварки в сравнении с лазерной и дуговой сваркой. Определены оптимальные параметры скорости и мощности дуговой составляющей при гибридной лазерно-дуговой сварке. Установлено, что преимуществом гибридной лазерно-дуговой сварки является большая экономическая эффективность, при достаточно высоких технологических показателях. В частности, несмотря на более высокие показатели металлургических и механических свойств сварных соединений стали 14ХГН2МДАФБ, полученных дуговой сваркой, гибридная лазерно-дуговая сварка позволяет существенно повысить скорости сварки при этом сохраняя высокий уровень эксплуатационных свойств сварных соединений. Кроме того использование лазерного источника в гибридном процессе позволяет существенно снизить содержание диффузионного водорода и плотность дислокаций в наплавленном металле. Сочетания таких характеристик невозможно достичь используя только лазерную или дуговую сварку.

- 1. Григорьяни А.Г., Шиганов И.Н., Чирков А.М. Гибридные технологии лазерной сварки: Учебное пособие. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2004. 52 с.
- 2. *Гибридная* сварка излучением CO₂-лазера дугой плавящегося электрода в углекислом газе / В.Д. Шелягин, В.Ю. Хаскин, В.П. Гаращук и др. // Автомат. сварка. — 2002. — № 10. — С. 38–41.
- 3. Ках П., Салминен А., Мартикаинен Дж. Особенности применения гибридной лазерной-дуговой сварки // Там же. 2010. № 6. С. 38–47.
- 4. *Лазерная* и лазерно-дуговая сварка стали в защитных газах / В.Д. Шелягин, В.Ю. Хаскин, А.В. Сирота и др. // Там же. — 2007. — № 1. — С. 34–38.

RESEARCH PROGRESS OF SUPERSONIC LASER DEPOSITION TECHNOLOGY

JIANHUA YAO^{1, 2}, V. KOVALENKO^{1, 2, 3}

¹Research Center of Laser Processing Technology and Engineering, Zhejiang University of Technology, Hangzhou, P.R. China ²Zhejiang Provincial Collaborative Innovation Center of High-end Laser Manufacturing Equipment, Hangzhou, China ³Laser Technology Research Institute of NTUU «KPI», Kiev, Ukraine

Supersonic laser deposition (SLD) is a new coating and fabrication process in which a supersonic powder stream generated in cold spray (CS) impinges onto a substrate which is simultaneously irradiated with a laser. It will be increasingly employed for depositing coatings and metal additive manufacturing because of its unique advantages: solid-state deposition of dense, homogeneous and pore-free coatings onto a range of substrate, high build rate at reduced operating costs without the use of expensive gas heating and large volumes of helium gas, and opening up a new opportunity for efficiently depositing high hardness metallic powders which are usually difficult to be deposited solely by CS. Based on the current research results in our group, this paper systematically reviews the state of the art of supersonic laser deposition technique at home and abroad, from the viewpoints of materials selection, process optimization, properties characterization, equipment design and so on. The existing issues in these aspects are deeply analyzed and the corresponding solutions are tentatively proposed. Meanwhile, the potential industrial applications of supersonic laser deposition technique in various fields are elaborated in detail as well as the future perspectives and challenges facing this technology, in order to provide insight for further investigations and innovation in supersonic laser deposition as an emerging combination additive re-manufacturing technology with high efficiency, low cost and high quality.

Introduction. Supersonic laser deposition (SLD) is a newly developed technology in the field of laser material processing which can be used for surface modification and coating of engineering components for increased functionality [1–3]. This technology combines the supersonic powder beam found in cold spray (CS) with laser heating of the deposition site. In SLD, a laser heats both the spraying particles and the substrate to between 30 % and 80 % of their melting point, thus significantly reducing the strength of the particles and substrate, and allowing the particles to plastically deform and build up a coating at an impact velocity about half of that in CS.

The SLD technology has been increasingly employed for coating deposition because of its technological and economic advantages over conventional coating methods: solid-state deposition of dense, homogeneous and pore-free coatings onto a range of substrates; high deposition rate at reduced operating costs without the use of expensive heating and process inert gases; less sensitivity to feedstock materials characteristics; consolidation of difficultto-deposit powders; and significant improvements in the properties of coating materials. More importantly, lower processing temperatures and shorter processing time of SLD technique will enable the coating, and fabrication of near-net shape components with little or no melting, thus avoiding the deleterious effects of

© JIANHUA YAO, V. KOVALENKO, 2015

high-temperature processes such as laser cladding and traditional thermal spray processes include depositsubstrate dilution, high thermally induced residual stresses, and as-solidified microstructures which lead to component distortion and poor mechanical properties. As compared to CS, the inclusion of laser heating into SLD can considerably softened the spraying particles and the substrate, which would reduce the critical deposition velocity and allow bonding to occur on impact at velocities around half those found in CS even when depositing materials that are difficult to process solely using CS. Eliminating the need for high impacting velocities permits cold or slightly heated nitrogen to be used instead of high temperature helium as the process gas, thus reducing operating costs by over an order of magnitude. This reduction in capital and operating costs means that SLD may be viable in many applications for which CS has proved too costly allowing the fully solid process route found in CS to find a use in a wider range of applications. A variety of material coatings such as Cu, Ti, Stellite 6, Ni60, Al-Cu alloy, Al-Si alloy, have been successfully prepared with SLD technique [4-16].

In order to provide insight for further investigations and innovation in supersonic laser deposition as an emerging combination additive re-manufacturing technology with high efficiency, low cost and high quality, this paper presents a systematical overview about the state of the art of SLD technology based on the current research results in our group, from the viewpoints of equipment design, materials selection, process optimization, properties characterization, and so on. The existing issues in these aspects are deeply analyzed and the corresponding solutions are tentatively proposed. Meanwhile, the potential industrial applications of supersonic laser deposition technique in various fields are elaborated in detail as well as the future perspectives and challenges facing this technology.

Supersonic laser deposition system. The schematic diagram of the SLD system is illustrated in Figure 1, a. High pressure gas was supplied to a converging-diverging nozzle in two different imports: one was through the gas heater; the other was via a powder feeder where feedstock powders were held. The feedstock powder stream and high pressure gas were mixed and passed through the nozzle where the particles were accelerated to supersonic speed. The gas heating temperature, gas pressure and powder feeding rate were monitored and adjusted by the control unit of the cold spray equipment as shown in Figure 2, a. The high-velocity particles impacted a region of the substrate which was synchronously heated by a diode laser as shown in Figure 2, b. Combined lenses were used to focus the laser beam onto the substrate surface. A high-speed infrared pyrometer was used to obtain real-time temperature measurements and control the temperature of the deposition zone during the SLD process. Data from the pyrometer was fed through a closed-loop feedback system which altered laser power as necessary to maintain the desired temperature. The nozzle, laser head and pyrometer were assembled on a robot as shown in Figure 2, c. The spraying nozzle was perpendicular to the substrate surface. The laser beam was at an angle of 30° to the surface normal. The laser energy and powder distribution are schematically illustrated in Figure 1, b. In the deposition process, the substrate was stationary and the nozzle, laser head and pyrometer were moveable, controlled by the robot. The process gas can be compressed air (or high pressure nitrogen), which can be provided by an air compressor (or a manifolded cylinder palette) as shown in Figure 2, d.

Coating fabrication and characterization. *Single material coatings*. This section focuses on the comparison of the single material coatings prepared by SLD and other conventional coating technologies such as CS and laser cladding (LC), in regard to deposition efficiency (DE), coating density, microstructure evolution, interfacial bonding, properties, etc.

Comparison of single material coatings prepared by SLD and CS. Shown in Figure 3 is the comparison



Figure 1. Schematic illustration of SLD system (*a*) and laser energy and powder distribution in the SLD process (*b*)

of the coating thickness between CS-Cu and SLD-Cu coatings. It is evident that the SLD-Cu coating is thicker than the CS-Cu coating. The peak coating thickness of CS-Cu coating is around 1.3 mm while that of SLD-Cu coating is about 2.2 mm, that is, laser irradiation increased the peak coating thickness by 70 %. In other words, laser heating considerably improved the DE.

Figure 4 shows the comparison of coating density between CS-Cu and SLD-Cu coatings. It is observed



Figure 2. Supersonic laser deposition system: *a* — control unit of the cold spray equipment; *b* — diode laser; *c* — robot; *d* — air compressor



Figure 3. Comparison of coating thickness: *a* — CS-Cu; *b* — SLD-Cu

that CS-Cu has lots of gaps and pores between the deformed Cu particles, while the SLD one has a much denser microstructure, with gaps and pores hardly observed. Porosity measurements using image analysis software indicated that the porosity of the CS-Cu coating was 3.367 % in area, while it was only 0.08 % in area for the SLD-Cu coating. This confirms the beneficial effect of laser irradiation on the coating density.

Figure 5 presents the coating-substrate interfacial bonding of CS-Cu and SLD-Cu coatings. As can



Figure 4. Comparison of coating density: *a* — CS-Cu; *b* — SLD-Cu

be seen from Figure 5, *a*, there is an obvious crack observed at the interface between coating layer and substrate of the CS-Cu coating specimen, but this is not found in the SLD-Cu coating, instead, material penetration has occurred at the interface of this coating as show in Figure 5, *b*, which would enhance the coating bonding to the substrate. Adhesion strength test as described in ASTM Standard C633 was performed on the CS-Cu and SLD-Cu coatings in order to quantify the real bonding force for each coating. The comparison of adhesion strength of CS-Cu and SLD-Cu coating is shown in Figure 5, *c*. It can be seen that the adhesion strength of the CS-Cu coating is very weak but it increased significantly with the assistance of laser irradiation.

From the above-mentioned results, it can be concluded that the deposition efficiency, coating density and interfacial bonding of the CS coating can



Figure 5. Coating-substrate interfacial bonding: a - CS-Cu coating; b - SLD-Cu coating; c - the comparison of adhesion strength



Figure 6. Comparison of coating's microstructure: a - SLD-Ni60; b - LC-Ni60

be improved by the assistance of laser irradiation. The improvement of DE should be ascribed to the reduction of critical deposition velocity due to the softening of spraying particles by laser heating. One of the most important parameter in the CS process is the critical deposition velocity. For a given material, there exists a critical deposition velocity that must be achieved. Only particles whose velocities exceed this value can be effectively deposited, in turn producing the desired coating. Conversely, particles that have not reached this threshold velocity contribute to the erosion of the substrate. Theoretical modelling of critical deposition velocity ($V_{\rm cr}$ in m/s) proposed by Assadi et al. can be expressed as following formula:

$$V_{cr} = 667 - 14\rho + 0.08T_m + 0.1\sigma_u - 0.4T_i,$$
 (1)

where ρ is the density of the material in g/cm³, T_m is the melting temperature in °C, σ_u is the ultimate strength in MPa, and T_i is the initial particle temperature in °C. According to the formula (1), particle preheating will decrease the critical deposition velocity because as the temperature (T_i) is increased, the ultimate strength of the materials (σ_u) is reduced. Both the increase of T_i and the reduction of σ_u would contribute to the decrease of V_{cr}

In SLD, the powder jet and laser beam partially overlapped with each other. Although the spraying particles were travelling at high velocities and had limited time of exposure to the laser, it is expected that the particles would be significantly heated in flight by laser prior to hitting the substrate because of the high laser power density and small particle size, which could



Figure 7. XRD patterns of Ni60 powder and Ni60 coatings

bring down the critical deposition velocity of spraying particles. As a consequence, the proportion of particles exceeding this velocity would increase, leading to the improvement in DE. In the CS process, the initially deposited particles are hammered by successive highspeed impacting particles. The softened particles by laser heating get easily deformed by the impact of particles at a high velocity, leading to tight bonding of deposited particles (high coating density). In the case of synchronous laser irradiation on the deposition site, the substrate temperature is increased and it is thereby softened. The softened substrate easily lodges the particles to form mechanical interlocking. Moreover, the increased substrate temperature can promote the atomic diffusion between the coating and the substrate materials, which greatly increases the possibility of



Figure 8. Variations of friction coefficient with sliding time



Figure 9. Cross-sectional profile of wear track: a — SLD-Ni60 coating; b — LC-Ni60 coating

metallurgical bonding. All these contribute to the good interfacial bonding of the SLD coating.

Comparison of single material coatings prepared by SLD and LC. Figure 6 shows the SEM microstructure of the Ni60 coating specimens prepared with SLD and LC. As can be seen from Figure 6, the microstructure of the SLD-Ni60 coating shows accumulated plastic deformation of the Ni60 particles with the similar fine as-cast structure to original powder particles (solid state deposition), while the microstructure of



Figure 10. SEM images of cross section of the WC/SS316L composite coating specimens showing coating thickness at different deposition temperature: a — without laser heating; b — 500 °C; c — 700 °C; d — 900 °C

LC-Ni60 coating exhibits a typical coarse cladding dendritic structure.

Further XRD analysis (Figure 7) shows that the SLD-Ni60 coating has identical phases to that of the original powder particles. However, the phases in the XRD pattern of the LC-Ni60 coating differ from those of the SLD-Ni60 coating and Ni60 powder in that the LC process generated a new phase Fe₅C₂ due to dilution effect. Shown in Figure 8 are the evolutions of friction coefficient of the coating specimens that recorded during the wear test. As illustrated, the friction coefficient of the SLD specimen is much smaller and more stable than that of the LC specimen. Deep plough scars can be observed obviously in the wear track of the LC specimen, while the SLD specimen looks smoother, as shown in Figure 9. Also, the width of the wear track of the LC specimen is wider than that of the SLD one. It is clear that the SLD coating has better wear resistance than the LC one.

Laser irradiation in SLD provides heat which can synchronously soften the high-speed particles and substrate, while the heat in LC process melts the particles. Since SLD process has less laser energy input than LC one, the coating/substrate interface and heat affected zone (HAZ) of the SLD specimen are smoother and smaller. Moreover, due to the relatively low temperature deposition feature of SLD technique, the as-deposited Ni60 coating still remains the same microstructure and phaser as that of the feedstock powder materials. The superior wear resistance property of the SLD-Ni60 coating to the LC one should be attributed to the finer structures in the SLD coating, that is, the carbides and borides are more homogeneously distributed in the Ni matrix. It should be noted that hard Ni60 powder particles can be successfully deposited by SLD while it is impossible to be deposited by CS, indicating the SLD technique broadens the materials range that can be processed with CS. Furthermore, this novel deposition technique surpasses conventional laser cladding (LC) technique when used to deposit hard materials such as Ni60 alloy, in that it can suppress the dilution of the steel substrate.

Metal matrix composite material coatings. Comparisons of metal matrix composite (MMC) material coatings prepared by SLD and other conventional coating technologies such as CS and LC are focused on in this section, with the emphasis on the heat sensitive materials such tungsten carbide (WC) and diamond.

Comparison of MMC coatings prepared by SLD and CS. Shown in Figure 10 are the SEM images of cross section of the WC/SS316L composite coating specimens. As observed, the central peak height



Figure 11. Distribution and concentration of WC particles in the composite coatings produced at different temperatures: a — without laser heating; b —500 °C; c — 700 °C; d — 900 °C; e — area fractions of WC in the composite coatings

strongly depends on the laser heating temperature. The peak height of the WC/SS316L coating deposited without laser assistant is 869.5 µm and it is gradually increased to 1.153 mm with the increase of deposition temperature from 500 °C to 900 °C. This result indicates that laser heating can also improve the deposition efficiency of MMC coatings as similar to the single material coatings, which is ascribed to the reduction of critical deposition velocity by laser irradiation. It can be found in Figure 11 that WC particles are evenly distributed in all the coating specimens and the concentration of WC particles in the coatings is increased with deposition temperature. SEM images at high magnification show that WC particles are not effectively embedded into the SS316L matrix in the case without laser heating. With less laser heating or at low deposition temperature, although the WC particles can be embedded in the coating, obvious gaps can still be found at the interface between WC particles and SS316L matrix, as marked in Figure 11, b. Further increasing deposition temperature enhances the interface bonding strength. The WC particles are well embedded in the SS316L matrix with little gaps.

The beneficial effects of laser irradiation on the concentration of WC particles in the WC/SS316L



Figure 12. Interface bonding between SS316L matrix and WC particles; a — without laser heating; b — 500 °C; c — 700 °C; d — 900 °C

composite coatings can be attributed to the softening of the SS316L powder. During the SLD process, the WC particles may not deform due to high hardness and they are embedded in the deformable SS316L matrix. Without laser assistance or with less laser heating, the SS316L powder may not be softened enough to accommodate the hard particles, resulting in relatively low WC concentration. In the case of more laser heating, the SS316L powder easily deforms to take in WC particles owing to sufficient softening, leading to higher WC particle concentration. Furthermore, due to softening effect by laser irradiation in the SLD process, the SS316L powder particles are easier to deform, which also favours lodging the impacting WC particles to form intimate bonding, therefore showing improved bonding strength than the CS coating. The relatively high content of WC particles in the composite coating and the strong interfacial bonding between the WC particles and SS316L matrix results in better tribological properties of the WC/SS316L coating produced by SLD than the CS one as shown in Figure 13.



Figure 13. Variations of friction coefficient with sliding time of the WC/SS316L composite coatings



Figure 14. Microstructure of the diamond/Ni60 composite coating produced with SLD

Comparison of MMC coatings prepared by SLD and LC. Figure 14 presents the microstructure of the diamond/Ni60 composite coating produced with SLD. It shown that the diamond particles are uniformly distributed within the Ni60 matrix as shown in Figure 14, *a*, and the diamond particles are firmly embedded in the Ni60 alloy matrix with good interface bonding as shown in Figure 14, *b*. Most of the diamond particles in the composite coatings were fully retained. This may be due to the softened Ni60 matrix by laser heating. In this case, Ni60 particles were more prone to deform by adiabatic shear instability. The softened Ni60 particles are beneficial for wrapping and holding the diamond particles.

Figure 15 provides some information on diamond graphitization between the SLD diamond/Ni60 coating



Figure 16. Raman spectra of the diamond/Ni60 coatings produced by SLD and LC

and the LC diamond/Ni60 coating. In the LC process, the high temperature and oxidation environment of molten pool, produced by laser irradiation, make the diamond particles easier to graphitize, compared with SLD. In Figure 15, b and d, the black regions indicate serious graphitization of the diamond particles; carbon diffusion occurred at the interface between the diamond particle and Ni60 matrix. It is also found that the irregular shape of the diamond particles was changed to spherical shape during the LC process. However, graphitization is not as severe in the SLD coating specimen as in the LC one. From the Raman spectra in Figure 16, it can be seen that only a typical diamond peak at 1335 cm⁻¹ but also an obvious nondiamond component peak at 1589 cm⁻¹ are presented in the LC coating specimens, while only a single and sharp diamond peak is observed at 1335 cm⁻¹ in the SLD coating specimen. The Raman spectra analysis results demonstrate that part of the diamond particles have been graphitized in the LC coating specimen but no graphitization occurred in the SLD coating specimen. All these findings suggest that the relatively high impact pressure, low deposited temperature and inert N₂ atmosphere are beneficial for preventing



Figure 15. Comparison of diamond graphitization (a, c) the SLD diamond/Ni60 coating, (b, d) the LC diamond/Ni60 coating





diamond particles from graphitizing during the SLD process.

According to the results of wear test as shown in Figure 17 and Figure 18, the diamond/Ni60 composite coating has excellent tribological properties. Under the cyclic load in the wear process and the cutting of irregular diamond particles, the surface of the Si₂N₄ grinding ball was seriously abrased. It is believed that the friction between the contact surfaces was reduced due to the abrasion resistance of hard irregular diamond particles. The low friction and high abrasion resistance of the diamond/Ni60 composite alleviate the damage of the wear surface. Since the sliding wear mechanism of diamond is abrasion, the wear surface of pin is damaged by groove ploughing. The wear track is characterized by numerous discontinuous, short and shallow grooves. These imply that the wear resistance of the SLD composite specimen is better than that of the LC specimen, because the interface bonding between the diamond particles and Ni60 alloy particles is strong enough to sustain the mechanical attack under the wear.

Future perspective and challenges. On the basis of the results from the reviewed studies, it can be concluded that SLD has great potential for rapid transfer of laboratory-developed technology to various industrial fields such as automotive, marine, biomedical, aeronautical/aerospace, power generation, petrochemical, and mining. Furthermore, the need to reduce high cost of preparing coatings, reduce fabrication stages into a single step, and improve coating's functional properties are among the reasons that SLD deposition technique will continue to gain attention both in academic and industrial research. Some application-oriented challenges such as specific tribology, severe abrasive wear, hightemperature creep, fatigue, and severe erosion need to be investigated for successful utilization of SLD technology in the industry.

The focus of further work should be on improving the efficiency and capability of the SLD technology. The efficiency in current study was limited due to the mismatching of laser spot and the powder footprint and the non-uniform heat distribution (a Gaussian heating profile) across the deposition site. Using a more powerful laser would enable the laser spot to be increased to the size of the powder footprint, and the effects of deposition at higher traverse rates and build rates to be investigated. If a top-hat laser beam profile is used, a more uniform temperature distribution could be expected which would increase consistency of deposition conditions across the tracks, thus improve process control. The use of higher particle velocities should be investigated through the use of gas heating



Figure 18. SEM images of worn surfaces: a — wear track of SLD specimen; b — wear track of LC specimen

or improved nozzle designs; improved deposition, efficiency, density and mechanical properties should be expected.

Acknowledgements. The authors would like to appreciate financial supports from the National Natural Science Foundation of China (51475429), the Zhejiang Provincial Commonweal Technology Applied Research Project (2014C31122) and the Postdoctoral Scientific Research Project of Zhejiang Province (Z42102002).

- Bray, M., Cockburn, A., O'Neill, W. (2011) The laser-assisted cold spray process and deposit characterization. *Surface and Coating Technology*, 203, 2851–2857.
- Lupoi, R., Sparkes, M., Cockburn, A. et al. (2011) High speed titanium coating by supersonic laser deposition. *Materials Letter*, 65, 3205–3207.
- Jones, M., Cockburn, A., Lupoi, R. et al. (2014) Solid-state manufacturing of tungsten deposits onto molybdenum substrates with supersonic laser deposition. *Ibid.*, 134, 295–297.
- 4. Olakanmi, E.O., Doyoyo, M. (2014) Laser assisted cold-spray corrosion- and wear-resistant coatings: a review. *J. of Thermal Spray Technology*, **23**, 765–785.
- Kulmala, M., Vuoristo, P. (2008) Influence of process conditions in laser-assisted low pressure cold spraying. *Surface and Coatings Technology*, 202, 4503–4508.
- Li, B., Yang, L.J., Li, Z.H. et al. (2015) Beneficial effects of synchronous laser irradiation on the characteristics of coldsprayed copper coatings. *J. of Thermal Spray Technology*, 24, 836–847.
- Luo, F., Cockburn, A., Lupoi, R. et al. (2012) Performance comparison of Stellite 6 deposited on steel using supersonic laser deposition and laser cladding. *Surface and Coatings Technology*, 212, 119–127.

- Yao, J.H., Yang, L.J., Li, B. et al. (2015) Beneficial effects of laser irradiation on the deposition process of diamond/Ni60 composite coating with cold spray. *Applied Surface Science*, 330, 300–308.
- Li, B., Yao, J.H., Zhang, Q.L. et al. (2015) Microstructure and tribological performance of tungsten carbide reinforced stainless steel composite coatings by supersonic laser deposition. *Surface and Coatings Technology*, 275, 58–68.
- Yao, J.H., Yang, L.J., Li, B. et al. (2015) Characteristics of performance of hard Ni60 alloy coating produced with supersonic laser deposition technique. *Materials and Design*, 83, 26–35.
- Olakanmi, E.O., Tlotleng, M., Meacock, C. et al. (2013) Deposition mechanism and microstructure of laser-assisted cold-sprayed (LACS) Al–12 wt.% Si coatings: effect of laser power. JOM, 65, 776–783.

- Riveiro, A., Lusquinos, F., Comesana, R. et al. (2007) Supersonic laser spray of aluminum alloy on a ceramic substrate. *Applied Surface Science*, 254, 926–929.
- Yuan, L.J., Luo, F., Yao, J.H. (2013) Deposition behavior at different substrate temperatures by using supersonic laser deposition. J. of Iron and Steel Research, Int. 20, 87–93.
- Tlotleng, M., Akinlabi, E., Shukla, M. et al. (2015) Microstructural and mechanical evaluation of laser-assisted cold sprayed bio-ceramic coatings: potential use for biomedical applications. *J. of Thermal Spray Technology*, 24, 423–435.
- Luo, F., Cockburn, A., Cai, D.B. et al. (2015) Simulation analysis of Stellite 6 particle impact on steel substrate in supersonic laser deposition process. *Ibid.*, 24, 378–393.
- Yang, L.J., Li, B., Yao, J.H. et al. (2015) Effects of diamond size on the deposition characteristics and tribological behavior of diamond/Ni60 composite coating prepared by supersonic laser deposition. *Diamond and Related Materials*, in press.

ИМЕННОЙ УКАЗАТЕЛЬ

Алексеенко Т.А. 56 Anyakin M. 36

Бердникова Е.Н. 56 Бернадский А.В. 76, 80 Boyi Wu 39 Bushma A.I. 39

Ван Дзінда 76 Wang Liang 5 Ванг-Чуншенг 76

Гаврилов Д.С. 14

Джемелінський В.В. 44

Zhang Qunli 36 Жданов С.Л. 80 Zhuk R. 36

Забиров А. 21 Завдовеев А.В. 80 Ziyi Luo 39

Игнатов А. 21

Kovalenko V. 31, 36, 88 Korzyk V.N. 39 Кривцун И. 21, 39 Куріло В.А. 76

Ламікіз А. 44 Лесик Д.А. 44 Li Bo 49 Li Zhihong 49 Максименко А.А. 80 Маркашова Л.И. 56 Мартінез С. 44 Махненко О.В. 14, 64 Мордюк Б.М. 44 Мужиченко А.Ф. 64 Назаретян Р.Э. 72 Науменко В.А. 72

Пасечникова Н.В. 72 Патон Б.Е. 76 Позняков В.Д. 56, 80 Прокопенко Г.І. 44

Райсген У. 21

Семенов И. 21 Sidorets V.N. 39 Ciopa O.B. 76 Song Shiying 5

Уманец Н.Н. 72

Khaskin V.Yu. 39 Hu Xiaodong 36 Hu Yong 5

Чжен Шухуей 76

Шелягин В.Д. 56, 76, 80 Шуба І.В. 76

Yang Lijing 49 Yao Jianhua 5, 31, 36, 49, 88

NAME INDEX

Alekseenko T.A. 56 Anyakin M. 36

Berdnikova E.N. 56 Bernatsky A.V. 76, 80 Boyi Wu 39 Bushma A.I. 39

Dzhemelinskiy V.V. 44

Gavrilov D.S. 14

Hu Xiaodong 36 Hu Yong 5

Ignatov A. 21

Khaskin V.Yu. 39 Korzyk V.N. 39 Kovalenko V. 31, 36, 88 Krivtsun I.V. 21, 39 Kurilo V.A. 76

Lamikiz A. 44 Lesyk D.A. 44 Li Bo 49 Li Zhihong 49

Makhnenko O. 14, 64 Maksimenko A.A. 80 Markashova L.I. 56 Martinez S. 44 Mordyuk B.M. 44 Muzhichenko A. 64 Naumenko V.A. 72 Nazaretyan R.E. 72

Pasechnikova N.V. 72 Paton B.E. 76 Poznyakov V.D. 56, 80 Prokopenko G.I. 44

Reisgen U. 21

Semenov I. 21 Shelyagin V.D. 56, 76, 80 Shuba I.V. 76 Sidorets V.N. 39 Siora O.V. 76 Song Shiying 5

Umanets N.N. 72

Wan Dinda 76 Wang Chunsheng 76 Wang Liang 5

Yang Lijing 49 Yao Jianhua 5, 31, 36, 49, 88

Zabirov A. 21 Zavdoveev A.V. 80 Zhang Qunli 36 Zhdanov L.S. 80 Zhen Shukhuey 76 Zhuk R. 36 Ziyi Luo 39