

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

Институт электросварки им. Е.О. Патона НАНУ
НИИ лазерной техники и технологий НТУУ «КПИ»
Дзеньянский технологический университет
Международная ассоциация «Сварка»

**LASER TECHNOLOGIES
IN WELDING AND MATERIALS PROCESSING**

**ЛАЗЕРНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ
В СВАРКЕ И ОБРАБОТКЕ МАТЕРИАЛОВ**

Proceedings of the Sixth International Conference
27–31 May, 2013, Katsiveli, Crimea, Ukraine

Сборник трудов Шестой международной конференции
27–31 мая 2013 г., пос. Кацивели, Крым, Украина

Organizer:
International Association «Welding»
Организатор:
Международная ассоциация «Сварка»

(2013) **Laser Technologies in Welding and Materials Processing**. Kiev: International Association «Welding», 102 pp.

The book contains papers presented at the Sixth 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.

Information Support:

«Avtomaticeskaya Svarka» & «The Paton Welding Journal»

Compiled by *V.S. Kovalenko, I.V. Krivtsun*

Publishing Project *A.T. Zelnichenko*

CRC Preparation *T.Yu. Snegiryova, A.I. Sulima*

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 M. Bachmann et al.

ISBN 978-966-96309-2-6

© E.O. Paton Electric Welding Institute, NASU, 2013
© International Association «Welding», 2013

Содержание

<i>Kovalenko V.S.</i> Laser technology as a key factor in further development of modern sustainable manufacturing	7
<i>Bachmann M., Avilov V., Gumenyuk A. and Rethmeier M.</i> High power laser beam welding of austenitic stainless steel with electromagnetic weld pool support	11
<i>Головка Л.Ф., Блощицин М.С.</i> Особливості застосування індукційного нагрівання при комбінованому лазерно-індукційному наплавленні	15
<i>Головка Л.Ф., Блощицин М.С.</i> Особливості застосування енергії плазмового струменя для комбінованого процесу лазерно-плазмового газопорошкового наплавлення	18
<i>Демченко В.Ф., Лесной А.Б., Абдулах В.М.</i> Расчетная оценка параметров проплавления насыпного порошкового материала	22
<i>Джемелінський В.В., Лесик Д.А.</i> Комбінована лазерно-ультразвукова оздоблювально-зміцнювальна обробка виробів із сталі	26
<i>Илясов В.В., Месхи Б.Ч., Рыжкин А.А., Ершов И.В., Фам Д.К., Телятников Е.Д.</i> Моделирование, синтез и нано/микро-структурирование поверхности материалов лазерным излучением	30
<i>Kovalenko V.S., Yao J., Zhang Q., Kondrashev P., Anyakin M., Zhuk R., Stepura O.</i> Mutual interaction of focused laser beam and gas-powder stream on laser processing quality	34
<i>Kovalenko V.S., Yao J., Zhang Q., Nayebi M., Anyakin M., Zhuk R., Stepura O., Kondrashev P.</i> Laser milling of super-hard materials	39
<i>Кривцун И.В., Шелягин В.Д., Бушма А.И., Сидорец В.Н., Хаскин В.Ю.</i> Лазерно-плазменная сварка нержавеющей сталей	44
<i>Mazur A., Lubovna L., Pustovoyt S., Petruk V., Makovetska O.</i> Information systems and economic and statistical database on the welding production	48
<i>Маркашова Л.И., Позняков В.Д., Бердникова Е.Н., Шелягин В.Д., Жданов С.Л., Сиора А.В.</i> Особенности структуры сварных соединений высокопрочной стали, формирующейся в условиях лазерной сварки	51
<i>Маркашова Л.И., Тюрин Ю.Н., Колисниченко О.В., Валевич М.Л., Богачёв Д.Г.</i> Оптимизация структуры и эксплуатационных свойств рабочих поверхностей изделий из высокопрочного чугуна после импульсной плазменной поверхностной обработки	56
<i>Маркашова Л.И., Тюрин Ю.Н., Колисниченко О.В., Валевич М.Л., Богачёв Д.Г.</i> Структурно-фазовое состояние защитных Ni-Cr покрытий, нанесенных методом кумулятивно-детонационного напыления	60

<i>Маркашова Л.И., Шелягин В.Д., Хаскин В.Ю., Кушнарева О.С., Бернацкий А.В.</i> Влияние структурно-фазового состояния на механические свойства поверхностных слоев конструкционной стали, формирующихся в условиях лазерного и лазерно-плазменного легирования	64
<i>Полишко А.А., Саенко В.Я., Степанюк С.Н., Туник А.Ю.</i> Оценка влияния лазерной поверхностной обработки на структуру зоны оплавления литого высоконикелевого СПЛАВА ЭК62 (ХН56МБЮД) электрошлакового переплава	70
<i>Семенов И.Л., Кривцун И.В.</i> Зарядка частиц конденсированной фазы в парогазовом факеле при лазерной сварке с глубоким проплавлением	75
<i>Семёнов А.П., Шуба И.В., Кривцун И.В., Демченко В.Ф.</i> Моделирование динамики сварочной ванны при точечной сварке импульсным лазерным излучением ...	80
<i>Sipavicius C., Mazeika K., Drazdys R., Padgurskas J. and Buzelis R.</i> Creation of Universal Laser Equipment with expanded possibilities of application	85
<i>Sokolov M., Salminen A.</i> Edge surface preparation in laser welding of low-alloyed steels	89
<i>Хаскин В.Ю., Доляновская О.В.</i> Выбор режима лазерной закалки инструментальной стали 5ХЗВЗМФС (ДИ23)	92
<i>Шелягин В.Д., Ахонин С.В., Хаскин В.Ю., Белоус В.Ю.</i> Сварка титановых сплавов гибридным способом с использованием излучения Nd:YAG-лазера и дуги с неплавящимся электродом	96
<i>Именной указатель</i>	101

CONTENTS

<i>Kovalenko V.S.</i> Laser technology as a key factor in further development of modern sustainable manufacturing	7
<i>Bachmann M., Avilov V., Gumenyuk A., Rethmeier M.</i> High power laser beam welding of austenitic stainless steel with electromagnetic weld pool support	11
<i>Golovko L.F., Bloschitsin M.S.</i> Peculiarities of application of energy of plasma jet for combined process of laser-induction surfacing	15
<i>Golovko L.F., Bloschitsin M.S.</i> Peculiarities of application of induction heating in combined laser-induction surfacing	18
<i>Demchenko V.F., Lesnoy A.B., Abdulakh V.M.</i> Kinetics of fusion of powder material in laser and hybrid surfacing over powder layer	22
<i>Dzhemelinskyy V., Lesyk D.</i> Combined laser and ultrasonic finishing and strengthening processing steel products	26
<i>Ilyasov V.V., Meskhi B.Ch., Ryzhkin A.A., Ershov I.V., Fam D.K., Telyatnikov E.D.</i> Modelling, synthesis and nano/microstructuring of surface of materials by laser irradiation	30
<i>Kovalenko V.S., Yao J., Zhang Q., Kondrashev P., Anyakin M., Zhuk R., Stepura O.</i> Mutual interaction of focused laser beam and gas-powder stream on laser processing quality	34
<i>Kovalenko V.S., Yao J., Zhang Q., Nayebi M., Anyakin M., Zhuk R., Stepura O., Kondrashev P.</i> Laser milling of super-hard materials	39
<i>Krivtsov I.V., Shelyagin V.D., Bushma A.I., Sydorets V.N., Khaskin V.Yu.</i> Laser-plasma welding of stainless steels	44
<i>Mazur A., Lubovna L., Pustovoyt S., Petruk V., Makovetska O.</i> Information systems and economic and statistical database on the welding production	48
<i>Markashova L.I., Poznyakov V.D., Berdnikova E.N., Shelyagin V.D., Zhdanov S.L., Siora A.V.</i> Peculiarities of structure of welded joints of high-strength steel formed under laser welding conditions	51
<i>Markashova L.I., Tyurin Yu.N., Kolisnichenko O.V., Valevich M.L., Bogachev D.G.</i> Optimizing of structure and service properties of working surfaces of parts from high-strength cast iron after pulse-plasma surface treatment	56
<i>Markashova L.I., Tyurin Yu.N., Kolisnichenko O.V., Valevich M.L., Bogachev D.G.</i> Structural-phase state of Ni–Cr protective coatings deposited by method of cumulative-detonation spraying	60
<i>Markashova L.I., Shelyagin V.D., Khaskin V.Yu., Kushnareva O.S., Bernatskiy A.V.</i> Influence of structure-phase state on mechanical properties of surface layers of structural steel formed under conditions of laser-plasma alloying	64
<i>Polishko A.A., Saenko V.Ya., Stepanyuk S.N., Tunik A.Yu.</i> Investigation of structure and hardness of fusion zone in cast high-nickel alloy EK62 (KhN56MBYuD) of electroslag remelting after its surface treatment by laser	70

<i>Semenov I.L., Kriotsun I.V.</i> Charging of particles of condensed phase in vapour-gas jet in deep penetration laser welding	75
<i>Semenov A.P., Shuba I.V., Kriotsun I.V., Demchenko V.F.</i> Modelling of dynamics of weld pool in spot pulse laser radiation welding	80
<i>Sipavicius C., Mazeika K., Drazdys R., Padgurskas J., Buzelis R.</i> Creation of Universal Laser Equipment with expanded possibilities of application	85
<i>Sokolov M., Salminen A.</i> Edge surface preparation in laser welding of low-alloyed steels	89
<i>Khaskin V.Yu., Dolyanovskaya O.V.</i> Selection of mode of laser quenching of 5Kh3V3MFS (DI23) tool steel	92
<i>Shelyagin V.D., Akhonin S.V., Khaskin V.Yu., Belous V.Yu.</i> Welding of titanium alloys by hybrid method using Nd:YAG laser irradiation and non-consumable electrode arc	96
<i>Name Index</i>	102

LASER TECHNOLOGY AS A KEY FACTOR IN FURTHER DEVELOPMENT OF MODERN SUSTAINABLE MANUFACTURING

V.S. KOVALENKO

Laser Technology Research Institute, NTUU, Kiev, Ukraine

Global economy development discloses the new challenges in human activity. They are caused by drastic deficit of different natural resources and connected with this the variety of deep changes in human being serious future problems development. To make the global economy more efficient the new approach to its development is becoming more significant-sustainable manufacturing. Sustainability-nowadays is considered as the system of reasonable consumption of world resources, preserving and restoring them for use by next generations to come... Sustainable manufacturing-industrial system, based on rational utilization of energy, water, other natural resources, human force etc. to reach the quality and productivity at product manufacturing with lowest possible cost and minimum damage to the environment. The laser technology may be considered as one of the key factors in sustainable manufacturing development thanks to its versatility, unique universality, very fast wide spreading and enormous prospects of future applications.

The global crisis which is still spreading and becoming deeper discloses new very serious challenges in almost every field of mankind activity. For few last decades the economics of majority of advanced countries was developing based on extensive use of available natural sources. It becomes evident now that those resources are not endless. First of all there is a great lack of energy. The alternative sources of energy (solar, wind, etc.) still have the miserable share in comparison with conventional one. Clean water became very rear in many areas — only 1 % of the world population may use the running water! Mineral resources are exhausted. The demand for energy is rising steadily at the same time. To intensify their consumption would enormously increase their cost. The problem of food supply for constantly increasing world population is becoming very serious with every year. And finally the ecology deterioration has already become catastrophic all around the world.

Thus the new approaches are needed to find the right solution for solution new problems. The extensive way of improving the traditional technologies and classic appeal for economy of available resources may only partially help in this case. It is obvious that unusual drastic measures may give the answer...

So the new concept of sustainable manufacturing had been proposed. Sustainability-nowadays is considered as the system of reasonable consumption of world resources, preserving and restoring them for use by next generations to come...

Sustainable manufacturing-industrial system, based on rational utilization of energy, water, other natural resources, human force, industrial potential, etc. to reach the quality and productivity at product manufacturing with lowest possible cost and minimum damage to the environment.

The main features of sustainable manufacturing are as follows:

- product life cycle;
- sustainable efficiency;
- saving of natural resources;
- sustainable materials;
- knowledge based development;
- care on environment;
- sustainability through education;
- programs on sustainability improvement.

Advanced technologies and particularly laser technologies are the main factors of sustainable manufacturing.

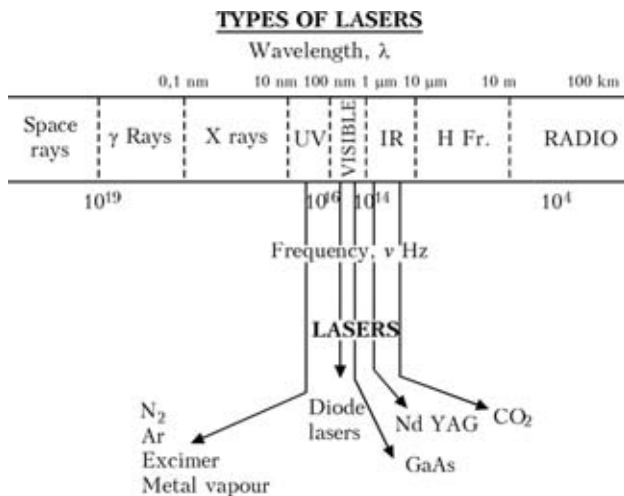
The life cycle issue, the material sustainability, the green technology development and ecology safety in economy growth, the improvement in natural resources saving, the increase of productivity and manufacturing efficiency, the new moves in engineering education development, the general improvement of life quality and etc. — all these challenges may be successfully solved entirely or partly by further development and implementation into practice different new advanced technologies and particularly-different processes of laser technology.

Why laser technology is considered in such a global sense?

1. There are more than 360 different applications.
2. Laser technology has the unique universality — it may be used almost at every stage of life cycle in product development: starting from design, through material transformations, manufacturing processes, services and maintenance, recycling, reuse, etc.
3. Laser technology is characterized by great flexibility: it may be used at macro, micro and nano levels.

Basic data on laser technology possibilities. If at the start of laser era in early 60th of the last century the main laser used for first industrial applications had been solid state ruby laser. Now days the variety

Table 1



of lasers used for manufacturing are acceding already few dozens. Characteristics of some of them are given in the Table 1. It is seen that available types of lasers are emitting radiation only in quite narrow part of electro-magnetic spectrum (mainly in visible and partly in infrared and ultraviolet parts of the spectrum). The new types of laser are developed extremely fast now and the prospects to widen the spectrum of laser characteristics are very broad indeed. One of the most critical factors is energy efficiency. The majority of existing lasers up to now has very low efficiency (Table 2). Only recently developed lasers (fiber optics and diode) have quite high efficiency, which enables not only to save energy consumption but to decrease the dimensions of the developed industrial systems.

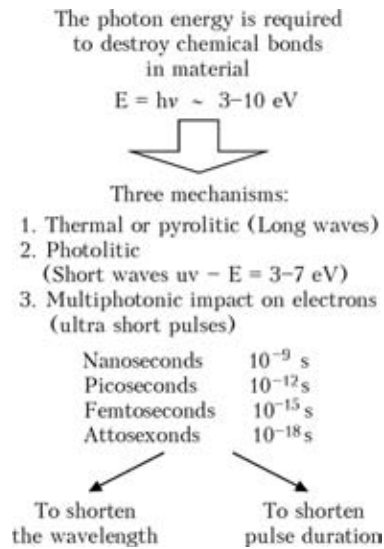
The leading company in development and manufacturing of industrial systems based on fibre optics lasers is IPG Technology which has a number of subsidiaries in different countries producing broad variety of industrial systems.

Small size and mass, high efficiency and shape flexibility are the most significant advantages of this new laser. Even at this comparatively early stage of development their mean power is reaching already 10kW (in some cases up to 100 kW).

Table 2

Type of laser	Efficiency, %
Ruby laser	<0.1
Nd-glass laser	<1.0
Nd:YAG rod laser	<1.0
Nd:YAG rod laser (diode pumped)	7.0
Yb:YAG disk laser (diode pumped)	15–20
CO ₂ laser	<10
CO laser	<12
Excimer laser	2
Diode laser	40–70
Fibre optics laser	30–65

Table 3



The very wide range of power densities which may be reached at this stage of laser system development allows realizing different mechanisms of laser radiation interaction with matter, the main of which are listed in Table 3.

These mechanisms and their combinations determine the vast variety of different technological processes which may be performed at products manufacturing. They may be realised at macro, micro and at nano levels.

Laser technology is one of the the key factors of Sustainable Manufacturing development. The life cycle issue, the material sustainability, the importance of green technology development and ecology safety in economy growth, the improvement in natural resources saving, the increase of productivity and manufacturing efficiency, the new moves in engineering education development, the general improvement of life quality and etc. – all these challenges may be successfully solved entirely or partly by further development and implementation into practice of different processes of laser technology.

Laser technology has the unique universality – it may be used almost at every stage of life cycle in product development: starting from design, through material transformations, manufacturing processes, services and maintenance, recycling, reuse, etc.

The sphere of laser technology is enormous-almost any field of human activity, it is equally efficient at macro level, for micro application and is becoming the only unique technology at nano-level. Considering the great potential of laser technology for realization of different processes of new nano-materials and nano-processing development laser technology becoming the key factor for modern sustainable manufacturing implementation.

Laser technology in micro applications. It is well known that first industrial application of laser had been demonstrated at micro machining of small holes. At the beginning the quality and precision of holes

had been not very high. The productivity was too low – few holes per min. Processing had been performed using pulsed radiation with low energy per pulse. The dimensions of holes had been in the range: diameter 10–500 μm; depth 0.1–2.0 mm. Thanks to the development of new types of lasers, improvements of power supply systems, development of modern focusing devices, etc. it is possible now to reach very high productivity (up to thousands holes per min at high quality and precision) at manufacturing different diaphragms, nozzles, sieves and other unique components for machines and devices.

Micro slots and micro cuts are also the sphere of micro processing. Using this processes give the significant saving at machining components from expensive materials and from material difficult to machine by traditional techniques.

Micro machining is used mainly for processing small components or limited areas of different in dimensions components.

Especially micro machining has began to be used with increasing trends to miniaturize different systems and devices in precision engineering, medicine, measurement systems, etc. The bright example of use laser micromachining in medicine is manufacturing cardio protégés (stents) which are implemented in blood vessels for treatment cardio deceases. Considering the fact that cardio deceases are the «number one killer» the very efficient laser technology for stents manufacturing is found to be the most effective technique to solve the problem of human life preserving.

Using micro processing is wide spread now for performing components marking and engraving, for local hardening and surface alloying of different tools and components to improve the local properties of the material and to increase the wear resistance of the components and tools. These applications almost entirely substituted the conventional not very efficient techniques.

The wide spread technology of bar-coding printing and reading this coding became the most efficient technology for identification of products in different industries. Such technologies are fully automated now and are performed with high speed.

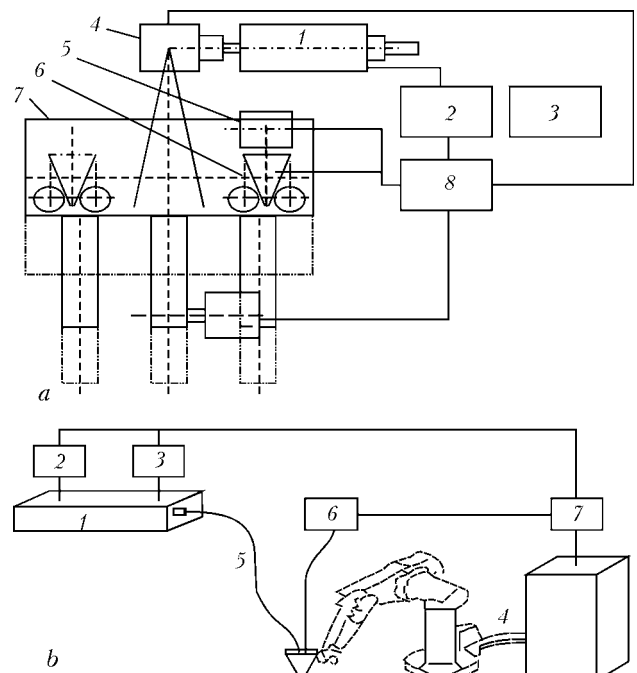
Laser micro welding became quite common operation in microelectronics. High speed of processing together with very high precision and quality are the main advantages of this technology in comparison with traditional brazing technique. The positive factor of such technology is the ability to be fully automated as well.

Laser technologies in macro processing. If at the beginning of laser era industrial laser applications was mainly limited by micro machining with the development of new types of laser and the increase of irradiation power the field of laser applications has widened to macro processing. It became possible to find industrial laser systems in automotive, aerospace

and shipbuilding enterprises working at production line at mass production. In principal almost all processes typical for micro processing may be realized in macro machining providing the use of more powerful laser systems and the scale of use such technology. First of all it concerns the application of laser radiation for performing cutting of different sheet materials. Such technology is especially efficient for shearing carbon steel, stainless steel, aluminum alloys as well as different non metal materials.

Laser welding is the second most widespread application at macro processing. The automotive and airspace industries are the main users of these processes. Different materials may be joined by this technology. Very efficient technology – welding of plastic – is becoming quite popular in different fields of industry as competitive and time and money saving technology. To increase the efficiency of welding thick materials laser irradiation is combined with plasma torch action. Such process is known under the term laser-plasma welding. It helps to decrease the cost of the processing and to raise its productivity.

As macro processing the process of rapid prototyping (Figure) may be considered because with its help it is possible to restore the worn off large components and to manufacture the new one using the technology of local cladding (melting) of material. Using the technique of powder material injection the technology of laser sintering may be realized. Thus the 3D laser printing may be realized at manufacturing



Classic schemes of RP with roller (a) and with robot (b); technological laser 1 with a power supply unit 2 and cooler 3; 4 – scanning system; 5 – dosing device; 6 – device of powder preparation; 7 – work table; 8 – control system (a); 3, 4 – technological robot with programming system; 5 – optical fiber with systems Oscillator 1; technological laser with a supply unit 2; 6 – dosing device; 7 – control system (b)

Table 4

Optical (laser) lithography is of crucial importance for the microchips production	
1. Optical lithography generates global revenues	1 bln euro
Microchips produced using these systems generates	155 bln euro
3. Sales of computers, digital cameras, mobile telephones, dependent on microchips generates total revenues	1160 bln euro
4. Every Euro earned with laser lithography generates approximately 1000 euro of industrial production	

components of intricate shape from different powder compositions.

Such technology is an example of excellent combination of Information technology (IT) and advanced laser technology (LT).

Laser technology applications in nano processing. XXI century is considered as the century of nanosciences, nonmaterials and nanotechnologies. Those fields of science and technique are developing very intensely. And this development depends to great extend on the level of laser technology which influences both creation of new nanomaterials and nanoprocessing.

Just thanks to great extend to the success in the field laser technology it became possible to reach the unique results in manufacturing new types of microprocessors with huge memory capacity at very small dimensions. Thanks to use of radiation with shorter wavelength the width of the structural elements became much smaller and their density had been increased. Thus except of miniaturization of microprocessors their efficiency had been increased and the significant decrease of manufacturing cost had been reached. The use of laser optical lithography had revolutionized the manufacturing process further more (Table 4).

Considering the achievements of laser technology and information technology for the last time it is worse to make such a statement: «the latest development of laser technology was not possible without deep integration of information technology» and vice versa – «information technology had such a tremendous achievement for the last decades thanks to very strong integration of laser technology and especially nano laser processing into information technology».

The prospects of further developments and implementation of laser technology (LT). In spite of

very short history of laser technology development (only fifty years) it has demonstrated the vast prospects for further achievements of new horizons. Because of its flexibility, universality, friendliness to the environment, easiness for improvements and modernizations, ability to be used at any stage of product life cycle, etc. it is already and will be more in the future attractive for industrialists for more broad implementation into practice. All these vividly demonstrate the unique opportunities and prospects of using different processes of laser technology to solve the challenges of manufacturing development especially in conditions of global crisis and increasing natural resources shortage.

Conclusions

1. Laser beam became the highly efficient universal tool.
2. LT has found the wide application in global economy.
3. The use of LT increases the processing efficiency, decreases the material consumption, has positive effects on life cycle, is friendly to environment.
4. The mutual integration of LT and IT is the main way to enhance the processing efficiency.
5. LT growth is far from saturation. The manufacturers' interest to laser processing is increasing. The prospects are bright!
6. LT is excellent example of using advanced technology for further development of sustainable manufacturing.

1. Belforte, D. (2013) Industrial laser solutions. *Product E-Newsletter*, July.
2. Anyakin, M., Zhuk, R., Kondrashov, P. et al. (2010) Some results of studying laser micromachining at medical stents manufacturing. *Int. J. of Nanomanufacturing*, **3**.
3. Belforte, D.A. Fiber laser drilling for aerospace applications. *Industrial Laser Solutions*, 07.03.2013.
4. Yao, J., Zhang, Q., Anyakin, M. et al. Modeling of laser cladding with diode laser robotized system. *Int. J. of Surface Engineering and Electrochemistry*, **3**(46), 266–270.
5. Krivtsun, I., Kovalenko, V. (2001) Combined laser-arc methods of material machining. Pt 2. *Transact. of the National Technical University of Ukraine*, **6**, 47–66.
6. Lin, Li, Minghui, Hong, Michael, Schmidt et al. (2011) Laser nano manufacturing – state of the art and challenges. *CIRP Annals-manufacturing Technology*, **60**, Issue 7, 735–755.
7. Belforte, D.A. (2013) *Industrial Laser Solutions*, **1**, August.
8. Gong, T., Zhang, Y., Liu, W. et al. (2008) Connection of micro-sized double-walled carbon nanotube strands by current-assisted laser irradiation. *J. of Laser Applications*, **20**(2), 122.

HIGH POWER LASER BEAM WELDING OF AUSTENITIC STAINLESS STEEL WITH ELECTROMAGNETIC WELD POOL SUPPORT

M. BACHMANN, V. AVILOV, A. GUMENYUK and M. RETHMEIER
BAM Federal Institute for Materials Research and Testing, Berlin, Germany

Laser deep penetration welding became a widely applied tool in industrial applications due to the available laser power of 20 kW and more for the single-pass welding of steel plates of up to 20 mm. Above a critical limit, liquid metal tends to drop out of the weld bead due to the hydrostatic pressure. Laser beam welding in contrast to electron beam welding technique allows for an electromagnetic manipulation of the fluid flow in the weld pool. An alternating current electromagnetic system for the compensation of the hydrostatic pressure by induced Lorentz forces in the melt was experimentally and numerically investigated for single-pass full-penetration welding of up to 20 mm austenitic stainless steel plates grade AISI 304. It was shown, that the application of magnetic fields between 200 and 234 mT at an oscillation frequency of around 2.6 kHz lead to a full compensation of the hydrostatic forces in the melt for plate thicknesses between 10 and 20 mm, respectively. Coupled fluid flow, thermal and electromagnetic finite element simulations were done with different applied magnetic flux densities and oscillation frequencies calculating for the optimal magnetic field strength to avoid melt sagging in the weld pool. The simulation results point to a lower magnetic field density needed for that purpose. The reason for that can lie in the magnetic properties of the material not being totally non-ferromagnetic.

In the course of the last decade, the availability of laser sources within the power class above 10 kW made it possible to weld ever thicker aluminium and steel plates up to 30 mm in a full-penetration welding process [1, 2]. Such a process has the advantage of being very efficient along with the well-known key benefits of a laser welding process compared to multi-pass arc welding processes, e.g. the low heat input, the high welding speeds as well as the low distortion [3].

The present investigation deals with the single-pass laser beam welding of up to 20 mm thick stainless steel plates grade AISI 304. The conventional method to weld thick components is to use the electron beam welding technique [4, 5], which brings up challenges for large modules due to the need of a technical vacuum. Nowadays, modern laser beam sources enable a stable single-pass welding process up to 16 mm penetration for steel [6, 7].

Above a critical limit, the surface tension of the molten material cannot balance the hydro-static pressure of the melt and drops out during the welding process before solidification occurs.

Another challenge are the highly dynamical processes in the process zone, e.g. due to Marangoni flow and natural convection.

The laser beam welding in contrast to the electron beam welding allows for an electromagnetic treatment of the melt. Electromagnetic technologies in the processing of metals are widespread and range from crystal growth and cold crucible melting to the porosity prevention and surface treatment [8] and stirring [9] in welding applications.

The approach in this investigation is the application of an oscillating magnetic field perpendicular to the welding direction below the process zone which induces eddy currents contactless. The resulting volumetric Lorentz forces in the melt counteract the effect of gravitational forces and compensate for the hydrostatic pressure. An electromagnetic weld pool control system was already experimentally [10, 11] investigated for steel up to 18 mm and for 30 mm thick aluminium alloys. Numerical justification for 20 mm thick aluminium welds was presented in [12].

The present investigation deals with the numerical calculation and experimental validation of the electromagnetic weld support system for 20 mm thick stainless steel AISI 304. Representative simulation studies of a fluid flow simulation coupled with an electromagnetic processing are presented in [12–14].

Experimental setup. The working principle of the applied electromagnetic weld pool support is sketched in Figure 1, *a*. The oscillating magnetic field B is located in the centre below the weld pool and induces eddy currents j within the skin depth $\delta = (\pi f \mu \sigma)^{-1/2}$ of the material, where f is the oscillation frequency; μ is the magnetic permeability and σ the electric conductivity. The interaction of the induced currents with the applied magnetic field produces a Lorentz force $F_L = j \times B$ in the melt, which counteracts the hydrostatic pressure and, in the case of an optimal control, ensures a balancing of the pressures on the upper and lower weld surfaces to avoid dropping of the melt.

The magnet was located 2 mm below the workpiece. The magnet poles had a distance of 25 mm and

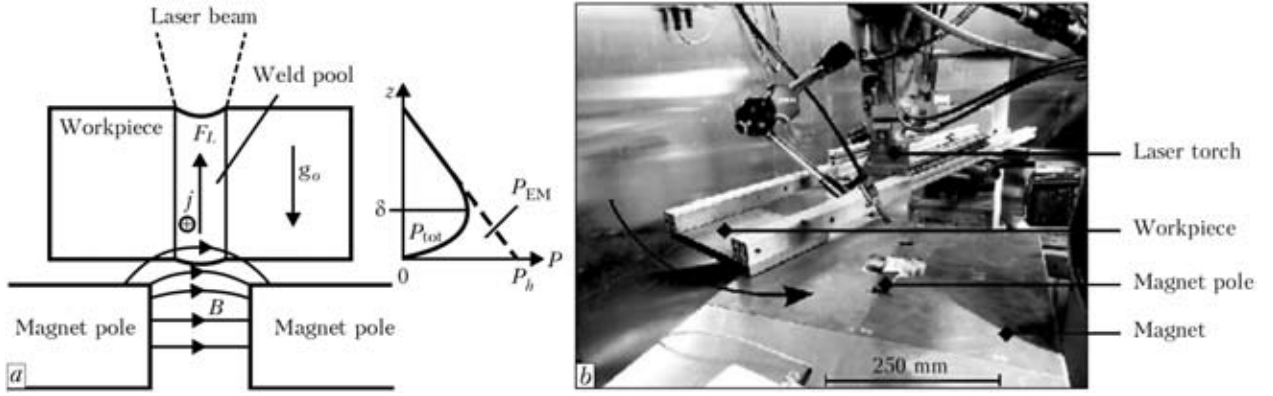


Figure 1. *a* – scheme of the electromagnetic weld pool support system; *b* – experimental setup

their cross section had the dimensions 25×25 mm. The experimental setup can be seen in Figure 1, *b*.

The bead-on-plate welds were done with a fibre laser with a beam power used of up to 18 kW. Welding of 20 mm thick AISI 304 produced no reasonable welding result as the liquid material was blown out of the seam. Therefore, the 20 mm joints were made of 10 mm austenitic steel AISI 304 at the root side and 10 mm ferritic steel S235 above as the higher surface tension of S235 stabilizes the weld bead surface. The penetration depth of the magnetic field was adjusted at around 10 mm so that the magnetic characteristics of the ferritic S235 do not influence the applied magnetic field significantly. The 20 mm case was supposed to show the principal applicability of the magnetic weld pool support for even higher plate thicknesses. The laser and optics properties are summarized see below.

Laser type Yb fibre laser	Max. laser power P_L 20 kW
Fibre diameter 200 μm	Focal spot diameter 600 μm
Focal length 350 mm	Shielding gas 30 l/min Ar

Mathematical modelling. The numerical model calculates the turbulent fluid flow equations, i.e. the mass conservation with the mass density ρ and the velocity v and the Navier Stokes equations with the dynamic viscosity η , pressure p and source term F

$$\nabla(\rho u) = 0, \quad (1)$$

$$\rho(u\nabla)u = -\nabla p + \nabla \left[\eta(\nabla u + (\nabla u)^T) - \frac{2}{3} \eta(\nabla u)I \right] + F, \quad (2)$$

$$F = -\rho g - c_1 \frac{(1 - f_L)^2}{f_L + \epsilon} (u - u_{\text{weld}}) + \langle j \times B \rangle. \quad (3)$$

In (3), the first term accounts for the gravitational influence, the second term refers to the braking of the solidified material down to processing velocity and the last term to the applied time-average of the Lorentz force. f_L is the liquid fraction and c_1 and ϵ are constants.

Additionally, the energy equation with an effective heat capacity C_p^{eff} accounting also for the latent heat of fusion, the temperature T and the heat conductivity λ is solved

$$pC_p^{\text{eff}}u\nabla T = \nabla(\lambda\nabla T). \quad (4)$$

The Maxwell equations with the electric field E accounts for the applied electromagnetic influence of the weld support system. The influence of the flow field on the electric current density distribution is described by the generalized Ohm's law

$$\nabla \times B = \mu j, \quad \nabla \times E = \frac{\partial B}{\partial t}, \quad j = \sigma(E + u \times B). \quad (5)$$

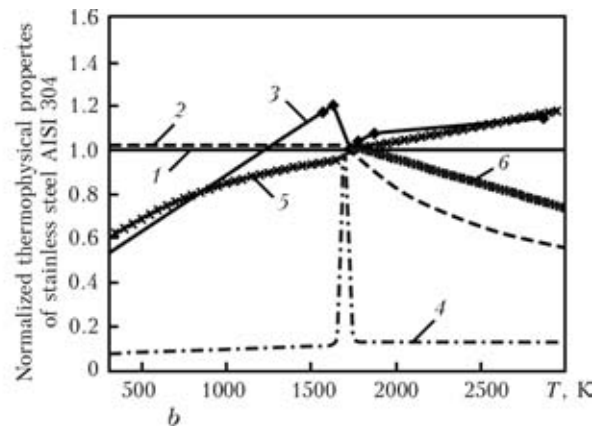
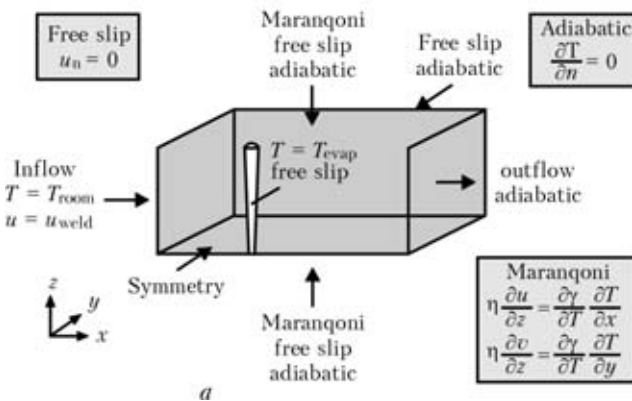


Figure 2. Boundary conditions (*a*); thermophysical properties of stainless steel AISI 304 (*b*): 1 – density $\rho/\rho(T_{\text{melt}})$; 2 – dynamic viscosity $\eta/\eta(T_{\text{melt}})$; 3 – heat conductivity $\lambda/\lambda(T_{\text{melt}})$; 4 – heat capacity $c_p^{\text{eff}}/c_p^{\text{eff}}(T_{\text{melt}})$; 5 – electrical resistivity $\rho_{\text{el}}/\rho_{\text{el}}(T_{\text{melt}})$; 6 – surface tension $\gamma/\gamma(T_{\text{melt}})$

Thermophysical properties of stainless steel AISI 304 at melting temperature

T_{melt}	1700 K	T_{evap}	3000 K
Density ρ	6900 kg/m ³	Heat capacity C_p	800 J/kg·K
Latent heat of fusion H_f	2.61·10 ⁵ J/kg	Heat conductivity λ	28 W/m·K
Dynamic viscosity η	6.4·10 ⁻³ Pa·s	Elec. resistivity $\rho_{\text{el}} = \sigma^{-1}$	1.33·10 ⁻⁶ μm
Marangoni coefficient γ'	-4.3·10 ⁻⁴ N/m·K	Surface tension γ	1.943 N/m

The boundary conditions are summarized in Figure 2, *a*. They are explained in more detail in [12]. The used material model was taken from [15–17], see Figure 2, *b* and Table. Due to the limited penetration depth of the magnetic field in the liquid material of around 10 mm, the whole 20 mm workpiece was modelled with the material model of AISI 304.

Numerical results. The temperature as well as the velocity distributions are shown in Figure 3 for the case of optimal compensation of the hydrostatic pressure in the melt. The welding velocity was 0.4 m/min and the oscillation frequency 3 kHz leading to a penetration depth of the magnetic field of around 10 mm in the liquid phase of the material. The peak values

of the velocity magnitude in the regions near the free surfaces of the weld pool are due to the Marangoni flow there being directed from hot to cold regions as the surface tension increases along that path. Therefore, the weld bead is elongated at both surfaces. At the lower surface, this elongation is smaller due to the presumed geometry of the keyhole with smaller diameter at the lower side.

Figure 4, *a* shows the hydrostatic pressure compensation in the weld bead 3 mm behind the keyhole in the symmetry plane for three frequencies. It shows, that the pressure values at both surfaces are nearly equal, so that dropping of melt cannot occur due to gravity effects. The calculated pressure distribution

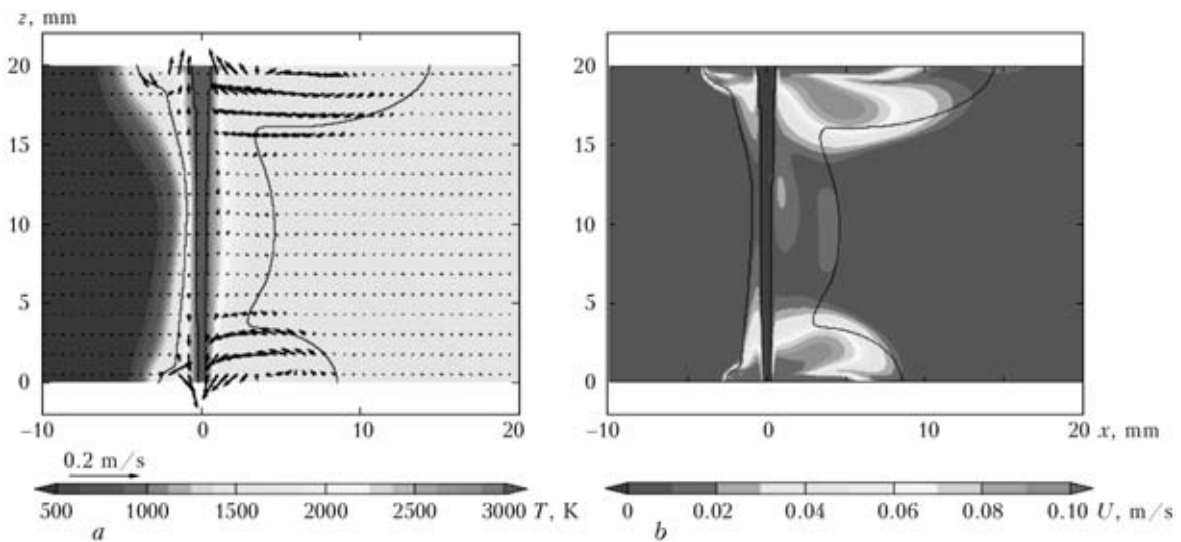


Figure 3. Symmetry plane of the simulation results of the case with optimal electromagnetic control of the hydrostatic pressure for a welding velocity of 0.4 m/min; temperature distribution and velocity vectors (*a*); velocity magnitude distribution (*b*)

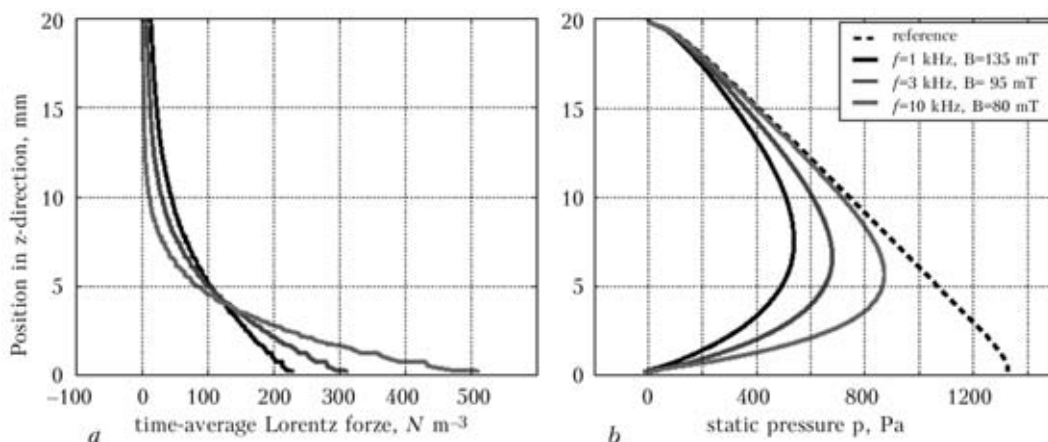


Figure 4. Pressure distribution 3 mm behind the keyhole in a vertical axis (*a*); time-average of the vertical component of the Lorentz force (*b*)

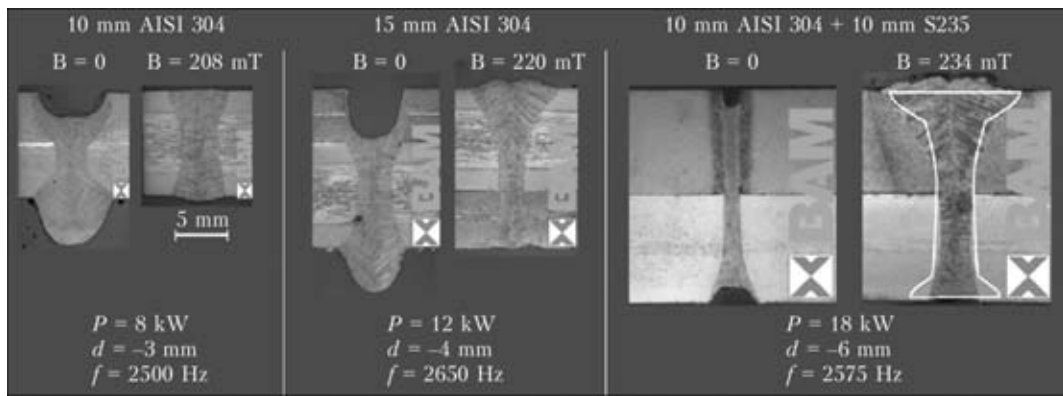


Figure 5. Single-pass laser beam welding without and with optimal parameters of the electromagnetic support system for thicknesses between 10 mm and 20 mm. The welding velocity is 0.4 m/min. The laser power P and the focus depth d were adapted with respect to the plate thickness. For the 20 mm case, the simulational cross section for 95 mT at an oscillation frequency of 3 kHz is overlaid

corresponds well with the vertical component of the Lorentz force being shown in Figure 4, *b*.

Experimental results. The experimental results for thicknesses between 10 mm and 20 mm are shown in Figure 5. Up to a thickness of 15 mm, the material AISI 304 was used. For 20 mm, a combination of AISI 304 (lower side) and S235 (upper side) was used, due to the stability issues of the welding process at the upper weld pool side and the higher surface tension of constructional steel. Up to a thickness of 15 mm, the reference cases show severe sagging of material whereas the case of 20 mm is associated with an unstable welding process with material being lost on root and top side. The magnetic flux density needed to avoid sagging increases slightly with higher material thicknesses and a state of optimal compensation can be reached for any thickness. The cross sections of the simulation with $B = 95$ mT at an oscillation frequency of 3 kHz corresponds well with the 234 mT and 2.6 kHz from the experiment.

Summary & discussion. An electromagnetic weld pool support was successfully applied for up to 20 mm stainless steel and severe sagging of liquid material could be prevented. The simulations show a smaller value of the magnetic flux density for the compensation of the hydrostatic pressure. The only slight increase of the magnetic field in the experiments for the different thicknesses allows for speculations about a further effect, that must be compensated for, e.g. other dynamic oscillatory processes in the melt associated with the

vapor phase in the keyhole and corresponding reaction forces or even the influence of the weakly ferromagnetic properties of the material, especially in the light of the exact predictions for the magnetic flux density for the aluminium alloy AlMg3 [12].

Acknowledgements. Financial funding of the Deutsche Forschungsgemeinschaft DFG (Bonn, Germany) under Grant No. DFG GU 1211/2-1 is gratefully acknowledged.

1. Avilov V. et al. (2012) *Sci. Technol. Weld. Joining*, **17**, 128–133.
2. Vollertsen F. et al. (2010) *Weld. World*, **54**, R62–R70.
3. Ready J.F. et al. (2001) *LIA Handbook of Laser Materials Processing*, LIA.
4. Sanderson A. et al. (2000) *Fusion Eng. Des.*, **49/50**, 77–87.
5. Kohyama A. et al. (1984) *J. Nucl. Mater.*, **122**, 772–776.
6. Kawahito Y. et al. (2009) *Sci. Technol. Weld. Joi.*, **14**, 288–294.
7. Shin M. et al. (2010) *Transact. JWRI*, **39**, 33–38.
8. Schneider A. et al. (2013) *Phys. Proc.* **41**, 4–11.
9. Vollertsen F. et al. (2006) *J. Laser Appl.*, **18**, 28–34.
10. Avilov V.V. et al. (2009) *Proc. of EPM 2009 Dresden Germany*.
11. Avilov V.V. et al. (2012) *Sci. Technol. Weld. Joi.*, **17**, 128–133.
12. Bachmann M. et al. (2012) *J. Phys. D: Appl. Phys.* **45** 035201, 13.
13. Gatzen M. et al. (2009) *Proceedings of LAMP*.
14. Velde O. et al. (2001) *Int. J. Heat Mass Transfer*, **44**, 2751–2762.
15. Sahoo P. et al. (1988) *Metall. Mater. Transact. B*, **19B**, 483–491.
16. Mills K.C. (2002) *Recommended Values of Thermophysical Properties for Selected Commercial Alloys*. Woodhead Publishing Ltd.
17. Wilthan B. et al. (2008) *Int. J. Thermophys.*, **29**, 434–444.

ОСОБЛИВОСТІ ЗАСТОСУВАННЯ ІНДУКЦІЙНОГО НАГРІВАННЯ ПРИ КОМБІНОВАНОМУ ЛАЗЕРНО-ІНДУКЦІЙНОМУ НАПЛАВЛЕННІ

Л.Ф. ГОЛОВКО, М.С. БЛОЩИЦІН

НТУ України «Київський політехнічний інститут», Київ, Україна

Запропоновано і проаналізовано декілька способів лазерно-індукційного наплавлення робочих елементів деталей машин та інструментів. Освітлюється методика обчислення розподілу температур, швидкостей нагріву при дії лазерно-індукційного джерела нагріву порошкового матеріалу. Показано, що запропонована методика дозволяє визначити умови отримання порошковим матеріалом заздалегідь заданої температури при проходженні його крізь індуктор без зміни властивостей порошкового матеріалу.

Значна частка відмов машин, що працюють в умовах дії абразивних і агресивних середовищ, високих температур та тисків, безпосередньо пов'язана зі зношуванням контактуючих поверхонь деталей, втратою геометричних форм і розмірів. До таких деталей можна віднести лопатки газових турбін, що працюють при температурах 900–1000 °С, дії агресивного газового потоку й абразивних часток, підп'ятники турбокомпресорів, цапфи бурових доліт, колінчасті й розподільні вали двигунів й ін.

Цілеспрямована зміна фізико-механічних властивостей поверхневих шарів деталей машин, відновлення їх розмірів і форми є областю ефективного застосування лазерного газопорошкового наплавлення.

Однак висока вартість енергії лазерного випромінювання та істотне збільшення собівартості наплавлення при збільшенні продуктивності процесу обмежує область використання цієї технології [1–3]. У зв'язку з цим розвиток отримали наукові дослідження, спрямовані на пошук способів зниження собівартості процесу лазерного газопорошкового наплавлення за рахунок використання більш дешевих допоміжних джерел енергії.

Було вибрано індукційний спосіб нагрівання металів для наплавлення, що заснований на двох фізичних законах: законі електромагнітної індукції Фарадея–Максвелла та законі Джоуля–Ленца.

Результатом цих досліджень став процес лазерно-індукційного наплавлення, коли функції кожного джерела енергії чітко розмежовані. Лазерний промінь розплавляє певний об'єм матеріалу основи і доводить до температури плавлення підігрітий вихровими струмами матеріал для наплавлення. Енергія індуктора використовується виключно на підготовчий стадії процесу — транспортуванні та підігріванні порошку до температури $0,8-0,9T_{\text{пл}}$. Наведена технологія дозволяє істотно збільшувати продуктивність наплавлення без суттєвого збільшення його собівартості.

Широке застосування індукційного нагрівання матеріалів обумовлене простотою технології, можливістю автоматизації процесів і високими ергономічними властивостями.

На розподіл температури по порошокинці, що нагрівається, при індукційному нагріванні впливають кілька факторів; глибина проникнення струму в метал, його теплопровідність, режим нагрівання. Глибина проникнення струму, у свою чергу, залежить від фізичних властивостей металу й частоти струму.

Фізичні властивості змінюються з підвищенням температури. Якщо метал феромагнітний (зокрема, углеродистая й малолегированная стали), то глибина проникнення струму невелика, відповідно й температура буде зростати в перший період нагрівання тільки в тонкому поверхневому шарі. Коли температура на поверхні досягнеться точки Кюрі й магнітна проникність матеріалу стане близькою до одиниці, то кількість теплоти, що виділяється в цьому шарі, зменшується й підвищення температури вповільнюється. Значна частина енергії буде виділятися в більш глибоких шарах, що ще не втратили феромагнетизму [6].

Глибина проникнення струму буде поступово збільшуватися доти, поки не досягнеться значення, при якому вся енергія буде поглинатися в гарячому неферомагнітному шарі, який у кілька раз більше глибини проникнення струму в холодний метал.

Для розв'язання задачі визначення оптимальних значень керуючих параметрів такого комбінованого процесу пропонується відповідний алгоритм.

На першому етапі вибирається хімічний склад порошкового матеріалу, який наплавляється, вводяться та розраховуються його теплофізичні властивості, визначаються характеристики індуктору плазмотрону й необхідна частота струму, витрати дозуючого пристрою, довжина та діаметр індуктору.

Для нагрівання порошку до визначеної температури, яка становить $0,9T_{\text{плавл}}$ матеріалу, при заданій витраті дозуючого пристрою, необхідно знайти енергетичні характеристики та ефективну дов-

жину індуктору, що забезпечить нагрівання частинок порошкового матеріалу. Для цього було використано відповідну математичну модель [4].

Спочатку розраховується відстань переміщення часток порошку (l) у струмені індуктора, на якій вони при заданих параметрах процесу нагріваються до температури $0,9T_{пл}$. Після цього виконується перевірка умови: $l_{min} < l_{rozrah} \leq l_{max}$, якщо умова не виконується здійснюється корегування заданих в розрахунок температури потоку; якщо умова виконується — відбувається вибір однієї з моделей, які зв'язують характеристики НВЧ плазмотрону з просторово-енергетичними параметрами індуктора $T_{поток} = f(d_{sopl.indukt}, U_{indukt}, I_{indukt}, L_{indukt})$. Дослідження виявили, що найбільший вплив на температуру має довжина індуктора, струм, напруга й частота струму.

За обраною моделлю розраховується розподіл температур по довжині порошкового струменя $T_{поток} = f(L)$ та вводиться обмеження на максимальну температуру нагрівання: $T_{поток}(1, 2l_{rozrah}) = 0,9T_{plavl}$ та $T_{поток}(l_1) < 0,8T_{vpar.por}$. За скорегованою моделлю розраховується ефективна довжина індуктору, тобто довжина на якій температура потоку буде перевищувати $0,9T_{плав}$. Розрахована довжина перевіряється на відповідність умові: $l_{ефект} < 1, 2l_{rozrah}$. Якщо умова не виконується — корегується значення параметрів плазмотрону: $d_{sopl.indukt}, I_{indukt}, U_{indukt}, f$ і вдруге виконується розрахунок. Якщо умова виконується — в обрану математичну модель вводиться отримана залежність температури потоку від довжини індуктору $T_{поток} = f(L)$. Потім виконується перевірка, чи знаходиться температура порошку у заданих межах: $0,8T_{plavl} < T_{porosh} \leq 0,9T_{plavl}$. Якщо умова не виконується, корегується значення L і знову розраховуються температури порошку, якщо умова виконується, то перша частина розрахунку комбінованого процесу — закінчується.

Потім обирається модель лазерного нагрівання. Розглядається процес, під час якого на двох шарів

середовище діє два рухомих джерела енергії — лазерний промінь і індукційний нагрівач (рисунок). Верхній шар являє собою, як один із можливих варіантів, композит і складається не з суцільного сплаву, а містить в собі дисперсні включення іншого матеріалу. При чому в технологічному процесі лазерно-індукційного наплавлення композитний матеріал за допомогою індуктора попередньо розігрівається і подається в зону плавлення.

При моделюванні можливі різні вихідні відносні положення лазерного променя й плазмотрону: промінь лазера знаходиться перед нагрітим струменем порошку і підплавляє матеріал основи, або коли обидва теплові джерела співпадають [4].

Для моделювання було обрано схему процесу, представлено на рисунок. У відповідності до неї лазерний промінь з потужністю P , фокусується на поверхні оброблюваного виробу, що рухається зі швидкістю V у пляму діаметром $d_{п}$. Параметри обробки забезпечують підплавлення поверхні матеріалу основи.

Порошкова композиція подається у індукційний нагрівач, що створює нагрітий струмінь порошку з потоку транспортуючого газу з витратою G і, за час проходження індуктору, підігрівається до температури $(0,8-0,9)T_{пл}$. При цьому введення порошку в розплавлений матеріал основи здійснювалось під певним кутом α і на певній відстані L від заготовки, яка визначається конструктивно.

При надходженні у ванну розплаву підігрітого порошку в останній відбувається вирівнювання температур по нагрітому об'ємі, кристалізація і його охолодження. В результаті на поверхні матеріалу утворюється шар наплавленого матеріалу визначеної форми і розмірів (висотою h і шириною b).

Під наплавленим металом на границі з основою розташовується проміжний шар, де відбулося взаємне перемішування наплавленого матеріалу і матеріалу основи, товщиною $h_{сп}$ і зона термічного впливу, товщиною $h_{зТВ}$.

Кінцевим результатом моделювання має бути розподіл температур в кожний момент часу та оптимальний розподіл швидкості відносного переміщення індуктору і лазерного променя.

Матеріал наплавленого шару в узагальненому вигляді має композитну структуру: сталеві матриця основи та включення іншого матеріалу (наприклад, бронзи чи іншого різновиду сталі).

Моделювання лазерного нагрівання для наплавлення відбувається згідно математичної моделі, що використовує адаптивну сітку наведено у [5].

Газопорошковий струмінь нагрітий індуктором і промінь лазера рухаються синхронно зі швидкістю V . Для спрощення розрахунків, в моделі не враховується вплив на процеси тепло- та масоперенесення руху розплавленого металу та деформації вільної поверхні. Необхідно для заданої розрахункової області знайти розподіл температури, що обумов-

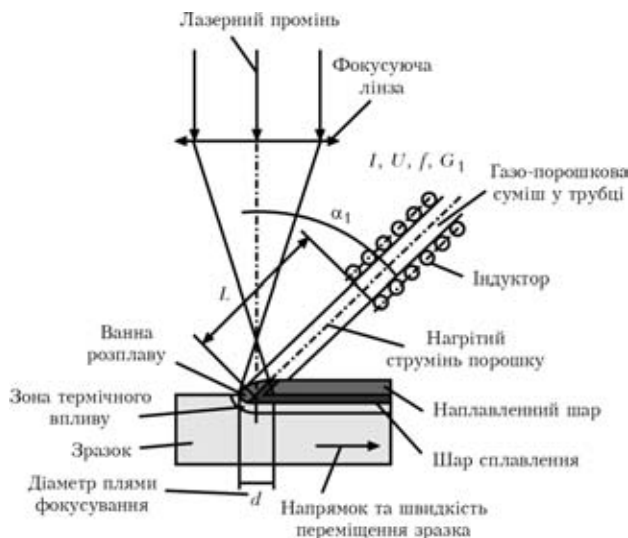


Схема процесу лазерно-індукційного газопорошкового наплавлення

люється рухомим лазерним променем і струменем нагрітого індуктором порошкового матеріалу, провести оптимізацію розподілу швидкостей системи «лазерний промінь–струмінь індуктора».

Для моделювання нагрівання індуктором газопорошкової суміші використовуємо відому математичну модель [6].

Математична модель нелінійної задачі теплопровідності з внутрішнім тепловиділенням в циліндричних координатах має вигляд:

$$\frac{\partial T}{\partial t} = \alpha \left[\frac{\partial^2 T}{\partial r^2} + \frac{1}{r} \frac{\partial T}{\partial r} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} \right] + \frac{1}{c\gamma} W(r, z, t)$$

з початковими та граничними умовами

$$T(r, z, 0) = T_0(r, z)$$

$$-\lambda \frac{\partial T}{\partial z} \Big|_{z=0} = \alpha [T_c - T(r, 0, t)] + \varepsilon \sigma_0 [T_c^4 - T^4(r, 0, t)]$$

$$-\lambda \frac{\partial T}{\partial r} \Big|_{z=R} = \alpha [T_c - T(R, z, t)] + \varepsilon \sigma_0 [T_c^4 - T^4(R, z, t)]$$

$$-\lambda \frac{\partial T}{\partial z} \Big|_{z=Z} = \alpha [T_c - T(r, Z, t)] + \varepsilon \sigma_0 [T_c^4 - T^4(r, Z, t)]$$

$$\lambda \frac{\partial T}{\partial r} \Big|_{r=0} = 0.$$

Для виконання чисельних розрахунків вводяться значення обмежуючих параметрів (величина максимально припустимої похибки, граничні значення кроків по вісям і в часі, значення мінімальної і максимальної температури, загальний час наплавлення).

Швидкість нагрівання порошкових матеріалів при використанні індукційного нагрівання не залишається постійною у всім інтервалі температур. Вона змінюється внаслідок зміни питомого електроопору й магнітної проникності. Питомий електроопір у процесі нагрівання зростає в п'ять-шість раз; маг-

нітна проникність у феромагнітних матеріалів при досягненні точки Кюрі зменшується у 10–20 разів і стає рівною одиниці. Одночасна зміна величин опору та магнітної проникності призводить до зниження швидкості нагрівання в області вище точки Кюрі в три-чотири рази. Щоб уникнути цього й змінити кінетику нагрівання, регулюють або стабілізують електричний режим у процесі нагрівання.

Таким чином, дослідження не тільки показали принципову можливість створення комбінованого лазерно-індукційного способу наплавлення покриттів, але й наявність перехідної зони між покриттям та основним металом свідчить про високу міцність їх зчеплення. Використання дешевого допоміжного джерела енергії у вигляді індукційного нагрівача дає змогу значно зменшити собівартість процесу наплавлення.

Висновки

На основі експериментів було визначено енергетичні параметри лазерного опромінювання, умови та характеристики подачі порошкового матеріалу, кінематика відносного руху променя і заготовки, визначені діапазони зміни потужності індуктора та оптимальний діапазон частот електричного струму.

1. Коваленко В.С., Кривцун І.В. Комбіновані лазерно-дугові процеси обробки матеріалів. Ч. 1. Ефекти комбінованої обробки і способи її реалізації // Наукові вісті НТУУ «КПІ». — 2001. — № 5. — С. 33–44.
2. Лазерні технології та комп'ютерне моделювання / Під ред. Л.Ф. Головка та С.О. Лук'яненко. — Київ: Вістка, 2009. — 296 с.
3. Исследование тепловых процессов и структуры поверхностного слоя при лазерной наплавке порошковых материалов / В.А. Перелома, А.А. Щерба, А.Д. Подольцев и др. — Киев: Институт электродинамики НАН Украины, 1998. — 47 с.
4. Головка Л.Ф., Блощицин М.С. Інтенсифікація процесу лазерної обробки використанням енергії електричної дуги // Вестник нац. техн. ун-та України «Киевский политехнический институт». — 2005. — № 47. С. 39–42.
5. Головка Л.Ф., Блощицин М.С., Дінтан С.Ю. Визначення оптимальних умов реалізації процесу лазерно-плазмового наплавлення // Там же. — 2011. — 61(1). — С. 212–218.
6. Слухоцкий А.Е., Рыскин С.Е. Индукторы для индукционного нагрева. — Ленинград: «Энергия», 1974. — 264 с.

ОСОБЛИВОСТІ ЗАСТОСУВАННЯ ЕНЕРГІЇ ПЛАЗМОВОГО СТРУМЕНЯ ДЛЯ КОМБІНОВАНОГО ПРОЦЕСУ ЛАЗЕРНО-ПЛАЗМОВОГО ГАЗОПОРОШКОВОГО НАПЛАВЛЕННЯ

Л.Ф. ГОЛОВКО, М.С. БЛОЩИЦІН

НТУ України «Київський політехнічний інститут», Київ, Україна

Запропоновано і проаналізовано декілька способів лазерно-плазмового наплавлення робочих елементів деталей машин та інструментів. Показано, що виконання наведеного алгоритму роботи інтегральної послідовної схеми комбінованого процесу лазерно-плазмового газопорошкового наплавлення дозволяє визначити умови отримання оптимального результату наплавлення. Наведено експериментальні результати реальних режимів лазерно-плазмового газопорошкового наплавлення, які підтверджують адекватність алгоритму роботи комбінованого процесу наплавлення.

Актуальність роботи зумовлена необхідністю скорочення витрат енергоресурсів при зміцненні робочих поверхонь деталей за рахунок автоматизації процесу визначення оптимальних технологічних параметрів лазерно-дугового наплавлення. В різних галузях промисловості широко використовують машини, деталі яких працюють в екстремальних умовах. Внаслідок цього окремі ділянки таких деталей швидко зношуються, втрачаючи геометричну форму і розміри. Головним механізмом спрацювання таких виробів є абразивне зношування в умовах дії агресивного середовища, підвищених температур, високих питомих тисків, відсутності мастил або обмежених умов змащування. Надзвичайно ефективними способами подовження тривалості роботи таких виробів є застосування зміцнюючих та відновлюючих технологій. Максимальну ефективність ці технології забезпечують при їх застосуванні до складних і дорогих виробів (турбін енергетичних установок, колінчастих валів двигунів, деталей бурового обладнання та інше). Лазерна технологія наплавлення з метою відновлення та зміцнення на відміну від широко розповсюджених (газо-пульт'яної, плазмової та інших) вирішує цю проблему, бо дозволяє практично повністю уникнути залишкових деформацій, які не можна виправити наступною рихтовкою та механічною обробкою. Але при збільшенні площі спрацьованих ділянок виникає необхідність збільшувати потужність лазерного випромінювання, вартість якого зростає за експонентою і відповідно зростає собівартість процесу наплавлення.

Всі методи нанесення покриття поділяються на основі дифузії та адгезії.

Всі методи лазерного наплавлення залежно від способу подачі матеріалу, що наплавляється, в зону обробки можна розділити на дві основні групи [2,

4]. До першої групи відносять методи лазерного наплавлення, при яких шар, що наплавляється, утворюється в результаті оплавлення попередньо нанесеного на оброблювану поверхню матеріалу покриття. До другої групи — методи, при яких лазерне випромінювання й матеріал, що наплавляється в зону обробки подаються одночасно або з деяким запізненням (рис. 1–3).

Конкурентоспроможність продукції важкої промисловості України та машин, що використовуються у нафто-газовидобувній промисловості, в значній мірі визначається якістю та вартістю техніки, ресурсом та надійністю роботи її окремих важконавантажених вузлів та деталей [3].

Існуючі технологічні методи лазерного наплавлення збільшення якісних та кількісних параметрів наплавлених шарів, швидкості їх нанесення пов'язане з різким зростанням вартості лазерного обладнання і собівартості процесу.

Актуальним завданням є розробка економічно ефективного комбінованого процесу, в якому всі складові енерговкладу, що не пов'язані з фінішним формуванням наплавленого шару реалізується за рахунок додаткових джерел нагріву.

Метою є розробка комбінованого процесу лазерно-плазмового наплавлення з розділеними функціями джерел енергії, що дозволяє радикально підвищити продуктивність та якість при зменшенні собівартості процесу.

Всі комбіновані способи лазерно-дугової обробки матеріалів [1] принципово можна розділити в залежності від просторово-часових характеристик теплового джерела, використовуваного в даному конкретному процесі. Якщо теплові джерела, створювані в матеріалі лазерним випромінюванням й електричною дугою, сполучені в часі й просторі, то джерела є інтегральними, паралельної дії. Якщо

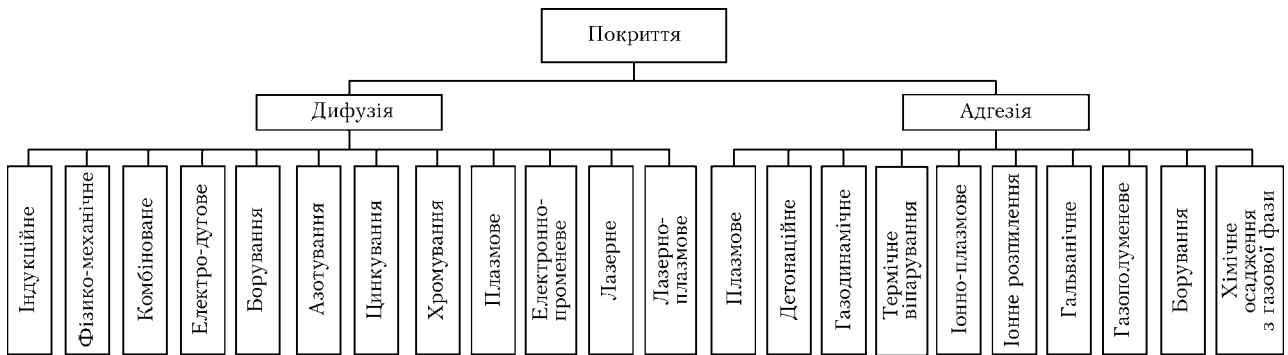


Рис. 1. Розподіл методів нанесення покриттів

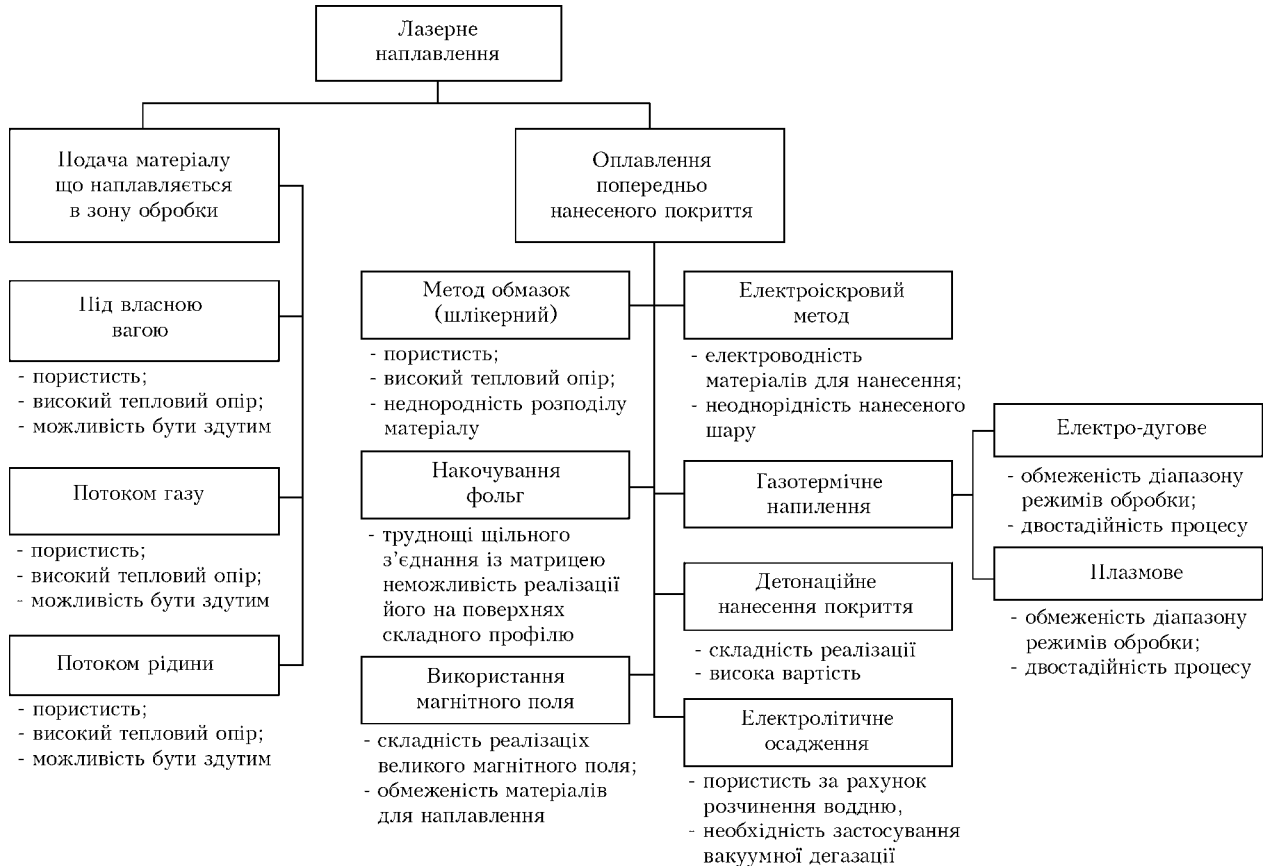


Рис. 2. Класифікація існуючих методів лазерного наплавлення

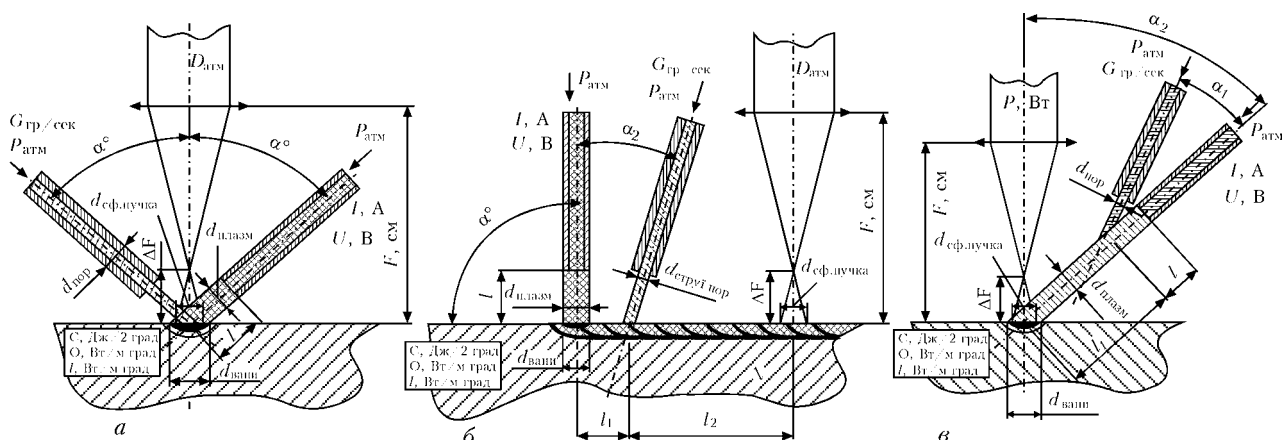


Рис. 3. Схеми процесу лазерного газопорошкового наплавлення застосуванням енергії плазмового струменя: а – одночасно паралельна; б – дискретна послідовна; в – інтегрально-послідовна

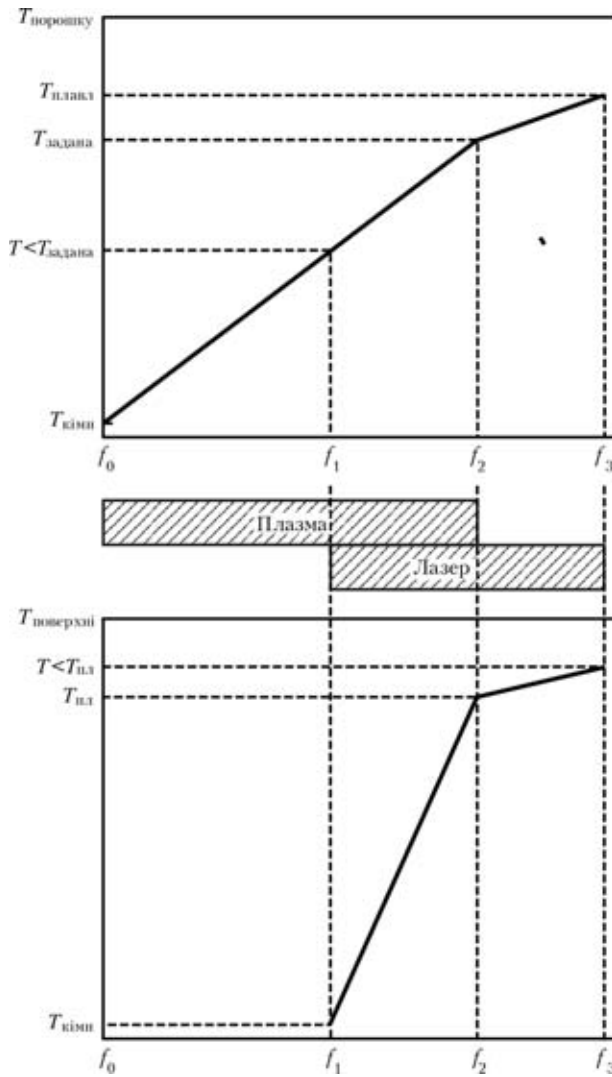


Рис. 4. Алгоритм роботи інтегральної послідовної схеми комбінованого процесу лазерно-плазмового газопорошкового наплавлення

теплові джерела сполучені в просторі, а часи їхньої дії частково рознесені, але при цьому взаємно перекриваються, те їх варто вважати інтегральними послідовної дії. Дискретні теплові джерела рознесені або в просторі, тобто діють у різних точках у межах однієї зони обробки, або в часі. При цьому джерела також можуть бути як паралельної (діють у різних точках одночасно), так і послідовної дії (формується в одній або різних точках простору послідовно один за одним).

Представлено приклад варіантів реалізації процесу лазерного газопорошкового наплавлення застосуванням енергії плазмового струменя: одночасну паралельну, дискретну послідовну схеми, інтегрально-послідовну.

Алгоритм роботи інтегральної послідовної схеми розкривається на рис. 4. Спочатку включається плазмове джерело, що створює плазмовий струмінь. У плазмовий струмінь спрямовується порошок струмінь — за рахунок конвективного обміну нагрівається до наперед заданої температури при цьому не втрачаючи агрегатного стану. В певний момент часу, коли температура порошку, що нагрівається, ще не досягла заданої температури, після початку нагрівання порошкового матеріалу вмикається лазерне випромінювання. За час, який необхідний для підігрівання порошкового матеріалу до заданої температури, що складає 0,8–0,9 температури плавлення лазерний промінь створює на поверхні матеріалу, що обробляється, зону розплавлення. Попередньо нагрітий порошок потрапляє під лазерний промінь догрівається до температури плавлення, при цьому температура поверхні в зоні продовжує збільшуватися для гарантування розплавленої зони. Відбувається часткове перемішування в зоні плавлення з утворенням металургійного зв'язку. Після цього алгоритм роботи повторюється знову, зміщуючись у просторі під час руху зони обробки.

Однією з можливих варіантів подачі порошку в зону обробки є подача порошка назустріч рухомому зразку газопорошковий струмінь зміщує розплавлений метал від закристалізованого, в наслідок чого він дещо розтікається по поверхні, збільшуючи площу ванни плавлення. При цьому зростає кількість частинок порошкового матеріалу, що попадає в розплав та збільшуються розміри наплавлених валиків.

При лазерному наплавленні на продуктивність найбільш впливають: потужність лазерного випромінювання; витрати порошку; швидкість обробки.

При збільшенні витрати порошкового матеріалу продуктивність збільшується майже лінійно. Збільшення витрати порошку вимагатиме збільшення необхідної для його нагрівання потужності лазерного випромінювання. Підвищення продуктивності лазерного наплавлення призведе до необхідності використання більш потужних лазерних комплексів, що вимагатиме збільшення собівартості процесу обробки.

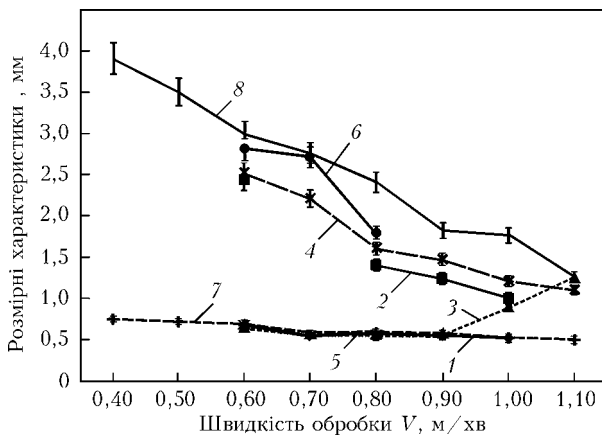


Рис. 5. Графік зміни геометричних параметрів наплавлених валиків від потужності теплового джерела, мм: 1 — ПГ-12Н-01 700 Вт (b); 2 — ПГ-12Н-01 700 Вт (h); 3 — ПГ-ПН6 700 Вт (b); 4 — ПГ-ПН6 700Вт (h); 5 — ХТН23 800 Вт (b); 6 — ХТН23 800 Вт (h); 7 — ПС-12Н-ВК 800 Вт (b); 8 — ПС-12Н-ВК 800 Вт (h)

Експериментальні дослідження зміни геометричних характеристик наплавлених шарів представлено на рис. 5. Представлено комбіновану взаємодію плазмового й лазерного теплових джерел. На графіку наведено сумарну еквівалентну потужність лазерного джерела й плазмового струменя у змінній пропорції, потужність лазера при цьому не перевищувала 200 Вт.

На графіку видно, що при збільшенні еквівалентної потужності збільшуються розмірні характеристики (ширина й висота наплавлених валиків), але при цьому потужність лазера незмінна — достатня для створення ванни розплаву на поверхні деталі й догрівання до температури плавлення внесеного попередньо нагрітого плазмовим струменем потоку порошкового матеріалу. Собівартість комбінованого процесу лазерно-плазмового наплавлення менша за собівартість використання більш потужного лазера.

Висновки

Запропоновано та проілюстровано особливості комбінованого процесу лазерно-плазмового наплавлення.

Застосування плазмового струменя для підігрівання порошку дозволяє знизити собівартість процесу лазерного наплавлення.

Встановлено закономірності зміни розмірних характеристик наплавлених шарів від швидкості обробки та еквівалентної потужності.

Запропонований алгоритм роботи інтегральної послідовної схеми комбінованого процесу лазерно-плазмового газопорошкового наплавлення дозволяє оптимально реалізувати процес наплавлення шарів матеріалу з заданим розподілом потужностей між джерелами.

1. Коваленко В.С., Кривцун І.В. Комбіновані лазерно-дугові процеси обробки матеріалів. Ч. 1. Ефекти комбінованої обробки і способи її реалізації // Наук. вісті НТУУ «КПІ». — 2001. — № 5. — С. 33–44.
2. Лазерні технології та комп'ютерне моделювання / Під ред. Л.Ф. Головка, С.О. Лук'яненко. — Київ: Вістка, 2009. — 296 с.
3. Исследование тепловых процессов и структуры поверхностного слоя при лазерной наплавке порошковых материалов / В.А. Перелома, А.А. Щерба, А.Д. Подольцев и др. — Киев: Институт электродинамики НАН Украины, 1998. — 47 с.
4. Головка Л.Ф., Блощицин М.С. Інтенсифікація процесу лазерної обробки використанням енергії електричної дуги // Вест. нац. техн. ун-та України «КПІ». — 2005. — № 47. — С. 39–42.

РАСЧЕТНАЯ ОЦЕНКА ПАРАМЕТРОВ ПРОПЛАВЛЕНИЯ НАСЫПНОГО ПОРОШКОВОГО МАТЕРИАЛА

В.Ф. ДЕМЧЕНКО, А.Б. ЛЕСНОЙ, В.М. АБДУЛАХ

Институт электросварки им. Е.О. Патона НАНУ, Киев Украина

Разработана математическая модель плавления насыпного порошкового материала и получено аналитическое решение задачи распределения температурного поля в расплавленном слое порошка с учетом конвективного переноса энергии, обусловленного усадочными явлениями при плавлении порошка. Модель позволяет для заданных параметров источника нагрева численно оценить ширину и глубину оплавления насыпного слоя порошка. Приведены расчетные данные о кинетике проплавления насыпного слоя порошка на поверхности обрабатываемой пластины.

В технологиях нанесения покрытий в качестве при-садки широко используются насыпные порошковые материалы [1–3]. Для проектирования режимов нанесения покрытий представляет интерес теоретическая оценка ширины и глубины проплавления порошкового материала в зависимости от условий его нагрева. При разработке математической модели кинетики слоя порошка необходимо учитывать ряд специфических физических особенностей нагрева и плавления некомпактных материалов. Известно, что теплопроводность металлических порошковых материалов существенно ниже, чем теплопроводность соответствующего компактного материала. Так, например, по данным [4] коэффициент теплопроводности стального порошка с гранулами размером 50 мкм и долей металлической компоненты, равной 20 %, составляет $2\text{--}6 \cdot 10^{-4}$ Вт/см·К, что сопоставимо с теплопроводностью, заполняющего объема между гранулами. Поэтому затраты энергии источника тепла на нагрев порошка ниже фронта его плавления (и, соответственно, на нагрев основного материала) оказываются незначительными, и большая часть подводимой мощности расходуется на плавление порошка и нагрев расплавленного слоя. Еще одна особенность плавления порошкового материала состоит в том, что в процессе плавления порошка вследствие различной плотности компактного и некомпактного материалов из-за усадки расплавленный металл подтекает к фронту плавления. Благодаря конвективной составляющей теплового потока интенсифицируется подвод тепла к фронту плавления.

При наплавке с использованием насыпного порошкового материала процессы теплопереноса протекают в две стадии. На первой стадии порошок плавится с образованием жидкой прослойки, при этом из-за значительного термического сопротивления слоя порошка тепловое влияние источника нагрева на основной материал остается незначительным. На второй стадии источник нагрева непосредственно воздействует на компактный материал, в результате чего происходит оплавление основного

материала изделия. В настоящей статье рассматривается приближенная математическая модель, описывающая кинетику первой стадии процесса.

Математическая модель. Сформулируем исходные положения к разработке модели.

- Будем полагать, что в процессе плавления затраты тепла на нагрев порошка в его объеме пренебрежимо малы, т.е. тепловым потоком, идущим от фронта плавления вглубь порошка можно пренебречь.

- Нагрев жидкой прослойки, образовавшейся в процессе плавления порошка, происходит в режиме смены стационарных состояний.

- Процесс теплопередачи в жидкой прослойке расплавленного порошка (в силу малости ее толщины) является одномерным.

- При плавлении порошкового материала и образовании слоя расплава из-за усадочных явлений жидкий металл вместе со свободной поверхностью перемещается к фронту плавления.

- При достижении свободной поверхностью температуры кипения ее температура сохраняется постоянной и равной температуре кипения.

Пусть q_h — плотность теплового потока, сообщаемого поверхности порошкового материала (расплавленного слоя) источником нагрева. В процессе плавления порошка выделим два этапа. К первому этапу отнесем период времени в течении которого температура свободной поверхности расплава возрастает от начальной температуры до температуры кипения. На этом этапе потерями тепла в окружающую среду пренебрегаем, полагая, что тепловой поток, сообщаемый источником нагрева, полностью поглощается жидкой прослойкой расплавленного порошка. В соответствии с принятой гипотезой о развитии тепловых процессов в прослойке как последовательной смене стационарных состояний, уравнение энергии в каждый момент времени t можно записать в виде

$$\lambda \frac{d^2 T}{dz^2} - c\rho v \frac{dT}{dz} = 0, \quad l(t) < z < \xi(t), \quad (1)$$

где λ , c , ρ — коэффициент теплопроводности, удельная теплоемкость и плотность расплава порошка; $v = v(t)$ — скорость течения расплава; $l(t)$ — координата свободной поверхности расплавленного слоя; $\xi = \xi(t)$ — координата фронта плавления; z — координата, отсчитываемая от положения первоначально неоплавленной поверхности насыпного порошкового материала. В начальный момент времени $t = 0$, $\xi(0) = l(0) = 0$.

Сформулируем граничные условия для уравнения (1). На свободной поверхности расплава, т.е. при $z = l(t)$ задается плотность теплового потока $q_h = q_h(t)$, поступающего от источника нагрева и изменяющаяся во времени

$$-\lambda \frac{dT}{dz} \Big|_{z=l(t)} = q_h(t). \quad (2)$$

На фронте плавления $z = \xi(t)$ полагается, что температура расплава поддерживается постоянной и равной температуре плавления T_L , а также выполняются условие теплового баланса, учитывающее затраты тепла на нагрев порошка до температуры плавления и его плавление

$$T|_{z=\xi(t)} = T_L; \quad -\lambda \frac{dT}{dz} \Big|_{z=\xi(t)} = W \frac{d\xi}{dt}, \quad (3)$$

где $W = \theta \rho [\chi + c(T_L - T_0)]$ — энергия, требуемая для нагрева порошка от температуры T_0 до T_L и его плавление; $\theta = \frac{\rho_n}{\rho}$ — весовая доля металла в порошке; ρ_n — плотность порошка; ρ , χ , c — плотность, скрытая теплота плавления и теплоемкость компактного металла.

Координаты $l(t)$ и $\xi = \xi(t)$ связаны между собой следующим образом:

$$l(t) = (1 - \theta)\xi(t), \quad (4)$$

а скорость течения расплава $v(t)$ определяется как

$$v(t) = \frac{dl}{dt} = (1 - \theta) \frac{d\xi}{dt}. \quad (5)$$

Интегрируя уравнение (1) с граничными условиями (2), (3), получаем следующее выражение для температуры жидкой прослойки

$$T(z, t) = T_L + \frac{q_h(t)}{vc\rho} \times \left[\exp \left\{ \frac{v}{a} (\xi - l) \right\} - \exp \left\{ \frac{v}{a} (z - l) \right\} \right]. \quad (6)$$

Для определения положения фронта плавления $\xi(t)$ и скорости течения расплава $v(t)$ воспользуемся первым из условий (3). Учитывая, что $\xi - l = \theta\xi$, получим

$$\frac{1}{W} q_h(t) = \frac{d\xi}{dt} \exp \left[\frac{\theta(1 - \theta)}{2a} \frac{d\xi^2}{dt} \right]. \quad (7)$$

Интегрируя численно это нелинейное уравнение при начальном условии $\xi(0) = 0$, определим закон продвижения фронта плавления порошкового материала. Обозначим через t_b время, за которое температура свободной поверхности расплавленной прослойки достигла температуры кипения T_b , а через $\xi_b = \xi(t_b)$ соответствующую глубину оплавленного порошка.

На втором этапе расчета предполагается, что тепловой поток от источника нагрева компенсируется тепловыми потерями на испарение, т.е. температура свободной поверхности расплава поддерживается равной температуре кипения. В соответствии с этим граничное условие (2) заменим на следующее

$$T(l, t) = T_b. \quad (8)$$

Решая задачу (1), (3), (9), получаем следующее выражение для распределения температуры в жидкой прослойке при $t > t_b$

$$T(z, t) = \left(T_b - T_L \exp \left[\frac{v}{a} (\xi - l) \right] \right) \times \frac{\exp \left[-\frac{v}{a} (\xi - z) \right] - 1}{\exp \left[-\frac{v}{a} (\xi - l) \right] - 1} + T_L \exp \left[-\frac{v}{a} (\xi - z) \right]. \quad (9)$$

Положение фронта плавления аналогично с (7) находится из уравнение

$$\frac{d\xi}{dt} = \frac{1}{E} \frac{vc\rho(T_b - T_L)}{\left(1 - \exp \left[-\frac{\theta(1 - \theta)}{2a} \frac{d\xi^2}{dt} \right] \right)}, \quad t > t_b, \quad (10)$$

которое численно интегрируется при начальном условии $\xi(t_b) = \xi_b$.

При лазерной и лазерно-плазменной наплавке можно полагать, что плотность теплового потока $q_h(r, t)$, поступающего от источника нагрева на обрабатываемую поверхность, распределена в пятне нагрева по нормальному закону

$$q_h(r, t) = q_0 \exp(-kr^2), \quad (11)$$

где $r^2 = (x_0 - vt)^2 + y^2$, x_0 — начальная координата центра источника нагрева; y — координата, отсчитываемая от оси Ox в направлении, перпендикулярном направлению движения источника нагрева; v — скорость движения источника.

Результаты расчетов. Рассмотрим результаты вычислительных экспериментов по исследованию наплавления насыпного порошкового материала системы Ni-Cr-B-Si с металлической весовой долей в порошке $\theta = 0,5$ (примем, что частицы порошка имеют сферическую форму диаметром 50 мкм). В качестве источника нагрева использовался Nd:YAG лазерный источник излучения мощностью $P = 1,25$ кВт, диаметр фокусирующей линзы $D_F = 5$ см, диаметр лазерного луча на фокусирующей

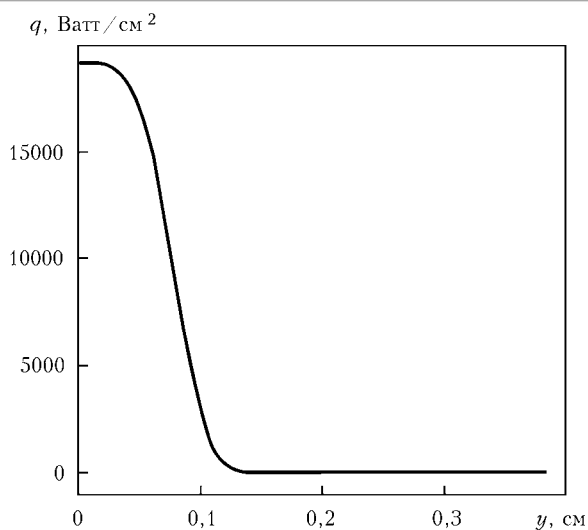


Рис. 1. Распределение удельного теплового потока лазерного излучения, поступающего на поверхность порошкового материала

линзе $D_L = 4$ см, фокусное расстояние линзы $F = 30$ см, расстояние от фокуса до обрабатываемой поверхности $f = 1,87$ см, диаметр лазерного пятна на обрабатываемой поверхности $d_L = 0,25$ см, скорость перемещения источника нагрева $v = 1,6$ см/с (60 м/ч).

Распределение плотности теплового потока в пятне лазерного нагрева в соответствии с (11) было принято в виде, представленном на рис. 1.

На рис. 2 представлены результаты расчета первого этапа плавления слоя порошка. На графике показано изменение температуры поверхности жидкой прослойки, образовавшейся при плавлении порошка, на различных расстояниях в поперечном направлении от центра источника нагрева (линии 1–8). Координата x на оси абсцисс соответствует расстоянию от центра источника в направлении его перемещения.

Расчетная температура поверхности жидкой прослойки, образовавшейся при плавлении порошка, при достаточно высокой плотности энергии в центре пятна нагрева (порядка 20 кВт/см², рис. 1)

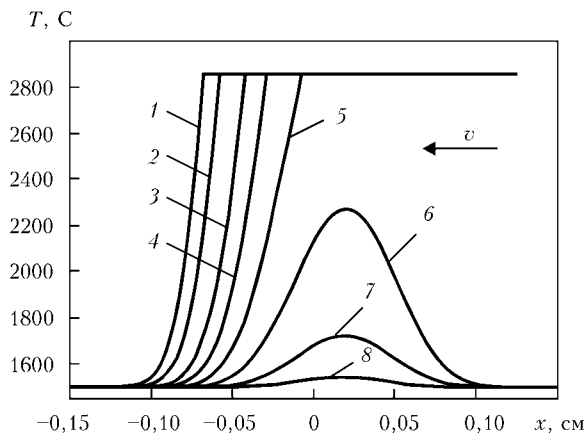


Рис. 2. Температура поверхности оплаваемого порошка (y , см – расстояние от центра источника нагрева: 1 – 0; 2 – 0,03; 3 – 0,05; 4 – 0,06; 5 – 0,07; 6 – 0,08; 7 – 0,09; 8 – 0,1; 9 – 0,11)

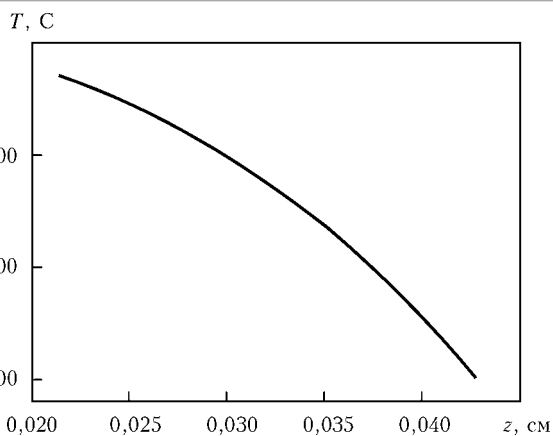


Рис. 3. Изменение температуры по высоте расплавленного слоя (расстояние от центра источника нагрева $x = -0,07$ см, $y = 0$, $t = 0,078$ с – момент времени, когда поверхность оплавленного слоя порошка достигает температуры кипения)

достигает температуры кипения в пятне лазерного источника нагрева $r \leq 0,07$ см (линии 1–5, рис. 2) и поддерживается на этом уровне до полного проплавления слоя порошка.

На рис. 3 представлено распределение температуры по толщине жидкой прослойки. В отличие от кондуктивного переноса энергии, которому соответствует линейное распределение температуры, при совместном конвективно-кондуктивном механизме переноса тепла градиент температуры вблизи свободной поверхности расплава уменьшается, а на фронте плавления, напротив, увеличивается, что в силу условия (3) приводит к повышению скорости плавления насыпного порошкового материала. Подобный эффект является результатом конвективного транспорта энергии к фронту плавления нисходящим потоком расплава.

На рис. 4 показана изменение толщины оплавленного слоя порошка на различных расстояниях в поперечном направлении от центра источника нагрева. Излом на кривых 1–5 соответствует переходу от первой стадии расчета нагрева порошкового материала ко второй.

Рассмотрим плавление слоя порошка толщиной 0,1 см в сечении $y = 0$. Как следует из рис. 1 и 4,

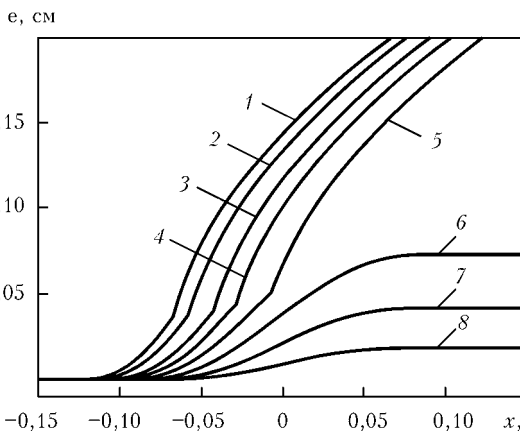


Рис. 4. Глубина оплавленного порошка (линии 1–9 соответствуют различным расстояниям в поперечном направлении от центра источника, см. рис. 2)

лазерное излучение мощностью 1,25 кВт с пятном нагрева диаметром 0,25 см способно полностью расплавить порошковый материал данной толщины на расстоянии 0,037 см впереди от центра источника нагрева и обеспечить ширину проплавленной дорожки 0,15 см, при этом энергетический ресурс источника нагрева является достаточным для последующего проплавления основного материала. Из рис. 4 следует, что данный тепловой источник позволяет полностью проплавить слой порошка толщиной до 0,2 см, что хорошо согласуется с экспериментальными данными.

Проанализируем результаты численных расчетов в контексте допущений, сформулированных при разработке модели плавления порошкового материала. В силу допущения об отсутствии теплопередачи через слой порошка приведенные выше результаты расчета можно считать оценкой сверху. Некоторое снижение скорости плавления порошка и размеров оплавленной дорожки следует ожидать за счет лучистого теплообмена оплавленной поверхности с окружающей средой, а также из-за увеличения теплопроводности порошкового материала при повышении его температуры вследствие присутствия лучистой составляющей переноса тепловой энергии в пространстве между частицами порошка и увеличения теплопроводности газовой среды в порошковом материале. Учитывая, что удельный тепловой поток лучистого теплообмена существенно меньше плотности теплового потока лазерного нагрева, а роль лучистой составляющей в эффективной теплопроводности насыпного порошкового материала начинает существенно проявляться при температурах порядка 10 000 К, можно полагать, что принятые допущения не могут существенно по-

влиять на результаты количественных оценок, приведенных в настоящей работе.

Выводы

1. Разработана математическая модель плавления насыпного порошкового материала и получено аналитическое решение задачи распределения температурного поля в расплавленном слое порошка с учетом конвективного переноса энергии, обусловленного усадочными явлениями при плавлении порошка.

2. Показано что кинетика проплавления слоя порошкового материала заданной толщины может быть рассчитана в две стадии: на первой стадии, плавление порошка рассчитывается при заданной плотности теплового потока до достижения свободной поверхностью расплавленного слоя температуры кипения; на второй стадии, плавление порошка рассчитывается при заданной температуре свободной поверхности расплава равной температуре кипения.

3. Расчеты показали что при мощности теплового источника 1,25 кВт и диаметре пятна нагрева $d_L = 0,25$ см можно полностью расплавить слой порошка толщиной до 0,2 см шириной 0,15 см, при этом сохраняется энергетический ресурс источника лазерного нагрева для оплавления поверхности обрабатываемого изделия.

1. Борисов Ю.С., Харламов Ю.А., Сидоренко С., Ардамовская Е.Н. Газотермическое напыление порошковых материалов. — Киев: Техника, 1986. — 544 с.
2. Борисов Ю.С., Кулик А.Я., Мнухин А.С. Газотермическое напыление покрытий из композиционных материалов // Ниссоцусинся. — 1987. — 197 с.
3. Куницкий Ю.А., Коржик В.Н., Борисов Ю.С. Некристаллические металлические материалы и покрытия в технике. — К.: Техніка, 1988. — 198 с.
4. Васильев Л.Л., Танаева С.А. Теплофизические свойства пористых материалов. — Минск: Наука и техника, 1971. — 264 с.

КОМБІНОВАНА ЛАЗЕРНО-УЛЬТРАЗВУКОВА ОЗДОБЛЮВАЛЬНО-ЗМІЦНЮВАЛЬНА ОБРОБКА ВИРОБІВ ІЗ СТАЛІ

В.В. ДЖЕМЕЛІНСЬКИЙ, Д.А. ЛЕСИК

Національний технічний університет України «КПІ», Київ, Україна

Приведені результати дослідження впливу лазерного променя та ультразвукових коливань на зміну мікротвердості, глибини її розповсюдження та мікроструктури поверхневого шару інструментальної сталі У8. Визначені умови термодформаційного зміцнення для отримання максимального значення мікротвердості поверхневого шару сталі У8 з високодисперсною мікроструктурою при використанні комбінованої лазерно-ультразвукової оздоблювально-зміцнювальної обробки.

Вимоги, які пред'являються на сучасному етапі до якісних та експлуатаційних характеристик виробів настільки високі, що використання традиційних методів обробки в ряді випадків не дозволяють отримати необхідні параметри поверхневого шару традиційними методами обробки. Вирішення цих проблем значною мірою пов'язані зі зміною структури та властивостей поверхневих шарів виробів.

У зв'язку з цим в сучасному виробництві стали частіше використовуватись гібридні та комбіновані методи обробки, які поєднують, дії поверхнево-пластичного деформування (ППД) з термічним нагріванням лазерним, електронним та плазмовим джерелами енергій. В основі даного підходу лежить ідея комплексного використання переваг і нівелювання недоліків різних методів при одночасному або послідовному проведенні різноманітних технологічних процесів.

Аналіз літературних даних і постановка проблеми. Одним із ефективніших способів являється комбінована реалізація ППД та лазерної обробки поверхні. Серед відомих методів ППД частіше використовують обкатування кулькою або роликком та ультразвукову обробку [1]. Останній метод є найбільш ефективним через свою багаточисельність, який легко поєднується в технологічні процеси термічної обробки поверхонь висококонцентрованими потоками енергії та використовуються для зниження шорсткості поверхні після лазерної обробки.

Лазерні методи зміцнення доцільні також для створення плямистого поверхневого зміцнення значних площ, при якому не утворюватиметься суцільного крихкого шару, схильного до розтріскування при обробці поверхонь складної конфігурації, деформація яких повинна бути мінімальна, а також при зміцненні важкодоступних порожнин, заглиблень, куди лазерний промінь може бути введений за допомогою спеціальних оптичних пристроїв. Але разом з тим після лазерної термообробки

в при поверхневому шарі формується несприятливий розподіл залишкових напруг: під областю стискальних напруг розташована область з розтягувальними залишковими напругами, що сприяє зародженню і розповсюдженню тріщин. Складний розподіл залишкових напруг по товщині зміцненого лазерним променем шару і вихід розтягувальних напруг на поверхню є причиною зниження зносостійкості, контактної втоми, тріщиностійкості. Як результат, перешкодою для більш широкого використання лазерних технологій в промисловості. Для запобігання розвитку напруг розтягу використовується повторний нагрів матеріалу лазерним променем, який сприяє зниженню поверхневої твердості [2–4].

Для вирішення даної проблеми запропоновано використати комбіновану лазерно-ультразвукову оздоблювально-зміцнювальну обробку (ЛУЗОЗО) з термодформаційною дією теплової і механічної енергій [5]. Така технологія забезпечить найбільш повну реалізацію всіх механізмів зміцнення та компенсує напруги розтягу після лазерної обробки, напругами стиску і створить більш сприятливий розподіл залишкових напруг в приповерхневому шарі оброблюваних виробів після ультразвукової оздоблювально-зміцнювальної обробки (УЗОЗО). Слід відзначити також, що запропонована комбінована технологія оздоблювання та зміцнення виробів не погіршує переваг лазерної обробки (ЛО), а навпаки, дозволяє отримати комплекс механічних властивостей, які суттєво перевищують рівень якості, який був досягнутий лазерною або ультразвуковою обробкою окремо.

Схему комбінованої ЛУЗОЗО (лазер + ультразвук) доцільно використовувати для зміцнення та оздоблювання поверхневого шару, а схему комбінованої УЗОЗО (ультразвук + лазер) — для зміцнювальної обробки.

Основними параметрами режиму комбінованої ЛУЗОЗО (рис. 1, б), які визначають якість поверхневого шару виробів, і отже експлуатаційні

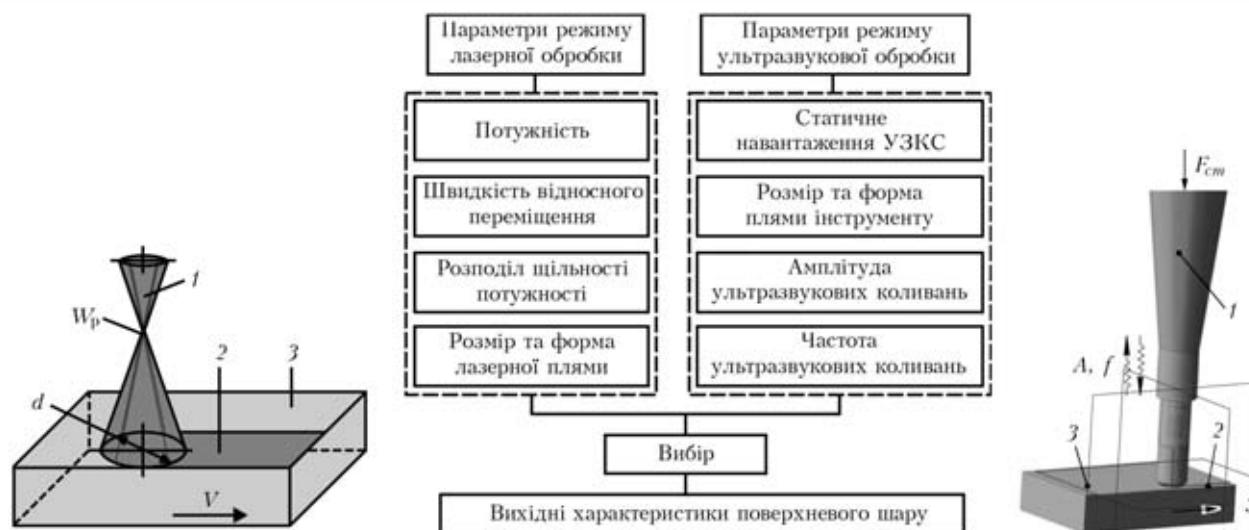


Рис. 1. Схема ЛО: 1 – лазерний промінь; 2 – зона лазерного впливу; 3 – оброблюваний зразок (а); структурна схема комбінованої ЛУЗОЗО (б) та схема УЗОЗО: 1 – УЗКС; 2 – зона ультразвукового впливу; 3 – оброблюваний зразок (а)

властивості, є потужність P , швидкість відносного переміщення лазерного променя відносно зразка V , розподіл щільності потужності, розмір d і форма лазерної плями для ЛО та статичне навантаження ультразвукової коливальної системи (УЗКС) $F_{ст}$, амплітуда A і частота коливань УЗКС f , розмір та форма плями інструменту для УЗОЗО. Ці параметри визначають величину діючих навантажень і кількість робочих ходів і лазерного нагріву та пластичного деформування поверхні.

Мета дослідження. Метою статті є визначити закономірності зміни мікротвердості, глибини її розповсюдження та мікроструктури поверхневого шару інструментальної сталі У8 після впливу лазерного променя та ультразвукових коливань.

Методика експерименту. Лазерно-ультразвукова обробка здійснювалась за роздільною схемою (лазер + ультразвук), яка приведена на рис. 1 а і в, при кімнатній температурі.

Матеріалом для експериментального дослідження було використано інструментальну сталь У8 в початковому відпалювальному стані. Зразки розмірами $h \times l \times b = 6 \times 15,5 \times 11$ мм після механічної обробки піддавались вакуумному відпалу протягом однієї години при температурі 650°C . Хімічний склад матеріалу, %: 0.76–0.83 С, 0.17–0.33 Si, 0.17–0.33 Mn, до 0.25 Ni, до 0.028 S, до 0.03 P, до 0.2 Cr, до 0.25 Cu.

Для лазерної термообробки поверхні використовувався CO_2 лазер «Комета 2» (потужність $P = 800$ Вт). Лазерне випромінювання фокусувалось в п'ятно діаметром $d = 3$ мм. Обробку зразків проводили по трьом режимах, з швидкістю переміщення зразка відносно лазерного променя $V = 1, 2$ та 3 м/хв, що забезпечувало обробку як без оплав-

лення, так і з оплавленням поверхні. Зразки попередньо шліфували і змащувалися розчином окису цинку.

УЗОЗО здійснювався ультразвуковим генератором УЗГ5-1.6/22 (потужність $P = 1,6$ кВт) і магнітострикційним перетворювачем. Використовувався одnobійковий наконечник, на торці якого за допомогою державки закріплений ударник у вигляді кульки діаметром 5 мм із сталі ШХ15. Перед обробкою ультразвуком зразок змащували рідиною з поверхнево-активними речовинами і обробляли при таких умовах: статичне зусилля навантаження зразка $F_{сз} = 30$ Н, амплітуда ультразвукових коливань $A = 20$ мкм, частота ультразвукових коливань $f = 22$ кГц, швидкість переміщення зразка $V = 0,018$ м/хв.

Після лазерно-ультразвукової оздоблювально-зміцнювальної обробки зразки розрізались електроіскровим методом, а із них виготовляли шліфи, мікроструктура яких досліджувалась за допомогою металографічного аналізу.

Мікротвердість вимірювалась на приладі ПМТ-3 при навантаженні 100 г. Дослідження шорсткості проводились на спеціальному модулі на основі профілометра мод. 296, а мікроструктури на оптичному мікроскопі MEIJI TECHNO Серія MT8500 (модель MT8520)*.

Експериментальні результати і їх обговорення. Отримані експериментальні результати поверхневої мікротвердості показали, що мікротвердість поверхні після ЛО становила $H_{\mu} = 3500, 5700$ та 9400 МПа, відповідно при швидкості переміщення зразка $V = 1, 2$ та 3 м/хв, відносно вихідної поверхні $H_{\mu} = 4000$ МПа. При швидкості переміщення $V = 1$ м/хв відбулося оплавлення поверхні і по-

* Автори статті вдячні чл.-кор. НАН України, д.т.н., професору Лободі П.І. за допомогу при проведенні металографічних досліджень.

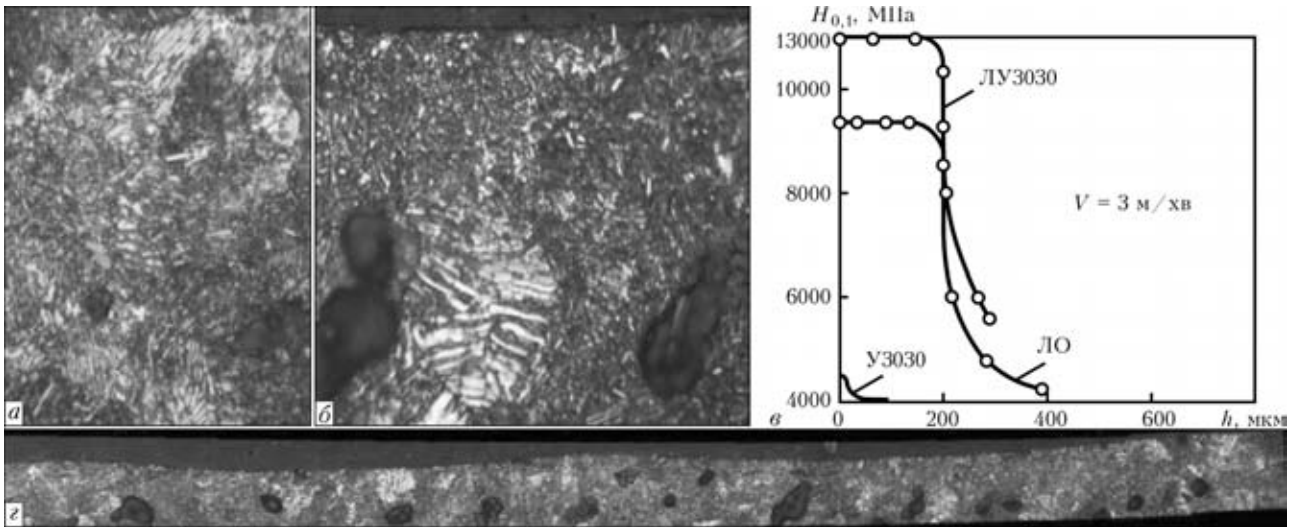


Рис. 2. Мікроструктура сталі У8 у вихідному стані (а); після УЗОЗО (б, с) та розподіл мікротвердості $H_{0,1}$ по глибині h поверхневого шару після ЛО, УЗОЗО та ЛУЗОЗО (е) ($\times 100$)

верхнева мікротвердість зменшилась відносно вихідної. Причиною зменшення мікротвердості при лазерній обробці з оплавленням сталі У8 є утворення в зоні оплавлення крім дрібнозернистого мартенситу залишкового аустеніту. Глибина зміцненої зони після лазерного впливу становила 450, 300 та 200 мкм, відповідно при швидкості переміщення зразка $V = 1, 2$ та 3 м/хв. Після УЗОЗО поверхнева мікротвердість становила $H_{\mu} = 4500$ МПа. А при комбінованій ЛУЗОЗО поверхнева мікротвердість значно підвищилась на $H_{\mu} = 5300, 8600$ та 13000 МПа, при тих же режимах переміщення зразка, відносно вихідної поверхні. Поверхнева мікротвердість оплавленої поверхні лазером покращилась після впливу УЗОЗО.

На рис. 2, а приведена вихідна мікроструктура пластинчастого перліту нормалізованої сталі У8. Після впливу УЗОЗО спостерігалось суттєве подрібнення зерна, мікроструктура зміцненого шару приведена на рис. 2, б, с. Мікротвердість даного шару складає $H_{\mu} = 4500$ МПа на глибині $z = 10-15$ мкм.

Аналіз експериментальних результатів розподілу мікротвердості по глибині, який приведений на рис. 2, е, свідчить про те, що комбінована ЛУЗОЗО має більш тверді зони впливу в порівнянні із окремо дією ЛО та УЗОЗО.

На поверхневому шарі нагрітим лазерним променем (швидкість переміщення зразка $V = 3$ м/хв) до температури вище точки A_{c1} , але нижче температури плавлення утворюється двошарова мікроструктура (рис. 3, а, в). Мікроструктура верхнього шару складається із високодисперсного пластинчастого мартенситу, залишкового аустеніту і не яскраво виражених трооститних утворень. Мікротвердість даного шару складає $H_{\mu} = 9400$ МПа на глибині $z = 130$ мкм. На границі з основою мікроструктура плавно зміцнюється від мартенситно-трооститної до вихідної перлітної. Мікротвердість даного шару складає $H_{\mu} = 9350$ МПа на глибині $z = 200$ мкм.

Аналіз зміцненого шару отриманого комбінованою ЛУЗОЗО (рис. 3, б, г), мікроструктура якого має верхній високодисперсний шар після впливу

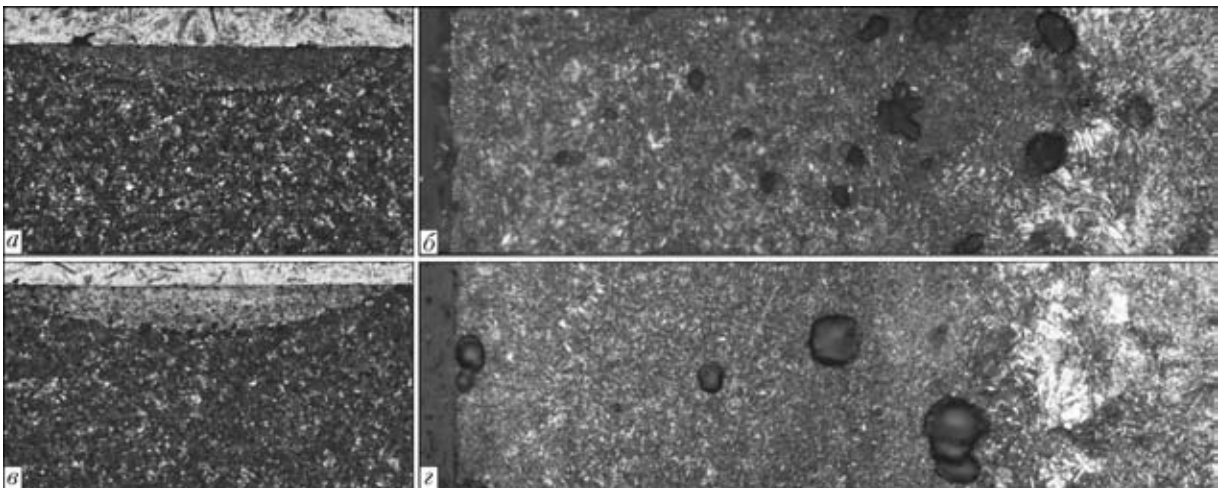


Рис. 3. Загальний вигляд зони ЛО (а, $\times 50$) та ЛУЗОЗО (б, $\times 5$) сталі У8; мікроструктура поверхневого шару (зліва на право по глибині) після ЛО (с, $\times 100$) та ЛУЗОЗО (г, $\times 50$) ($V = 3$ м/хв)

УЗОЗО. Під дією ультразвуку відбувається дроблення голок мартенситу, підвищення щільності дислокацій, зниження вмісту залишкового аустеніту, що забезпечує підвищення міцності і пластичних характеристик шару. Другий шар — складається з високодисперсного мартенситу, залишкового аустеніту і трооститу, а третій шар — з перехідного високодисперсного трооститу і незначної кількості аустеніту. Мікротвердість верхнього шару складає $H_{\mu} = 13000$ МПа на глибині $z = 50$ мкм, мікротвердість другого шару складає $H_{\mu} = 11000$ МПа на глибині $z = 130$ мкм, мікротвердість третього (перехідного) шару складає $H_{\mu} = 10900$ МПа на глибині $z = 200$ мкм. Термодеформаційне зміцнення, з максимальними значеннями мікротвердості поверхнього шару евтектоїдної сталі пов'язане з неповним розчиненням карбідів при даних умовах ЛУЗОЗО.

Висновки

Для отримання максимального значення мікротвердості поверхнього шару сталі У8 з високодисперсною мікроструктурою доцільно створити в зоні

термодеформаційного впливу умови нагріву для неповного розчинення карбідів та імпульсного деформування ультразвуковим наконечником при потужності $P = 800$ Вт CO_2 лазера оптимальна швидкість переміщення $V = 3$ м/хв, а для ультразвукового генератора з магнітострикційним перетворювачем з $P = 1,6$ кВт, $F_{\text{сз}} = 30$ Н і $f = 22$ кГц, швидкість переміщення $V = 0,018$ м/хв.

1. *Технологія упрочнення*. Технол. Методи упрочнення. В 2 т. Т. 2. — М.: «Л.В.М.-СКРИПТ», «Машиностроение», 1995. — 688 с.
2. *Лазерні технології та комп'ютерне моделювання* / Під ред. Л.Ф. Головка, С.О. Лук'яненка. — К.: Вістка, 2009. — 296 с.
3. *Майоров В.С.* Лазерное упрочнение металлов / Сб. «Лазерные технологии обработке материалов: современные проблемы фундаментальных исследований и прикладных разработок» / Под. ред. В.Я. Панченко. — М.: Физматлит, 2009. — С. 1–31.
4. *Чудина О.В.* Комбинированные методы поверхностного упрочнения сталей с применением лазерного нагрева. Теория и технология. — М.: МАДИ (ГТУ), 2003. — 248 с.
5. *Пат. 60662 У 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.

МОДЕЛИРОВАНИЕ, СИНТЕЗ И НАНО/МИКРО-СТРУКТУРИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТИ МАТЕРИАЛОВ ЛАЗЕРНЫМ ИЗЛУЧЕНИЕМ

В.В. ИЛЯСОВ, Б.Ч. МЕСХИ, А.А. РЫЖКИН, И.В. ЕРШОВ, Д.К. ФАМ, Е.Д. ТЕЛЯТНИКОВ

Донской ГТУ, Ростов-на-Дону, Россия

При взаимодействии лазерной плазмы с материалом наблюдаются самоорганизующиеся процессы роста наноструктур на поверхности. Подача энергии осуществлялась серией импульсов при плотности плазмы 4–20 Дж/см² при температуре 300 К. Изучена топография поверхности на сканирующем АСМ. Выполнены *ab initio* расчёты полной энергии, кристаллической и зонной структуры. Показано, что при лазерном облучении происходит быстрый процесс нагрева и охлаждения поверхности материала, изменяется структура кристаллов, размер зародыша и следовательно изменяются механические свойства поверхности материала.

В технике, наряду с созданием новых материалов, обладающих высокой технологичностью, улучшение свойств исходных материалов стало одним из важнейших научных задач. Среди многих методов для достижения этой цели, появился новый и эффективный метод — наноструктурирование поверхности материалов лазерным излучением. Основы наноструктурирования поверхности твердых тел наносекундными лазерными импульсами заложены в работах О.Н. Крохина и Ю.В. Афанасьева [1, 2]. Создание структур нанометрового масштаба на поверхности твердых тел приводит к улучшению физических и механических свойств материалов [3]. Основы технологий лазерного наноструктурирования поверхности материалов базируются на физических процессах образования структурных объектов микро- и нанометровых размеров при воздействии лазерных импульсов различной интенсивности и длительности [3]. Образование наноструктур на поверхности материалов возможно прямым поверхностным наноструктурированием на основе наносекундных лазеров [4–6] или образованием наноструктурных покрытий, которое происходит при осаждении продуктов абляции на поверхности подложки, удаленной на некотором расстоянии от мишени [3, 5]. Не останавливаясь здесь на анализе экспериментальных данных по наноструктурированию поверхности материалов при прямом лазерном воздействии, который достаточно полно представлен в обзоре И.Н. Завестовской [3], отметим, что изучению контролируемого процесса наноструктурирования посвящен целый ряд работ [3–5], в которых выполнено теоретическое моделирование процесса и представлены выражения для оценки среднестатистического размера центров новой фазы. Установлена зависимость размеров наноструктуры от параметров лазерного ис-

точника и тепловых свойств исходного материала. В частности, в работе [4] показано, что в зависимости от скорости охлаждения размер зародышей может колебаться от 10 нм до 100 нм и даже до 500 нм. Установленные закономерности формирования наноструктуры поверхности металлов после оплавления подтверждаются экспериментом. В частности, экспериментальное изучение проведено на различных материалах: Ti, Au, Al, Cu, Cr, Ni, сплавах алюминия с углеродом, фосфором и кремнием при разных длительностях и разных количествах лазерных импульсов, в диапазоне плотностей энергии 0,6–4,0 Дж/см² [3, 5].

Для случая наноструктурирования посредством нанесения ультратонких покрытий из карбида титана на поверхности стали авторами работы [7] использован квантово-механический метод расчета структуры и энергии адгезии с использованием теории функционала плотности (DFT). Показано, что адгезия слоев карбида титана к поверхности стали составляет 0,26 мДж/см². В работе [8] показана возможность синтеза ультратонких углеродных пленок с аморфной структурой методом лазерной абляции на подложку из сапфира, при использовании импульсного 1,06 мкм Nd-YAG лазера. Толщина получаемой пленки зависела от выбранного режима и времени экспозиции. Использование метода атомно-силовой микроскопии позволило установить величину шероховатости и отсутствие фактальности поверхности.

В работе [9] изучены графитовые структуры, сформированные в результате воздействия на поверхность графитсодержащего компонента импульсами Glass: Yb, Er лазера с длительностью 30 мс и длиной волны 1,54 мкм. Установлено, что размеры отдельных наноструктур лежат в диапазоне 20 нм до 50 нм. Исследование рамановских спектров на-

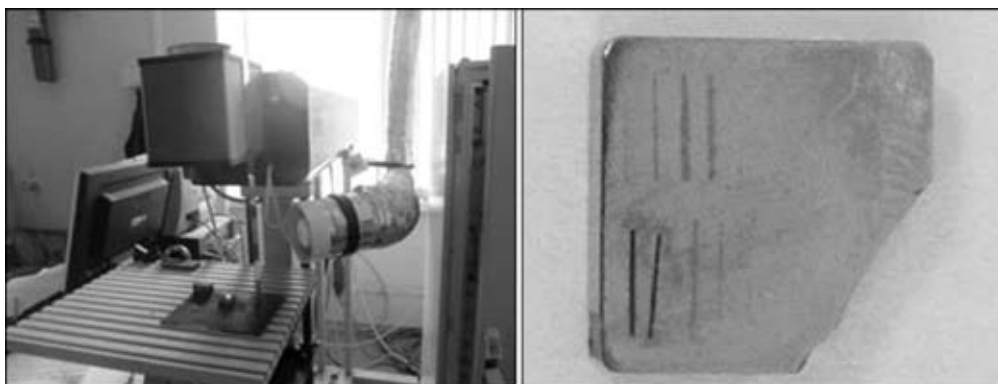


Рис. 1. Использованное лазерное оборудование и образец с дорожками после лазерного воздействия различной плотностью энергии

ноструктур показали наличие в их спектре пиков, соответствующих графитизированным материалам.

В настоящей работе изучались процессы наноструктурирования поверхности карбида титана в зависимости от плотности лазерного излучения с использованием оборудования южного регионального ЦКП «Лазерные и оптические технологии» (ЛОТ) и межкафедрального ресурсного ЦКП (МКЦКП) при ДГТУ. Объектом исследования служила пластина карбида титана с размером $10 \times 10 \times 5$ мм.

Использована лазерная установка Beta Mark 2000 с максимальной мощностью 6 Вт, длительностью импульса 40 нс и длиной волны излучения 1,064 мкм. На поверхности образца (на разных участках), последовательно осуществлено лазерное воздействие с выходной мощностью 40, 20, 15 и 13 % максимальной мощности установки, а частота следования импульса и скорость перемещения луча не меняют соответственно равны 2000 Гц и 10 мм/с.

Плотности энергии лазерного излучения на поверхность карбида титана в этих случаях рассчитываются по этой формуле:

$$q = \frac{kP_{\text{ср}}T}{\pi r^2},$$

где k — поглощательная способность материала; T — период следования импульса; r — радиус пятна лазерного луча.

После лазерного воздействия, поверхность образца наблюдалась с использованием оптической микроскопии (рис. 2) в ЦКП «ЛОТ» и атомно-силовой микроскопии (АСМ) в МКЦКП при ДГТУ (рис. 3).

На рис. 3 присутствуют наведенные микроструктуры как области прямого воздействия (дорожки), так и вне лазерного луча, возникшие при осаждении продуктов абляции на поверхности карбида титана, а также области температурного влияния. С последними мы связываем наблюдаемые эффекты наноструктурирования, о которых речь пойдет ниже.

Методом наноиндентирования (на оборудовании МКЦКП) было осуществлено изучение механических и деформационных характеристик в зонах прямого воздействия лазерного луча и областей температурного влияния. Типовая диаграмма нагружения индентора (алмазной пирамидки Берко-

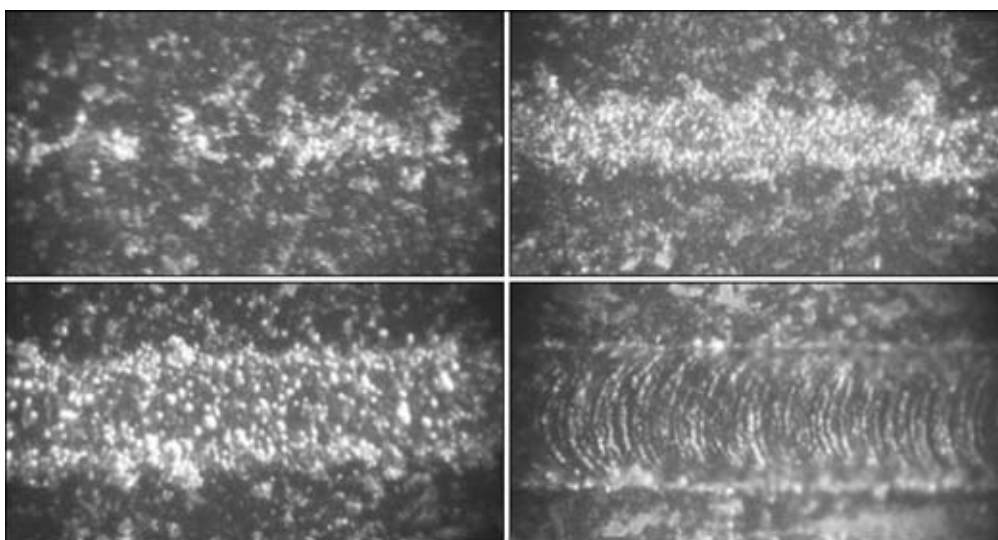


Рис. 2. Изображения поверхности карбида титана, полученное с помощью оптической микроскопии коэффициента увеличения $k = 1000$ с плотностью излучения в интервале 2,06–6,36 Дж/см²

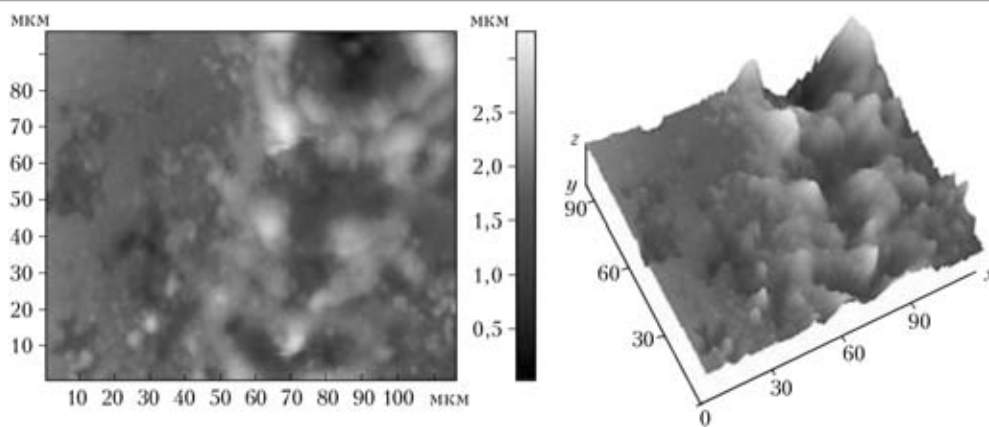


Рис. 3. Двух- и трехмерные АСМ профили микроструктур на поверхности карбида титана после лазерного воздействия 12-ю лазерными импульсами длительностью 40 нс и плотностью энергии 2,38 Дж/м²

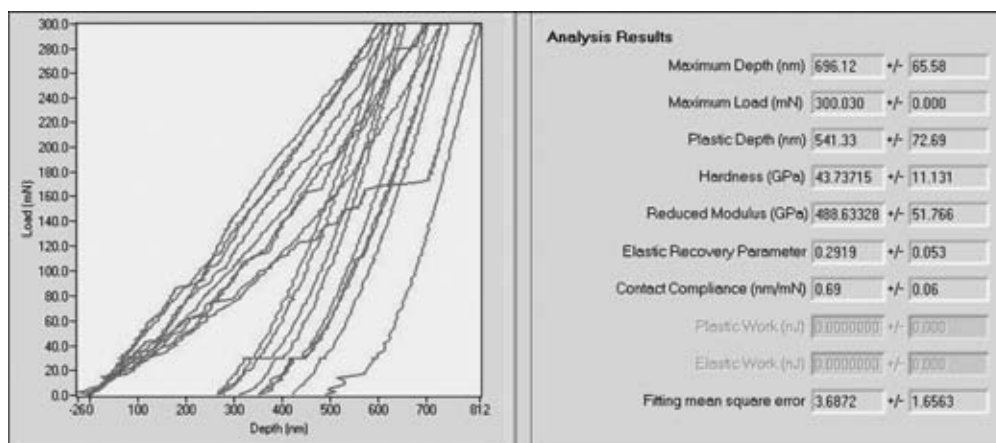


Рис. 4. Результат анализа твердости поверхности TiC в зоне теплового влияния после лазерного облучения мощностью $P = 0,39$ Вт, частотой 2000Гц, количеством импульсов $n = 12$, длительностью импульса $\tau = 40$ нс

вича) представлено на рис. 4, с иллюстрацией получаемых параметров: нагружение, глубина внедрения, твердость, модуль Юнга и др.

Предварительные результаты изучения механических характеристик модифицированных лазерным воздействием поверхностей карбида титана представлены на рис. 5. Откуда следует, что существует определенная зависимость значений твердо-

сти и модуля Юнга от величины плотности энергии лазерного воздействия.

В качестве предварительных выводов можно отметить, что в рассмотренных диапазонах энергий в зоне пятна лазерного облучения, происходит оплавление карбида титана. При интенсивном лазерном облучении, незначительная часть материала на поверхности горела в воздухе. В результате, на наш

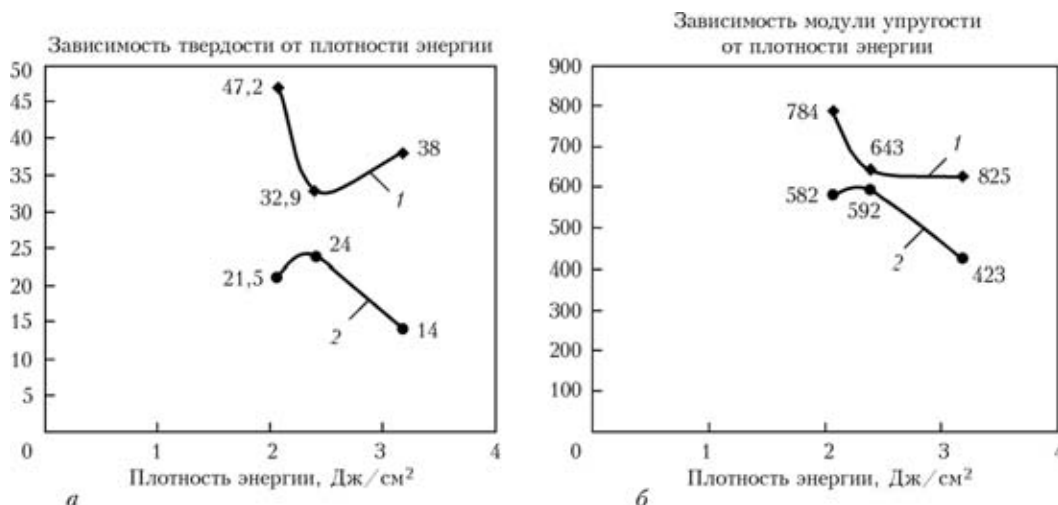


Рис. 5. Зависимости твердости (а) и модуля упругости Юнга от плотности энергии лазерного воздействия (б); 1 – в ЗТВ; 2 – в центре пятна

взгляд, нарушилась нестехиометрия по углероду и поэтому твердость в пятне (на дорожке) снижается.

В зоне теплового влияния (ЗТВ) лазерного облучения (в расстоянии 30–60 мкм от центра пятна), происходит изменением структуры карбида титана на поверхности, твердость в этой зоне повышается до 1,5 раза при сравнении с исходной твердостью TiC [10] (максимальная твердость достигает 47,2 ГПа).

Изучение состояния и перспектив лазерного наноструктурирования поверхности материалов в машиностроении, показало необходимость установления оптимального режима лазерного излучения для каждого материала, особенно для инструментальных и конструкционных материалов. Повышение твердости этих материалов в результате их лазерного наноструктурирования имеет большее значение в развитии технологии машиностроения. Показано, что при лазерном облучении происходит быстрый процесс нагрева и охлаждения поверхности материала, изменяется структура кристаллов, раз-

мер зародыша и следовательно изменяются механические свойства поверхности материала.

1. Афанасьев Ю.В., Крохин О.Н. // ЖЭТФ. — 1967. — 52. — С. 966.
2. Афанасьев Ю.В., Крохин О.Н. // Тр. ФИАН. — 1970. — 53. — С. 118.
3. Завестовская И.Н. Лазерное наноструктурирование поверхности материалов // Квантовая электроника. — 2010. — 40, № 11. — С. 942–954.
4. Токарев В.Н., Хомич В.Ю., Шмаков В.А. Формирование наноструктур при лазерном плавлении поверхности твердых тел // Доклады академии наук. — 2008. — 419, № 6. — 754–758.
5. Зарождение и рост наноструктур на поверхности твердого тела, оплавленного лазерным импульсом / С.И. Миколуцкий, В.Ю. Хомич, В.А. Шмаков, В.А. Ямщиков // Российские нанотехнологии. — 2011. — 6, № 11/12. — С. 65–69.
6. Лапшин К.Э., Обидин А.З., Токарев В.Н. и др. // ФХОМ. — 2008. — № 1. — С. 43.
7. Agya A., Carter E.A. // J. Chem. Phys. — 118, № 19. — P. 8982–8996.
8. Илясов В.В., Месхи Б.Ч., Рыжкин А.А. и др. // Вестник ДГТУ. — 2012. — 62, № 1. — Вып. 1. — С. 31–35.
9. Беликов А.В., Скрипник А.В., Зулина Н.А. // Изв. вузов. Физика. — 2012. — № 1. — С. 1–2.
10. Lin Y., Hong M.H., Wang W.J. et al. // Sensors and Actuators A. — 2007. — 133. — P. 311–316.

MUTUAL INTERACTION OF FOCUSED LASER BEAM AND GAS-POWDER STREAM ON LASER PROCESSING QUALITY

V. KOVALENKO¹, J. YAO², Q. ZHANG², P. KONDRASHEV¹, M. ANYAKIN¹, R. ZHUK¹ and O. STEPURA¹

¹Laser Technology Research Institute, NTUU «KPI», Kiev, Ukraine

²Research Center of Laser Processing Technology and Engineering, Zhejiang University of Technology, Hangzhou, China

Laser processing technologies like alloying, cladding and rapid prototyping that are based on blowing of gas-powder mixture in the zone of laser processing are very dependent on the alignment of caustic surface (conventional surface that surrounds laser beam) and gas-powder mixture regarding the workpiece surface. Deep knowledge of its behavior is very important for the technologies that use coaxial introduction of gas-powder mixture into the processing zone. It was found that the shape of the gas-powder stream and its cross-section could be varied with help of the nozzles of various inner shapes. Further investigation of laser cladding technology by means of experiment planning techniques showed statistically significant influence of the position of caustic surface, and gas-powder mixture and the workpiece on the productivity (the size) and quality (presence of cavities) of the clad.

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 [1–4]. In order to implement the technology of directed laser «growing».

It was recommended that coaxial with laser beam delivery of gas-powder mixture should be used to minimize the microstructure defects. It does not matter where laser beam travels- the position of powder stream regarding the laser beam will remain unchanged. In general, only basic numerical models [1] were used for the investigation of laser beam – gas-powder stream interaction that does 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.

Experimental set-up. Research was based on two methodologies: numerical simulation of gas-powder jet formation employing nozzles with various inner profiles and investigation of laser cladding using experiment planning techniques. The behavior of gas-powder jet at different working pressures of transport and protective gas was described by Eulerian model and numerical solutions for powder-jet profile and powder distribution within the defined cross-section were found using software Ansys CFX [5]. The choice of the Eulerian model is explained by the fact that small powder fractions (10–100 μm) are used at laser cladding.

The overall turbulence for two phases (gas and powder particles) was calculated with standard k-ε turbulence model. Obtained numerical solutions were compared with experimental data.

Series of experiments were conducted using the equipment presented in Figure 1. A two-telescope system was placed at the exit of laser resonator to control focal spot and profile of the caustic surface, along with rotating mirror and focusing system with focusing length of 100 mm. Gas and powder supply unit equipped with changeable coaxial nozzles that had different angles γ (Figure 1) was mounted at the bottom of the focusing unit (Figure 2).

The scheme of experiments was obtained using experiment planning technique and each trial was repeated three times into every control point. PGSR-3 pow-

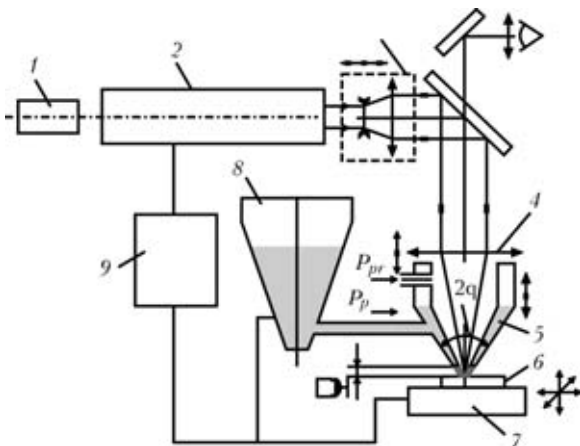


Figure 1. Industrial laser equipment: 1 – assist laser; 2 – working laser 200 W; 3 – telescope; 4 – focusing objective; 5 – coaxial nozzle; 6 – workpiece; 7 – worktable with 3 coordinates; 8 – powder feeder; 9 – control unit

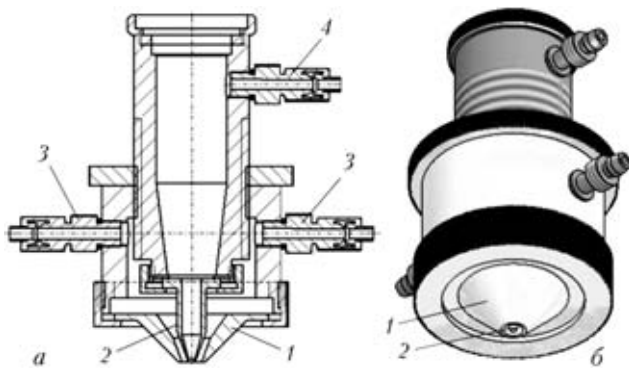


Figure 2. Schematic view (a) and a 3-D view (b) of coaxial powder supply unit into the processing zone: 1, 2 – replaceable nozzles; 3 – powder and transportation gas inlets; 4 – assist gas inlet

der (10–60 μm) was used for cladding and air was used as a transporting gas.

Experimental results and discussion. The following steps were taken to conduct numerical simulations:

- design of 3-D physical model of powder supply;
- meshing of the 3-D model;
- direct computation of powder particles trajectories and their analysis.

Implementation of Ansys CFX for the simulation of gas-powder stream helps to visualize powder particle paths (Figure 3, a) and powder particle concentration's distributions (Figure 3, b). Numerical simulation shows that spatial distribution of powder concentration in planes collinear with and perpendicular to the central axis of gas-powder stream (laser beam) significantly depends on the values of nozzle forming angle γ .

The angle γ varied in a range from 30° to 50° and in all cases the distribution of powder concentration changed from ring-shaped to round-shaped depending on the distance from the nozzle exit to the section plane (Figures 4 and 5). The transformation of ring-shaped distribution into the round-shaped starts at the «focusing» point of gas-powder stream.

Moreover, simulations show that the increase of forming angle γ decreases «focusing» length (distance

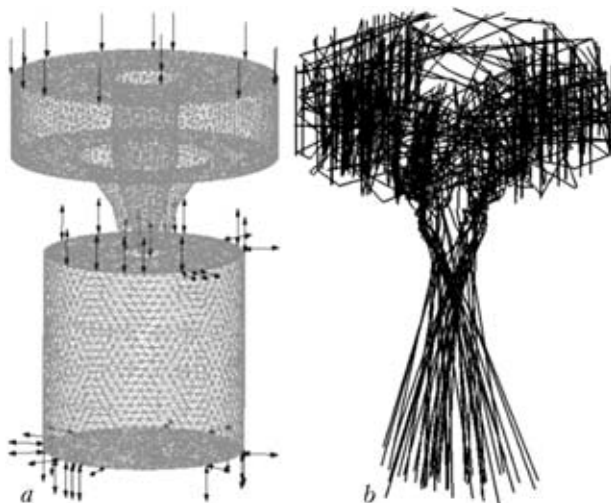


Figure 3. Mesh (a) and a particles trajectories (b) of coaxial powder supply system

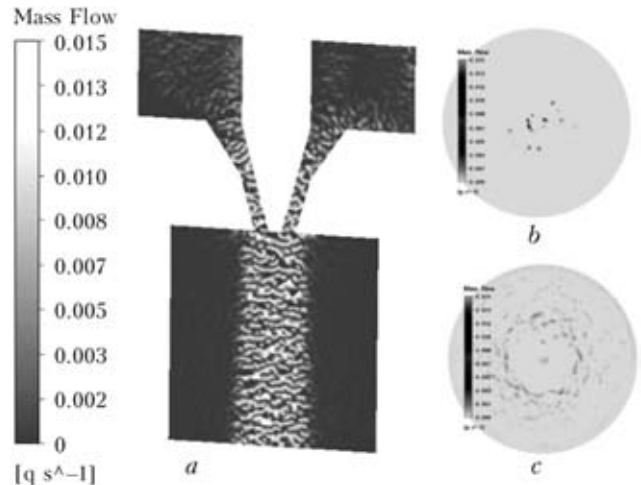


Figure 4. Distribution of the concentration of powder mixture along the axis of distribution (a) and in cross-section (b, c) at the nozzle exit (b) and in powder focusing spot (c)

from the nozzle exit to the narrowest part of gas-powder stream). Further experiments proved this hypothesis (Figure 5). It was found that minimal cross-section of gas-powder stream lies downstream of the point where laser beam and gas-powder stream central axis intersects with lines that form the inner shape of the nozzle. This is possibly due to the pressure of protective gas ($P_{pr} = 1$ bar, Figures 1 and 2) in the inner part of powder supply nozzle.

Comparison of the results of numerical simulation and experimental data shows that altering values of the forming angles it is possible to control the distance from the nozzle exit downstream where the cross-section of gas-powder stream will be minimal, and at the same time it is possible to pre-define the curvature of the envelope surface of the stream. For a given design space a mutual positions of the processed work-piece and gas-powder stream were established that could be used for the development different processing schemes:

- «blowing» of powder in the molten base material when the workpiece upper surface rests above the «focusing» point of gas-powder stream (ring-shaped gas-powder stream is used) and their further re-melting;
- «blowing» of the molten powder in the molten base material (round-shaped gas-powder stream is used) when the concentration of powder particles is not enough to «block» laser beam;

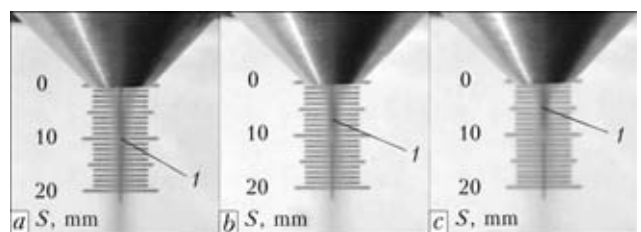


Figure 5. General view of gas-powder streams after the nozzle exit, where a – 30° nozzle forming angle; b – 40° nozzle forming angle; c – 50° nozzle forming angle; f – minimal cross-section of gas-powder stream

Level of variation of technological factors

#	Levels of variation and intervals of change, technological factors	Code	Independent variables			
			γ	m_p	v_x	ΔH
			x_1	x_2	x_3	x_4
1	Dimension	Unit	Grad	g/s	mm/s	mm
2	Ground level	0	40	0.3	2	5
3	Interval of variation	1	20	0.1	1	2
4	High level	+1	50	0.4	3	7
5	Lower level	-1	30	0.2	1	3

• «blowing» of the molten powder in the solid base material when the concentration of powder particles is enough to «block» laser beam.

The influence of the configuration of gas-powder stream and irradiation regimes on the quality of laser cladding and laser sintering was investigated using experiment planning technique. In order to build the quadratic model (1) a Box-Behnken design [6] was used which is rotatable (i.e. Model (1) predicts the behaviour of the response factor with similar accuracy when moving from the centre of the plan).

$$y = b_0 + \sum_{i=1}^{i=k} b_i x_i + \sum_{i \neq j=1}^{i=j=k} b_{ij} x_i x_j + \sum_{ii=1}^{ii=k} b_{ii} x_{ii}^2, \quad (1)$$

where k – number of technological factors; b_0, b_i, b_{ij}, b_{ii} – regression equation coefficients; i, j – indexes.

The technological factors were (Table shows levels of variation for technological factors in the encoded and natural scale): γ – forming angle (x_1); m_p – powder mass flow (x_2); v_x – speed of the base material (x_3); ΔH – position of the workpiece regarding the nozzle exit (x_4), whereas response factors were: geometry of a single clad: height (HCL) and width (WCL), uniformity of the inner microstructure of the sintered primitives (QCL) – inner porosity of the clad. The latter was determined as a ratio of the sum of the defected layers’ areas (pores, microcracks etc.) on the images of micro sections (to the overall area of the image).

Computational domain shown in Table is presented in the encoded scale (factors take values -1, 0 and +1 and are used for calculation of the coefficients of numerical model (1) for each response factor) and in natural scale. It is possible to convert values of technological factors between scales.

Since our coaxial nozzles can be moved regarding the focusing objective (Figures 1 and 2) – value of ΔH , focused laser beam density in the processing zone remained constant – the waist of the caustic surface was 0,7 mm whereas the length of this surface was 10 mm.

According to the designed plan 27 experiments were carried out with triple repetition in each point of the experiment plan. Statistical processing of the results of experiments showed that rows of the dispersions (for each response factor) were similar.

Moreover, there were calculated the coefficients of the regression equations (shown in Figure 6 as rank diagrams), and the hypothesis of the adequacy of received numerical models was verified.

Obtained numerical models (1) represented in Figure 5 as rank diagrams are «black-box» models and will inherit any sound explanation of their behavior. Coefficient value and its sign stand for the degree

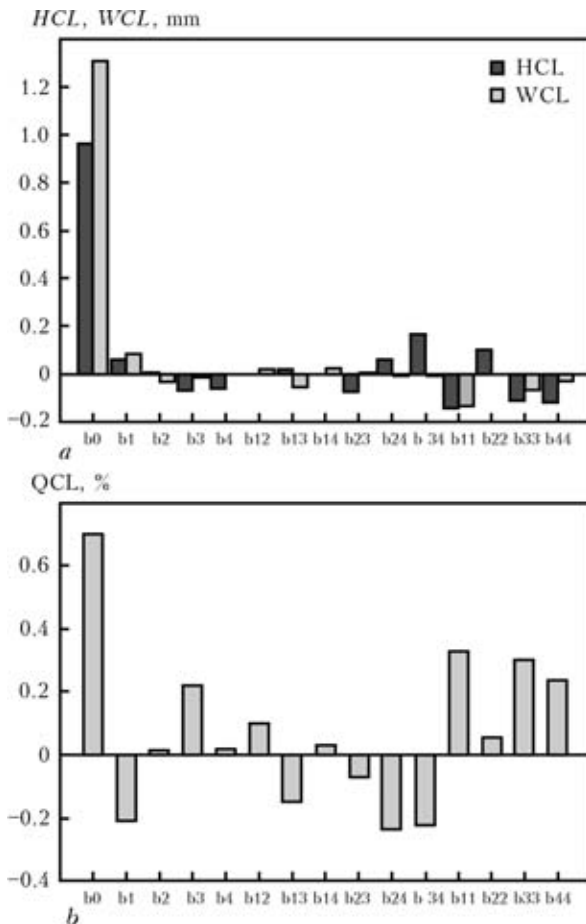


Figure 6. Regression coefficients for laser sintering model, where: a – height and width of the clad from technological factors; b – coefficients responsible for microstructure of clad

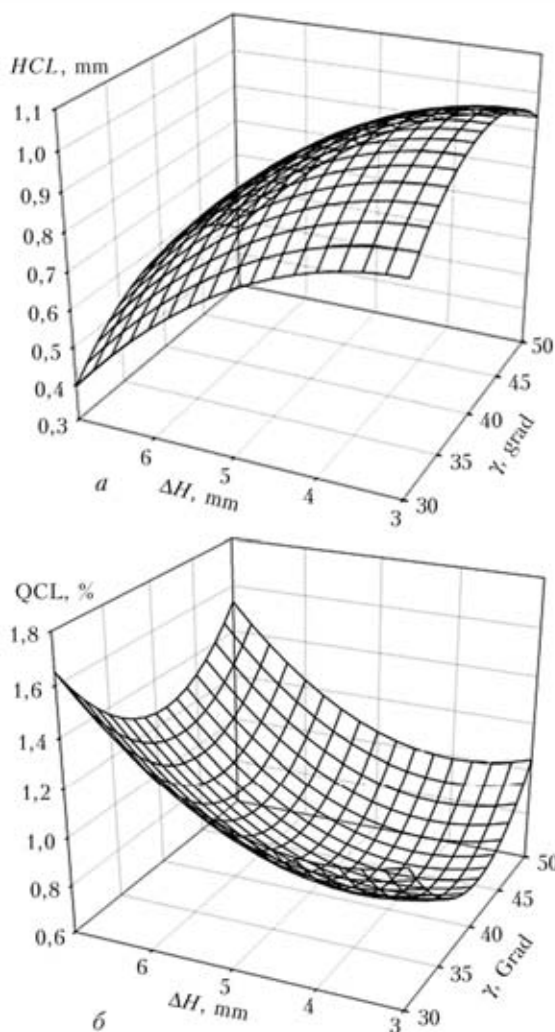


Figure 7. Dependencies of HCL (a) and QCL (b) from the distance from nozzle exit and nozzle forming angles when $m_p = 0.2 \text{ g/s}$ and $v_x = 1 \text{ mm/s}$

and direction of influence of the technological factor on a response factor.

Maximum linear and quadratic influence on the dimensions of the clad layer and the uniformity of microstructure is caused by:

- nozzle forming angle (coefficients b_1 and b_{11} from Figure 6);
- workpiece travel speed (coefficients b_3 and b_{33} from Figure 6);
- mixed influence (coefficient b_{13} from Figure 6) and quadratic influence of all factors.

Influence of nozzle forming angle on the height and uniformity of microstructure of the clad layer is bidirectional (Figure 6). Figure 7 shows the dependencies of the HCL and QCL from technological factors when $m_p = 0.2 \text{ g/s}$ and $v_x = 1 \text{ mm/s}$.

The minimum number of pores in the clad layer and maximum processing quality was in the case when the nozzle forming nozzle was equal to 40° and, what is more, the minimum value of QCL is observed when focusing of the powder stream starts on the surface of the workpiece ($\Delta H = 5 \text{ mm}$) and powder is blown into the liquid pool with further re-melting.

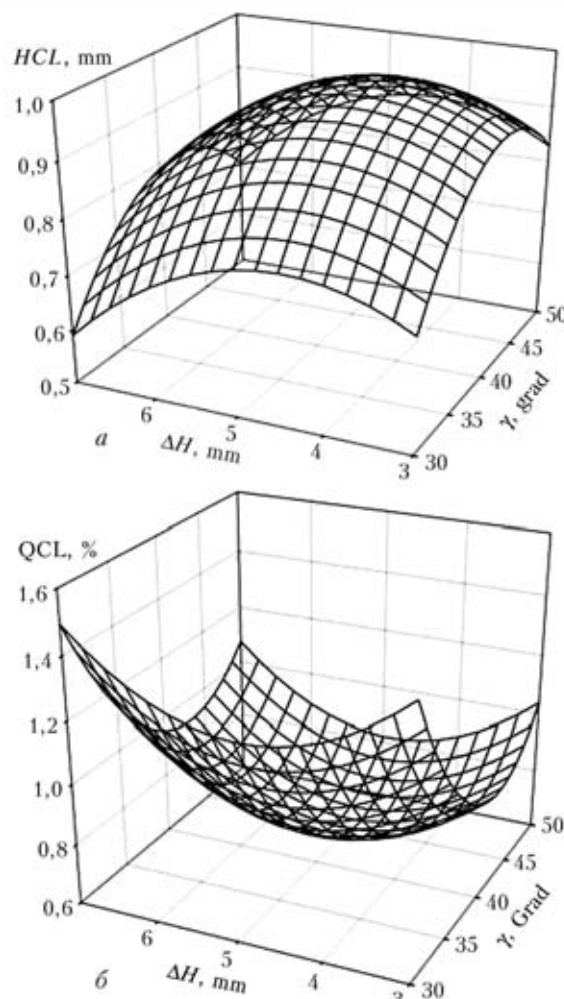


Figure 8. Dependencies of HCL (a) and QCL (b) from the distance from nozzle exit and nozzle forming angles when $m_p = 0.2 \text{ g/s}$ and $v_x = 2 \text{ mm/s}$

The increase of the processing speed up to 2 mm/s forms clad layer with high quality by scheme of blowing of molten powder into the molten base material (minimal value on the dependency of $QCL = f(\Delta H, \gamma)$) (Figure 8) when $\Delta H = 6 \text{ mm}$. The increase of nozzle forming angle leads to the increase in WCL, HCL and QCL (Figures 6 and 7), that is explained by the increase of the area of cross-section of the gas-powder stream and lack of the energy of laser beam for total re-melting of powder and surface of base material. The same situation is observed when the value γ decreases: a huge amount of powder does not creates good bonding between powder and molten surface of base material.

While the processing speed increases the extremum of functions $HCL = f(\Delta H, \gamma)$ and $QCL = f(\Delta H, \gamma)$ shift proportionally with the increase of ΔH (Figures 6 and 8). The values of HCL decrease with decreasing of v_x .

This is due to the changes in power density that cannot handle with melting of powder in the «ring» that is delivered into the processing zone.

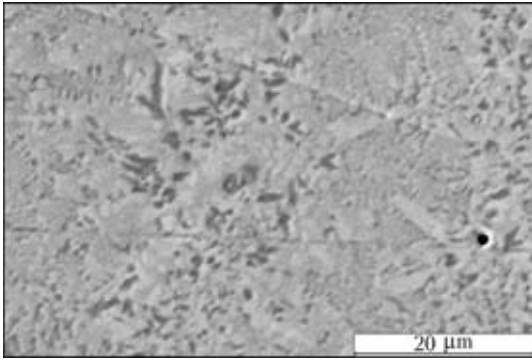


Figure 9. Defects in the clad at optimal processing regimes ($\gamma = 40^\circ$, $m_p = 0.3 \text{ g/s}$, $v = 1.9 \text{ mm/s}$, $\Delta H = 5 \text{ mm}$)

Analysis of the data shown in Figures 6–8 in five dimensions (for each response factor) could be time-consuming, but using factors from Table it could be seen that geometry of gas-powder stream and workpiece position regarding the «focus» of gas-powder stream are two most influential factors that QCL depends on. This could be seen from the values of the regression coefficients (Figure 6) and gradients of surfaces $HCL = f(\Delta H, \gamma)$ and $QCL = f(\Delta H, \gamma)$ (Figure 7 and 8).

Search for optimal regimes was done using the method of Lagrange multipliers [7]. MIN (QCL) was used as a target function in the design space (Table) at maximum values of HCL and WCL.

In some points of the design space there were conducted additional series of experiments that proved the validity and accuracy of numerical computations. The percentage of the defects in the clad layer decreased down to 0.18 % (Figure 9).

A press roll was manufactured using established processing regimes (Figure 10) that is used in printing industry.

Conclusions

- It is possible to increase the quality of laser sintering (reducing the defects within the clad layer down to 0.18 %) by means of optimization of the characteristics



Figure 10. Press roll for printing industry

of gas-powder stream and the position of its waist regarding the upper surface of the workpiece.

- The most efficient method to influence the properties of gas-powder layer is to change the nozzle forming angle.

- In a designed factor space, at low laser beam power the number of defects of microstructure is reduced when gas-powder stream «focuses» on the surface of the workpiece upper surface causing simultaneous melting of the powder that enters into the caustic of gas-powder stream and workpiece surface.

1. Pinkerton, A.J., Lin, Li. A verified model of the behavior of the axial powder stream concentration from a coaxial laser cladding nozzle. In: *Proc. of Int. Cong. «ICALEO'2002»*, Scottsdale, USA
2. Watkins, K.G. A method of layer height control in direct laser fabrication of 304L stainless steel. In: *Proc. of Int. Cong. «ICALEO'2003»*, Jacksonville, USA.
3. Pinkerton, A., Moat, R., Shah, K. et al. A verified model of laser direct metal deposition using an analytical enthalpy balance method. In: *Proc. of Int. Cong. «ICALEO'2007»*, Orlando, USA.
4. Yao, J., Kovalenko, V., Zhang, Q. et al. (2010) Modeling of laser cladding with diode laser robotized system. *Surface Engineering and Applied Electrochemistry*, **3**(46), 266–270, DOI: 10.3103/S1068375510030130.
5. *Ansys CFX User Guide*, Ansoft.
6. Box, G., Behnken, D. (1960) Some new three level designs for study of quantitative variables. *Technometrics*, **4**(2), 455–475.
7. David, M. (1972) Himmelblau applied nonlinear programming. *The University of Texas*, Austin, Texas McGraw-Hill Book Company.

LASER MILLING OF SUPER-HARD MATERIALS

V. KOVALENKO¹, J. YAO², Q. ZHANG², M. NAYEBI¹, M. ANYAKIN¹,
R. ZHUK¹, O. STEPURA¹ and P. KONDRASHEV¹

¹Laser Technology Research Institute, NTUU «KPI», Kiev, Ukraine

²Research Center of Laser Processing Technology and Engineering, Zhejiang University of Technology, Hangzhou, China

Laser milling is one of the most universal methods for shaping of any type of materials (including natural and artificial diamonds, alloys etc.). Q-switched YAG laser was used for laser milling. The highest productivity and quality of the processing of super-hard materials could be achieved when laser milling is done without the formation of liquid phase or when its quality is minimal (artificial diamonds, borazon). The main reason for the low quality of milling of super-hard materials is uncontrollable surface roughness that occurs when liquid phase is ejected from the hole that is formed under the influence of laser beam. The micro-roughness of the processed surface is equal to the thickness of the removed layer. That is why at laser milling of super-hard materials and other similar materials it is recommended to use special techniques that are based on the constant shift of the focusing spot (from layer to layer) according to a specific algorithm.

Use of laser beam for milling applications is a universal technological process capable for processing of any type of materials [1–5] (ceramics, artificial and natural diamonds, hard alloys, steels etc.). As well as in traditional milling we can:

- implement layer-by-layer material removal technology;
- constant tool (focused laser beam) penetration into the workpiece body;
- absence of intersection with untreated surface of the workpiece;
- changing of layer thickness to be removed depending on the properties of the workpiece.

In general, Q-switched lasers wavelength 1.06 μm , average beam power P_m up to 100 W, pulse frequency n up to 50 kHz) are used to perform laser milling because of some peculiarities of laser-material interaction. A single pulse (duration t_p – 100–500 ns, power P_p up to 5 kW) forms by means of evaporation a single crate with the diameter of 10–200 μm and depth ranging from 1 to 100 μm . At the same time, the material of the workpiece undergoes phase and structural changes while interacting with focused laser beam [2, 3]. Unlike laser drilling, where the deposition of molten material has a symmetrical character [3], laser milling has some peculiarities. Some part of the molten phase is eliminated from the crate under the influence of the back pressure of plasma plume and shockwaves, and, consequently, is deposited all around the crate thus distorting the workpiece surface and the crate itself forcing user to repeat the surface processing once again, thus increasing milling time.

In order to increase the efficiency of laser milling it is necessary to increase the number of passes of «tool» per time unit (the processing speed V_S), maintaining the overlap coefficient OD unchanged [1, 2] (usually overlap coefficient is about 80–90 % where the distance between neighbour crates is 1 to 10 μm

and the distance between milling grooves $StepOX$ is about 5–10 μm). The increase of the distance between grooves (and the decrease of the milling time) could be achieved changing the angle of the groove to be milled [2]. It is worth to mention that the value of OD could be kept constant by increasing the pulse frequency n that equals to 30–50 kHz. This leads to the decrease of peak power P_p of a single pulse (Figure 1) due to the increase of pulse duration t_p (although the average power P_m is on increase) and lowers the thickness of the material that could be removed per pass.

This paper presents the implementation of the developed processing technique of laser milling of intractable materials that guarantees maximum productivity of technological process.

Experimental set-up and methodology. Research was done using experimental set-up that consists of Q-switched YAG laser with mean power ranging from 10 to 40 W equipped with 3D-coordinate table. In some cases scanning system RAZORSCAN-15 (position 3, Figure 2) was used as a substitution for optical unit (positions 2 and 4, Figure 2).

Some experiments that required rotation of the workpiece were done using screw-cutting lathe with incre-

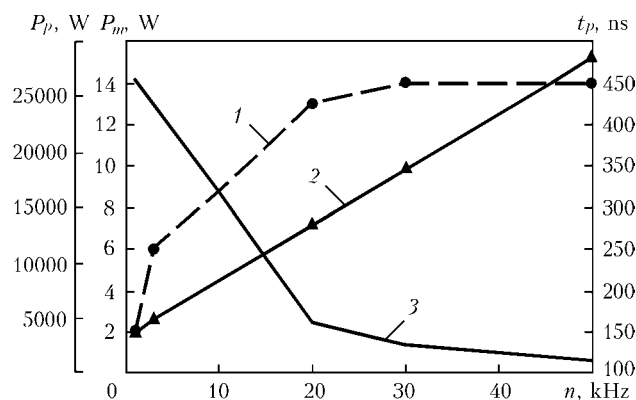


Figure 1. Single mode mean power P_m (1), pulse duration t_p (2) and pulse peak power P_p (3)

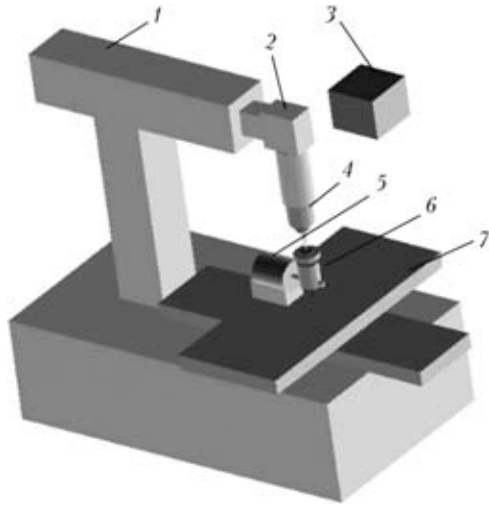


Figure 2. Experimental set-up, where: 1 – laser; 2 – laser beam rotation unit; 3 – scanning system; 4 – focusing unit; 5 – spindle; 6 – rotator; 7 – working table

mental sensor (80000 pulses per rotation) and a separate precise drive for linear movement, equipped with Q-switched YAG laser ($P_m = 40\text{ W}$) and focusing unit.

For the technological process of laser milling it is necessary to know the parameters of caustic surface (size and position of beam waist and asymptotes' angles of inclination) formed by focusing system. A scanning diaphragm method was used to find parameters of the caustic surface with further approximation of received values of the diameter of laser beam by hyperboloids of revolution. Figure 3 shows fragments of caustic surface formed by objectives with different focal distances F . Optical elements with long focal distances could be used for processing of deep holes and grooves with walls inclination up to 2° . In this case there is no shielding of laser beam by the workpiece.

Numerical simulation was used to determine initial data for the development of laser milling technological process. The nonlinear time-dependent equation

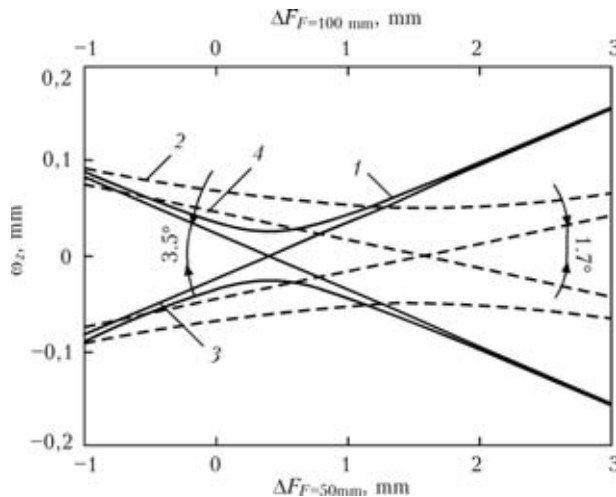


Figure 3. Caustic diameter w_z to the defocusing of the objective DF , where: 1 – caustic surface formed by an objective with focal distance $F = 50\text{ mm}$; 2 – caustic surface formed by an objective with focal distance $F = 100\text{ mm}$; 3, 4 – asymptotes of caustic surfaces formed by objectives with $F = 50\text{ mm}$ and $F = 100\text{ mm}$ respectively

of heat-conductivity with non-linear treatment of phase changes was used for simulation that was solved using finite difference technique by sweep method. Results of simulation (temperature distribution, dissociations, dimensions of the evaporation and melting zones at different times) were compared with the experimental results.

Double Linnik microscope and BMI microscope were used for measuring purposes.

Experimental results and discussion. Results of laser beam interaction with matter significantly depends on the processing regimes and properties of the workpiece material. In case of laser milling the processing quality depends on the mechanisms of material destruction. For example, let's consider two cases where pulse frequency equals 3 and 50 kHz (diameter of laser beam r_p equals 0.025 mm). Peak power densities P_p equal $2.45 \cdot 10^4\text{ W}$ and $1.17 \cdot 10^3\text{ W}$ respectively. Pulse duration then equals 150 and 480 ns respectively (Figure 1). Figure 4 shows calculated temperature distribution while processing hard alloy VK8 (VK8 composition: 92 % WC and 8 % Co) at different pulse frequencies.

Although the pulse duration was very small and laser beam power density was high a significant amount of molten phase is observed during laser milling (Figure 4) that lately is expelled from the processing zone by erosion plasma. When molten phase solidifies on the surface of the workpiece it distorts the profile of the groove (Figure 5). There is a specific sequence of phase transformations for laser heating of VK8 alloy. At the temperature of $1494\text{ }^\circ\text{C}$ Cobalt bonding starts to melt, and, lately, at the temperature of $2720\text{ }^\circ\text{C}$ wolfram carbide melts and dissociates. With further increase of incoming energy cobalt evaporates and Wolfram continues to melt and starts to evaporate. Laser processing of this material requires high energy inputs comparing to commonly used materials.

Unlike hard alloy VK8, that undergoes at laser processing with nanosecond pulses phase changes like melting-evaporation, heating of intractable material based on cubic boron nitride (borazon) has some differences. Slow oxidation of borazon starts at the tem-

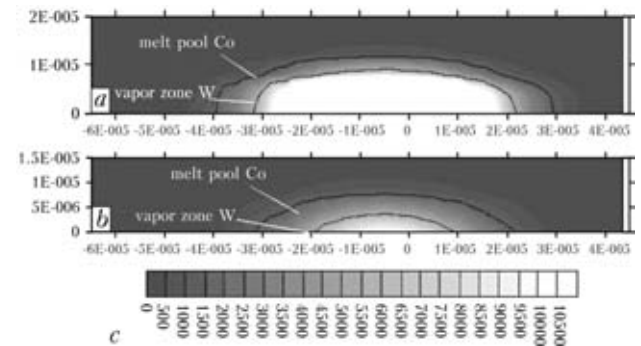


Figure 4. Temperature distribution in VK8 at laser pulsed processing ($r_p = 0.025\text{ mm}$, $V_s = 50\text{ mm/s}$), where: a – $P_p = 2.45 \cdot 10^4\text{ W}$, $t_p = 150\text{ ns}$, pulse frequency – $n = 3\text{ kHz}$; b – $P_p = 1.17 \cdot 10^4\text{ W}$, $t_p = 480\text{ ns}$, $n = 50\text{ kHz}$; c – temperature scale

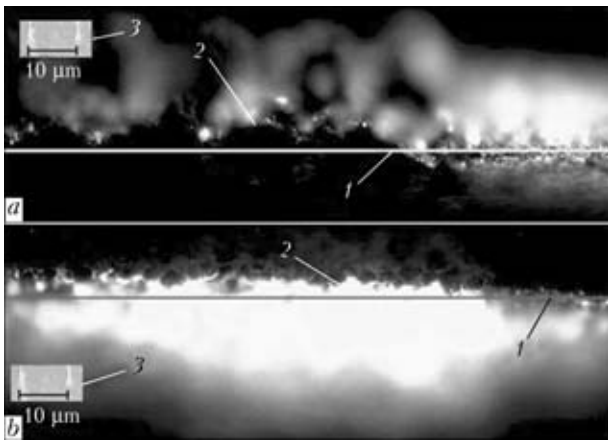


Figure 5. VK8 surface after laser processing at different regimes ($r_p = 0.025$ mm, $V_s = 50$ mm/s, $StepOX = 0.02$ mm), where: *a* – $P_p = 2.45 \cdot 10^4$ W, $t_p = 150$ ns, pulse frequency – $n = 3$ kHz; *b* – $P_p = 1.17 \cdot 10^4$ W, $t_p = 480$ ns, $n = 50$ kHz; 1 – untreated workpiece; 2 – processed workpiece; 3 – scale

perature higher than 2000 °C and at temperature 2850 °C at normal atmospheric pressure it breaks into hexagonal boron nitride, which, in turn, breaks into boron and nitrogen thus facilitating laser processing of this material.

For the processing regimes mentioned in Figure 3 and Figure 4 the calculated zone of destruction (dissociation) of borazon (Figure 6) is significantly higher than the dissociation zone of VK8 hard alloy (Figure 3). In comparison to VK8 hard alloy, borazon has lower density and heat capacity (although the heat conductivity of these materials is almost equal). Although, due to high specific dissociation heat laser processing of borazon is highly efficient. The absence of liquid phase at laser milling of borazon affects roughness of processed area (Figure 7) that has regular relief and repeats laser beam travel path along the workpiece surface.

We can make a conclusion that laser milling of alloys that break into separate chemical elements (artificial and natural diamonds, borazon, ceramics) is not a problem and it is possible to reach such state of processing when contour of the milled surface is the same as laser beam travel path [6, 7]. Obviously,

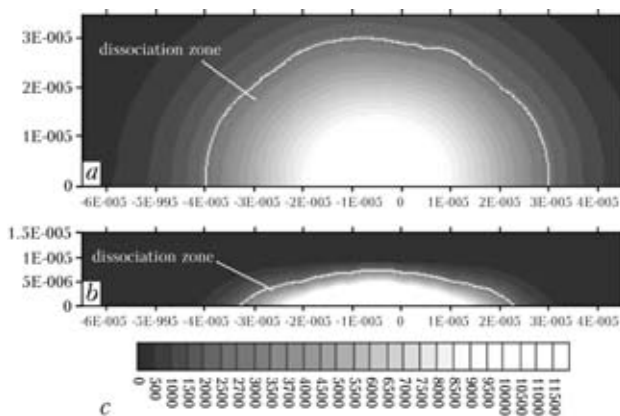


Figure 6. Temperature distribution in borazon at laser pulsed processing ($r_p = 0.025$ mm, $V_s = 50$ mm/s), where: *a* – $P_p = 2.45 \cdot 10^4$ W, $t_p = 150$ ns, pulse frequency – $n = 3$ kHz; *b* – $P_p = 1.17 \cdot 10^4$ W, $t_p = 480$ ns, $n = 50$ kHz; *c* – temperature scale

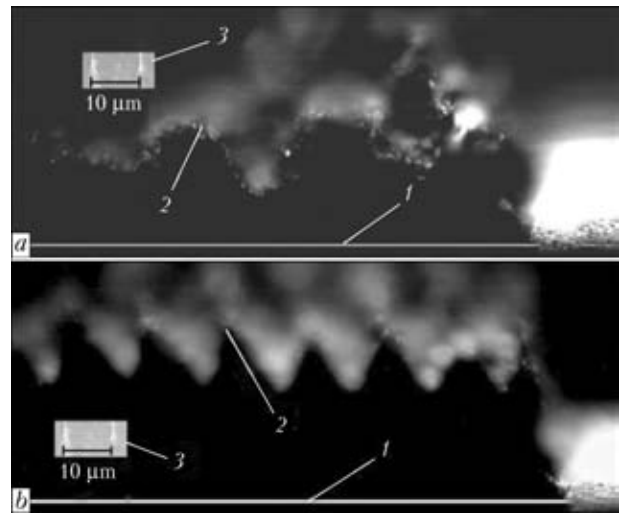


Figure 7. Borazon surface after laser processing at different regimes ($r_p = 0.025$ mm, $V_s = 50$ mm/s, $StepOX = 0.02$ mm), where: *a* – $P_p = 2.45 \cdot 10^4$ W, $t_p = 150$ ns, pulse frequency – $n = 3$ kHz; *b* – $P_p = 1.17 \cdot 10^4$ W, $t_p = 480$ ns, $n = 50$ kHz; 1 – untreated workpiece; 2 – processed workpiece; 3 – scale

when one decreases the value of *StepOX* the milling depth and surface roughness decreases as well (Figure 7, *b*).

Typical technological process that employs layer-by-layer material removal scheme is manufacturing of nozzles and dies out of intractable materials [4–6]. Implementation of multi-coordinate processing systems helps to manufacture nozzles out of artificial diamonds that consist of initial and end cones and calibrating part (positions *A*, *C*, *B* correspondingly, Figure 8) [6].

Knowing the properties of caustic surface it is possible to avoid shielding of laser beam (Figure 3) by the workpiece while processing cylindrical parts (calibrating, outer and end parts) of the nozzle (Figure 8). Figure 9 shows main stages of nozzle manufacturing, whereas Figure 10 shows manufactured nozzles within the workpiece (tablet of artificial diamond with the diameter of 7 mm and thickness of 5 mm).

Preliminary experimental results showed that at laser milling at low frequencies (Figure 4, *a* and 6, *a*) bigger amount of material is removed. On the other hand, the surface roughness is significant, since liquid phase of the removed material solidifies on the milled surface. It has a chaotic appearance and the microhardness values, in some cases, are equal or even exceed the milling depth (Figure 5, *b*). This is a common case not only for hard alloys but also for ordinary steels. As it was noted earlier, continuous (from layer

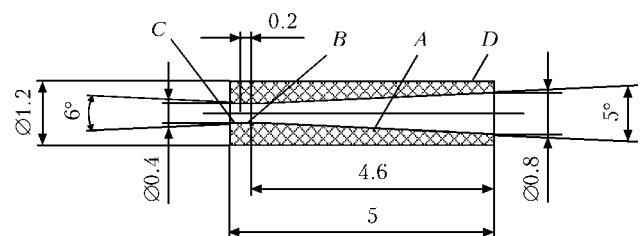


Figure 8. Nozzle sketch: initial *A* and end *C* cones, calibrating *B* and outer part *D*

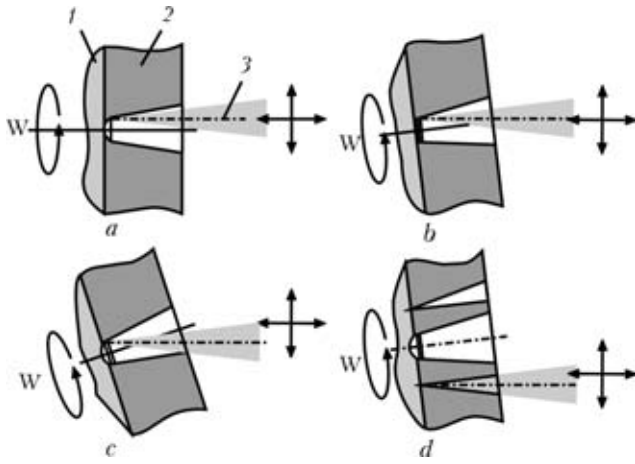


Figure 9. Nozzle forming stages: *a* – manufacturing of inlet cone: 1 – base; 2 – workpiece; 3 – caustic surface; *b* – cylindrical part; *c* – back cone; *d* – direct cutting of workpiece

to layer) change of angle at which milling grooves are formed leads to smaller values of surface roughness [2]. In this case laser milling should be done at higher pulse frequencies that, in turn, lead to lower material removal depth. In most cases this processing is very time-consuming.

It is possible to keep appropriate surface roughness and high productivity of laser milling making some changes to the processing scheme – the necessary depth is reached by using two laser passes instead of one.

For example, the required groove depth is achieved by two passes, where:

- for the first pass (Figure 11, *a-d*) – single crate is formed (trying to keep the symmetry of the holes);
- for the second pass (Figure 11, *e-h*) – gaps between crates are removed and the required surface is formed.

Symmetrical position of separate crates with the diameter D_p is possible when forming them at angle a of 60°, 45° and 30° given that $D_L = 2D_p$ (just like at manufacturing of printing rolls) (Figure 11).

Figure 12 shows top view and profile of workpiece after the first (Figure 12, *a, b*) and second laser beam

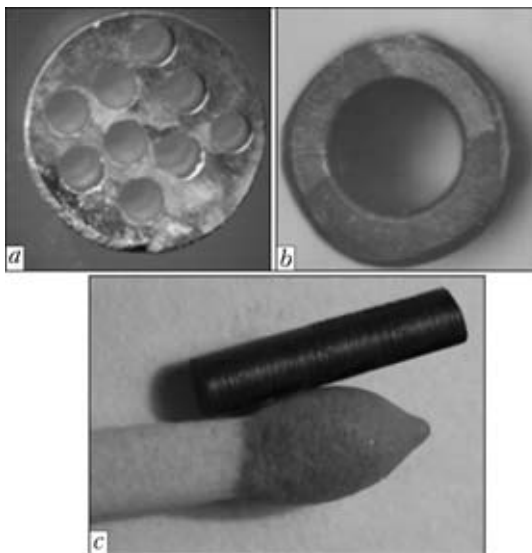


Figure 10. Workpiece remnants (*a*) with manufactured nozzles (*b, c*)

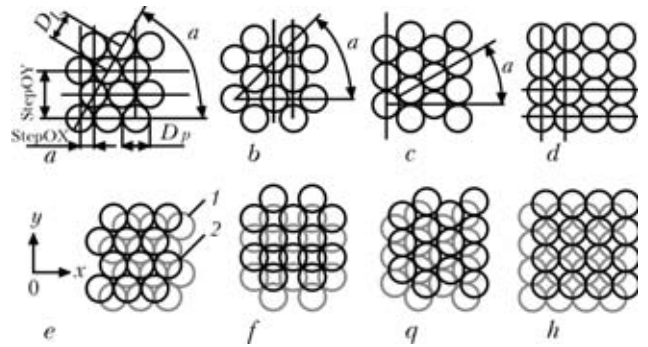


Figure 11. Manufacturing of first layer (*a-d*) and second layer (*e-h*) of single crates (holes) at different angles, where: 1 – 1st layer; 2 – 2nd layer; *a* – processing angle 60°; *b* – processing angle 45°; *c* – processing angle 30°; *d* – processing angle 90°

pass (Figure 12, *c*). The workpiece material is VK8 steel and it was processed according to the scheme shown in Figure 10, *a, e*. The processing results were compared to those that were processed according to ordinary scheme (Figure 5, *a*) and we found that for hard-to melt materials it is possible to avoid spatter on the processed surface and to increase the productivity and quality of the processing.

Given that all processing parameters that guarantee the formation of crates with equal depth, crate diameter D_p and distance between crates D_L (Figure 11, *a*) remain unchanged (mean power, focusing distance and pulse frequency), laser processing time significantly depends on a . Thus, for the piece of surface with length S_{OY} and width S_{OX} (idle movements are not considered) the laser beam travel distance S_L could be calculated using (1).

$$S_L = S_{OX} + S_{OY}S_{OX}/StepOX. \quad (1)$$

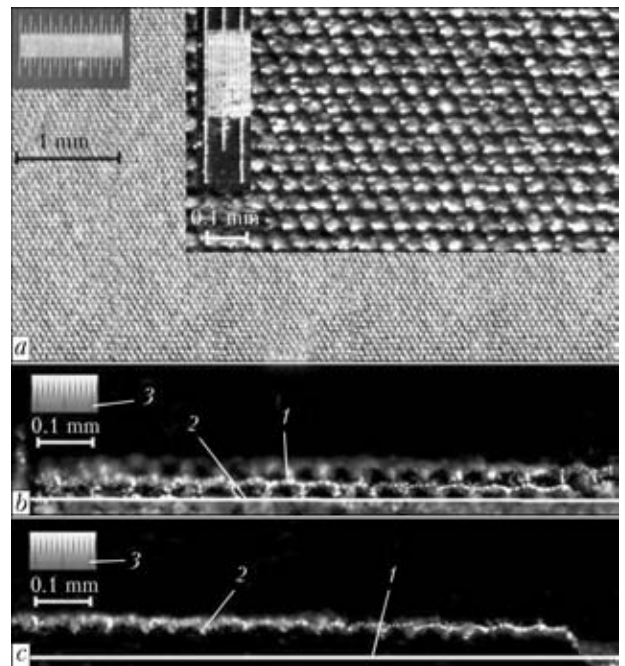


Figure 12. Processed surface (VK8 steel) with crates (holes) manufactured with angle $a = 60^\circ$ (*a*) and its profile after the first laser pass (*b*) and second laser pass (*c*), where: 1 – untreated part; 2 – laser processed part; 3 – scale

The processing speed would then be equal to $V_s = D_L \sin(\alpha n)$ and, consequently, the processing time will be different for following processing regimes (workpiece dimensions: $S_{OY} = S_{OX} = 100$ mm, $D_P = 0.05$ mm, $n = 3$ kHz). The processing time will be 25.7 min for angles a 30° and 60° and 22.3 min for angles a 45° and 90°. Greater processing time in the first case is explained by lesser laser beam travel speed along the axis O_Y (for angle of 30°) and by the increase in laser beam travel path S_L (for the angle of 60°) due to the decrease in $StepOX$ (Figure 11). We think that optimal processing regime would be when processing angles 45° and 0° are used.

Although, when laser beam travel speed remains unchanged but we need to process surfaces with different dimensions in one cycle our assumptions are not so obvious.

For instance, to produce the printing roll with diameter of 175 mm and pattern length of 549 mm with polished metal surface (workpiece material – chromium coated steel with thickness of 500 μm) it is necessary to guarantee required groove depth (70, 140 and 210 μm) for the formation of micro-relief that applies paint to the paper. This task was solved using laser milling technique using experimental laser equipment presented in Figure 13. The spindle rotated at the speed of 10–40 rotation/min (linear speed – 91.6–366.5 mm/s). Depending on the step caliper (that depends on the angle α in our case) the laser beam processing time may vary from 100 to 3 h.

Modeling of the technological process of laser milling was done using experiment planning technique. Since laser pulses were dependant on the position of incremental sensor with controllable arc step of 6.8 μm on the diameter of 175 mm it was impossible to shift the origin for the second laser pass for the angle $\alpha = 60^\circ$ (Figure 11, e). We decided to build several models of the process (for each a taking a values 45° and 30°). We designed quadratic models using fully saturated Rechtschaffner designs for three technological factors [7].

Independent variables for this design were: arc length (corresponds to $StepOY$ in Figure 11) that changed from 13.7 μm (lower level) to 41.23 μm (upper level), number of spindle rotations w (from 10 to 40 rotations/min) and defocusing D_F (for the focal distance of 50 mm) that changed from 0.3 to 0.6 mm. Milling depth and surface micro roughness were used as a response factors. Additional experiments were done on the centre of the designed plans to verify the adequacy of the models. In total, 11 experiments that were repeated with triple repetition were carried out in order to build models for each value of α .

Upon the completion of experiments, building of models and verification of statistical hypotheses (uniformity of dispersions and adequacy of models) optimal processing regimes were found (laser milling down to the depth of 70 mm with minimal micro roughness in two laser passes was used as a target



Figure 13. Laser milling of print roll

function) using Hooke and Jeeves [8]. We found that for similar processing conditions ($StepOY$, w and D_F) laser milling in two passes with milling of separate crate (hole) at the $\alpha = 45^\circ$ guarantees deeper milling that could be explained by smaller distance D_L between separate crates (holes) (Figure 11). It took 16,6 h to remove a layer of material in two passes using laser milling. The whole pattern was milled in 50 h. Processing time could be shortened using more powerful lasers.

For a given laser power ($P_m = 40$ W), processing speed ($V_s = 366$ mm/s) and processing conditions ($OD = 80\text{--}90\%$) 3 to 4 laser passes are required to mill the pattern with the depth of 80 μm (the height of micro relief was less than 5–7 μm). It means that this technology would be of a great use when it is necessary to process material that form a significant amount of liquid phase at laser processing.

Summary

- It was established that at laser milling of intractable materials with solid-state Q-switched lasers it is possible to achieve the maximum milling depth without the formation of liquid phase.

- In order to increase the productivity and quality of laser milling in the case when a significant amount of liquid phase form (intractable materials, hard alloys) it is advisable to mill in two passes. First laser pass forms crates that are positioned symmetrically and the second laser pass breaks bridges between crates thus forming the surface with required roughness.

1. Kuhl, M. (2002) From macro to micro – the development of laser ablation. In: *Proc. of Int. Congress «ICALEO'2002»* (Scottsdale, USA).
2. Vasco, J., Bartolo, P. (2007) Processing conditions of laser micro-milling. In: *Proc. of 15th Int. Symp. on Electromachining* (April 23–27, Pittsburgh, Pennsylvania, 2007), 427–432.
3. Leong, K. (2000) *Drilling with laser*. *Ind. Laser Solutions Manuf.*, 9(15), 39–45.
4. Cao, F., Huang, J. (1995) Technique of precise laser machining for the diamond wire drawing dies. In: *Proc. Int. Symp. for Electromachining ISEM-XI* (April, Lausanne, Switzerland, 1995), 629–637.
5. Cao, F., Zhang, Q., Liu, Y. (2007) A New technology for laser drilling of precise and micro diamond drawing dies. In: *Proc. of 15th Int. Symp. on Electromachining* (April 23–27, Pittsburgh, Pennsylvania, 2007), 405–408.
6. Anyakin, N., Nayebi, M., Kovalenko, V. (2012). Machining of shaped holes using focused laser radiation. *Surface Engineering and Applied Electrochemistry*, 1(48), 22–27, DOI: 10.3103/S1068375512010024
7. Rechtschaffner, R. (1967) Saturated fractions of 2n and 3n factorial designs. *Technometrics*, 4(9), 569–575.
8. Bunday, B.D. (1984) *Basic optimisation methods*. London; Baltimore, MD: E. Arnold, 128.

ЛАЗЕРНО-ПЛАЗМЕННАЯ СВАРКА НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЕЙ

И.В. КРИВЦУН, В.Д. ШЕЛЯГИН, А.И. БУШМА, В.Н. СИДОРЦ, В.Ю. ХАСКИН

Институт электросварки им. Е.О. Патона НАНУ, Киев Украина

Проведены исследования технологических возможностей гибридной лазерно-плазменной сварки нержавеющей сталей, а также их сравнение с процессами плазменной и лазерной сварки. Исследованы механические свойства сварных соединений, выполненных гибридным способом, изучена структура их металла. Показана перспективность практического применения лазерно-плазменной сварки тонколистовых нержавеющей сталей.

В современной промышленности существует ряд задач, связанных с необходимостью сварки тонкостенных изделий из нержавеющей сталей. Примерами таких задач могут быть изготовление сильфонных компенсаторов для атомной энергетики, химической и пищевой промышленности, изготовление такого оборудования, как емкости холодильных установок для хранения молочной продукции и прочее. При этом ставятся задачи сварки пищевых и технических нержавеющей сталей толщиной до 3–4 мм встык, внахлест, иногда прорезными швами. Как правило, для решения таких задач используют контактную [1] или аргонодуговую сварку [2], реже — плазменную [3].

Вопрос использования того или иного способа сварки связан с комплексом причин (а точнее — оптимизационных требований), среди которых стоимость оборудования и его эксплуатации, качество получаемых соединений, их прочность и долговечность, наличие или отсутствие остаточных деформаций и т.д. Применяемые способы сварки не всегда полностью удовлетворяют указанному комплексу требований. Например, одним из лучших способов сварки с позиций отсутствия остаточных деформаций, получения высококачественных и долговечных соединений является лазерная сварка. Однако, из-за сравнительно высокой стоимости лазерного оборудования этот способ на сегодняшний день не получил широкого распространения. Одним из путей снижения стоимости лазерного оборудования является снижение его выходной мощности за счет частичной ее замены плазменно-дуговой составляющей в сварочном процессе. Такой процесс называется гибридной лазерно-плазменной сваркой [4]. Если при этом сохранить качество сварных соединений близким к качеству лазерной сварки, возможно получение новой перспективной сварочной технологии. Исследованию этой возможности и посвящена данная работа.

Исследования процесса гибридной лазерно-плазменной сварки нержавеющей сталей проводились согласно технологической схеме, приведенной

в работе [4]. В ходе экспериментов применяли диодный лазер с длинами волн излучения $\lambda = 0,808/0,940$ мкм. За счет применения различной фокусирующей оптики диаметр фокального пятна изменяли в пределах 1,0–1,5 мм. Лазерное излучение совмещали со сжатой малоамперной дугой, для чего был разработан интегрированный микроплазмотрон прямого действия [5]. В нем сфокусированное лазерное излучение и сжатая дуга выводились совместно через общее сопло $\varnothing 2,0\text{--}2,5$ мм на свариваемый образец, расположенный на расстоянии порядка 2 мм от среза сопла. Фокальную плоскость лазерного излучения располагали на глубине 0–0,5 мм относительно поверхности образца. В экспериментах применяли электрическую дугу непрерывного действия прямой полярности. Сила тока дуги интегрированного микроплазмотрона плавно регулировалась до 110 А при напряжении на дуге до 20 В.

При выполнении проплавов и сварки встык образцов из нержавеющей сталей X18H10T (аустенитного класса) и 08X17T (ферритного класса) толщиной $\delta = 1,0\text{--}3,5$ мм диапазон регулирования лазерной мощности составлял 0,7–2,0 кВт, а сварочного тока — 50–110 А при напряжении 18 В. Сварку выполняли без использования присадочных материалов. В качестве плазмообразующего и защитного газов использовали аргон. Скорость сварки изменяли в пределах 14–108 м/ч (3,8–30 мм/с).

В большинстве случаев, при выбранном соотношении толщин образцов и скоростей сварки, лазерный и плазменный процесс в отдельности не позволяли достичь полного провара, в то время как гибридная лазерно-плазменная сварка обеспечивала качественное формирование швов (рис.1). К недостаткам плазменного процесса также следует отнести отклонение анодного пятна от стыка, имевшее место даже при минимальной депланации, собранного стыка. Этот недостаток связан не только с депланацией свариваемых образцов, но и с эффектом блуждания анодного пятна. Он проявляется тем заметнее, чем выше скорость сварки [3].

Во всех случаях формирование верхнего валика шва было качественным. Имевшее место при гибридном процессе формирования нижнего валика зависело от плотности мощности лазерного излучения, т.е. величины фокального пятна. При минимальной величине пятна (соответственно с ростом плотности мощности излучения) качество формирования нижнего валика повышалась, а эффект блуждания анодного пятна плазменной дуги минимизировался. По нашему мнению, большее влияние на этот процесс оказывала не мощность лазерного излучения, а стабилизация плазменной дуги излучением лазера (так называемая привязка дуги к сфокусированному лазерному пучку [6]).

В ходе проведения экспериментов было установлено наличие так называемого гибридного эффекта, который заключается в неаддитивном увеличении объема расплавленного металла шва при лазерно-дуговом процессе, по сравнению с суммарным объемом металла, расплавленного отдельно лазерным и плазменным способами (рис. 2). Также было установлено, что с уменьшением размера фокального пятна излучения (соответственно, с ростом плотности мощности) ширина шва уменьшается с одновременным увеличением глубины провара, т.е. гибридный эффект становится более явно выраженным.

Еще одним важным результатом проведения технологических исследований процесса гибридной сварки стало определение такого режима, при котором не требуется применение присадочного материала. Было установлено, что если лазерно-дуговым способом добиться формирования сварного шва, при котором ширина нижнего валика не будет превышать четверть ширины верхнего валика, то не только не будет наблюдаться провисания шва, но возможно сформировать усиление верхнего ва-

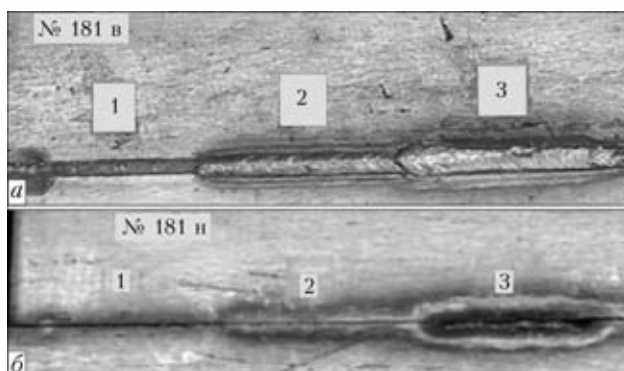


Рис. 1. Образцы № 181 стыкового соединения из стали 08X17T ($\delta = 3,5$ мм): *a* — лицевая сторона; *б* — обратная сторона; 1 — лазерная сварка; 2 — плазменная сварка; 3 — гибридная сварка

лика высотой порядка 0,5 мм (для толщины 3,5 мм). При этом форма поперечного сечения шва наиболее приближена к той, что наблюдается при лазерной сварке.

Микродюротметрический анализ сварных швов показал, что в случае лазерной и плазменной сварки склонность к проявлению дисперсии микротвердости в литом металле швов и в ЗТВ большая, чем в случае гибридной лазерно-плазменной сварки. Более четко это заметно на сталях, склонных к образованию закалочных структур. В нашем случае — это сталь 08X17T (рис. 3). Отметим, что в случае лазерной сварки склонность к образованию структур с повышенной твердостью в большей степени обуславливается высокой термической локальностью процесса и малыми размерами шва и ЗТВ (рис. 3, *a*). Это также приводит к образованию закалочных структур в ЗТВ. В отличие от лазерной сварки, при гибридной сварке образование структур с повышенной твердостью обуславливается, преимущественно, высокими скоростями процесса. Поэтому повышение твердости наблюдается пре-

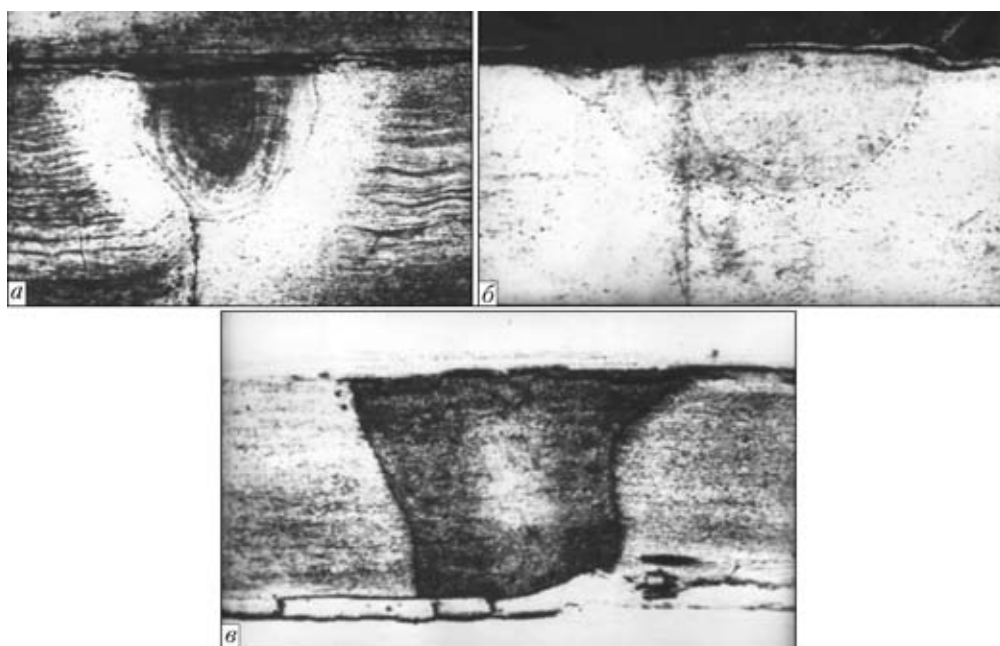


Рис. 2. Макроструктура стыковых соединений из стали 08X17T ($\delta = 3,5$ мм): *a* — лазерная сварка; *б* — плазменная сварка; *в* — гибридная сварка

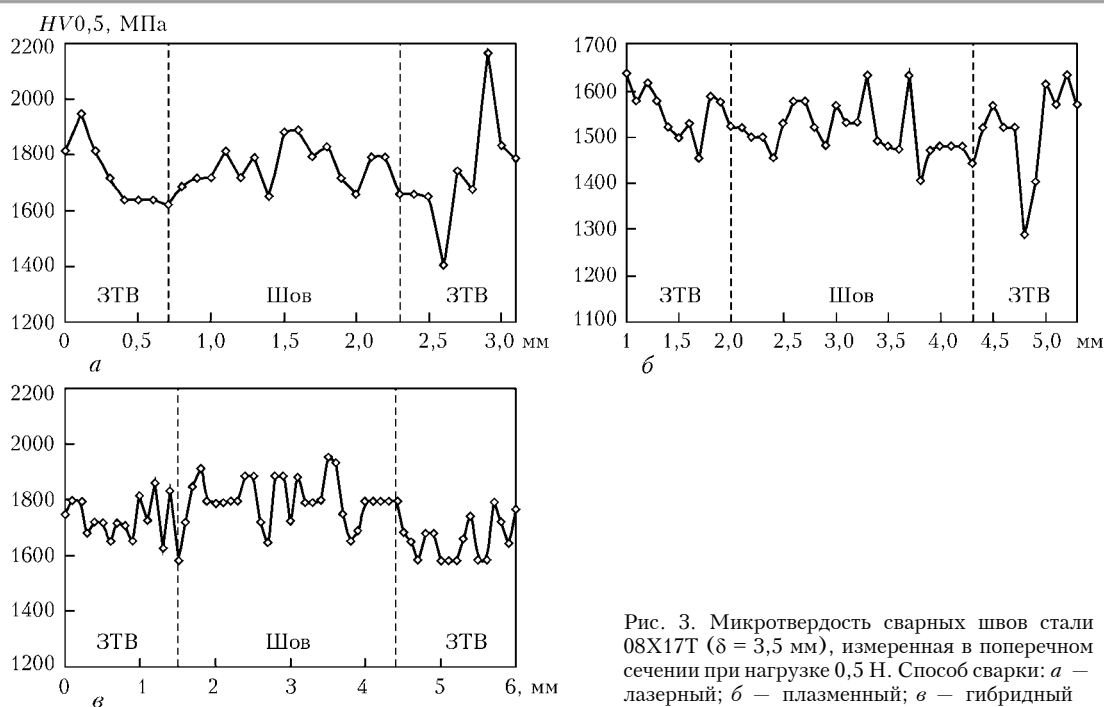


Рис. 3. Микротвердость сварных швов стали 08X17T ($\delta = 3,5$ мм), измеренная в поперечном сечении при нагрузке 0,5 Н. Способ сварки: а – лазерный; б – плазменный; в – гибридный

имущественно в литом металле шва (рис. 3, в). Можно ожидать, что некоторое снижение ударной вязкости при лазерной сварке будет наблюдаться в ЗТВ, а при гибридной – в сварном шве.

Для проведения механических испытаний из качественных участков швов, сваренных тремя сравниваемыми способами, были вырезаны образцы: Ми-96 (ГОСТ 6996–66) – для определения временного сопротивления разрыву (рис. 4) и Ми-50 (ГОСТ 9454–78) – для определения ударной вязкости. Испытание на временное сопротивление разрыву проводилось при температуре +20 °С на разрывной машине ЦДМ-4. Из образца №195 вырезали по три темплета для стыкового соединения, полученного гибридным способом, и для основного металла. Полученные результаты испытаний на временное сопротивление разрыву σ_B [МПа] стыковых соединений из стали X18H10T (таблица) показали уровень порядка 0,85 σ_B основного металла, что превосходит показатели для соединений, сваренных дуговыми способами [7]. Эти результаты хорошо совпадают с данными по сварке электрон-

ным лучом в барокамере образцов из американской стали 304SS [8].

Для проведения испытаний на разрыв образцов из стали 08X17T ($\delta = 3,5$ мм) изготавливали темплеты таким образом, чтобы получить серии (по 3 шт.) образцов лазерной и гибридной сварки, полученных на одном и том же режиме. Также были изготовлены образцы из основного металла. Испытания проводили при температуре +20 °С на той же разрывной машине. В результате было установлено, что прочность образцов, сваренных гибридным способом, на 3–5 % превышает прочность образцов, полученных лазерным способом, и примерно на 5–7 % уступают прочности основного металла (рис. 5).

Испытания на ударную вязкость KCV (по методу Шарпи) проводили согласно ГОСТ 9454–78 на маятниковом копре К-15 при температуре +20 °С. Результаты этих испытаний, полученных для образцов Ми-50 из стали 08X17T ($\delta = 3,5$ мм), приведены на рис. 6. Как и ожидалось, снижение ударной вязкости сварных соединений, получен-

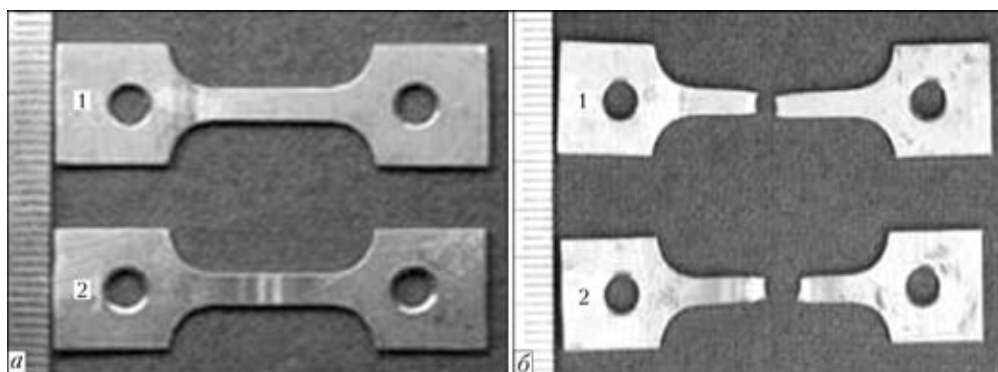


Рис. 4. Образцы Ми-96 из стали X18H9T ($\delta = 1,0$ мм): 1 – основного металла; 2 – стыковое соединение; а – до испытания на разрыв; б – после проведения испытания

Временное сопротивление разрыву σ_b соединений из стали X18H10T ($\delta = 1$ мм), сваренных гибридным способом

№ образца	Марка стали	Вид соединения	Место разрыва	Временное сопротивление разрыву σ_b , МПа	
				Сварное соединение	Основной металл
195	X18H10T	Стыковое	Околошовная зона	621; 637; 675	753; 762; 762

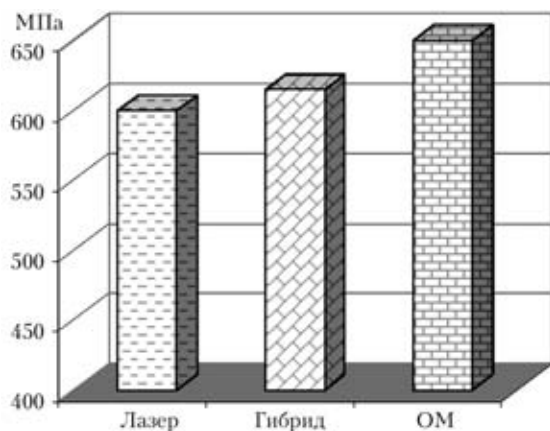


Рис. 5. Временное сопротивление разрыву σ_b [МПа] образцов из швов стали 08X17T ($\delta = 3,5$ мм), сваренных лазерным и гибридным способами

ных лазерным способом, наблюдается в ЗТВ, а снижение ударной вязкости соединений, полученных гибридным способом — в литом металле шва. Распределение ударной вязкости в соединениях, полученных плазменным способом, подобно наблюдаемому при гибридном способе, с той только разницей, что вязкость в полученной плазменной сварке шве примерно на 10 % меньше, а в ЗТВ — меньше на 15–18 %.

Таким образом, проведенные исследования показывают перспективность способа гибридной лазерно-плазменной сварки для решения промышленных задач соединения тонколистовых (до 3–4 мм) нержавеющей сталей как аустенитного, так и ферритного классов. Установлено отсутствие необходимости применения присадочных материалов при гибридной сварке таких сталей. Соединения, полученные этим способом, по своим механическим свойствам не уступают качеству лазерной сварки, а в ряде случаев его превосходят, и существенно превосходят качество, обеспечиваемое плазменной сваркой. При этом производительность гибридной

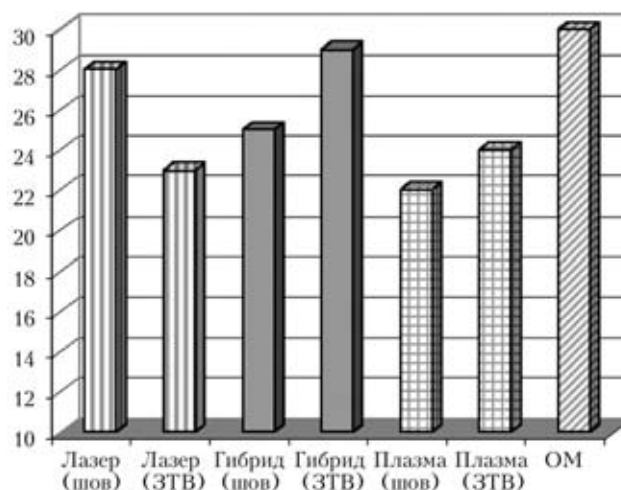


Рис. 6. Ударная вязкость $KCV a_N$ [Дж/см²] швов из стали 08X17T ($\delta = 3,5$ мм, температура +20 °С), сваренных лазерным, гибридным и плазменным способами

сварки превышает производительность лазерной в 2–3 раза, а производительность плазменной сварки — до 4 раз.

1. Чулошников П.Л. Контактная сварка. — Москва: Машиностроение, 1977. — 144 с.
2. Паршин С.Г. Технология ручной аргодуговой сварки труб из стали 12X1МФ с применением активирующих флюсов // Дис. ... к.т.н., 05.03.06 — технологии и машины сварочного производства. — Тольятти: Тольяттинский политехн. ин-т, 2001. — 135 с.
3. Малаховский В.А. Плазменная сварка. — Москва: Высшая шк., 1987. — 80 с.
4. Гибридная лазерно-плазменная сварка алюминиевых сплавов / И.В. Кривцун, В.Д. Шелягин, В.Ю. Хаскин и др. // Автомат. сварка. — 2007. — № 5. — С. 49–53.
5. Гибридная лазерно-микроплазменная сварка металлов малых толщин / Б.Е. Патон, В.С. Гвоздецкий и др. // Там же. — 2002. — № 3. — С. 5–9.
6. Гибридная сварка излучением CO₂-лазера и дугой плавящегося электрода в углекислом газе / В.Д. Шелягин, В.Ю. Хаскин, В.П. Паращук и др. // Там же. — 2002. — № 10. — С. 38–41.
7. Микроплазменная сварка / Б.Е. Патон, В.С. Гвоздецкий, Д.А. Дудко и др. — Киев: Наук. думка, 1979. — 248 с.
8. Электронно-лучевая сварка / О.К. Назаренко, А.А. Кайдалов, С.Н. Ковбасенко и др. // Под ред. Б.Е. Патона. — Киев: Наук. думка, 1987. — 256 с.

INFORMATION SYSTEMS AND ECONOMIC AND STATISTICAL DATABASE ON THE WELDING PRODUCTION

A. MAZUR, L. LUBOVNA, S. PUSTOVOYT, V. PETRUK, O. MAKOVETSKA
E.O. Paton Electric Welding Institute, NASU, Kiev, Ukraine

The well-known axiom is that he who owns the information controls the situation, or he who is informed - is armed. Therefore, research of current state and development priorities of welding science and technology, of the main indices of global welding production, of the state and dynamics of welding engineering market, conducting economic and statistical, information-analytical and knowledge-metric researches in the field of welding, and publication of research results are a traditional area in PWI research activities that we consider necessary to ensure the competitiveness of national science and engineering.

The urgency and necessity of these studies are confirmed by the high demand for their results both in theory and in practice, not only here, but also in industrialized countries.

At the Institute information databases and data banks are created and constantly updated, the most important of which are:

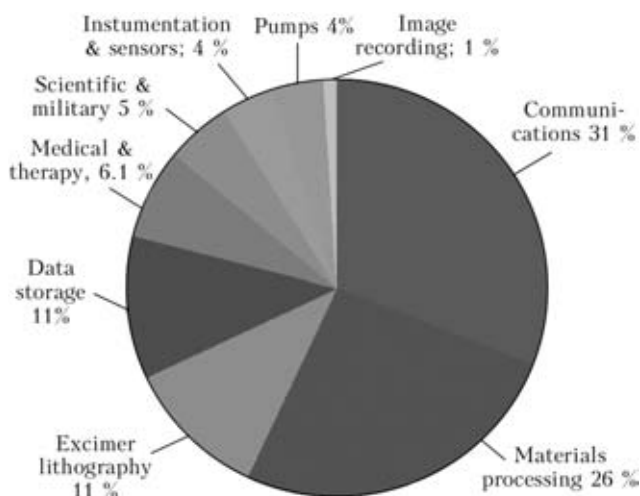
- Global and regional welding markets;
- Macro-economic indices of Ukraine;
- Welding production of Ukraine;
- Ukrainian market of welding consumables;
- Ukrainian market of welding equipment;
- Ukrainian system of training engineers and skilled workers;

- Ukrainian experts in the field of welding and related technologies;
- Technologies and developments of PWI;
- Bibliography of publications on the welding.

The institute of experts involving leading specialists of PWI and other Ukrainian organizations, our own databases and data banks with problem-oriented target («SVESTA», «Orientator», «Technologies and developments of the PWI», «Experts in welding science and technology», «Terminology», «Welding production of Ukraine») have been formed. The research results are regularly updated and published on PWI Web-site, in «Avtomaticheskaya Svarka» journal, «Paton Welding Journal» and other professional editions.

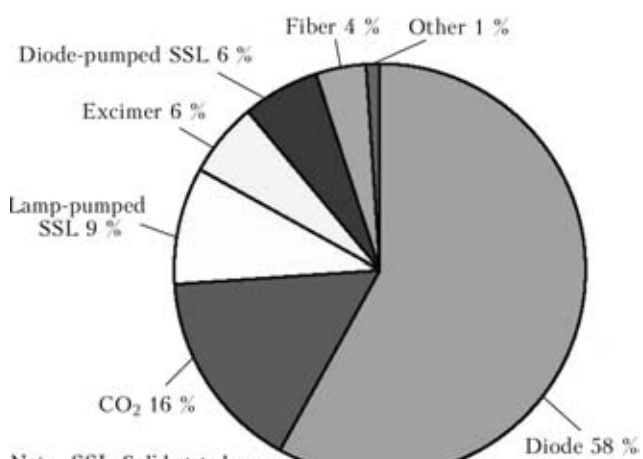
The following separate editions are released on a regular basis:

- Economical and statistical data on world welding production and structural materials markets (Economical and Statistical Data on Welding Production – SVESTA);
- Economical and statistical overview of welding production and of the market for welding engineering in Ukraine;
- Foreign trade of Ukraine (welding consumables and equipment);
- Technological parks of Ukraine;
- Technical and economic performance of PWI;



Source: LaserFocusWorld

Figure 1. Laser Revenues by Application, 2011. Total Revenues \$ 7.46 billion



Note. SSL–Solid-state lasers
Source: LaserFocusWorld

Figure 2. Laser Revenues by Technology, 2009. Total Revenues \$ 5.32 billion

Table 1. Worldwide Commercial Laser Revenues

Revenues	2006	2007	2008	2009	2010	2011	2012
Total, \$ billion	5.93	6.81	7.01	5.32	6.55	7.46	7.57
Include:							
Diode Laser, %	58	55	59	61	50	50	50
Nondiode Laser, %	42	45	41	39	50	50	50

Source: LaserFocusWorld

Table 2. World Market for Lasers and Laser Systems for Material Processing, 2009 (in Euro Billion)

Laser Sources	1.25
Laser Systems	3.80

Source: Optech-Consulting

Table 3. World Market for Laser Systems for Materials Processing (in Euro Billion)

Year	2004	2005	2006	2007	2008	2009
World Market	4.65	4.80	6.10	6.35	6.40	3.80

Source: Optech-Consulting

- Technologies and equipment for welding, surfacing and special metallurgy (catalog of PWI developments);
- Science of Ukraine. Figures, facts, problems;
- Ukrainian-Russian, Russian-Ukrainian welding dictionary;
- Ukrainian-Russian-English welding dictionary;
- Bibliography of «Welding and Related Technologies» (signal information).

The globalization of world economy, development of international cooperation in the field of science and

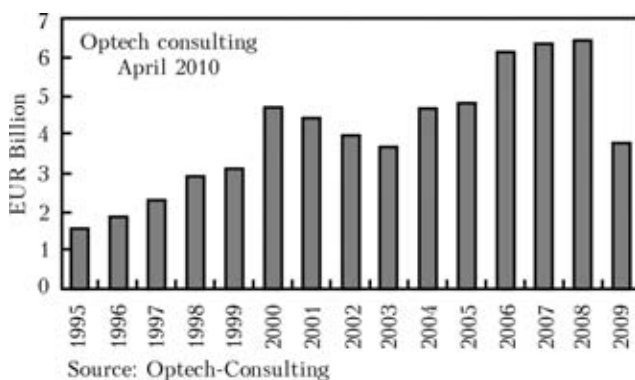


Figure 3. World Market for Laser Systems for Materials Processing

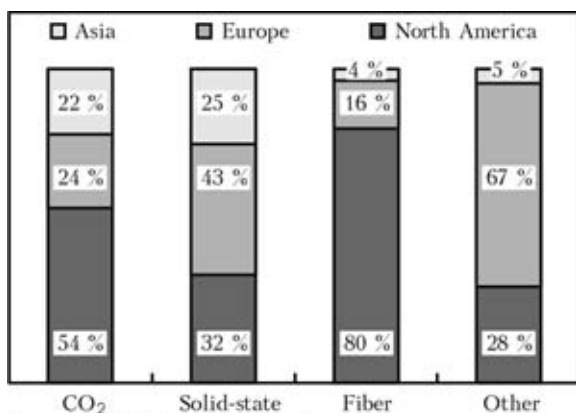


Figure 4. World Shares in Installations with Laser Systems for Materials Processing by Laser Type, units in 2008

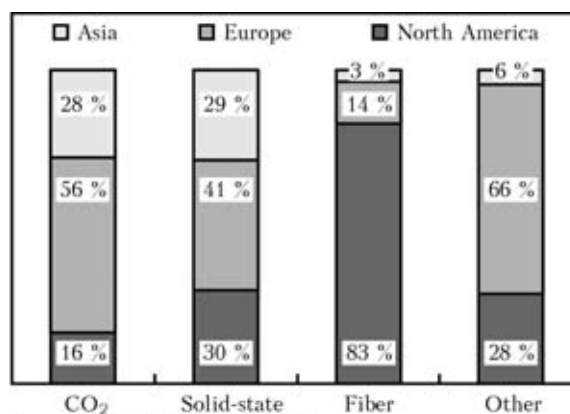


Figure 5. Worldwide Industrial Laser Revenues, by Laser Type, in 2008

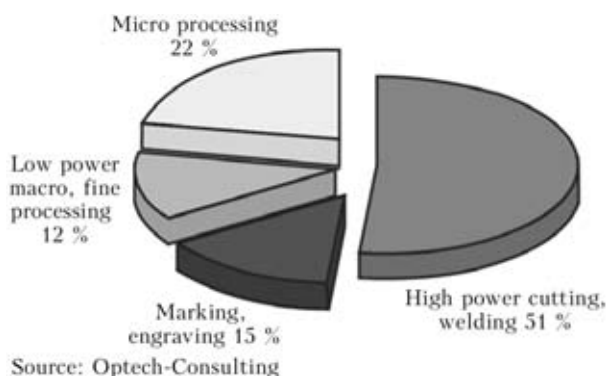


Figure 6. World Market for Laser Materials Processing Systems by Application, 2008

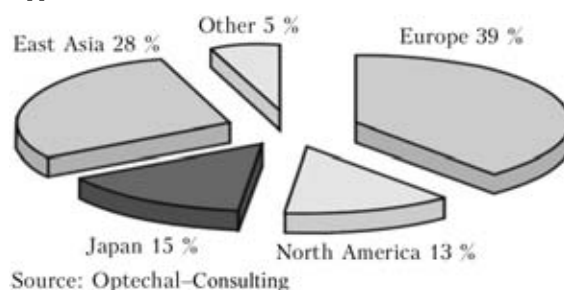
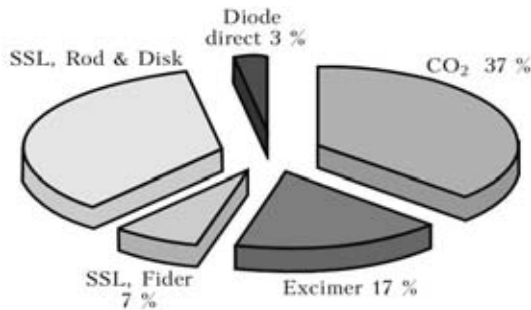


Figure 7. Market for Laser Material Processing Systems by Geography, 2008



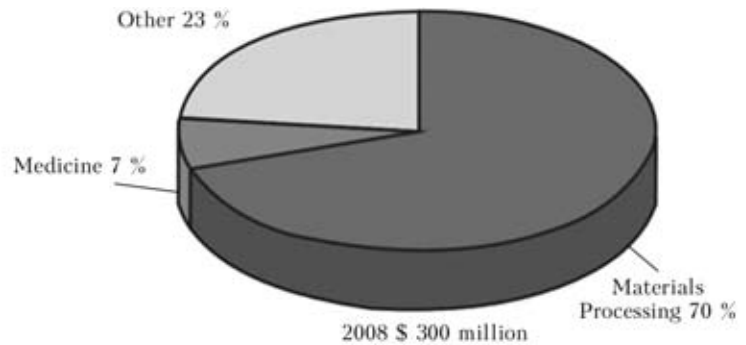
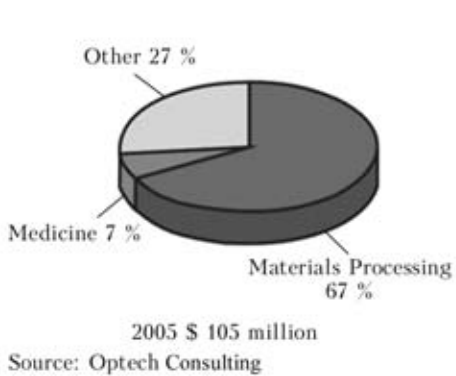
Source: Optech-Consulting

Figure 8. Market for Laser Material Processing Systems by Laser Type, 2008

Table 4. World Market for Fiber Lasers, 2008

Area	All Lasers (in USD millions)	Fiber Lasers (in USD millions)	Share of Fiber Lasers, %
Materials processing	1 730	165	9.5
Medical therapy	360	20	5.6
Other application areas	3 377	57	1.7
Total	\$5 467	\$242	4.4

Source: IPG PHOTONICS Co



Source: Optech Consulting

Figure 9. World Market for Fiber Lasers

industry have exacerbated the problem of improvement, enriching and bringing the Ukrainian scientific and technical terminology into accord with the generally accepted requirements. This created the need for appropriate lexicological research and compilation of multilingual welding dictionaries. English-Russian and Russian-Ukrainian-English dictionaries on welding and related technologies have been prepared and published, and work is underway to create a multilingual explanatory dictionary.

Recent edition of «SVESTA» collection provides information on the volume of sales in the global and

regional markets of industrial lasers, structure of the market by type of lasers and laser systems for material processing, geography and dynamics of this market. The extracts from this data are given below in the form in which they appear in «SVESTA» (Tables 1–4, Figures 1–9).

Frost & Sullivan finds that new opportunities for market growth are constantly emerging, pushing revenues in the European Laser Welding Equipment Market from \$542.8 million in 2004 to an estimated \$802.2 million in 2011.

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ВЫСОКОПРОЧНОЙ СТАЛИ, ФОРМИРУЮЩЕЙСЯ В УСЛОВИЯХ ЛАЗЕРНОЙ СВАРКИ

Л.И. МАРКАШОВА, В.Д. ПОЗНЯКОВ, Е.Н. БЕРДНИКОВА, В.Д. ШЕЛЯГИН, С.Л. ЖДАНОВ, А.В. СИОРА
Институт электросварки им. Е.О. Патона НАНУ, Киев Украина

Представлены результаты исследований особенностей формирования структуры и фазового состава сварных соединений высокопрочной бейнитно-мартенситной стали 14XГН2МДАФБ с $\sigma_{0,2} > 700$ МПа, в условиях различных скоростей ($v_{св} \sim 18, 30$ и 50 м/ч) лазерной сварки, с применением CO_2 -лазера без использования присадочных материалов. Показано, что наиболее оптимальная структура металла швов и ЗТВ исследуемых соединений (с точки зрения равномерного измельчения структурных параметров, отсутствия градиентов по зеренной структуре и микротвердости) формируется при скорости сварки $v_{св} = 50$ м/ч, что должно обеспечивать равномерный уровень механических свойств и трещиностойкость сварных соединений.

В настоящее время при изготовлении ответственных сварных конструкций длительной эксплуатации особое значение приобретают высокопрочные стали с пределом текучести более 700 МПа, обеспечивающие в сложных эксплуатационных условиях требуемый уровень механических свойств. Однако в процессе изготовления сварных соединений из сталей такого типа в результате воздействия термического цикла сварки структура и фазовый состав металла швов и зоны термического влияния (ЗТВ) может существенно меняться и, соответственно, влиять на уровень механических свойств и трещиностойкость сварных соединений [1–3].

Настоящая работа посвящена исследованию особенностей фазовых и структурных изменений в металле сварных соединений высокопрочной стали, полученных лазерной сваркой и оценке влияния одного из основных технологических параметров — скорости ($v_{св}$) лазерной сварки на формирующуюся структуру и фазовый состав металла швов и ЗТВ сварных соединений.

В качестве объекта исследований выбраны сварные соединения бейнитно-мартенситной стали 14XГН2МДАФБ, %: 0,183 С; 1,19 Cr; 0,98 Mn; 2,07 Ni; 0,22 Mo 0,08 V; 0,33 Si; не более 0,018 P и 0,005 S с $\sigma_{0,2} > 700$ МПа толщиной 6 мм. Сварные соединения получали в условиях различных скоростей ($v_{св} \sim 18, 30$ и 50 м/ч) лазерной сварки с применением технологического CO_2 -лазера с длиной волны $\lambda = 10,6$ мкм (диаметр фокального пятна 0,4 мм) без использования присадочных материалов. Во всех случаях мощность лазерного излучения составляла 4,4 кВт при расходе защитных газов (18 % $\text{CO}_2 + 82$ % Ar) $Q = 14$ л/мин.

Исследования структурно-фазовых и концентрационных изменений химических элементов в ме-

талле шва и ЗТВ изучали с помощью комплексного метода исследования, который включает оптическую металлографию (оптические микроскопы «Versamet-2» и «Neophot-32») и аналитическую растровую электронную микроскопию — сканирующий электронный микроскоп SEM-515 (фирмы «PHILIPS», Нидерланды) оснащенный энергосберегающим спектрометром системы «Link», твердость измеряли на микротвердомере М-400 фирмы «Leco» при нагрузке 100 гр.

В результате исследования структурно-фазовых составляющих: бейнита (Б); мартенсита (М); феррита (Ф); размеров зерен (D_3); коэффициента их формы ($\kappa = l/h$), формирующихся в металле швов и различных участках ЗТВ, а также соответствующих изменений микротвердости (HV) установлено следующее.

Структура основного металла стали 14XГН2МДАФБ бейнито-ферритная (Б–Ф) с размером зерен $D_3 \sim 5\text{--}24$ мкм и микротвердостью HV (Б–Ф) = 2740–2850 МПа.

При минимальной скорости ($v_{св} \sim 18$ м/ч) лазерной сварки структура металла шва бейнитная (Б) с $D_3 \sim 40\text{--}80 \times 150\text{--}400$ мкм и коэффициенте их формы $\kappa \sim 3\text{--}7$ при HV (Б–М) = 2850–3510 МПа (рис. 1, а и 2). Для участка перегрева ЗТВ (крупного зерна) таких соединений характерно формирование Б–М структуры при $D_3 \sim 50\text{--}90$ мкм и HV (Б–М) = 3830–4170 МПа (рис. 1, б и 2). В участке перекристаллизации ЗТВ структура измельчается в 5–8 раз при увеличении $HV = 3830\text{--}4170$ МПа (рис. 2).

Таким образом в случае $v_{св} \sim 18$ м/ч при переходе от шва к ЗТВ (участку перегрева и перекристаллизации) изменяется фазовый состав металла от бейнитного (шов) до бейнитно-мартенситного (ЗТВ)

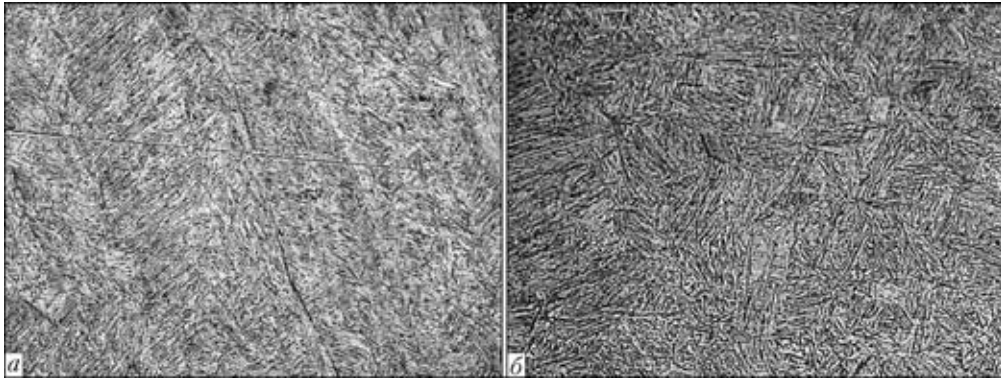


Рис. 1. Микроструктура металла шва (а) и участка крупного зерна ЗТВ (б) сварных соединений стали 14ХГН2МДАФБ полученных при скорости лазерной сварки $v_{cb} \sim 18$ м/ч

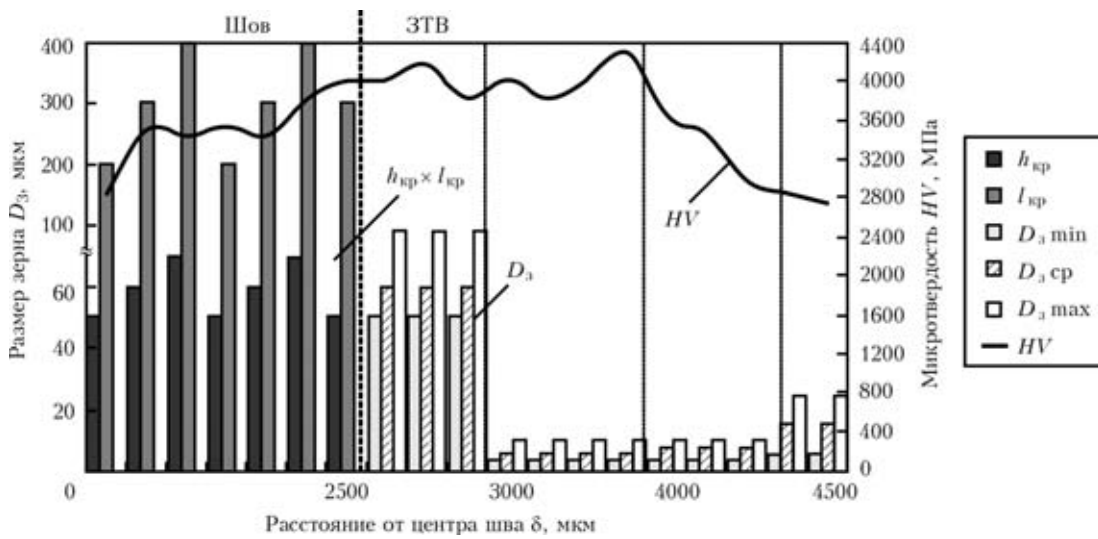


Рис. 2. Изменение структурных параметров (размера кристаллитов, величины зерна, интегральной микротвердости) сварного соединения стали 14ХГН2МДАФБ в металле шва и ЗТВ при $v_{cb} \sim 18$ м/ч

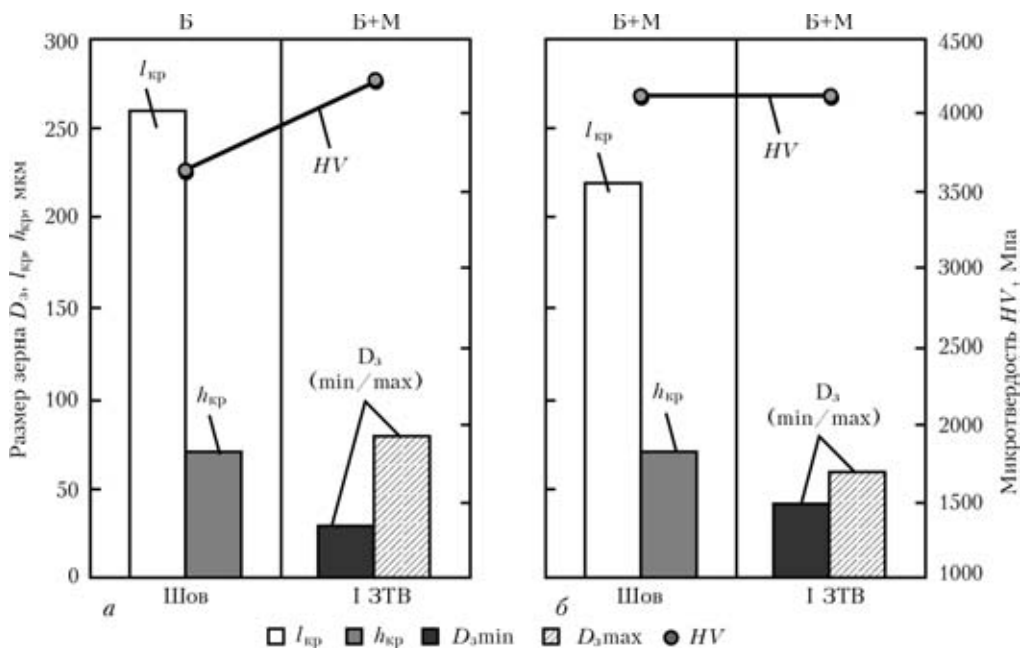


Рис. 3. Изменение средних величин структурных параметров (размера кристаллитов, величины зерна, интегральной микротвердости) сварных соединений стали 14ХГН2МДАФБ в металле швов и участке крупного зерна ЗТВ в зависимости от скорости лазерной сварки: а – $v_{cb} \sim 30$ м/ч; б – 50 м/ч

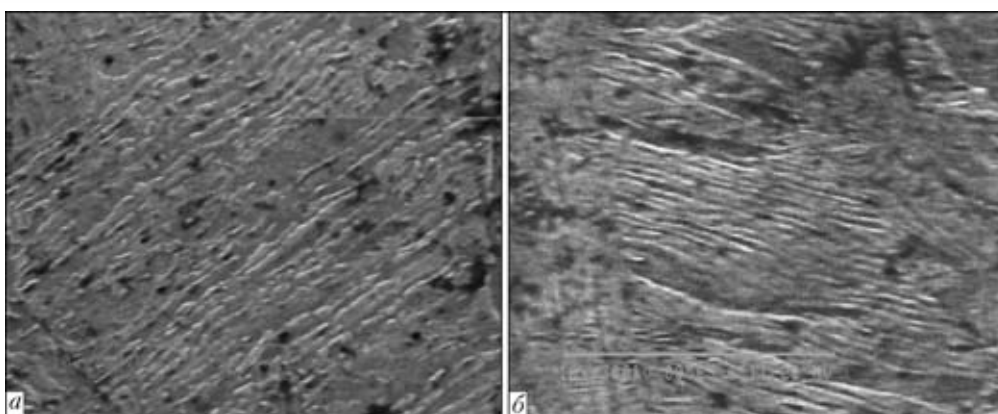


Рис. 4. Растровые изображения бейнитной структуры в участке крупного зерна ЗТВ сварных соединений стали 14ХГН2МДАФБ при различных скоростях лазерной сварки: а – $v_{св} \sim 18$ м/ч; б – $v_{св} \sim 50$ м/ч ($\times 8050$)

при уменьшении размера зерен в 3–4 раза и повышении HV на 17 %.

В случае использования $v_{св} \sim 30$ м/ч установлены следующие структурно-фазовые изменения (рис. 3, а). Металл швов сварных соединений имеет бейнитную (Б) структуру с $k \sim 3-5$. Металлу швов сварных соединений характерны градиенты (в 1,2 раза) по микротвердости, что обусловлено формированием структур бейнита верхнего. При переходе от шва к ЗТВ фазовый состав металла изменяется от бейнитного (Б) до бейнитно-мартенситного (Б + М), микротвердость в среднем увеличивается на 12 % при измельчении зеренной структуры в 3–4 раза.

В случае использования максимальных скоростей сварки ($v_{св} \sim 50$ м/ч) фазовый состав швов бейнито-мартенситный (Б + М) с более равноосной зеренной структурой при коэффициенте формы зерен $k \sim 2-3$ и отсутствии значительных градиентов по микротвердости (рис. 3, б). Структура ЗТВ в участке перегрева также Б–М. При переходе от шва к ЗТВ фазовый состав металла шва и участка перегрева одинаковый – бейнитно-мартенситный (Б +

М) при измельчении зерна примерно в 3 раза. При этом микротвердость практически не изменяется.

Анализ электронно-микроскопических исследований концентрационных изменений, прежде всего, основных химических элементов (хрома, никеля, марганца), во всех исследуемых сварных соединениях показал, что градиенты по содержанию этих элементов не превышают 0,4 % (масс. %).

Результаты детальных исследований на растровом электронном микроскопе о характере формирования субструктуры во внутренних объемах зерен в различных структурных составляющих показали следующее. Определены параметры субструктуры бейнита – ширина рек (h_p) и распределение карбидных фаз (рис. 4).

Так, в металле шва и участке перегрева при $v_{св} = 18$ м/ч ширина рек бейнитных структур составляет h_p (Б) $\sim 0,5-0,8$ мкм (в шве) и h_p (Б) $\sim 0,25-0,6$ мкм (в ЗТВ) соответственно (рис. 4, а). С увеличением скорости сварки до $v_{св} = 50$ м/ч в металле шва и в участке перегрева металла ЗТВ структура

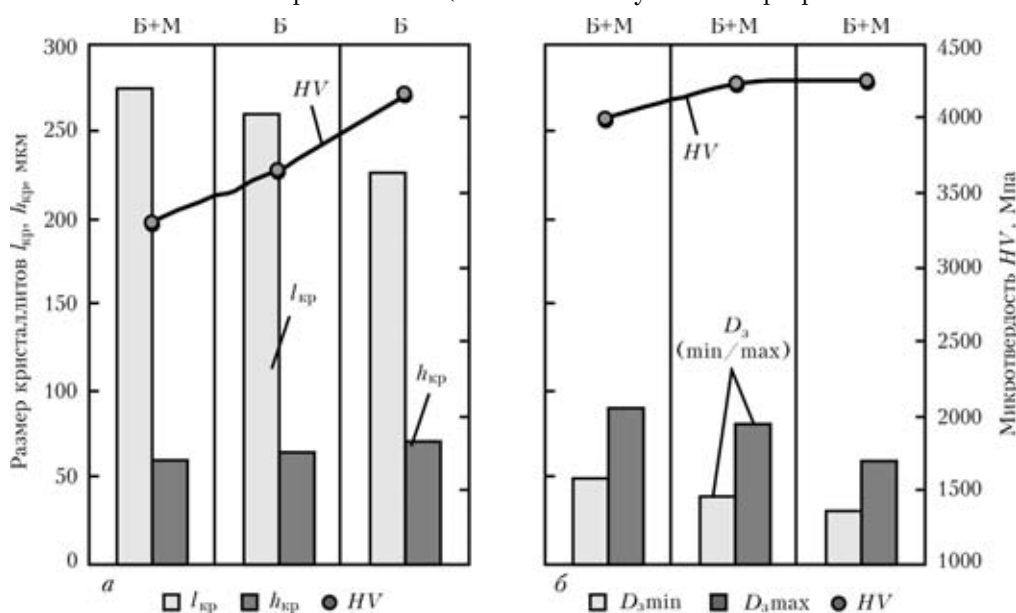


Рис. 5. Изменение средних величин структурных параметров (размера кристаллитов, величины зерна, интегральной микротвердости) сварных соединений стали 14ХГН2МДАФБ в металле швов (а) и участке крупного зерна ЗТВ (б) в зависимости от скорости лазерной сварки: $v_{св} \sim 18, 30, 50$ м/ч

Таблица 1. Значения структурных параметров сварных соединений стали 14ХГН2МДАФБ, полученных в условиях различных скоростей ($v_{св} \sim 18, 30$ и 50 м/ч) лазерной сварки

Участок исследования	Фазовый состав	D_z , мкм	h_p , мкм	$\lambda_{ч}$, мкм
$v_{св} \sim 18$ м/ч				
Шов	Б	50–90×150–410	0,5–0,8	0,3–0,7
I зона ЗТВ	Б + М	50–90	0,25–0,6	0,13–0,4
$v_{св} \sim 30$ м/ч				
Шов	Б	30–100×120–400	0,3–0,5	0,1–0,3
I зона ЗТВ	Б + М	30–80	0,2–0,4	0,08–0,2
$v_{св} \sim 50$ м/ч				
Шов	Б + М	40–120×100–400	0,2–0,4	0,08–0,3
I зона ЗТВ	Б + М	30–60	0,2–0,3	0,07–0,2

имеет более дисперсное строение, уменьшается ширина рек бейнитных структур до h_p (Б) $\sim 0,3–0,5$ мкм (в шве) и h_p (Б) $\sim 0,13–0,4$ мкм (в ЗТВ) (рис. 4, б). Кроме того, формируется речный мартенсит, в основном — мартенсит отпуска (МОТП).

Таким образом, сопоставление структуры и фазового состава металла швов в исследованных сварных соединениях показало, что при увеличении скорости сварки от $v_{св} \sim 18$ до 50 м/ч изменяется фазовый состав металла шва от бейнитного до бейнитно-мартенситного, на 25 % увеличивается микротвердость, формируется более равноосная зеренная структура при измельчении зерна на 15 % и уменьшении коэффициента формы зерна k от $\sim 3–7$ до $2–3$, уменьшается ширина рек бейнитных структур в 2 раза (рис. 5, а). В участке перегрева ЗТВ для всех скоростей сварки фазовый состав металла бейнитно-мартенситный, микротвердость приблизительно одинаковая при уменьшении размера зерна и субзерна в 1,5 раза (рис. 5, б).

В итоге установлено, что наиболее оптимальная структура исследуемых сварных соединений (с точ-

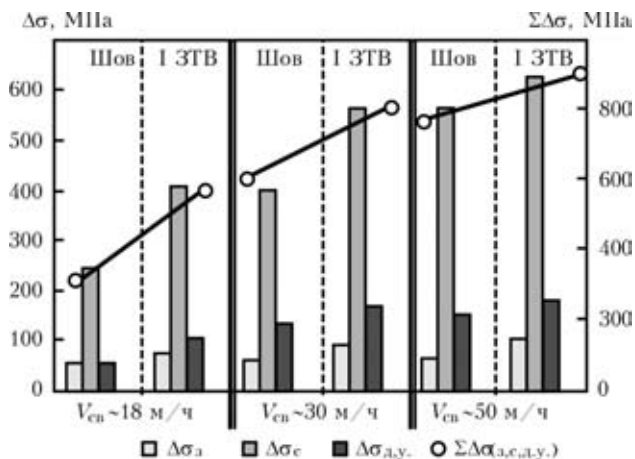


Рис. 6. Гистограмма, отражающая вклад отдельных структурных параметров ($D_z, d_c, \lambda_{ч}$) в интегральное упрочнение ($\Sigma\Delta\sigma_{з,с,д,у}$) по зоне сварки сварных соединений стали 14ХГН2МДАФБ, полученных в условиях различных скоростей ($v_{св} \sim 18, 30$ и 50 м/ч) лазерной сварки

Таблица 2. Упрочнение, обусловленное структурными параметрами ($D_z, d_c, \lambda_{ч}$) по зоне сварки сварных соединений стали 14ХГН2МДАФБ, полученных в условиях различных скоростей ($v_{св} \sim 18, 30$ и 50 м/ч) лазерной сварки

Участок исследования/Упрочнение	Шов	I зона ЗТВ
$v_{св} \sim 18$ м/ч		
$\Delta\sigma_z$, МПа	55	75
$\Delta\sigma_c$, МПа	187–300	214–600
$\Delta\sigma_{д,у}$, МПа	37–75	60–152
$\Sigma\Delta\sigma_{з,с,д,у}$, МПа	376	588
$v_{св} \sim 30$ м/ч		
$\Delta\sigma_z$, МПа	57	90
$\Delta\sigma_c$, МПа	300–500	375–750
$\Delta\sigma_{д,у}$, МПа	76–188	106–225
$\Sigma\Delta\sigma_{з,с,д,у}$, МПа	589	820
$v_{св} \sim 50$ м/ч		
$\Delta\sigma_z$, МПа	60	100
$\Delta\sigma_c$, МПа	375–750	500–750
$\Delta\sigma_{д,у}$, МПа	76–225	106–250
$\Sigma\Delta\sigma_{з,с,д,у}$, МПа	774	903

ки зрения равномерного измельчения структурных параметров, отсутствия градиентов по зеренной структуре и микротвердости) формируется при увеличении от $v_{св} = 18$ м/ч скорости сварки до $v_{св} = 50$ м/ч, что должно обеспечивать равномерный уровень механических свойств и трещиностойкость сварных соединений.

Экспериментальная база данных с использованием разработанного экспериментально-аналитического подхода по оценке дифференцированного вклада параметров структуры на механические характеристики сварных соединений высокопрочных сталей, позволила провести прогнозирование свойств прочности сварных соединений по известным зависимостям Холла–Петча, Орована и др. [3–6]. На данном этапе исходные данные для количественной оценки прочности металла — это экспериментальные данные, полученные только при помощи оптической и растровой электронной микроскопии: D_z — размер зерен; h_p — ширина рек бейнитной структуры; $\lambda_{ч}$ — эффективные расстояния между карбидными фазами, т.е. без учета параметров тонкой структуры (ρ — плотности дислокаций; d_c — величины субзерна; $d_{ч}$ — размеров фазовых выделений) (табл. 1).

Сопоставлением упрочняющего влияния формирующихся структур в металле сварных соединений стали 14ХГН2МДАФБ при переходе $v_{св} = 18 \rightarrow 30 \rightarrow 50$ м/ч, а именно величины зерна, ширины рек бейнитных структур, распределения частиц фазовых выделений установлено, что при увеличе-

нии скорости лазерной сварки возрастает упрочняющее влияние структуры, что связано с увеличением вклада субструктурного ($\Delta\sigma_c \sim$ в 1,8 раза), дисперсионного ($\Delta\sigma_{д.у} \sim$ в 2 раза) и зернограничного ($\Delta\sigma_z \sim$ в 1,2 раза) упрочнений за счет диспергирования структурных составляющих (табл. 2, рис. 6).

Таким образом, методики количественной оценки свойств прочности металла по конкретным структурным параметрам позволяют прогнозировать качество сварных соединений при формировании в зоне сварки структур различного типа и выявлять структурные факторы, оказывающие основное влияние на изменение механических свойств.

Выводы

1. Установлены закономерности влияния скорости лазерной сварки на структуру металла швов и зоны термического влияния (ЗТВ) сварных соединений высокопрочной стали 14ХГН2МДАФБ. Показано, что с увеличением скорости сварки от $v_{св} \sim 18$ до 50 м/ч изменяется фазовый состав металла швов от бейнитного до бейнитно-мартенситного, увеличивается микротвердость на 25 %, уменьшается размер бейнитных пакетов в участке перегрева ЗТВ в 1,5 раза при измельчении ширины реек бейнитных структур в 1,3–2 раза.

2. При минимальных скоростях ($v_{св} \sim 18$ м/ч) лазерной сварки в металле шва сварных соединений высокопрочных сталей формируются градиентные по размерам зеренные структуры при неравномерном изменении микротвердости, что может приво-

дить к снижению механических свойств, а также к снижению трещиностойкости сварных соединений.

3. Наиболее оптимальная структура исследуемых соединений формируется при скорости сварки $v_{св} = 50$ м/ч, что должно обеспечивать равномерный уровень механических свойств и трещиностойкость сварных соединений.

4. На основании экспериментальных исследований, оптической и растровой микроскопии аналитическими оценками изменения механических свойств по зоне сварки показано, что наибольшие показатели предела текучести (до 1000 МПа) обеспечивают диспергированием структуры.

1. Шориоров М.Х., Белов В.В. Фазовые превращения и свойства стали при сварке. — М.: Наука, 1972. — 220 с.
2. Горынин И.В. Свариваемые корпусные высокопрочные стали и их применение. — Киев: Наук. думка, 1980. — 132 с.
3. 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 и др. // Автомат. сварка. — 2009. — № 7. — С. 21–29.
4. Влияние легирования швов на структуру и свойства сварных соединений стали 17Х2М / Л.И. Маркашова, В.Д. Позняков, Т.А. Алексеенко и др. // Там же. — 2011. — № 4. — С. 7–15.
5. Структурный критерий прочности, пластичности, трещиностойкости металлов, сплавов, композиционных материалов и их сварных соединений / Л.И. Маркашова, Г.М. Григоренко, Е.Н. Бердникова, Т.А. Алексеенко // Механіка руйнування матеріалів і міцність конструкцій: Зб. докл. четвертої міжнар. конф. (Львів, 23–27 черв. 2009 р.) / Під заг. ред. В.В. Панасюка. — Львів: Фізико-механічний ін-т ім. Г.В. Карпенка, 2009. — С. 447–451.
6. 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 et al. // Materials Science. — 2012. — 47, № 6, May.

ОПТИМИЗАЦИЯ СТРУКТУРЫ И ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ СВОЙСТВ РАБОЧИХ ПОВЕРХНОСТЕЙ ИЗДЕЛИЙ ИЗ ВЫСОКОПРОЧНОГО ЧУГУНА ПОСЛЕ ИМПУЛЬСНОЙ ПЛАЗМЕННОЙ ПОВЕРХНОСТНОЙ ОБРАБОТКИ

Л.И. МАРКАШОВА, Ю.Н. ТЮРИН, О.В. КОЛИСНИЧЕНКО, М.Л. ВАЛЕВИЧ, Д.Г. БОГАЧЁВ
Институт электросварки им. Е.О. Патона НАНУ, Киев Украина

На основании экспериментальной информации, полученной на различных структурных уровнях, выполнена оценка влияния технологических параметров импульсно-плазменной закалки высокопрочного чугуна ВЧ 80 на структурно-фазовый состав и износостойкость обработанных изделий.

Благодаря наличию шаровидного графита, высокому уровню прочностных свойств и характеристик пластичности высокопрочные чугуны являются одним из наиболее широко применяемых в промышленности классов материалов для производства деталей ответственного назначения (насосов высокого давления, турбин, клапанов, шатунов, коленчатых валов, прокатных валков и др.). Использование высокопрочных чугунов обеспечивает высокую надежность и низкую себестоимость изделий, работающих в сложных условиях высоких температур, значительных ударных и знакопеременных нагрузок, а также интенсивного фрикционного износа [1–3]. С учетом вышесказанного, представляет значительный интерес повышение физико-механических свойств и, прежде всего, износостойкости изделий из высокопрочных чугунов.

Одним из наиболее современных путей улучшения работоспособности различных материалов является обработка их поверхностных рабочих слоев концентрированными потоками энергии (лазерная,

электронно-лучевая, плазменная и др. технологии) [4–6]. В ИЭС им. Е.О. Патона разработан перспективный метод импульсно-плазменной обработки (ИПО) материалов, основанный на перекристаллизации структуры при кратковременном (10^{-3} – 10^{-6} с) циклическом воздействии на изделия потоками концентрированной плазмы [7–8]. Это, в свою очередь, способствует значительным преобразованиям структурно-фазового состояния поверхностей упрочненных материалов и, соответственно, их эксплуатационных свойств [9]. Однако, на сегодняшний день информация о влиянии различных технологических параметров ИПО на структурно-фазовые преобразования обработанных изделий в значительной мере ограничена.

Целью настоящей работы было экспериментальное исследование влияния различных режимов ИПО на структуру и свойства закаленных поверхностей изделий из высокопрочного чугуна марки ВЧ 80.

Материалы и методики исследований. Для исследований были подготовлены образцы из высокопрочного чугуна марки ВЧ 80 (ГОСТ 7293–85) следующего химического состава, %: С 3,3, Si 2,3, Mn 0,5, Cu 0,5. Предварительно образцы термически обрабатывали на режиме: нагрев до 900 °С, выдержка 2 ч → закалка в масло → отпуск при 200 °С, выдержка 2 ч. Модифицирование поверхностей образцов импульсной плазмой осуществляли при помощи плазмотрона прямого действия. Тепловой поток изменялся за счет варьирования расстояния от электрода до образца: режим I – 50, II – 60 и III – 65 мм. Температурно-временные параметры режимов (I–III) ИПО приведены на рис. 1.

Для исследования образцов был использован комплексный методический подход, включающий

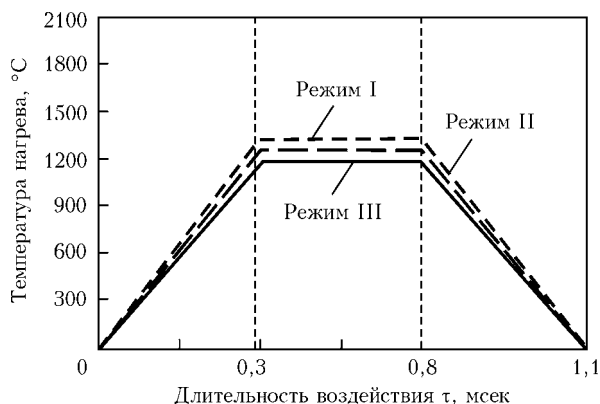


Рис. 1. Температурно-временные параметры нагрева-охлаждения исследуемых образцов (режимы I–III) из высокопрочного чугуна ВЧ-80

оптическую металлографию (Versamet-2, Япония, Лесо М-400, США), растровую электронную микроскопию (Philips SEM-515, Голландия) и просвечивающую микрофракционную электронную микроскопию (JEOL JEM-200 СХ с ускоряющим напряжением 200 кВ, Япония). В результате проведенной работы были получены достоверные экспериментальные данные о структурно-фазовом состоянии обработанного импульсной плазмой материала на различных структурных уровнях (от зеренного до дислокационного).

Результаты исследований. На основании изучения структурно-фазовых составляющих, их объемной доли (V_d , %), размеров зерен (D_z , мкм) и изменения микротвердости ($HV_{0,05}$, МПа) в образцах, обработанных импульсной плазмой на различных режимах, установлено следующее.

Структура основного металла исследуемых образцов (режимы I–III) на глубине (h) более 40–50 мкм от обработанной поверхности характеризуется наличием 80 % мелкоигльчатого мартенсита (D_z 0,5–2,5 мкм), 10 % остаточного аустенита (D_z 2,5–20 мкм) и 10 % глобулярного графита (D_z 25–50 мкм). Интегральная микротвердость ($HV_{0,05}$) находится на уровне 4600–5490 МПа.

Импульсно-плазменная обработка рабочих поверхностей изделий из высокопрочного чугуна ВЧ 80 при использовании режима I приводит к оплавлению поверхностного слоя глубиной (h) до ~ 7,5 мкм с формированием структуры белого чугуна (рис. 2, а). В зоне обработки на глубине (δ) ~ от 7,5 до 40 мкм наблюдаются укрупнение аустенитно-мартенситной структуры в 1,25–2,0 раза и общее снижение интегральной микротвердости на 25 % по сравнению с основным металлом, рис. 3. Отмечается перераспределение структурных составляющих за счет повышения содержания остаточного аустенита ($V_d A_{ост} \approx 50\%$) и уменьшения объемной доли ($V_d M$) мартенсита до $\approx 40\%$ по сравнению с основным металлом.

В этой зоне наблюдается образование микротрещин, которые локализируются вдоль границ остаточного аустенита (на h ~ до 110 мкм), что, по-видимому, связано с обеднением остаточного аустенита по углероду.

Применение режима II приводит к оплавлению поверхностного слоя глубиной (δ) ~ до 5 мкм с формированием структуры белого чугуна аналогично режиму I (рис. 2, а). Зона обработки на глубине (δ) от 5 до 40 мкм характеризуется наличием 40 % остаточного аустенита, 50 % игльчатого мартенсита (на 10 % больше по сравнению с режимом I) и 10 % сферического графита. Размеры зерен аустенитно-мартенситной структуры и интегральная микротвердость соответствуют таковым в основном металле (рис. 3). Микротрещины в этой зоне не обнаружены.

Модифицирование ВЧ 80 на режиме III приводит к образованию закаленного слоя с наименьшим

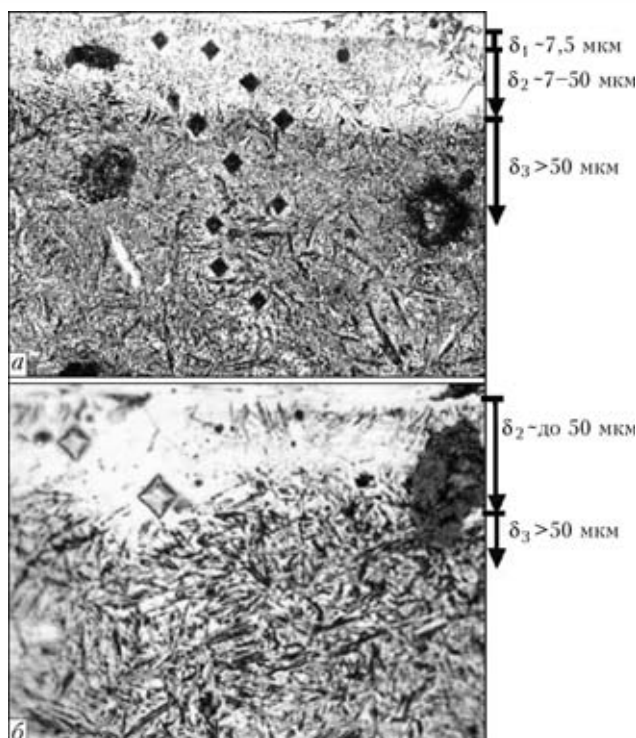


Рис. 2. Изменение структуры высокопрочного чугуна ВЧ 80 на различном расстоянии (δ) от обработанной поверхности после ИПО: а — на режимах I и II ($\times 500$); б — на режиме III; δ_1 — оплавленный слой; δ_2 — обработанная поверхность; δ_3 — основной металл ($\times 1000$)

содержанием остаточного аустенита ($V_d \leq 10\%$) в сочетании с максимальной объемной долей мелкоигльчатого мартенсита ($V_d \approx 80\%$) и 10 % шаровидного графита. Наблюдаются измельчение в 1,5–2,0 раза аустенитно-мартенситной структуры ($D_z A \sim 2,5\text{--}10$ мкм, $D_z M \sim 0,5\text{--}1,5$ мкм) и увеличение интегральной микротвердости в 1,8 раза (5480–8710 МПа) по сравнению с основным металлом, рис. 3. Трещинообразования и оплавления поверхности не обнаружено (рис. 2, б).

Исследованиями химического состава показано равномерное распределение химических элементов (Fe, Si, Mn, Cu) по глубине от обработанного слоя до основного металла, а также отсутствие дополнительного легирования приповерхностных слоев за счет материала электрода (W).

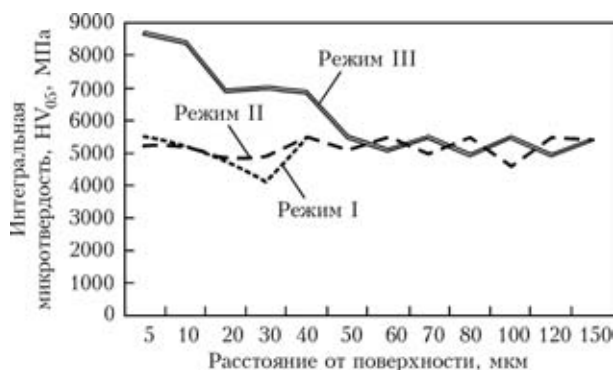


Рис. 3. Изменение микротвердости по глубине модифицированных слоев высокопрочного чугуна ВЧ 80 после ИПО на режимах I–III

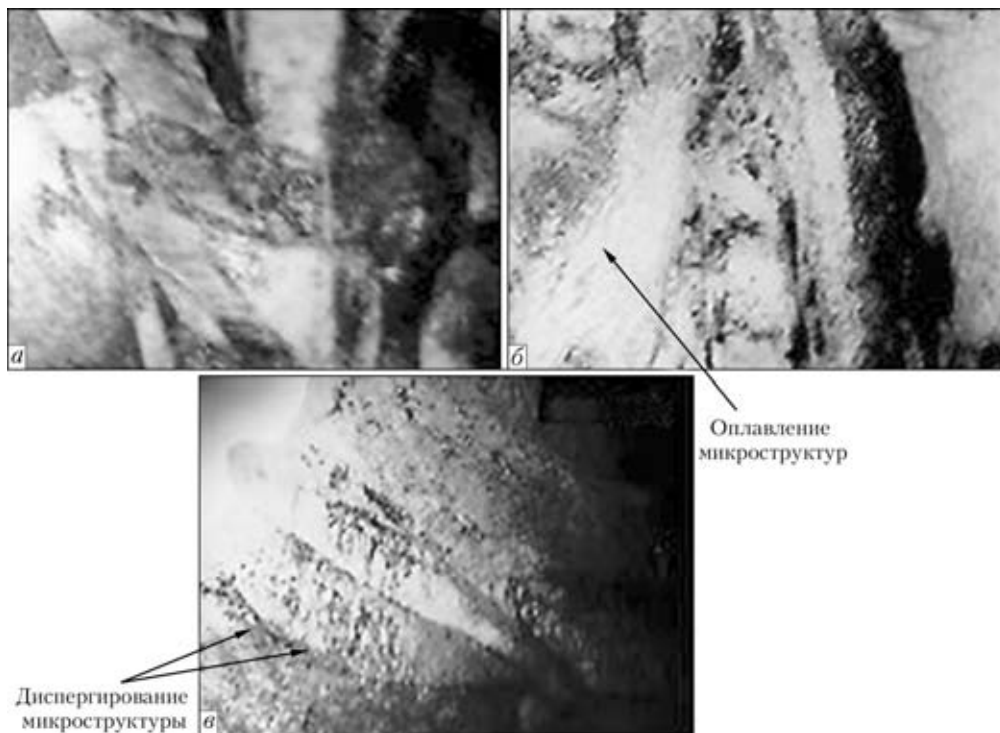


Рис. 4. Тонкая мартенситно-аустенитная (М-А) структура высокопрочного чугуна ВЧ-80 после ИПО: а – основной металл ($\delta \geq 100 \mu\text{м}$) ($\times 37000$); б – оплавленный слой ($\delta \leq 7,5 \mu\text{м}$), наблюдаемый на режимах I и II ($\times 37000$); в – упрочненный слой ($\delta \sim 0-40 \mu\text{м}$) ($\times 50000$) на режиме III

Исследованиями на просвет установлено, что тонкая структура основного металла (режимы I–III) характеризуется равномерно повышенной плотностью дислокаций в мартенсите ($\rho \sim 10^{11} \text{см}^{-2}$) и аустените ($\rho \sim 10^9 \text{см}^{-2}$) (рис. 4, а).

Обработка импульсной плазмой поверхностей изделий из ВЧ 80 с применением режимов I и II приводит к укрупнению субструктуры в зернах аустенита, сопровождающееся формированием слабоориентированной блочной структуры при общей неравномерности плотности дислокаций ($\rho \sim 10^8-10^{10} \text{см}^{-2}$) (рис. 4, б). Для мартенситной составляющей характерно наличие зон отпуска при уменьшении плотности дислокаций (ρ) до уровня $10^9-10^{10} \text{см}^{-2}$. На границах контакта мартенсита и остаточного аустенита отмечается наличие наиболее плотных ($\rho \sim 2-4 \cdot 10^{11} \text{см}^{-2}$) и протяженных ($l \sim$

$\sim 0,25-0,35 \mu\text{м}$) дислокационных скоплений – потенциальных зон зарождения и распространения трещин.

Тонкая структура упрочненных слоев при использовании режима III характеризуется равномерно повышенной плотностью дислокаций в структурах мартенсита ($\rho \sim$ до $2 \cdot 10^{11} \text{см}^{-2}$) при отсутствии значительных градиентов в их распределении по глубине и на границах структурных составляющих. Кроме того, наблюдается измельчение субструктуры в мартенситных иглах (ширина рек в 2 раза меньше по сравнению мартенситом основного металла). Для зерен $A_{\text{ост}}$ наблюдается измельчение субструктуры, формирование разориентированной блочной структуры при общей равномерности дислокационной плотности ($\rho \approx 4 \cdot 10^9 \text{см}^{-2}$) (рис. 4, в).

Были также проведены испытания по определению антифрикционных свойств и износостойкости изделий из высокопрочного чугуна ВЧ 80 по сравнению с изделиями из серого чугуна до и после импульсно-плазменной обработки (рис. 5) [10]. Исследования проходили на устройстве с возвратно-поступательным движением керамических штифтов, изготовленных из Zr_2O_3 и SiC, с твердостью, соответственно, $HV 1200$ и 3000 . Усилие прижима керамических штифтов к исследуемой поверхности чугуна ВЧ 80, обработанного импульсной плазмой, составляло 104Н . Скорость движения штифтов по поверхности – 120мм/с , частота – 2Гц .

Установлено, что ИПО высокопрочного чугуна ВЧ 80 позволяет в десятки раз увеличить износостойкость поверхности упрочненных изделий благо-

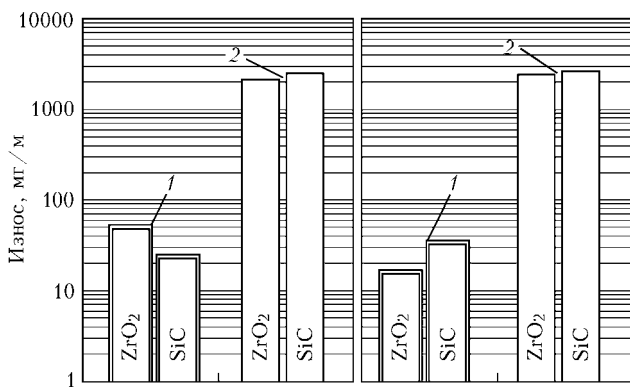


Рис. 5. Износ поверхностей образцов высокопрочного чугуна ВЧ 80 при сухом трении по цилиндрической керамике Zr_2O_3 и SiC (б) в сравнении с износом серого чугуна (а): 1 – без ИПО; 2 – после ИПО

даря значительному снижению коэффициента трения с 0,4–0,6 у необработанного чугуна до 0,1–0,35 у обработанного импульсной плазмой.

Следовательно, модифицирование изделий из высокопрочных чугунов импульсной плазмой позволяет в значительной мере противостоять абразивному износу при сухом трении в независимости от твердости абразивных частиц.

Таким образом, применение режима III может быть рекомендовано для импульсно-плазменной упрочняющей обработки изделий из высокопрочного чугуна ВЧ 80, что приводит к модифицированию структурно-фазового состояния и улучшению эксплуатационных характеристик рабочих поверхностей.

Выводы

В работе показано, что импульсно-плазменная обработка высокопрочного чугуна ВЧ 80 способствует значительным структурно-фазовым преобразованиям, которые выражаются в следующих изменениях:

1. Высокая интенсивность теплового потока (режимы I, II) приводит к оплавлению поверхностного слоя ($\delta \approx 5\text{--}7,5$ мкм) и формированию в зоне импульсной обработки укрупненной (по сравнению с основным металлом) аустенитно-мартенситной структуры с большим количеством остаточного аустенита и пониженной микротвердостью (до 25 % по сравнению с основным металлом).

2. При снижении плотности мощности обработки (режим III) в зоне закалки из твердой фазы отмечается повышение интегральной микротвердости в 1,8 раза по сравнению с основным металлом за счет формирования измельченной (в 1,5–2,0 раза) аустенитно-мартенситной структуры при увеличении объемной доли мартенсита по сравнению с режимами I и II на 20–30 %. Оплавление поверхностного слоя не наблюдается.

3. На уровне тонкой структуры при режиме III в обработанной поверхности наблюдается равномерное увеличение плотности дислокаций при отсутствии значительных градиентов в их распределении. Отклонение от рекомендуемого режима приводит к возникновению резкого градиента по плотности дислокаций на границах структурных составляющих аустенит-мартенсит, что становится причиной формирования зон зарождения и развития трещин.

4. Таким образом, диспергирование структуры в упрочненных поверхностных слоях изделий из высокопрочного чугуна ВЧ 80 при ИПО на рекомендуемом режиме III способствует оптимизации структурно-фазового состояния и улучшению эксплуатационных свойств рабочих поверхностей.

1. Солнцев Л.А., Зайденберг А.Ф., Малый А.Ф. Получение чугунов повышенной прочности. — Харьков: Вища школа. Изд-во при харьковском университете, 1986. — 152 с.
2. Литовка В.И. Повышение качества высокопрочного чугуна в отливках. — Киев: Наук. думка, 1987. — 208 с.
3. Конструкционные материалы. Справочник / Б.Н. Арзамасов, В.А. Брострем, Н.А. Буше и др. — М.: Машиностроение, 1990. — 688с.
4. Коваленко В.С. Упрочнение деталей лучем лазера. — Киев: Техніка, 1981. — 241с.
5. Арзамасцева Э.П., Зинченко В.М. Электронно-лучевая обработка-новый экономичный метод поверхностного упрочнения деталей // Технология автомобилестроения. — 1980. — № 5. — С. 23–26.
6. Тюрин Ю.Н., Жадкевич М.Л. Плазменные упрочняющие технологии. — Киев: Наук. думка, 2008. — 218 с.
7. Структура и механические свойства инструментов из быстрорежущей стали при импульсно-плазменной поверхностной обработке / Л.И. Маркашова, О.В. Колисниченко, М.Л. Валевиц, Д.Г. Богачев // Строительство, материаловедение, машиностроение: Сб. науч. тр. — Вып. 64. — Дн-вск: ГВУЗ «ПГАСА», 2012. — С. 211–220.
8. Tyurin Yu.N., Kolisnichenko O.V. Plasma-detonation technology for modification of the surface layer of metal parts // Vietnam. The Open Surface Science J. — 2009. — № 1. — P. 13–19.
9. 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 et al. // Materials Science. — 2012. — 47, № 6, May. — P. 799–806.
10. Износостойкость валковых чугунов после импульсно-плазменной обработки / Ю.Н. Тюрин, О.В. Колисниченко, И.М. Дуда и др. // Черные металлы. — 2010. — № 12. — С. 14–17.

СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ ЗАЩИТНЫХ Ni–Cr ПОКРЫТИЙ, НАНЕСЕННЫХ МЕТОДОМ КУМУЛЯТИВНО-ДЕТОНАЦИОННОГО НАПЫЛЕНИЯ

Л.И. МАРКАШОВА, Ю.Н. ТЮРИН, О.В. КОЛИСНИЧЕНКО, М.Л. ВАЛЕВИЧ, Д.Г. БОГАЧЁВ

Институт электросварки им. Е.О. Патона НАНУ, Киев Украина

Исследовалось влияние технологических параметров кумулятивно-детонационного напыления сплава системы Ni–Cr–Fe–B–Si на структурно-фазовое состояние полученных покрытий. Установлено, что применение рекомендуемого режима приводит к формированию покрытий со значительной степенью аморфизации матрицы, высокими объемной долей ламелей и уровнем интегральной микротвердости в сочетании с минимальной пористостью.

Одним из наиболее широко распространенных и в то же время перспективных способов повышения эксплуатационных свойств и долговечности изделий является нанесение на их поверхности различных функциональных покрытий с применением технологий газотермического напыления (ГТН) [1, 2]. Наиболее передовыми и динамично развивающимися технологиями ГТН по праву считаются методы высокоскоростного газопламенного напыления ГПН (high velocity oxygen fuel (HVOF) и high velocity air fuel (HVOAF)), которые, благодаря очень высокому качеству получаемых покрытий и производительности процесса, в ряде случаев вытеснили другие распространенные технологии нанесения покрытий. Однако одним из наиболее значительных недостатков перечисленных выше технологий высокоскоростного нанесения покрытий является весьма высокий расход газовой смеси. Альтернативой высокоскоростным методам ГПН является метод детонационно-газового напыления (ДГН), который позволяет получать сравнимые с методами HVO(A)F по качеству покрытия, отличающиеся при этом более низким коэффициентом использования материала (КИМ) и дискретностью процесса [3, 4].

В ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины разработаны технология и оборудование для кумулятивно-детонационного напыления (КДН), которое приводит к формированию высококачественных покрытий с высокими КИМ и производительностью, отличающиеся при этом от указанных выше наиболее передовых методов ГПН простотой оборудования, значительно меньшими удельными затратами и давлением газов, а также энергоемкостью [5]. К особенностям данной технологии следует отнести наличие нескольких специально профилированных детонационных камер и повышенная частота детонации (20 Гц) горючей смеси, которые практически нивелируют отрицательные эффекты, связанные с дискретностью классических методов детонационного напыления [6].

Востребованным направлением применения кумулятивно-детонационного метода получения функциональных покрытий является напыление сплавов на основе системы Ni–Cr–Fe–B–Si для повышения стойкости против износа изделий, работающих в условиях высоких температур и химически активных сред. Такие сплавы обладают высокими прочностью и коррозионной стойкостью за счет содержания значительного количества хрома, а наличие бора, кремния и углерода приводит к образованию фазовых составляющих с уровнем твердости, обеспечивающим высокие показатели износостойкости таких покрытий [7].

Однако на данный момент недостаточно достоверной и однозначной информации о влиянии различных технологических параметров КДН на структурно-фазовое состояние напыленных таким образом покрытий.

Целью данной работы была оценка влияния параметров технологических режимов кумулятивного детонационного напыления на структурно-фазовый состав покрытий из порошка самофлюсующегося никелевого сплава системы Ni–Cr–Fe–B–Si.

Материалы и методика. Для напыления покрытий применяли распыленный порошок системы Ni–Cr–Fe–B–Si (ТУ 48-4206-156-82) следующего химического состава, %: Ni — основа; 10–14Cr; 5–7 Fe; 2,0–2,3 B; 2,0–3,2 Si; 0,5 C, внешний вид которого представлен на рис. 1. Поверхности напыляемых образцов предварительно подвергали дробеструйной обработке с целью удаления оксидной пленки, развития поверхности и, соответственно, увеличения адгезионной прочности покрытия. Уровень тепловложения при напылении (режимы I–III) изменялся за счет варьирования следующих технологических параметров: соотношения длина/диаметр ствола пушки (l/d , мм) и размеров частиц используемого порошка ($d_{фр}$, мкм). I-режим: l/d — 300/16 мм, $d_{фр} < 40$ мкм; II режим: l/d — 330/20 мм, $d_{фр} < 40$ мкм; III режим l/d — 330/20 мм, $d_{фр} < 40$ –63 мкм.

Исследования структурно-фазового состояния полученных на режимах I–III покрытий проводили с применением комплексного методического подхода, включающего оптическую металлографию (Versamet-2, Япония; Лесо-М400, США), аналитическую растровую электронную микроскопию (Philips SEM-515, Голландия и JEOL JAMP 9500F с энергодисперсионным спектрометром Oxford EDS INCA Energy 350, Япония) и рентгеноструктурный фазовый анализ (ДРОН-УМ1 в монохроматическом CuK_α -излучении). В результате проведенной работы были получены экспериментальные данные о структурно-фазовом состоянии покрытий, напыленных на различных режимах.

Результаты исследований. Как известно [8, 9], качество металлических покрытий тем лучше, чем ниже в них содержание нерасплавленных частиц (рис. 2, а) и выше объемная доля ламелей (рис. 2, б), сформированных расплавленными и/или пластифицированными частицами порошка. Высокое содержание ламелей предопределяет хорошую когезию и адгезию получаемых покрытий. Повышение же объемной доли нерасплавленных частиц, которые в процессе напыления обычно находятся на периферии двухфазного потока «порошок–газ», приводит к нарушению контактных процессов взаимодействия частиц между собой и с поверхностью основы, существенно ухудшая при этом качество получаемых покрытий.

Проведенными исследованиями показано, что напыление с применением режима I приводит к формированию покрытия (рис. 3, а) толщиной (δ) ~ до 125 мкм с интегральной микротвердостью ($HV_{0,05}$) порядка 3620–4410 МПа (рис. 4). Объемная доля (V_d) ламелей в покрытии I составляет ~65 % при 25 % нерасплавленных частиц и 10 % прочих структурных составляющих. Пористость такого покрытия находится на уровне 2,8–3,0 %.

При увеличении тепловложения за счет изменения соотношения длины к диаметру ствола пушки

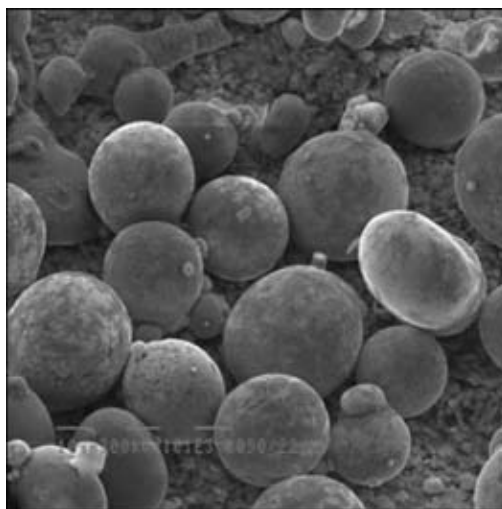


Рис. 1. Внешний вид напыляемого порошка, РЭМ ($\times 1010$)

(l/d) до 330/20 мм (режим II) формируется покрытие толщиной (δ) ~ до 250 мкм (рис. 3, б). Значения интегральной микротвердости находятся на уровне 3620–4730 МПа, что на 10 % выше, чем при режиме I. Объемная доля (V_d) ламелей в покрытии II составляет ~70 % при 20 % нерасплавленных частиц и 10 % прочих структурных составляющих. Пористость покрытия II уменьшается ~ в 2 раза по сравнению с покрытием I и составляет 1,0–1,5%.

Использование порошка системы Ni–Cr–Fe–V–Si фракционного состава $d_{\text{фр}}$ 40–63 мкм на режиме III приводит к формированию покрытия (рис. 3, в) толщиной (δ) ~ до 325 мкм. Интегральная микротвердость составляет 3810–5930 МПа, что на ~25 % выше, чем при режимах I и II. Объемная доля (V_d) ламелей в покрытии III составляет ~75 % при 15 % нерасплавленных частиц и 10 % прочих структурных составляющих. Пористость покрытия минимальна и находится на уровне 0,8–1,0%.

Методом рентгеноструктурного фазового анализа установлено, что исходный порошок состоит из твердого раствора на основе никеля и хрома, содержащего боридные, силицидные и карбидные фазы

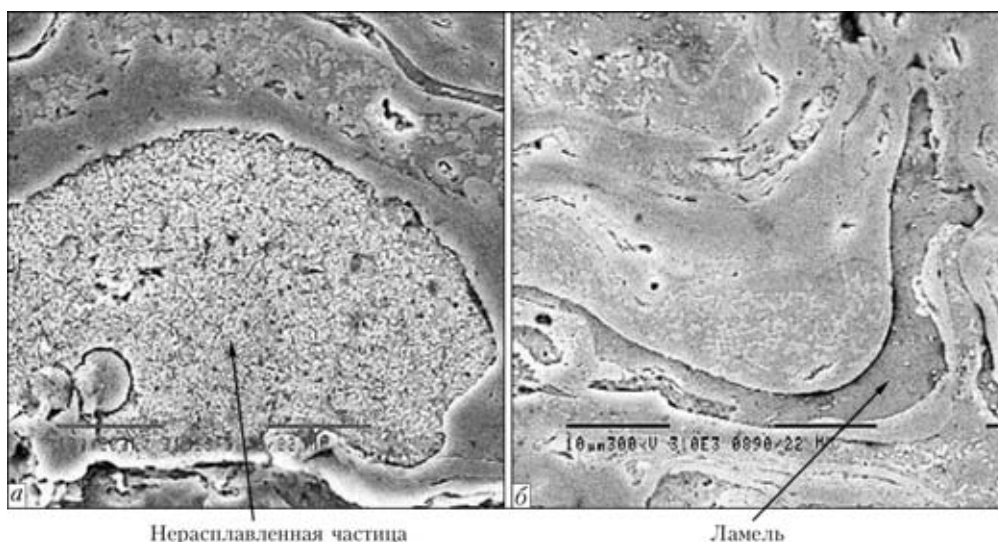


Рис. 2. Характерные структурные составляющие: а – нерасплавленная частица; б – ламель, РЭМ ($\times 3100$)

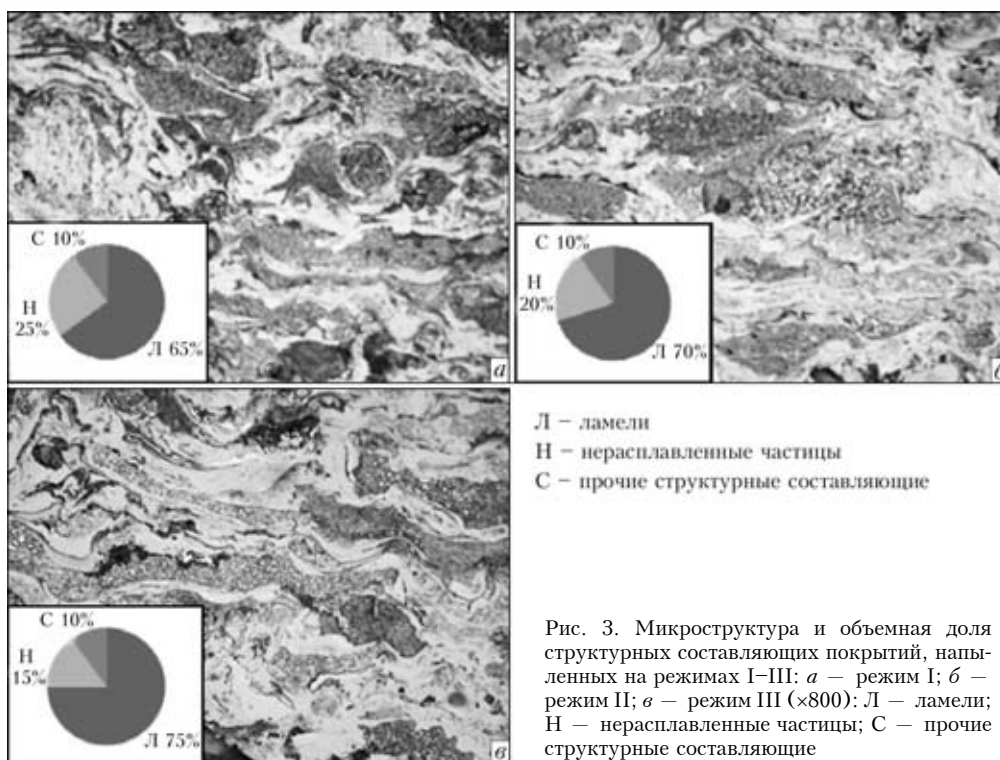


Рис. 3. Микроструктура и объемная доля структурных составляющих покрытий, напыленных на режимах I–III: а – режим I; б – режим II; в – режим III (×800): Л – ламели; Н – нерасплавленные частицы; С – прочие структурные составляющие

в чистом виде, а также интерметаллиды и карбобориды в небольшом количестве.

На рентгенограммах покрытий, напыленных на режимах I–III обнаружено присутствие следующих фаз: твердого раствора на основе Ni–Cr, боридов никеля (Ni₃B) и хрома (CrB и Cr₅B₃), и в небольшом количестве силицида никеля Ni₅Si₂ и карбида хрома Cr₇C₃. Значительных изменений фазового состава между покрытиями, напыленными на режимах I–III не обнаружено. Для всех исследуемых покрытий (рис. 5, линия 1), по сравнению с рентгенограммой исходного порошка (рис. 5, линия 2), характерно наличие галло между ≈37 и 55°, свидетельствующее об аморфно-нанокристаллическом состоянии матрицы покрытий, связанного с высокими скоростями охлаждения (до 10⁷ К/с), характерного для детонационного метода напыления. Это так-

же подтверждается данными растровой электронной микроскопии.

Исследованиями химического состава покрытий I–III показано, что ламели и нерасплавленные частицы представляют собой многокомпонентный раствор на основе никеля (рис. 6, а), состоящий из, %: 79–83 Ni; 7,9–11,3 Cr; 5,1–7,2 Fe; 2,0–2,3 Si. Обнаружено также незначительное количество эвтектик на основе карбидов и силицидов (рис. 6, б) сложного химического состава, %: 31–53 Ni; 36,5–60 Cr; 1,0–2,7 Si; 6,9–8,5 C.

Таким образом, установлено, что кумулятивно-детонационное напыление покрытий из сплава системы Ni–Cr–Fe–B–Si приводит к формированию структурно-фазового состояния, сравнимого по своим характеристикам с покрытиями, напыленными с применением таких передовых методов газотермического напыления, как HVO(A)F. Проведенными исследованиями покрытий (I–III) показано, что режим III является рекомендуемым для обеспечения наиболее предпочтительного структурно-фа-

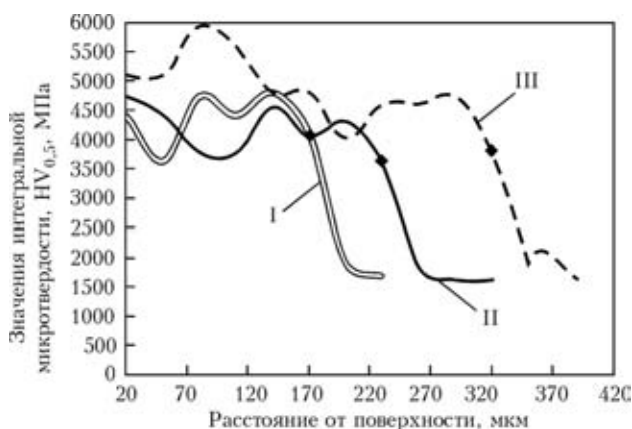


Рис. 4. Изменение микротвердости по глубине покрытий системы Ni–Cr–Fe–B–Si, напыленных на режимах I–III; ◆ – граница «покрытие–основа»

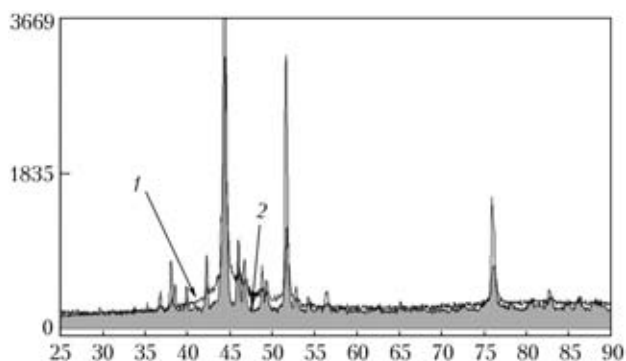


Рис. 5. Сравнительная рентгеновская дифрактограмма порошка и покрытия системы Ni–Cr–Fe–B–Si, напыленного на режиме III

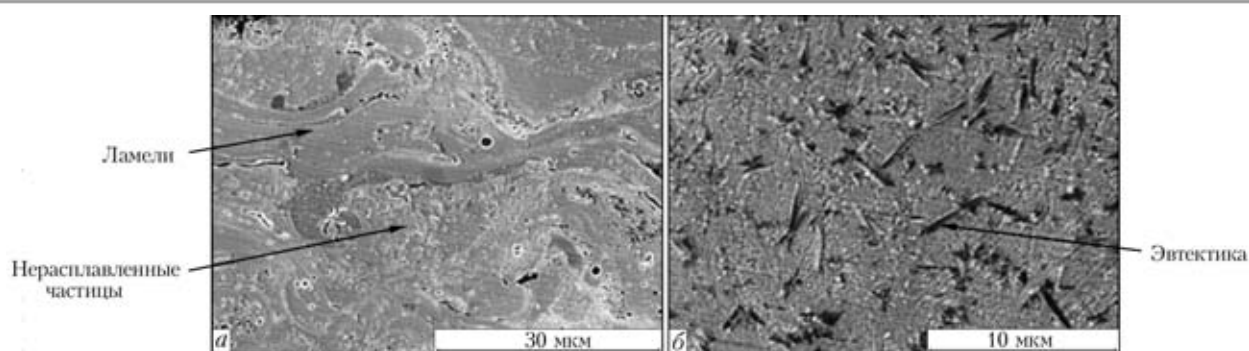


Рис. 6. Фрагменты микроструктуры покрытия III (РЭМ): *a* — общий вид ($\times 2000$); *б* — эвтектика на основе карбидов и силицидов ($\times 5000$)

зового состояния материала покрытия, где отмечается наиболее высокие объемная доля ламелей и интегральная микротвердость, а также минимальная пористость в сочетании со значительной степенью аморфизации Ni–Cr матрицы.

Выводы

1. Технология кумулятивно-детонационного напыления покрытий из сплава системы Ni–Cr–Fe–B–Si позволяет получать покрытия со структурно-фазовым составом, сравнимым по своим характеристикам с покрытиями, нанесенными с применением передовых технологий газотермического напыления HVO(A)F.

2. Структура покрытий I–III представлена ламелями и не расплавившимися частицами, состоящими из твердого раствора сложного химического состава на основе Ni–Cr, который, в значительной степени, находится в аморфно-нанокристаллическом состоянии.

3. Установлено присутствие следующих упрочняющих фаз с высоким уровнем твердости: боридов никеля (Ni_3B) и хрома (CrB и Cr_5B_5) и небольшого количества силицида никеля Ni_5Si_2 и карбида хрома Cr_7C_3 , обеспечивающих высокие показатели износостойкости таких покрытий.

4. Применение режима III приводит к увеличению объемной доли ламелей на $\approx 10\%$ и интегральной

микротвердости на $\approx 35\%$. Пористость такого покрытия минимальна и составляет от 0,8 до 1,0 %, что позволяет рекомендовать данный режим для кумулятивно-детонационного напыления никелевых сплавов.

1. Газотермическое напыление композиционных порошков / А.Я. Кулик, Ю.С. Борисов, А.С. Мнухин, М.Д. Никитин. — Л.: Машиностроение, Ленингр.отделение, 1985. — 199 с.
2. Борисов Ю.С., Борисова А.Л. Плазменные порошковые покрытия. — К.: Техніка, 1986. — 223 с.
3. Бартевев С.С., Федько Ю.П., Григоров А.И. Детонационные покрытия в машиностроении. — Л.: Машиностроение, 1982. — 214 с.
4. Pawlowski L. The science and engineering of thermal spray coatings. Second edition. — 2008. — 647p.
5. Сравнительный анализ эффективности кумулятивно-детонационного и HVOF устройств для газотермического напыления покрытий / Ю.Н. Тюрин, А.Д. Погребняк, О.В. Колисниченко, И.М. Дуда // Упрочняющие технологии. — 2009. — № 5. — С. 27–33.
6. Тюрин Ю.Н. Колисниченко О.В. Полещук М.А. Кумулятивно-детонационное устройство для газотермического напыления покрытий / Тр. 9-й Международ. конф. «Пленки и покрытия-2009». — С. 44–46.
7. Microstructural Characteristics of High Velocity Oxygen Fuel (HVOF) sprayed NiCrBSi–SiC Composite Coating on a Low Alloy Steel / M. Karagoz, S. Islak, S. Buytoz, B. Kurt // 6th Intern. Advanced Technologies Symp. (IATS'11). — 2011. — P. 13–21.
8. Cavaliero A., De Hosson J.T. Nanostructured coatings // Nanostructure science and technology, Springer. — 671 p.
9. Tracton A.A. Coatings technology: Fundamentals, Testing and Processing Techniques. — 2007. — 371 p.

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ, ФОРМИРУЮЩИХСЯ В УСЛОВИЯХ ЛАЗЕРНОГО И ЛАЗЕРНО-ПЛАЗМЕННОГО ЛЕГИРОВАНИЯ

Л.И. МАРКАШОВА, В.Д. ШЕЛЯГИН, В.Ю. ХАСКИН, О.С. КУШНАРЕВА, А.В. БЕРНАЦКИЙ
Институт электросварки им. Е.О. Патона НАНУ, Киев Украина

С целью повышения жаропрочности и других эксплуатационных характеристик изделий из конструкционной стали 38ХНЗМФА для отработки технологии режимов упрочнения поверхностей методами лазерного и лазерно-плазменного легирования выполнены структурно-фазовые исследования обработанных слоев в зависимости от введения порошковых присадочных материалов на основе карбида вольфрама и хрома. На базе экспериментальных исследований выполнены оценки дифференцированного вклада структурных параметров (химического состава, размеров зерен и субзерен, объемной доли фазовых выделений, плотности дислокаций и т.п.) в изменение механических характеристик обрабатываемых поверхностных слоев, а также формирование в них концентраторов внутренних напряжений ($\tau_{л/вн}$) и механизмов релаксации такого типа напряжений.

В значительной степени долговечность, в том числе и износостойкость работы деталей машин и механизмов в различных условиях эксплуатации зависит от свойств их поверхностных слоев и прежде всего методов их упрочняющей обработки [1–3].

К таким новым прогрессивным технологиям обработки относятся методы лазерного и лазерно-плазменного упрочняющего легирования. Однако возникают проблемы накопления внутренних напряжений в обработанных слоях, что зачастую приводит к возникновению в этих зонах микротрещин.

Поэтому, исследование структуры легированных слоев в зависимости от режимов обработки, а также взаимосвязи структура \rightarrow свойства и причин возникновения микротрещин является актуальной задачей для оптимизации и корректировки технологий легирования поверхности (лазерное и лазерно-плазменное). Что и должно обеспечить достаточный уровень эксплуатационных свойств легированного поверхностного слоя [4, 5].

Легирование поверхности лазерным и лазерно-плазменным методом выполнялось на торцевой поверхности кольцевых образцов $\varnothing 187 \times \varnothing 125 \times 30$ мм из конструкционной стали 38ХНЗМФА. При лазерном легировании использовалась механическая смесь порошков фракции 0–40 мкм следующего состава (масс. %): 46 % (WC–W₂C) + 46 % Cr + 4 % Al + 4 % Si, а при лазерно-плазменном – 48 % (WC–W₂C) + 48 % Cr + 4 % Al.

Для лазерного легирования использован Nd:YAG-лазер DY044 с мощностью излучения до 4,4 кВт и длиной волны излучения $\lambda = 1,06$ мкм, производства фирмы «Rofin-Sinar» (Германия). Оборудование и технологии для лазерно-плазмен-

ного легирования разработаны и в ИЭС им. Е.О. Патона НАНУ. При этом на базе трикоординатного манипулятора «Ласточка-1» был организован лабораторный стенд. Процесс проводили при токах плазменного источника 40–50 А, напряжении 32 В. Дистанция от сопла плазмотрона к зоне действия лазерного излучения составляла 110–150 мм. Лазерные и лазерно-плазменные обработки поверхностей выполнялись при варьировании мощности лазерного излучения в пределах $P = 3,0$ –4,4 кВт, скорости обработки $v = 24$ –45 м/ч при величине расфокусировки излучения $\Delta F = 30$ –45 мм.

Исследования структурно-фазовых изменений, микротвердости, химического состава в локальных точках и его распределение по глубине образца (от внешней поверхности легированного слоя до основного металла), а также характера дислокационной структуры и процессов фазообразования выполняли с использованием комплекса методов включая: световую микроскопию («Versamet-2»), аналитическую растровую электронную микроскопию (СЭМ-515, фирмы PHILIPS, Голландия) и микродифракционную просвечивающую электронную микроскопию (JEM-200CX, фирмы JEOL, Япония). На базе экспериментальных исследований выполнены оценки дифференцированного вклада структурно-фазовых параметров в изменение прочностных характеристик поверхностных слоев, а также распределение и уровень локальных внутренних напряжений в обработанных поверхностях и их градиентов.

Лазерное легирование. Обработка поверхности выполнялась как при мощности $P = 3,5$ кВт с разной

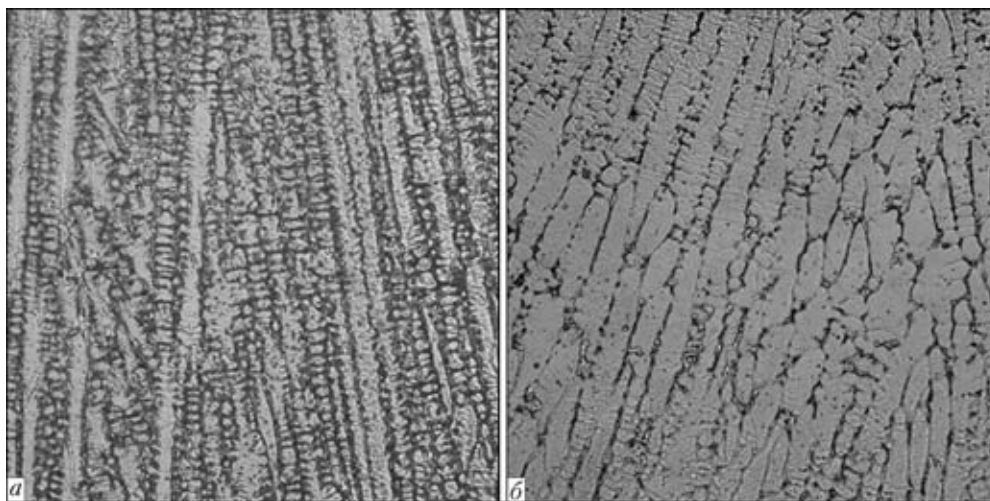


Рис. 1. Микроструктура поверхностных слоев конструкционной стали 38ХНЗМФА в условиях лазерного (а) и лазерно-плазменного легирования (б) ($\times 500$)

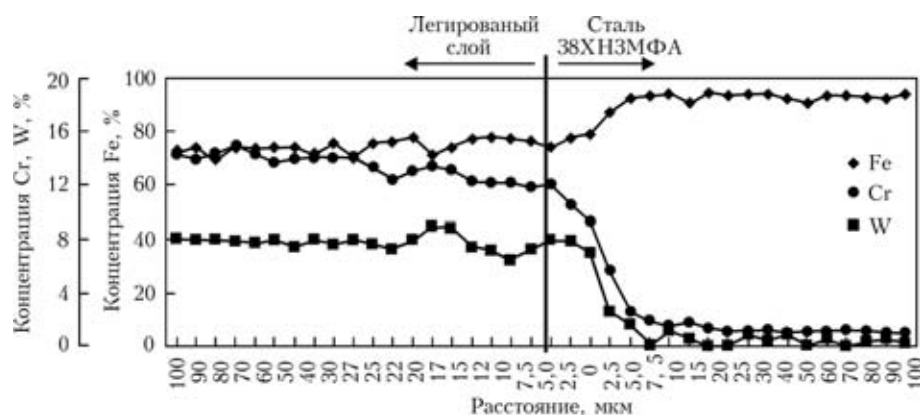


Рис. 2. График концентрационных изменений элементов (Fe, Cr, W) от внешней поверхности легированного слоя к основному металлу (сталь 38ХНЗМФА) после лазерного легирования ($P = 3,5$ кВт, $v = 30$ м/ч)

скоростью легирования $v = 24-45$ м/ч, так и при $P = 4,4$ кВт с $v = 24-42$ м/ч.

Установлено, что и при $P = 3,5$ кВт, так и при $P = 4,4$ кВт толщина легированного слоя уменьшается в зависимости от увеличения скорости легирования. Микроструктура легированного слоя имеет четко выраженную кристаллическую структуру с микротвердостью, которая уменьшается в зависимости от увеличения скорости легирования на 30–36 % (для $P = 3,5$ кВт) и до 26 % (при $P = 4,4$ кВт), рис. 1, а.

Следует отметить, что при лазерном легировании ($P = 3,5$ кВт, $v = 30$ м/ч) наблюдается наиболее равномерное насыщение поверхностного слоя легирующими элементами, %: до 70–75 Fe; 12–14 Cr; 7–8 W (рис. 2) без резкого градиента концентрации в зоне перехода (до 25 мкм) от линии сплавления в направлении внешней поверхности легированного слоя. Кроме того при этом режиме фиксируется практическое отсутствие трещин.

В случае увеличения мощности лазерного легирования (до $P = 4,4$ кВт) наблюдается образование

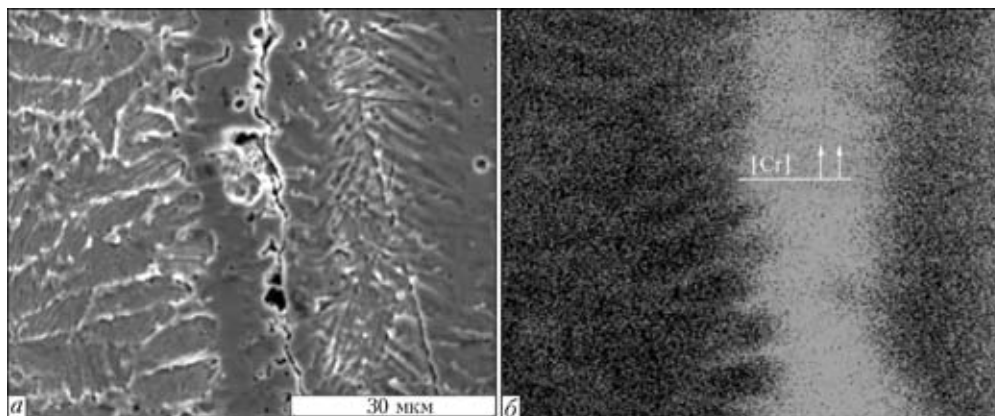


Рис. 3. Изображение микротрещин в области поверхностного легированного слоя (а — $\times 1500$), распределение Cr вдоль данной трещины (б)

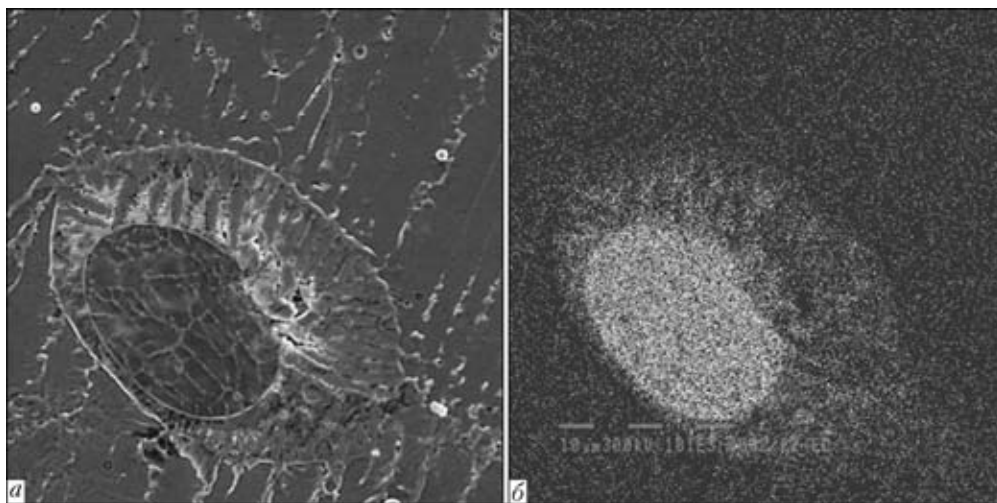


Рис. 4. Фазовые образования (ФО) в обработанном поверхностном слое: *a* — изображение фазовых образований ($\times 1010$); *b* — карты распределения W в данных ФО

трещин длиной до 50–550 мкм как в легированном слое, так и в зоне линии сплавления, в области которых резко увеличивается концентрация Cr до 25 % (рис. 3). Экспериментально установлено, что в условиях лазерного легирования поверхностного слоя микротрещины являются наиболее характерными дефектами для всех исследуемых областей (легированный слой, зона сплавления, основной металл).

Исследованиями структурных изменений в обработанных поверхностях при введении фаз (релитов) крупных размеров установлено следующее. В легированном слое в случае лазерной обработки наблюдаются крупные (размером до 25 мкм) фазовые образования (рис. 4), которые отличаются высоким содержанием W — до 95–97 % и присутствуют в минимальном количестве (объемная доля V_d до 1 %).

Лазерно-плазменное легирование. Режим обработки при постоянной мощности ($P = 3$ кВт) использовали скорость легирования от 30 до 45 м/ч с наложением различного количества дорожек.

В условиях лазерно-плазменного легирования толщина обработанного слоя уменьшаются при увеличении скорости легирования от 30 до 45 м/ч. Также как и при лазерной обработке, легированный слой имеет четко выраженную кристаллическую структуру, с ориентацией, направленной перпендикулярно линии сплавления. Однако кристаллиты имеют более четкую ячеистую структуру (рис. 1, б) при микротвердости легированного слоя, которая уменьшается до 37 % с увеличением скорости легирования.

Исследование концентрационных изменений показали незначительное изменение по Fe во всех исследуемых областях (от внешней поверхности до основного металла). При этом распределение Cr в легированном слое в зависимости от увеличения скорости легирования и количества наложения дорожек изменяется от 6 до 18 %. Распределение W

в легированном слое также изменяется от 2–3 до 8 % соответственно.

Относительно формирования микротрещин для условий лазерно-плазменного легирования установлено, что дефекты такого типа в отличие от режимов лазерного легирования наблюдаются (V_d от 3 до 30 %) только в легированном слое (по границе кристаллитов), а в зоне линии сплавления отсутствуют, что свидетельствует о хорошем сцеплении легированного слоя с основным металлом — со сталью 38ХНЗМФА. Следует особо подчеркнуть, что в случае лазерно-плазменного легирования при $v = 30$ м/ч (одна дорожка) микротрещин не наблюдается.

Относительно объемной доли (V_d , %) вводимых при легировании крупных (размер 50–230 мкм) вольфрамовосодержащих (до 97 % W) фаз показано следующее. Увеличение скорости легирования от 30 до 45 м/ч приводит к повышению объемной доли фаз от 1 до 10 %.

Тонкая структура. Более детальные исследования формирующейся структуры, фазовых выделений и зон трещинообразования выполнены при исследовании методами просвечивающей микродифракционной электронной микроскопии на образцах, полученных при оптимальном режиме (отсутствие трещин или минимальное их количество), и выполненных при отклонениях от оптимального режима (при которых формируется значительное количество трещин).

Показано, что при лазерном легировании в случае отклонения от оптимального режима $v = 24$ м/ч, $P = 4,4$ кВт для легированного слоя для характерно следующее. В поверхностях формируется внутрикристаллитная игольчатая структура «паркетного» типа, насыщенная протяженными карбидами различных размеров ($h \times l = 0,06 \times 1-0,5 \times 1,6$ мкм), расположенных вдоль межзеренных границ (рис. 5, а, б). Для тонкой структуры в этом случае характерно резкие изменения плотности дислокаций при пере-

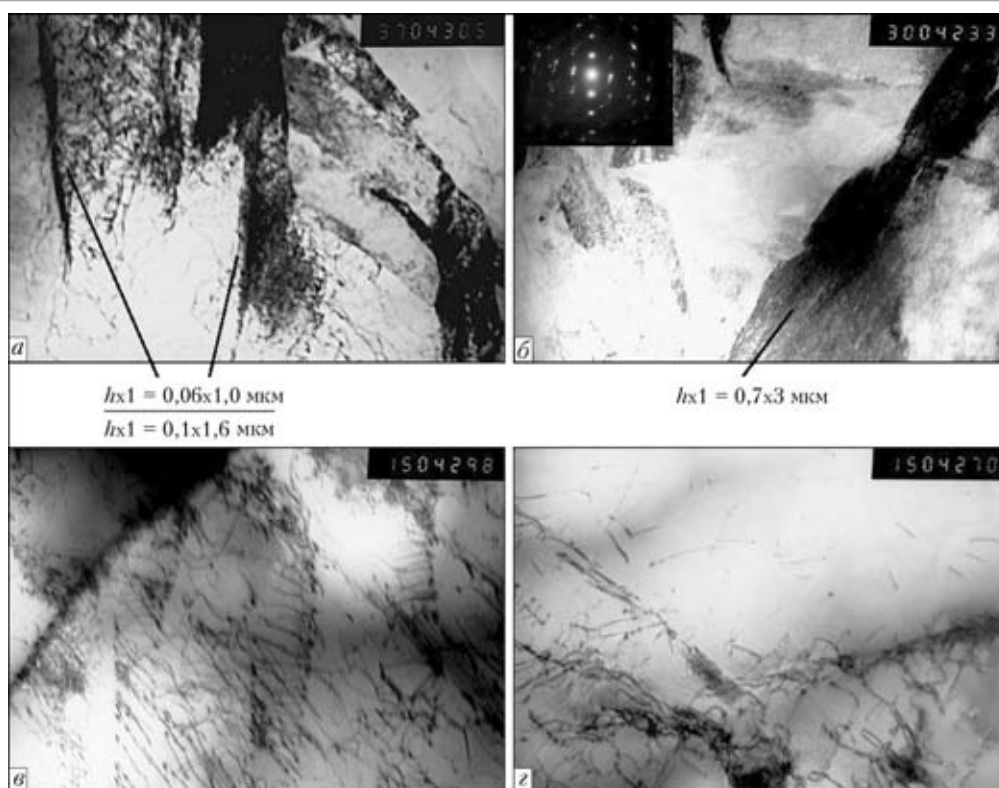


Рис. 5. Тонкая структура легированного слоя, полученная с использованием лазерного легирования: *a, б* — $P = 4,4$ кВт, $V = 24$ м/ч, где *a* — градиент распределения дислокаций вдоль фазовых выделений во внутренних объемах кристаллитов ($\times 37000$); *б* — внутренняя структура фазовых выделений «паркетного» типа ($\times 30000$); *в, з* — равномерное распределение плотности дислокаций при $P = 3,5$ кВт ($\times 15000$)

ходе от внутренних объемов зерен к зонам межзеренных границ ($\rho \sim 8 \cdot 10^8 \text{ см}^{-2}$ — в объемах и $1 \cdot 10^{12} \text{ см}^{-2}$ — вдоль границ фазовых выделений). В случае оптимального режима лазерного легирования ($P = 3,5$ кВт, $v = 30$ м/ч) наблюдается общее снижение плотности дислокаций при сравнительно равномерном их распределении (рис. 5, *в, з*), т.е. без резких градиентов и составляет $\rho \sim 2 \cdot 10^9$ до $4 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$. Дисперсные фазовые выделения при указанных режимах равномерно распределены по всему объему кристаллитов.

В условиях лазерно-плазменного легирования в образце — в случае отклонения от оптимального режима ($P = 3$ кВт, $v = 30$ м/ч — наложение четырех дорожек) для структуры металла поверхностного слоя характерно формирование игольчатой структуры с большим количеством фазовых выделений (карбидов), при резком градиенте по плотности дислокаций ($\rho \sim 2 \cdot 10^{10}$ – $8 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$), рис. 6, *а, б*. При оптимальном режиме лазерно-плазменного легирования ($P = 3$ кВт, $v = 30$ м/ч — один проход) для поверхностного слоя характерно существенное диспергирование структуры и карбидных фаз при снижении плотности дислокаций (до $\rho \sim 8 \cdot 10^9$ – $1 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$) и равномерном их распределении (рис. 6, *в, з*).

Выполненный комплекс экспериментальных исследований позволил провести аналитические оценки дифференцированного вклада различных структурно-фазовых параметров, формирующихся в ис-

следуемых поверхностных слоях при различных режимах легирования в изменение характеристик прочности (σ_T).

Аналитические оценки интегральных значений предела текучести ($\Sigma\sigma_T$) выполнялись, согласно уравнению, включающему дифференцированный вклад (σ_T) различных структурных составляющих [6–10]: $\Sigma\sigma_{0,2} = \Delta\sigma_0 + \Delta\sigma_{T,p} + \Delta\sigma_3 + \Delta\sigma_c + \Delta\sigma_d + \Delta\sigma_{d,y}$, где $\Delta\sigma_0$ — напряжение трения решетки (напряжение Пайерлса–Набарро); $\Delta\sigma_{T,p}$ — твердорастворное упрочнение; $\Delta\sigma_3$, $\Delta\sigma_c$ — зернограничное и субструктурное упрочнение (зависимости Холла–Петча); $\Delta\sigma_d$ — дислокационное упрочнение; $\Delta\sigma_{d,y}$ — дисперсионное упрочнение (за счет дисперсных частиц по Оровану).

Аналитические оценки показали, что повышение общего интегрального значения предела текучести $\Sigma\sigma_T$ наблюдается при оптимальных режимах как для лазерного легирования ($\Sigma\sigma_T = 406$ МПа), так и для лазерно-плазменного легирования ($\Sigma\sigma_T = 591$ МПа). Экспериментально-аналитическими исследованиями установлено, что наибольшие значения предела текучести, наблюдаемые при оптимальном режиме лазерно-плазменного легирования, обеспечиваются за счет дисперсионного ($\Delta\sigma_{d,y} = 196$ МПа) и субструктурного упрочнения ($\Delta\sigma_c = 176$ МПа), что соответствует 33 и 30 % от общего значения предела текучести (рис. 7, *а*). Возрастание роли дисперсионного упрочнения ($\Delta\sigma_{d,y}$) происходит за счет оп-

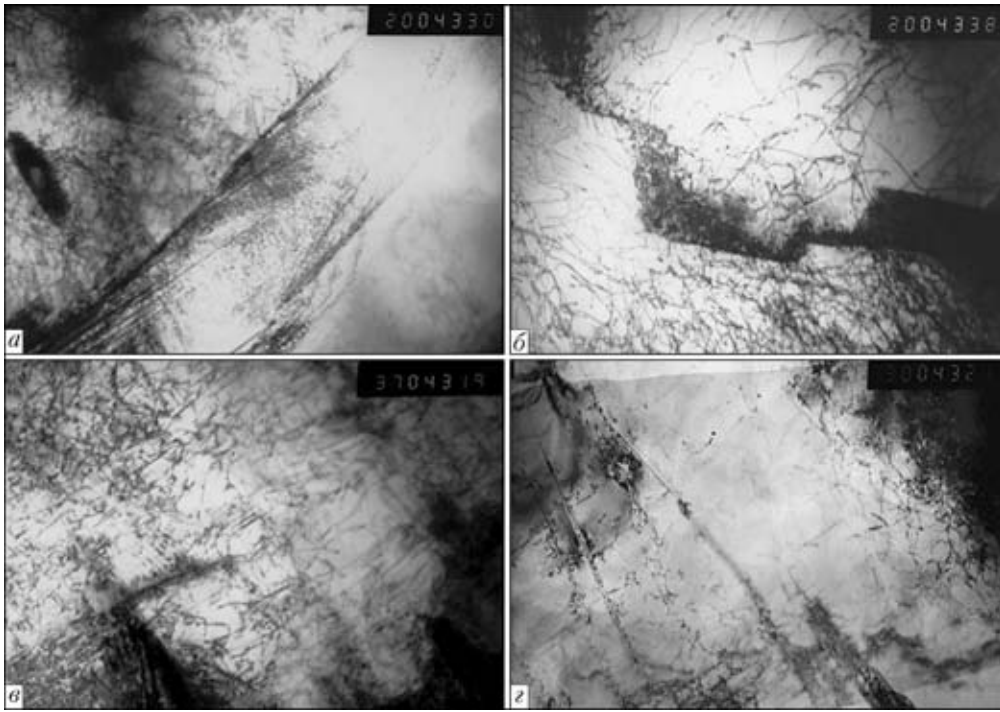


Рис. 6. Тонкая структура легированного слоя (метод лазерно-плазменного легирования): *a, б* – резкий градиент по распределению плотности дислокаций, как в объеме кристаллитов, так и вдоль границ при $P = 3$ кВт, $v = 30$ м/ч (наложение четырех дорожек) ($\times 20000$); *в, г* – равномерное распределение плотности дислокаций и фазовых выделений в металле легированного слоя при $P = 3$ кВт, $v = 30$ м/ч (наложение одной дорожки) ($\times 37000$, $\times 30000$)

тимального вклада дисперсных (63 %) и крупных выделений (37 %) (рис. 7, *в*).

Трещиностойкость. Что касается такой весьма значимой механической характеристики сварных соединений, как трещиностойкость, то в этом плане показателен характер изменения тонкой структуры исследуемых поверхностей легированных различными методами [11].

В случае лазерного легирования при $P = 4,4$ кВт, $v = 24$ м/ч (отклонение от оптимального режима) формирование фаз композитного протяженного типа и резкий градиент по плотности дислокаций ($\Delta\rho$), являются основной причиной формирования резких градиентов локальных концентраторов внутренних напряжений ($\tau_{л/вн}$), составляющих от $\tau_{л/вн} \sim 14,9$ МПа ($G/5,7 \cdot 10^3$) до 18500 МПа ($G/4,5 \cdot 10^3$), рис. 8, что и является причиной трещинообразования и резкого ухудшения качества поверхности. В случае лазерного легирования при уменьшении мощности обработки до $P = 3,5$ кВт и увеличении скорости до $v = 30$ м/ч (оптимальный

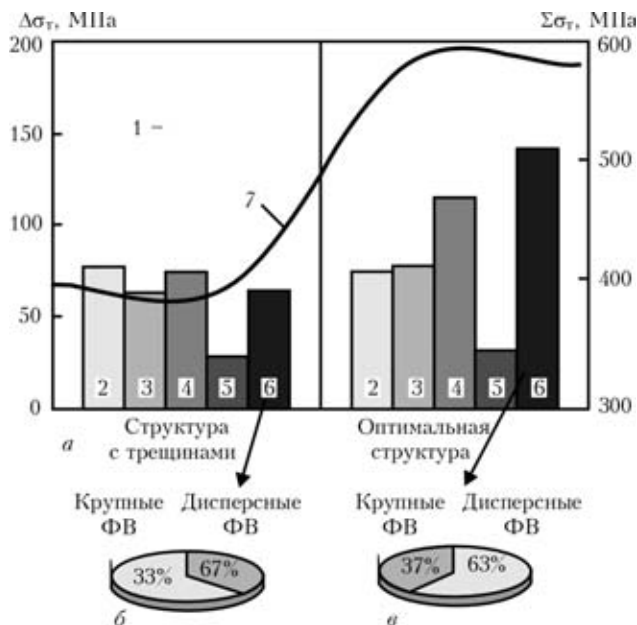


Рис. 7. Гистограмма (*a*) дифференцированного вклада структурных составляющих ($\Delta\sigma_\tau$) в общую (интегральную $\Sigma\sigma_\tau$) расчетную величину предела текучести; *б, в* – секторные диаграммы, отражающие вклад дисперсных и крупных фазовых выделений в дисперсионное упрочнение: 1 – $\Delta\sigma_0$; 2 – $\Delta\sigma_\tau$; 3 – $\Delta\sigma_s$; 4 – $\Delta\sigma_c$; 5 – $\Delta\sigma_d$; 6 – $\Delta\sigma_{дл}$

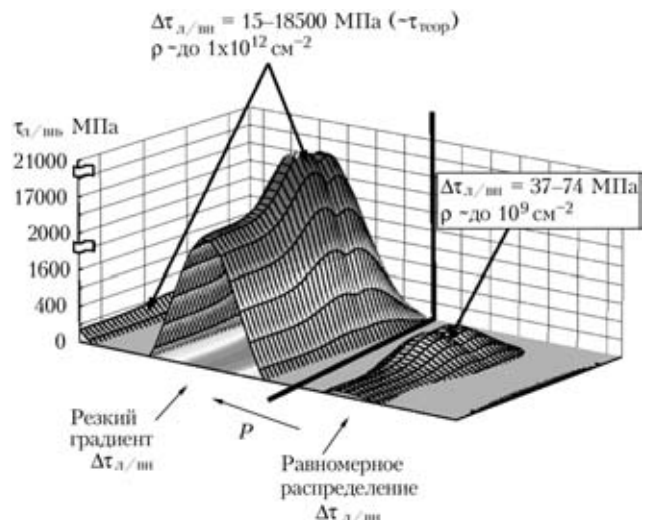


Рис. 8. Диаграмма распределения локальных внутренних напряжений ($\tau_{л/вн}$) в легированном слое в зависимости от характера формирующихся структур и плотности дислокаций

режим) наблюдается снижение и равномерное распределение плотности дислокаций, что приводит к равномерному распределению внутренних напряжений ($\tau_{л/вн} \sim 55,4 \text{ МПа} - G/9,0 \cdot 10^2$) в легированном слое, при котором не наблюдается формирование зон зарождения с распространения трещин.

При лазерно-плазменном легировании в образце при $P = 3 \text{ кВт}$, $v = 30 \text{ м/ч}$ — наложение четырех дорожек (отклонение от оптимального режима) наблюдается резкий градиент по плотности дислокаций в объемах кристаллитов, который и является причиной формирования протяженных концентраторов внутренних напряжений — очагов зарождения трещин ($\tau_{вн}$ от $\sim 370 \text{ МПа} - G/2,3 \cdot 10^2$ до $14000 \text{ МПа} - G/6$). В случае однопроходного лазерно-плазменного легирования при $P = 3 \text{ кВт}$ $v = 500 \text{ мм/мин}$ (оптимальный режим) наличие дискретных по размеру фазовых выделений и низкая плотность дислокаций без резких градиентов свидетельствует об отсутствии структурных условий формирования концентраторов внутренних напряжений ($\tau_{вн} \sim 148\text{--}370 \text{ МПа} - G/5,7 \cdot 10^2 - G/2,3 \cdot 10^2$) (рис. 8). Последнее характеризует структурное состояние поверхности как оптимальное и подтверждается практическим отсутствием трещин.

Комплексным методом исследований (11 режимов) установлено, что наиболее оптимальной является лазерно-плазменная обработка с $v = 500 \text{ мм/мин}$, $P = 3 \text{ кВт}$ (одна дорожка), поскольку наряду с отсутствием трещин, низким уровнем концентраторов внутренних напряжений, высокой износостойкостью наблюдаются более высокие показатели микротвердости (HV в среднем 6000 МПа) по сравнению с лазерной обработкой (оптимальный режим) где HV в среднем 3500 МПа .

Выводы

1. Экспериментально-аналитическими исследованиями и оценками дифференцированного вклада различных структурно-фазовых факторов в изменение прочностных характеристик поверхностных слоев

установлено, что лазерно-плазменное легирование способствует увеличению прочностных характеристик (в среднем на 20 %) по сравнению с лазерным легированием. Наибольший вклад в упрочнение для оптимального режима ($P = 3 \text{ кВт}$, $v = 30 \text{ м/ч}$ — одна дорожка) вносят фазовые выделения (27 %) и субструктура (25 %).

2. Максимальная трещиностойкость характерна для режима лазерно-плазменного легирования ($P = 3 \text{ кВт}$, $v = 30 \text{ м/ч}$ с наложением одной дорожки), что обеспечивается формированием: диспергированием структуры и фазовых выделений, равномерным распределением тонкой структуры и отсутствием резких градиентов по дислокационной плотности, что в итоге не приводит к формированию зон зарождения и распространения трещин.

1. *Грохольский Н.Ф.* Восстановление деталей машин и механизмов сваркой и наплавкой. — М.: Машгиз, 1962. — 275 с.
2. *Доценко Н.И.* Восстановление автомобильных деталей сваркой и наплавкой. — М.: Транспорт, 1972. — 352 с.
3. *Курдюмов В.Я., Рязанов В.П.* Ремонт строительных машин методами сварки и наплавки. — М.: Стройиздат, 1973. — 231 с.
4. *Маркашова Л.И., Бердникова Е.Н., Хомутская И.И.* Связь структуры и прочностных свойств сталеалюминиевых соединений выполненных сваркой трением и взрывом // Автомат. сварка. — 2003. — № 1. — С. 23–26.
5. *Вклад структурных параметров в изменение механических свойств рабочих поверхностей деталей машин после импульсно-плазменной обработки* / Л.И. Маркашова, О.В. Колисниченко, М.Л. Валиевич и др. // Строительство, материаловедение, машиностроение: Сб. научн. тр. — 2011. — Вып. 59. — Дн-вск: ГВУЗ «ПГАСА». — С. 49–55.
6. *Конрад Г.* Модель деформационного упрочнения для объяснения влияния величины зерна на напряжение течения металлов // Сверхмелкое зерно в металлах / Под ред. Л.К. Гордиенко. — М.: Металлургия, 1973. — С. 206–219.
7. *Petch N.J.* The cleavage strength of polycrystalline // J. Iron and Steel Inst. — 1953. — **173**, № 1. — P. 25–28.
8. *Orowan E.* Dislocation in metals. — New York: AIME, 1954. — 103 p.
9. *Ashby M.F.* Mechanisms of deformation and fracture // Adv. Appl. Mech. — 1983. — № 23. — P. 118–177.
10. *Келли А., Николсон Р.* Дисперсное твердение. — М.: Металлургия, 1966. — 187 с.
11. *Теоретическое и экспериментальное исследование дисклинаций* / Н.А. Конева, Д.В. Лычагин, Л.А. Теплякова и др. — Л.: Изд-во «ЛФТИ». — 1986. — С. 116–126.

ОЦЕНКА ВЛИЯНИЯ ЛАЗЕРНОЙ ПОВЕРХНОСТНОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ ЗОНЫ ОПЛАВЛЕНИЯ ЛИТОГО ВЫСОКОНИКЕЛЕВОГО СПЛАВА ЭК62 (ХН56МБЮД) ЭЛЕКТРОШЛАКОВОГО ПЕРЕПЛАВА

А.А. ПОЛИШКО, В.Я. САЕНКО, С.Н. СТЕПАНИЮК, А.Ю. ТУНИК
Институт электросварки им. Е.О. Патона НАНУ, Киев Украина

Представлены результаты исследований литого высоконикелевого сплава ЭК62 ЭШП после его лазерной поверхностной обработки с оплавлением. Установлено положительное влияние данной обработки на структуру и твердость зоны оплавления. Наблюдается повышение уровня микротвердости металла после лазерной обработки с оплавлением в атмосфере азота.

Лазерная обработка поверхности, является одним из перспективных методов решения задач современного материаловедения в формировании поверхностного рабочего слоя с заданными структурой и свойствами. При лазерной обработке сталей и сплавов с оплавлением за очень короткое время поверхностные слои успевают нагреться до высоких температур и расплавиться. В перегретом металле примеси могут расплавиться, если они до этого содержались в виде включений. Поскольку время нагрева и толщина расплавленного слоя очень малы, охлаждение при кристаллизации жидкого слоя происходит с высокой скоростью. В результате высокоскоростная кристаллизация оплавленного лазерным лучом поверхностного слоя открывает новые возможности для получения качественно иного структурного состояния в зоне оплавления литых сплавов по сравнению с традиционными сварочными и металлургическими процессами. Многими исследователями показано [1–4], что существенный упрочняющий эффект поверхностного слоя может быть получен при лазерной обработке с оплавлением, которая позволяет легко регулировать толщину упрочненного слоя, а при наличии фазовых превращений и степень его упрочнения. Важным является также возможность лазерного поверхностного легирования из газовой фазы, в частности азотом [5]. Упрочнение в этом случае связано с образованием пересыщенных твердых растворов и новых фаз. Несомненным преимуществом использования лазерного метода является возможность поверхностной обработки тонкостенных деталей с регулируемой толщиной и свойствами упрочненного слоя при их ми-

нимальных поводках, а также развитых, в том числе внутренних, поверхностей.

Целью настоящей работы является исследование структуры и твердости зоны оплавления (ЗО) после лазерной поверхностной обработки литого высоконикелевого дисперсионно-упрочняемого сплава марки ЭК62 (ХН56МБЮД ТУ-14-1-4025–85) по двум вариантам: в атмосферах гелия и азота.

В качестве объекта исследования использовали образцы литого металла, вырезанные из полого слитка ЭШП диаметром 350/230 мм высотой 1600 мм из ЭК62 сплава. Поскольку этот сплав является перспективным материалом для корпусных элементов и высоконагруженных элементов конструкций ядерных энергетических установок ввиду своей уникальности по диапазону рабочих температур до 750 °С.

Технология получения методом ЭШП толсто-стенных полых заготовок из сплава ЭК62 впервые была разработана еще в 1988–1990 годах ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины под руководством академика Б.И. Медовара совместно с Научно-исследовательским и конструкторским институтом энерготехники им. Н.А. Доллежалы РАН применительно к высоконагруженным элементам конструкций ядерных энергетических установок с газовыми теплоносителями.

Особенности технологии получения полых трубных заготовок ЭШП из сплава ЭК62 и результаты исследования качества металла полученной литой полой заготовки ЭШЛ диаметром 350/230 мм и высотой 1600 мм согласно требованиям ТУ 14-1-

Таблица 1. Химический состав полого слитка ЭШП сплава ЭК62 (ХН56МБЮД) ТУ-14-1-4025–85 (мас. %)

C	Al	Si	Ti	V	Cr	Fe	Mo	Nb	Ni	Mn	S	P
0,04	1,65	0,4	0,48	0,4	19,0	10,0	5,3	4,8	Осн.	0,04	0,002	0,006

Таблица 2. Технологические параметры лазерной обработки с оплавлением

Защитная среда лазерной обработки	Режим лазерной обработки	Ширина оплавленного слоя, мкм	Глубина проплавления, мкм
Азот	$I = 17 \text{ А}$ ($P_{\text{изл}} \approx 3 \text{ кВт}$); диаметр луча 1,2–1,5 мм; скорость линейного перемещения 630 мм/мин	2050	270
Гелий		1850	240

3763–84 изложены в ранее опубликованных работах [6–10].

На рис. 1 приведена схема получения полого слитка путем электрошлакового переплава. Химический состав слитка представлен в табл. 1. В качестве расходующих электродов использовали прутки ВДП диаметром 55 мм из сплава ХН56МБЮД. После выплавки слиток подвергается термообработке по режиму: гомогенизация 1150 °С 1 ч; закалка 980 °С 1 ч и старение 730 °С 15 ч, с повторным старением 650 °С 10 ч.

Для оценки структурной однородности слиток был подвергнут макроисследованиям. Из него были вырезаны продольный и поперечный макротемплеты. Макроструктура, приведенная на рис. 2 характеризуется однородным плотным строением. Дефектов усадочного происхождения, пор, трещин, шлаковых включения не обнаружено.

Из полученных макротемплетов вырезались образцы 20×20×30 мм. Лазерную поверхностную обработку образцов проводили на непрерывном CO₂ лазере на следующем режиме: $I = 17 \text{ А}$ ($P_{\text{изл}} \approx 3 \text{ кВт}$); диаметр луча 1,2–1,5 мм; скорость линейного перемещения 630 мм/мин. Проводили две серии обработки: при всех равных прочих условиях в первой серии обработку проводили в атмосфере

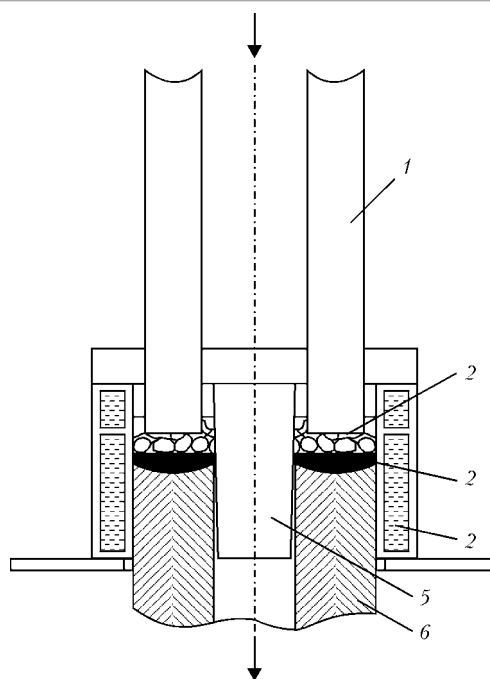


Рис. 1. Схема получения полого слитка ЭШП: 1 – расходующий электрод; 2 – шлаковая ванна; 3 – металлическая ванна; 4 – токоподводящий кристаллизатор; 5 – дорн; 6 – полый слиток

защитного газа азота, во второй – в атмосфере гелия (табл. 2).

На рис. 3 показаны образцы после лазерного оплавления в атмосфере азота (рис. 3, а) и гелия (рис. 3, б), на которых проводилось изучение структуры и твердости зоны оплавления.

Металлографические исследования литого металла высоконикелевого сплава ЭК62 проводили на травленных в реактиве (CuCl₂ – 5 мг + HCl – 100 мл + этанол 100 мл) шлифах с применением оптического микроскопа «Неофот-32». Показано, что его микроструктура состоит из аустенита, эвтектики (участков, содержащих повышенное количество ниобия, молибдена) и карбонитридов титана (рис. 4, а). Проведена оценка влияния вышеописан-

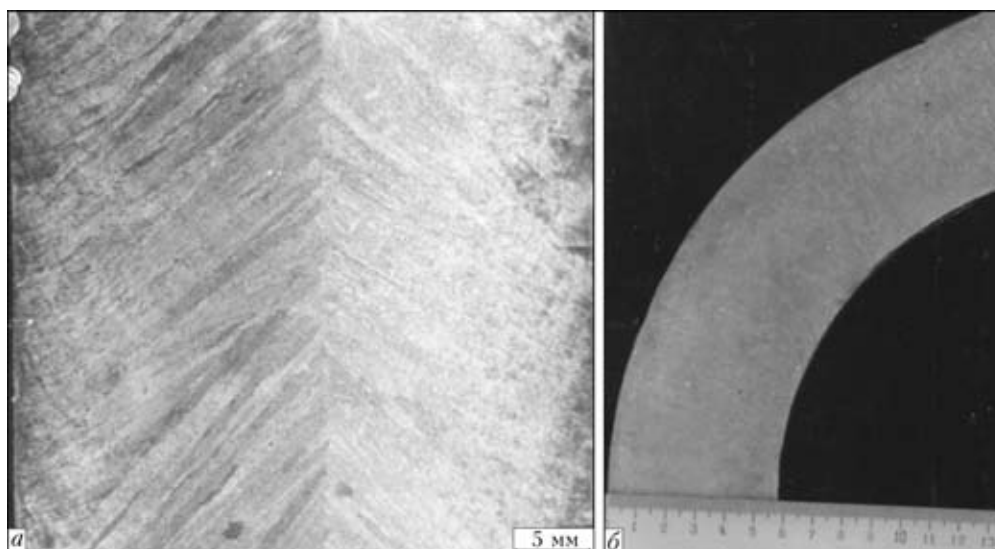


Рис. 2. Макроструктура фрагментов продольного (а) и поперечного (б) темплетов полого слитка ЭШП диаметром 350/230 мм высотой 1600 мм из высоконикелевого сплава ЭК-62

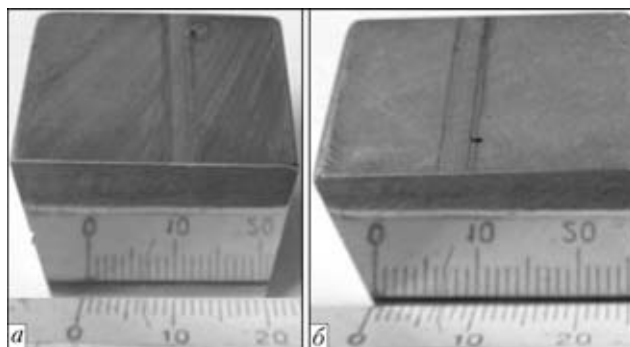


Рис. 3 Внешний вид образцов после лазерного оплавления в атмосфере азота (а) и гелия (б)

ной термической обработки на микроструктуру литого металла. Наблюдается лишь незначительное изменение микроструктуры (рис. 4, б).

При помощи сканирующего электронного микроскопа JSM-35CF фирмы «JEOL» (Япония) и рентгеновского спектрометра с дисперсией по энергии рентгеновских квантов (модель INCA Energy-

350 фирмы «Oxford Instruments») (Великобритания) и металлографического микроскопа «Неофот-32», оснащенного приставкой для цифрового фотографирования проведена оценка структуры литого высоконикелевого сплава ЭК62 до и после его поверхностной лазерной обработки с оплавлением в атмосфере азота и гелия. Учитывая специфику проявления микроструктуры литого сплава для электронного микроскопа использовали режим ВЕI (изображение во вторичных электронах) (рис. 5). Для оптического микроскопа использовали полученные изображения в темном поле (рис. 6).

Наблюдается измельчение структуры зоны оплавления по сравнению с литым металлом, как в атмосфере азота, так и гелия, а также более дисперсное распределение фазовых включений.

Исследования, с применением сканирующей электронной микроскопии, литого металла без лазерной обработки показали, что структура содержит фазовые включения—эвтектику—светлые участ-

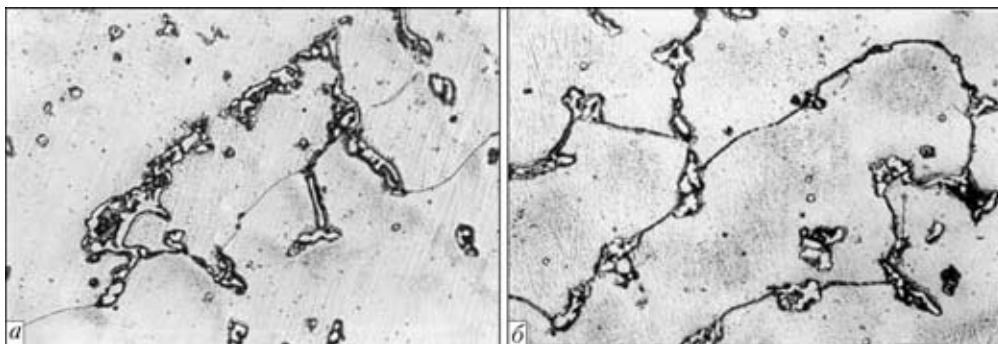


Рис. 4. Микроструктура литого металла высоконикелевого сплава ЭК62 в состоянии после выплавки (а) и после термической обработки (б) (ув. $\times 500$)

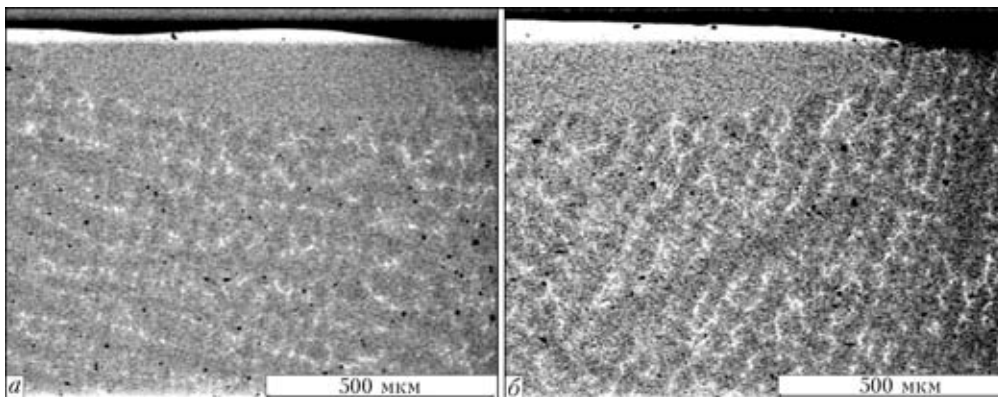


Рис. 5. Структура полученная с применением сканирующего электронного микроскопа в режиме ВЕI вторичных электронов: а — в атмосфере азота; б — в атмосфере гелия (ув. $\times 25$)

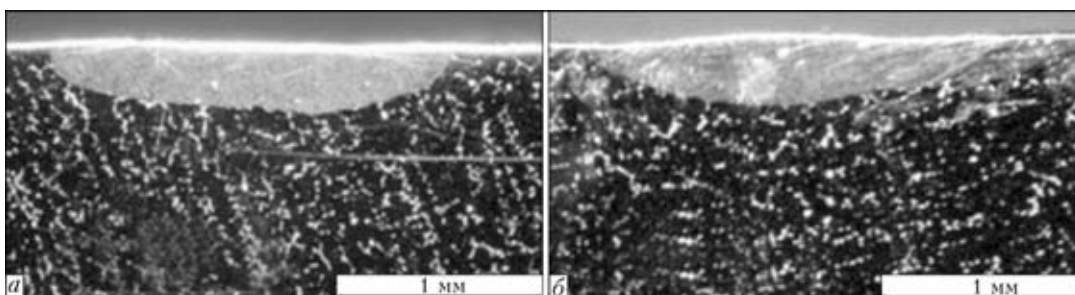


Рис. 6. Структура, полученная с применением оптического микроскопа в темном поле: а — в атмосфере азота; б — в атмосфере гелия (ув. $\times 25$)

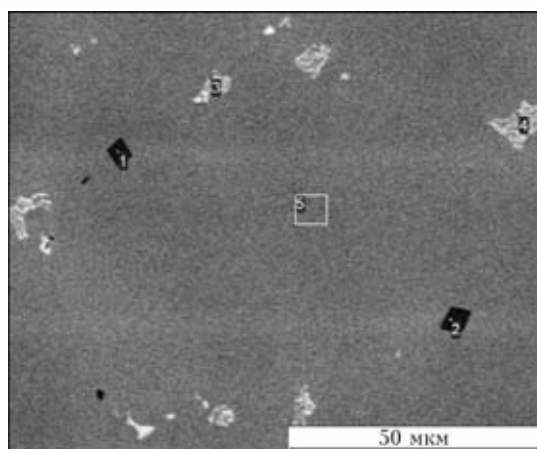


Рис. 7. Микроструктура литого металла высоконикелевого сплава ЭК62 без лазерной обработки (ув. $\times 1000$)

ки, которые содержат повышенное количество молибдена, ниобия и кремния (спектр 3, 4 рис. 7 табл. 3), по сравнению с металлом матрицы (спектр 5, рис. 7 табл. 3). Обнаружены также темные включения карбонитрида титана в структуре матрицы, которые содержат повышенное количество углерода, азота, титана и ниобия (спектр 1, 2, рис. 7 табл. 3).

Исследование металла после лазерной обработки в атмосфере азота показали, что в результате оплавления происходит диспергирование эвтекти-

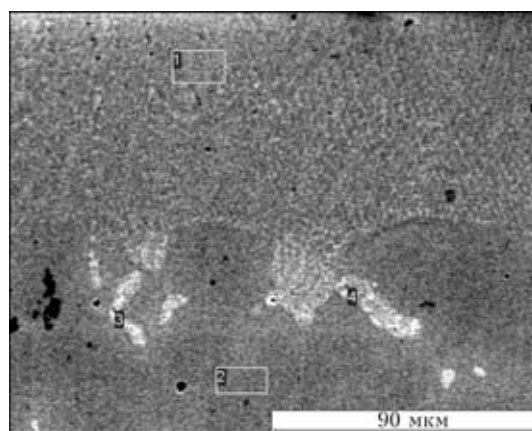


Рис. 8. Микроструктура зоны оплавления (*верх*) и литого металла (*низ*) высоконикелевого сплава ЭК62 после лазерной обработки в атмосфере азота (ув. $\times 600$)

ки — светлых участков в структуре матрицы, содержащих повышенное количество ниобия и молибдена. Происходит измельчение включений карбонитридов титана (темные включения в структуре матрицы) (рис. 8, табл. 4). Наружная поверхность переплавленного металла имеет золотистый оттенок, характерный для TiN.

Исследование металла после лазерной обработки с оплавлением высоконикелевого сплава ЭК62 в атмосфере гелия показали, что в результате лазерного оплавления в зоне термического влияния

Таблица 3. Локальный химический состав (мас. %) областей, соответствующих рис. 7.

Спектр а	C	N	Al	Si	Ti	V	Cr	Fe	Ni	Nb	Mo
1	6,87	17,77	0	0	49,28	2,58	2,16	0,35	1,31	19,09	0,59
2	6,99	17,97	1,03	0,27	50,74	0,34	1,66	1,77	3,44	14,68	0,91
3	2,94	0	0,59	1,23	0,31	0,20	13,11	10,51	40,28	15,30	13,55
4	4,14	0	0,75	0,92	0,47	0,25	13,28	10,15	42,24	17,31	10,48
5	0	0	1,19	0,22	0,15	0,36	17,78	15,62	55,53	2,47	5,01

Таблица 4. Локальный химический состав (мас. %) областей, соответствующих рис. 8.

Спектр б	Al	Si	Ti	V	Cr	Fe	Ni	Nb	Mo
1	1,20	0,27	0,23	0,39	16,83	13,85	53,07	4,09	5,74
2	1,31	0,12	0,23	0,37	17,71	14,84	55,20	2,35	5,28
3	1,18	0,19	0,19	0,43	16,06	13,44	53,85	4,66	6,67
4	1,04	0,47	0,42	0,29	15,37	11,42	49,23	10,34	7,73

Таблица 5. Локальный химический состав (мас. %) областей, соответствующих рис. 9

Спектр	C	N	O	Al	Si	Ti	V	Cr	Fe	Ni	Nb	Mo
1	5,58	18,70	3,94	0	0	48,79	1,78	1,64	0,27	1,34	17,12	0,83
2	6,56	15,23	5,04	0,11	0	49,19	1,65	1,23	0,43	1,33	18,53	0,70
3	5,51	0	0	1,22	0,14	0,30	0,30	15,66	12,21	53,96	5,35	5,35
4	5,91	0	1,72	0,54	1,26	0,23	0,20	13,42	9,79	38,28	14,81	13,83
5	2,68	0	0	1,25	0,17	0,28	0,50	17,12	14,14	54,16	3,92	5,79
6	0	0	0	1,23	0,14	0	0,45	18,14	15,84	57,33	2,07	4,80

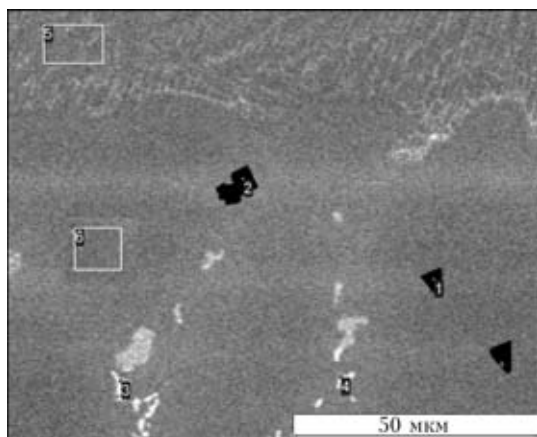


Рис. 9. Микроструктура зоны оплавления (*верх*) и литого металла (*низ*) высоконикелевого сплава ЭК62 после лазерной обработки в атмосфере гелия (ув. $\times 1000$)

происходит диспергирование эвтектики (светлых участков в структуре матрицы), содержащих повышенное количество ниобия и молибдена измельченные карбонитриды титана (темные включения в структуре матрицы). В зоне оплавления наблюдается практически полное отсутствие включений карбонитридов титана (рис. 9, табл. 5).

ДюрOMETрические исследования проводили на твердомере LECO-M400 при нагрузке 0,05 кг. Результаты анализа распределения микротвердости в зоне оплавления поверхностного слоя, полученного в результате лазерной обработки в атмосфере азота и гелия, а также литого металла без лазерной обработки представлены в виде графика на рис. 10. В зоне оплавления наблюдается более равномерное распределение твердости по сравнению с литым металлом без лазерной обработки. Кроме того, обнаружено, что уровень микротвердости зоны оплавления после лазерной обработки в среде азота выше, чем поверхностного слоя зоны оплавления в среде гелия (рис. 10).

Таким образом, можно сделать следующие выводы:

- В результате лазерной поверхностной обработки с оплавлением литого высоконикелевого сплава ЭК62 образуется однородный слой, в котором происходит диспергирование эвтектики, обогащенной молибденом и ниобием и измельчение карбонитридных включений титана.

- ДюрOMETрические исследования показали, что микротвердость усредняется во всем объеме оплавленного слоя по сравнению с литым металлом без лазерной обработки, при этом микротвердость матрицы литого металла на уровне 2600–2900 МПа, оплавленного слоя при использовании гелия — 3100–3500 МПа, а оплавленного слоя при использовании азота — 3800–3900 МПа.

- Значительное увеличение уровня микротвердости оплавленного слоя при использовании азота

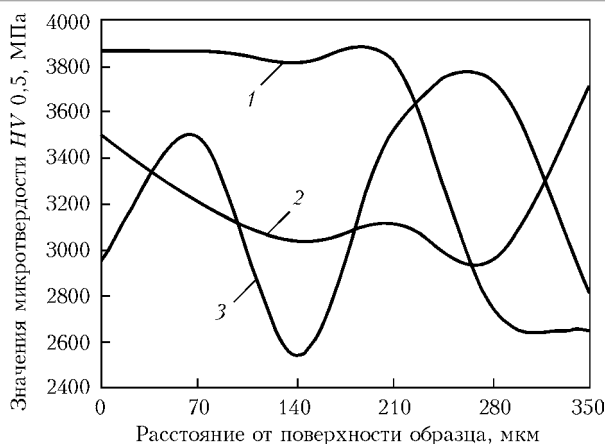


Рис. 10. Распределение микротвердости в металле высоконикелевого сплава ЭК62: 1 — после лазерной обработки с оплавлением в атмосфере азота; 2 — после лазерной обработки с оплавлением в атмосфере гелия; 3 — без лазерной обработки

в качестве защитного газа, может быть обусловлено некоторым уровнем азотирования металла, о чем свидетельствует золотистый оттенок наружной поверхности, характерный для TiN, хотя чувствительность примененного в работе оборудования не позволила установить его точный уровень.

- В целом лазерная обработка с оплавлением благоприятно влияет на структуру и свойства литого высоконикелевого сплава ЭК62: обеспечивается формирование качественного однородного поверхностного рабочего слоя.

1. Лазерный нагрев и структура стали: Атлас микроструктур / В.Д. Садовский, В.Д. Счастливцев, Т.М. Табатникова и др. — Свердловск: УрО АН СССР, 1989. — 102 с.
2. Вайнерман А.Е., Калганов Б.Д., Попов В.О. Особенности создания и перспективы применения материалов с особыми свойствами поверхностных слоев // Вопросы материаловедения. — 1995. — № 1. — С. 116–125.
3. Бровер А.В., Дьяченко Л.Д. Особенности структурообразования в зонах лазерного оплавления металлов и сплавов // МнТОМ. — 2009. — № 1. — С. 29–33.
4. Сафонов А.Н. Изучение структуры и твердости поверхности железуглеродистых сплавов после их оплавления лазерным излучением / МнТОМ. — 1999. — № 1. — С. 7–10.
5. Чудина О.В., Александров В.А., Брежнев А.А. Комбинированное поверхностное упрочнение углеродистых сталей лазерным легированием с последующим азотированием // Упрочняющие технологии и покрытия. — 2010. — № 4. — С. 33–37.
6. Получение полых заготовок из высоконикелевого сплава методом ЭШЛ / В.А. Тихонов, Б.И. Медовар, В.Я. Саенко и др. // Пробл. спец. электротехнологии. — 1990. — № 2. — С. 39–42.
7. Башнин Ю.А., Коростылев А.Б. Выбор режимов закалки сплава ХН56МБЮД электрошлакового переплава // МнТОМ. — № 3. — 1993. — С.19–23.
8. Башнин Ю.А., Исакина В.Н., Масленкова Е.А. Влияние переплавных процессов на структуру и свойства стали. — М.: Металлургия, 1991. — 240 с.
9. Korostelev A.B., Ivanov A.D. Investigation of holding time under temperatures on structure of Ni-Cr-Pe-Mo-Nb-Al-Ti type of cryogenic alloys // Transac. of the Intern. Cryogenic Materials Conference 8–12 June 1992, Kiev, Ukraine.
10. Перспективы примененич электрошлаковых технологий в производстве сосудов высокого давления / Б.Е. Патон, А.Д. Чепурной, В.Я. Саенко и др. // Современная электротехнология. — 2004. — № 1. — С. 3–9.

ЗАРЯДКА ЧАСТИЦ КОНДЕНСИРОВАННОЙ ФАЗЫ В ПАРОГАЗОВОМ ФАКЕЛЕ ПРИ ЛАЗЕРНОЙ СВАРКЕ С ГЛУБОКИМ ПРОПЛАВЛЕНИЕМ

И.Л. СЕМЕНОВ, И.В. КРИВЦУН

Институт электросварки им Е.О.Патона НАН Украины

Данная работа посвящена изучению процессов зарядки и экранировки частиц конденсированной фазы в парогазовом факеле при лазерной сварке с глубоким проплавлением. Данные процессы рассмотрены на основе решения самосогласованной системы дрейфово-диффузионных уравнений для компонент ионизированного пара. Предполагается, что частицы являются центрами рекомбинации и приобретают заряд за счет поглощения ионов и электронов из окружающей плазмы. Показано, что при характерных значениях температуры, плотности и степени ионизации металлического пара в парогазовом факеле, происходит частичное экранирование заряда частицы в плазме, т.е. электрический потенциал частицы имеет асимптотическое поведение кулоновского типа. Получены значения полного и эффективного (незаэкранированного) заряда частиц при различных параметрах плазмы.

В последние годы технология лазерной сварки металлов больших толщин получила широкое развитие в связи с появлением нового класса мощных твердотельных лазеров, к которым относятся волоконные лазеры на ионах иттербия и дисковые лазеры на кристаллах $YAG:Yb^{3+}$. Одним из основных преимуществ использования твердотельных лазеров является низкое значение коэффициента обратного тормозного поглощения их излучения свободными электронами в парогазовом факеле, что позволяет избавиться от негативного влияния плазмы оптического разряда на процесс лазерной сварки. С другой стороны, металлический пар, вытекающий из парогазового канала при сварке с глубоким проплавлением, является существенно пересыщенным, вследствие чего в парогазовом факеле может происходить объемная конденсация пара [1]. По различным теоретическим оценкам размеры частиц конденсата могут составлять от 10 до 100 нм [2, 3]. Поглощение и рассеяние лазерного излучения на зародышах конденсированной фазы ослабляет интенсивность лазерного пучка и значительно снижает мощность излучения на поверхности металла [4, 5]. В связи с этим большое значение имеет исследование процессов взаимодействия слабоионизированного металлического пара с частицами конденсированной фазы, а также разработка методов их устранения из области действия лазерного излучения.

Данная работа посвящена изучению процессов зарядки и экранировки частиц конденсированной фазы в парогазовом факеле на основе решения самосогласованной системы дрейфово-диффузионных уравнений для заряженных компонент плазмы. При этом предполагается, что частицы конденсата являются центрами рекомбинации и приобретают заряд за счет поглощения ионов и электронов из окружающей плазмы. Показано, что при характер-

ных значениях температуры, плотности и степени ионизации металлического пара в парогазовом факеле, происходит частичное экранирование заряда частицы в плазме, т.е. электрический потенциал частицы имеет асимптотическое поведение кулоновского типа. Получены значения полного (истинного) и эффективного (частично экранированного) заряда частиц конденсированной фазы при различных параметрах плазмы.

Дрейфово-диффузионная модель. Известно, что частица, помещенная в слабоионизированную плазму, может приобретать электрический заряд за счет поглощения ионов и электронов на поверхности. Вследствие взаимодействия частицы с заряженными компонентами плазмы распределение электрического потенциала вокруг нее отличается от кулоновского закона и может быть найдено только путем решения нелинейной задачи об экранировке заряда в плазме. Среди наиболее важных параметров, влияющих на характеристики процессов зарядки и экранировки, можно выделить отношение размера частицы к длине Дебая в плазме, а также отношения длин свободного пробега для столкновений ион-нейтрал и электрон-нейтрал к длине Дебая. При характерных значениях давления (P_0) и температуры (T_0) металлического пара на выходе из парогазового канала [1] длины свободного пробега для столкновений ион-нейтрал (l_{ia}) и электрон-нейтрал (l_{ea}) намного меньше чем длина Дебая (r_D). Так при давлении $P_0 = 1$ атм и температуре $T_0 = 1500-2500$ К длина Дебая в слабоионизированном паре изменяется в пределах $r_D = 3,6-1300$ мкм, а длина свободного пробега для столкновений ион-нейтрал составляет примерно $l_{ia} = 0,02-0,04$ мкм (длина пробега для столкновений электрон-нейтрал имеет тот же порядок). Таким образом, соответствующее число Кнудсена l_{ia}/r_D изменяется в диапазоне от $1,5 \cdot 10^{-5}$ до $8 \cdot 10^{-3}$. В связи с этим процессы зарядки и экранировки частиц в па-

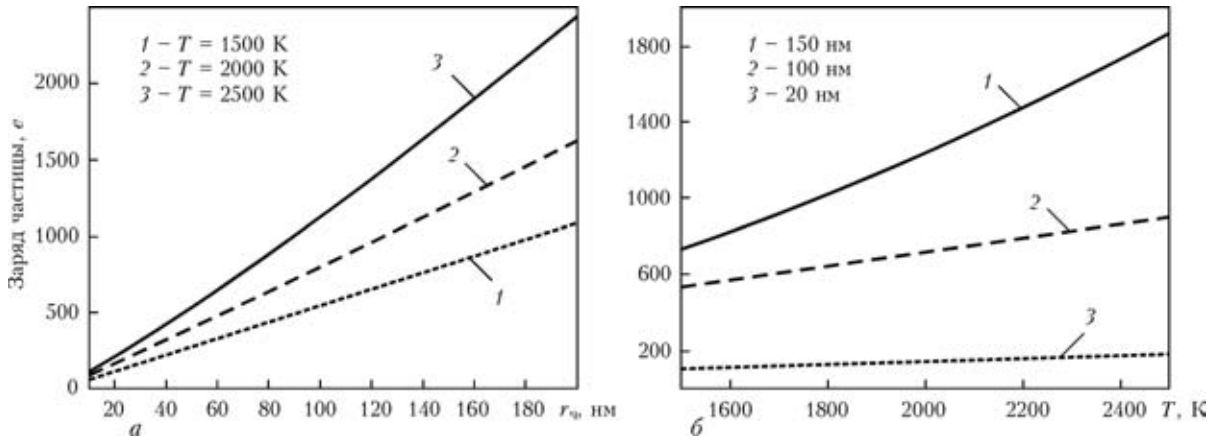


Рис. 1. Зависимость заряда частицы от ее радиуса (а) и температуры пара (б)

рогазовом факеле могут быть описаны в рамках дрейфово-диффузионного приближения. Ниже приведена постановка задачи о зарядке частицы на основе данного приближения.

Рассмотрим частицу конденсированной фазы с радиусом a , которая находится в слабоионизированном металлическом паре. Будем предполагать, что ионизированный пар, состоящий из ионов (i), электронов (e) и атомов (a) находится в ионизационном равновесии при температуре T_0 и давлении P_0 . Концентрации ионов, электронов и атомов в невозмущенной плазме будем обозначать n_i^0 , n_e^0 и n_a^0 соответственно. Радиус Дебая в плазме r_D определяется при этом как $r_D = \sqrt{kT_0/8\pi e^2 n_e^0}$ (предполагается, что выполнено условие квазинейтральности $n_e^0 = n_i^0$). Поведение концентраций ионов и электронов в плазме описывается дрейфово-диффузионными уравнениями

$$\frac{dn_\alpha}{dt} + \text{div } j_\alpha = 0, \tag{1}$$

где $\alpha = i, e$, а ток выражается как $j_\alpha = \mu_\alpha n_\alpha E - D_\alpha \nabla n_\alpha$, где E это самосогласованное электрическое поле, а μ_α и D_α это коэффициенты подвижности и диффузии, соответственно. Данные коэффициенты связаны между собой через соотношения Эйнштейн-

на $\mu_\alpha = eD_\alpha/kT_0$. Электрическое поле определяется путем решения уравнения Пуассона

$$\text{div } E = 4\pi e(n_i - n_e), \tag{2}$$

где e — элементарный заряд. Для постановки задачи о зарядке частицы будем использовать сферически симметричную форму уравнений (1)–(2). В данном случае операторы дивергенции и градиента имеют вид $\text{div} = r^{-2}\partial_r r^2 \cdot \partial_r$, где r это радиус в сферической системе координат. Уравнения (1)–(2) дополняются уравнением зарядки частицы

$$\frac{dq}{dt} = -4\pi a^2 e(j_i - j_e)_{r=a}, \tag{3}$$

где q — заряд частицы. На поверхности частицы ($r = a$) граничные условия для уравнений (1) и (2) имеют вид

$$n_\alpha = 0, \quad E = -q_p/a^2. \tag{4}$$

На больших расстояниях от частицы граничное условие для уравнений (2) имеет вид

$$n_\alpha \rightarrow n_{\alpha 0}, \quad r \rightarrow \infty. \tag{5}$$

Уравнения (1)–(3) с граничными условиями (4), (5) решались численно при помощи неявной конечно-разностной схемы второго порядка точности. Ниже приведены результаты численных исследований процесса зарядки и экранировки частиц конденсированной фазы, полученные на основе описанной дрейфово-диффузионной модели. Расчеты проводились для Fe-плазмы. Отношение коэффициентов диффузии составляло $D_e/D_i = 400\text{--}500$.

Зависимость заряда частиц от параметров плазмы. Рассмотрим сначала вопрос о зависимости заряда частиц от параметров плазмы на выходе из парогазового канала. На рис. 1 показана зависимость полного заряда частицы от ее размера и температуры пара. Видно, что заряд частиц в парогазовом факеле может быть достаточно большим (порядка 1000 элементарных зарядов). При низких температурах пара зависимость заряда от радиуса частицы является практически линейной. Отклонение от ли-

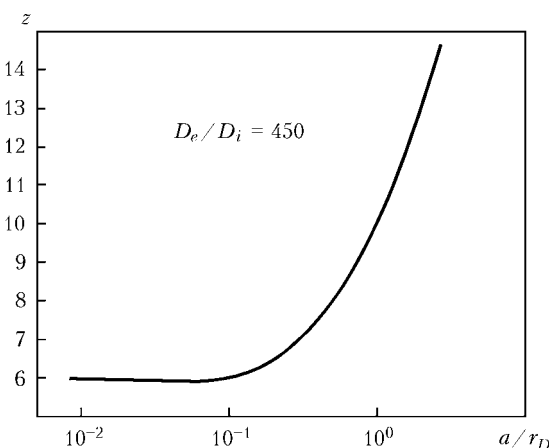


Рис. 2. Зависимость нормированного заряда от нормированного радиуса частицы при $D_e/D_i = 450$

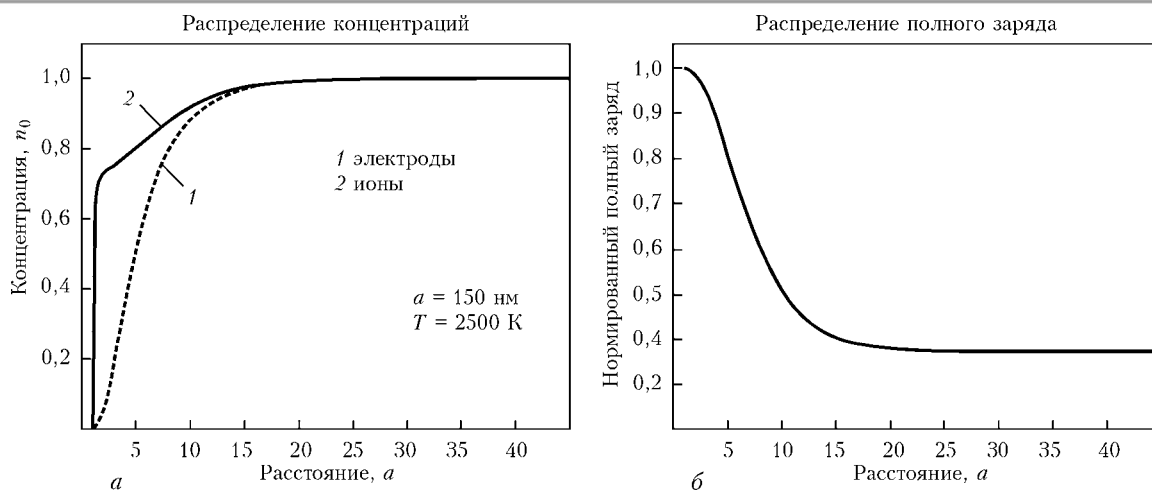


Рис. 3. Распределение концентраций ионов, электронов (а) и нормированного полного заряда (б) вблизи частицы для случая $a = 150$ нм, $T_0 = 2500$ К. Нормированный заряд определяется как $q_r = q_r/q$, где q_r это полный заряд вокруг частицы

нейной зависимости проявляется только при достаточно высокой температуре пара. Аналогичная ситуация возникает и для зависимости заряда от температуры пара. Для малых частиц зависимость от температуры является линейной. Отклонение от линейной зависимости проявляется только при увеличении размера частицы.

Поведение зависимостей, представленных на рис. 1, может быть объяснено следующим образом. Полный заряд частицы можно представить в виде $q = zakT_0/e$, где z это нормированный заряд частицы. Нормированный заряд частицы зависит от отношения между ее размером и длиной Дебая в плазме. Зависимость z от a/r_D для некоторого фиксированного отношения коэффициентов диффузии приведена на рис. 2. Можно видеть, что при условии $a \ll r_D$ нормированный заряд стремится к постоянному пределу $z = 6$. Для умеренных значений отношения a/r_D рассматриваемая зависимость становится нелинейной. Для относительно малой температуры пара, длина Дебая в плазме всегда больше чем характерные размеры частиц. При этом нормированный заряд практически не меняется при изменении a , а полный заряд частицы зависит линейно

от радиуса (см. рис. 1, а для $T_0 = 1500$ К). При увеличении температуры пара длина Дебая падает и становится сопоставимой с характерным размером частиц. При этом зависимость нормированного заряда от a становится нелинейной, что приводит к нелинейной зависимости полного заряда частиц от радиуса (см. рис. 1, а для $T_0 = 2500$ К). Сходным образом объясняется и зависимость полного заряда от температуры. Для малых частиц соотношение $a \ll r_D$ выполняется в широком диапазоне температур. При этом нормированный заряд практически не меняется, а полный заряд зависит от температуры линейно (см. рис. 1, б для $a = 20$ нм). Радиус больших частиц становится сопоставимым с длиной Дебая, что приводит к нелинейной зависимости нормированного заряда от r_D и нелинейной зависимости полного заряда от температуры.

Экранировка заряда частиц в плазме. Рассмотрим далее особенности процесса экранировки заряда частиц плазмой. На рис. 3, а приведены распределения концентраций ионов и электронов вокруг частицы для случая $a = 150$ нм, $T_0 = 2500$ К. Наличие вблизи частицы области нескомпенсированного положительного заряда приводит к экранировке ис-

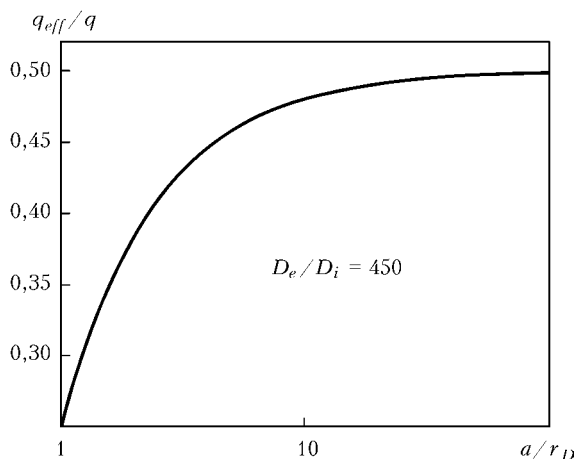


Рис. 4. Зависимость относительного эффективного заряда от соотношения r_D/a для случая $D_e/D_i = 450$. Здесь q_{eff} это эффективный (неэкранированный) заряд частицы

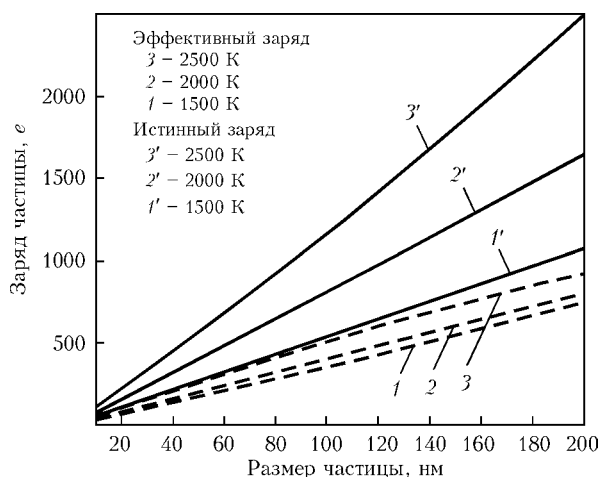


Рис. 5. Зависимость истинного и эффективного заряда частицы от ее размера для различных значений температуры пара

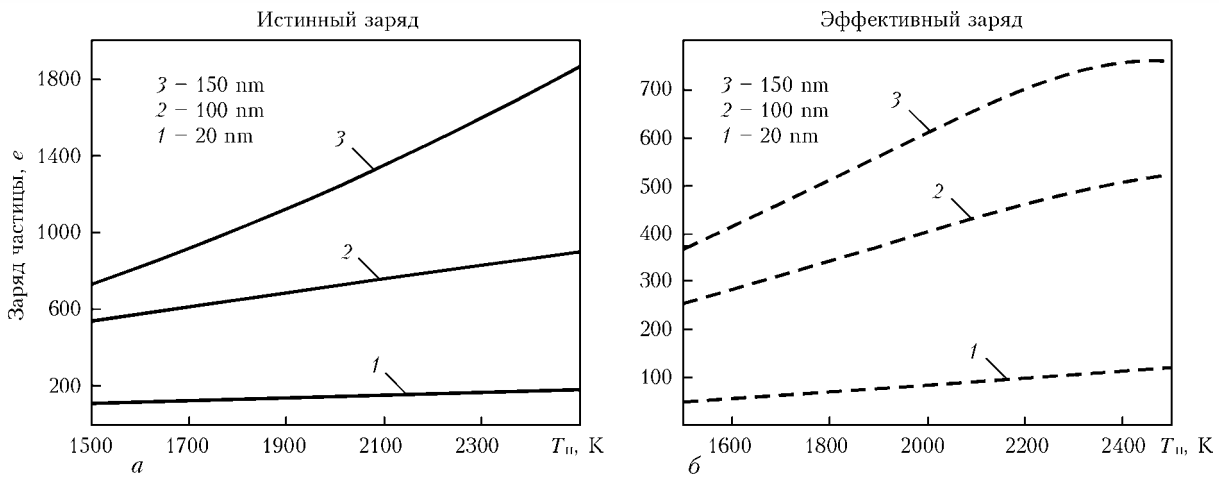


Рис. 6. Зависимость истинного и эффективного заряда частицы от температуры пара для различных значений радиуса частицы

тинного заряда частицы в плазме. На рис. 3, б показано распределение полного заряда вокруг частицы нормированного на q . Можно видеть, что за счет экранировки происходит снижение эффективного заряда частиц, который определяет взаимодействие между ними в парогазовом факеле, а также взаимодействие этих частиц с внешними электромагнитными полями. В классической теории Пуассона–Больцмана экранированный заряд для непоглощающей частицы равен нулю на бесконечности. Из рис. 3, б видно, что в случае поглощающей частицы имеет место неполная экранировка заряда частицы плазмой. Это связано с наличием токов зарядки вблизи частицы. Действительно, в стационарном состоянии токи зарядки обратно пропорциональны радиусу, т.е. $j_{e, i}$ зависят от расстояния как r^{-2} . Зависимость между токами и электрическим полем в столкновительной плазме определяется законом Ома, т.е. электрическое поле E пропорционально $j_{e, i}$ и, следовательно, также зависит от расстояния как r^{-2} . Таким образом асимптотическое поведение потенциала частицы является кулоновским, т.е. происходит неполная экранировка заряда частицы плазмой.

Значение эффективного заряда зависит от соотношения между размером частицы и длиной Дебая в плазме. Зависимость относительного эффектив-

ного заряда от соотношения r_D/a приведена на рис. 4 для случая $D_e/D_i = 450$. Видно, что при выполнении условия $a \ll r_D$ относительный эффективный заряд стремится к постоянному значению 0,5. При умеренных значениях отношения a/r_D зависимость относительного эффективного заряда является нелинейной.

Используя данные, приведенные на рис. 1 и 4, можно получить значения эффективного заряда частиц конденсированной фазы в парогазовом факеле. На рис. 5 показана зависимость эффективного заряда частиц от их размера для различных значений температуры пара. Для сравнения также приведены значения истинного заряда. Можно видеть, что экранировка в плазме существенно снижает значения эффективного заряда, особенно для больших частиц. Тем не менее, значения эффективного заряда все еще остаются достаточно высокими.

На рис. 6 также приведена зависимость эффективного заряда от температуры пара для различных значений радиуса частицы. Для сравнения приведены также значения истинного заряда. Как и в предыдущем случае, экранировка приводит к снижению эффективного заряда частиц в плазме. Тем не менее, значения эффективного заряда могут достигать несколько сотен элементарных зарядов, что может быть использовано для разработки способов устранения таких частиц из области действия лазерного пучка путем приложения внешних электромагнитных полей.

На основе решения простого уравнения движения для частиц конденсата во внешнем электрическом поле можно оценить время, необходимое для их устранения из парогазового факела. Уравнение движения для частиц имеет вид

$$mdv/dt = qE^{ext} - \rho\pi a^2 v^2, \quad (6)$$

где m — масса частицы; v — скорость ее движения; E^{ext} — внешнее электрическое поле, перпендикулярное оси лазерного пучка; ρ — плотность парогазовой смеси. На рис. 7 приведены результаты оценки времени удаления частиц из парогазового

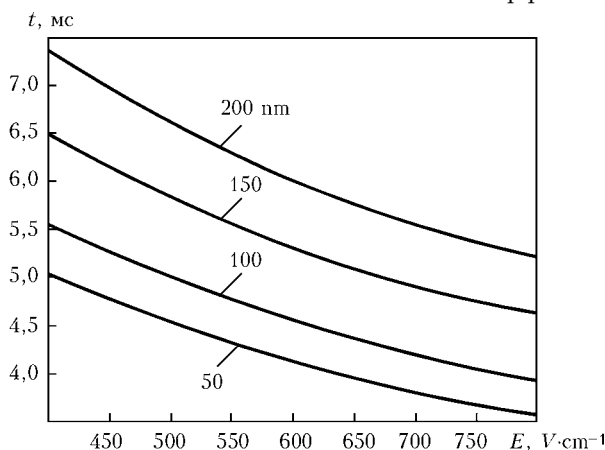


Рис. 7. Время удаления частиц конденсата из области действия лазерного пучка для различных напряженностей внешнего электрического поля

факела (характерный поперечный размер 2 мм) для различных значений напряженности внешнего электрического поля. Из рис. 7 видно, что время удаления частиц имеет порядок нескольких миллисекунд для характерных значений напряженности внешнего электрического поля. Принимая во внимание характерные значения скорости движения частиц (10–50 м/с), можно сделать вывод, что за время удаления они пройдут вдоль оси пучка расстояние порядка 1–2 мм. Таким образом, в области выше 1–2 мм можно будет полностью нейтрализовать влияние конденсата на распространение лазерного излучения в парогазовом факеле. Приведенные оценки позволяют сделать вывод, что метод удаления частиц внешним электрическим полем будет достаточно эффективным. Кроме того, путем приложения внешнего магнитного поля можно сепарировать конденсирующиеся частицы по размерам.

Выводы

В данной работе проведено исследование процессов зарядки и экранировки частиц конденсированной фазы, образующихся в парогазовом факеле при лазерной сварке с глубоким проплавлением. Данные процессы рассмотрены на основе дрейфово-

диффузионной модели взаимодействия частиц с плазмой. Получены значения полного заряда частиц различного размера в широком диапазоне значений температуры металлического пара. Показано, что за счет наличия токов зарядки вблизи частицы, имеет место неполная экранировка заряда частицы в плазме. Получены зависимости эффективного (частично экранированного) заряда частиц от их размера и температуры пара. Проведены оценки времени, необходимого для удаления частиц из парогазового факела путем приложения внешнего электрического поля. На основе полученных результатов можно сделать вывод, что воздействие внешнего электрического поля может быть достаточно эффективным способом очистки зоны действия лазерного пучка от частиц конденсированной фазы.

1. Krivtsun, I.V. et al. (2008) *Paton Welding J.*, **10**, 16–21.
2. Turichin, G. et al. (2009) *Photonics*, **1**, 12–14.
3. Anisimov, S.I., Imas, Ya.A., Romanov, G.S. et al. *Influence of high power radiation on metals*. Moscow: Nauka, 1970, 272 pp.
4. Shcheglov, P.Yu., Uspenskiy, S.A., Gumenyuk, A.V. et al. (2011) *Laser Physics Letters*, **8**, 475–480.
5. Shcheglov, P.Yu., Gumenyuk, A.V., Gornushkin I.B. (2013) et al. *Laser. Phys.*, **23**, 016001-1–016001-11.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ДИНАМИКИ СВАРОЧНОЙ ВАННЫ ПРИ ТОЧЕЧНОЙ СВАРКЕ ИМПУЛЬСНЫМ ЛАЗЕРНЫМ ИЗЛУЧЕНИЕМ

А.П. СЕМЁНОВ, И.В. ШУБА, И.В. КРИВЦУН, В.Ф. ДЕМЧЕНКО

Институт электросварки им. Е.О. Патона НАНУ, Киев, Украина

Процесс испарения металла при лазерной сварке сопровождается динамическим воздействием паров металла на свободную поверхность ванны. Поскольку этот процесс происходит неравномерно по поверхности ванны, реактивное давление паров на различных ее участках может значительно отличаться, что приводит к прогибу свободной поверхности расплава. В настоящей работе предложена математическая модель, позволяющая исследовать динамику проплавления и форму свободной поверхности сварочной ванны при лазерной сварке тонколистовых металлов неподвижным импульсным источником (точечная сварка). При разработке модели полагалось, что процесс теплопереноса в металле осуществляется за счет теплопроводности и конвекции, а потери тепла с поверхности обусловлены испарением металла и потерей энергии на тепловое излучение. В работе приводятся результаты численного моделирования динамики сварочной ванны, полученные с использованием разработанной модели.

Воздействие концентрированных источников энергии, таких, например, как сфокусированный лазерный пучок, на свариваемые металлические изделия может приводить к интенсивному испарению металла с поверхности сварочной ванны. Процесс испарения сопровождается как тепловыми потерями, так и динамическим воздействием паров металла на свободную поверхность расплава. При определенных условиях нагрева реактивное давление паров может быть достаточно велико, чтобы вызвать значительный прогиб поверхности сварочной ванны. Кроме того, нагрев концентрированным источником энергии приводит к возникновению высокого градиента температуры вдоль свободной поверхности расплава, что является причиной возникновения термокапиллярной конвекции Марангони в объеме сварочной ванны. Как показывают предыдущие исследования [1], термокапиллярные поверхностные силы оказывают существенное влияние на картину течения металла в сварочной ванне и в значительной степени определяют размеры и форму зоны проплавления при различных способах сварки плавлением.

В настоящей работе предложена математическая модель, описывающая тепловые и гидродинамические процессы в ванне расплавленного металла при точечной лазерной сварке тонколистовых металлов. При разработке модели полагалось, что теплоперенос в металле осуществляется за счет теплопроводности и конвекции, а потери тепла с поверхности обусловлены испарением металла и потоком теплового излучения. Используемая в работе модель гидродинамических процессов основывается на уравнениях Навье–Стокса для вязкой несжимаемой жидкости и учитывает капиллярное давление, обусловленное кривизной свободной поверхности рас-

плавленного металла, а также термокапиллярный эффект Марангони. Для упрощения модели делалось допущение, что все описываемые физические процессы обладают свойством осевой симметрии. В работе анализируется влияние различных физических факторов на динамику процесса проплавления. Для этого был выполнен сравнительный анализ 3-х моделей динамики сварочной ванны:

1. теплопроводностная модель;
2. модель конвективно-кондуктивного переноса тепла с учетом искривления свободной поверхности за счет реактивного давления паров;
3. модель конвективно-кондуктивного переноса тепла с учетом реактивного давления паров и термокапиллярного эффекта Марангони.

Оценка скорости движения металла. Перед изложением математической модели сделаем оценку скорости движения расплава в сварочной ванне при точечной лазерной сварке тонколистовой низкоуглеродистой стали. Используемые в дальнейших расчетах свойства низкоуглеродистой стали материала взяты из литературы [2] и приведены ниже:

Плотность ρ , кг·м ⁻³	7200
Коэффициент поверхностного натяжения γ , Н·м ⁻¹	1,2
Коэффициент Марангони $\partial\gamma/\partial T$, Н·м ⁻¹ ·К ⁻¹	-10 ⁻⁴
Динамическая вязкость μ , Па·с	0,006
Теплопроводность λ , Вт·м ⁻¹ ·К ⁻¹	22
Удельная теплоемкость твердой фазы c_s , Дж·кг ⁻³ ·К ⁻¹	700
Удельная теплоемкость жидкой фазы c_l , Дж·кг ⁻³ ·К ⁻¹	780
Степень черноты ε	0,4
Температура плавления T_m , К	1812
Температура кипения T_b , К	3133
Скрытая теплота плавления L_m , Дж·кг ⁻¹	2,47·10 ⁵

Запишем приближенное выражение для касательных напряжений P_m на поверхности расплавленного металла Γ , полагая, что сама поверхность является плоской:

$$P_m = \mu \left. \frac{\partial u}{\partial z} \right|_{\Gamma} \approx \mu \frac{u_s}{\delta}, \quad (1)$$

где u_s — значение радиальной компоненты вектора скорости на поверхности; δ — расстояние от поверхности до центра вихря (рис. 1); μ — динамическая вязкость жидкого металла. С другой стороны для величины P_m можно записать:

$$P_m = \frac{\partial \gamma}{\partial T} \frac{\partial T}{\partial r} \bigg|_{\Gamma} \approx \frac{\partial \gamma}{\partial T} \frac{T_b - T_m}{L}, \quad (2)$$

где γ — коэффициент поверхностного натяжения жидкого металла; T_b, T_m — температура кипения и плавления, соответственно; L — радиус сварочной ванны. При выводе (2) полагалось, что температура в центре ванны соответствует точке кипения при нормальных условиях. Будем также считать, что $\delta = L/4$, тогда окончательно имеем

$$u_s = \frac{\delta}{\mu L} \frac{\partial \gamma}{\partial T} (T_m - T_b) \approx 5.5 \text{ м/с}. \quad (3)$$

По значению числа Пекле для рассматриваемых условий $Pe = u_s L / \alpha = 630$, где α — коэффициент температуропроводности расплавленного металла, можно судить, что конвективный перенос тепла будет оказывать существенное влияние на тепловое состояние металлической ванны.

Описание математической модели. Методика численного решения. Для описания тепловых процессов в свариваемом металле будем использовать уравнение переноса тепла в области Ω (рис. 2):

$$\frac{\partial H}{\partial t} + u \frac{\partial H}{\partial r} + v \frac{\partial H}{\partial z} = \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left(r \lambda \frac{\partial T}{\partial r} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial z} \right); \quad (4.1)$$

$$H(T) = \int_{T_0}^T c \rho dT + L_m \rho \eta, \quad (4.2)$$

где u, v — компоненты вектора скорости; H — удельная энтальпия; λ, c, ρ — теплопроводность, удельная теплоемкость и плотность материала, соответственно; L_m — удельная теплота плавления материала; η — доля жидкой фазы. Уравнение (4.1) дополним граничными и начальными условиями:

$$\lambda \frac{\partial T}{\partial n} \bigg|_{\Gamma} = A(T_{\Gamma}, \varphi) \cos(\varphi) q_s(r) - q_{ev}(T_{\Gamma}) - q_{rad}(T_{\Gamma}); \quad (4.3)$$

$$\frac{\partial T}{\partial z} \bigg|_{z=0} = \frac{\partial T}{\partial r} \bigg|_{r=0} = \frac{\partial T}{\partial r} \bigg|_{r=L_r} = 0; \quad (4.4)$$

$$T(r, z, 0) = T_0, \quad (r, z) \in \Omega. \quad (4.5)$$

В условии (4.3) введены следующие обозначения: A — коэффициент поглощения лазерного излучения поверхностью металла; q_s — плотность мощности лазерного излучения; q_{rad} — удельный лучистый тепловой поток; q_{ev} — удельный тепловой по-

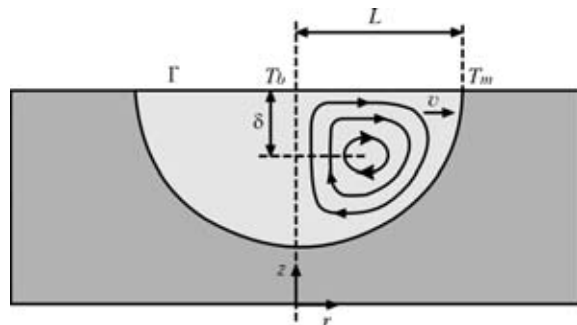


Рис. 1. Характерная картина течения в сварочной ванне при термокапиллярной конвекции Марангони

ток, обусловленный испарением металла с поверхности ванны. Для описания распределения мощности излучения в лазерном пучке использовалась зависимость

$$q_s(r) = q_0 \exp(-2(r/r_0)^2), \quad (5)$$

где q_0 — интенсивность лазерного излучения на оси пучка; r_0 — радиус пучка на поверхности изделия. При вычислении коэффициента поглощения предполагалось, что лазерное излучение имеет случайную поляризацию. В этом случае

$$A(T_{\Gamma}, \varphi) = 1 - \frac{R_s(T_{\Gamma}, \varphi) + R_p(T_{\Gamma}, \varphi)}{2}. \quad (6)$$

Здесь $R_s(T_{\Gamma}, \varphi) = \left| \frac{\cos \varphi - \sqrt{\epsilon_{\omega}(T_{\Gamma}) - \sin^2 \varphi}}{\cos \varphi + \sqrt{\epsilon_{\omega}(T_{\Gamma}) - \sin^2 \varphi}} \right|^2$ и

$R_p(T_{\Gamma}, \varphi) = \left| \frac{\epsilon_{\omega}(T_{\Gamma}) \cos \varphi - \sqrt{\epsilon_{\omega}(T_{\Gamma}) - \sin^2 \varphi}}{\epsilon_{\omega}(T_{\Gamma}) \cos \varphi + \sqrt{\epsilon_{\omega}(T_{\Gamma}) - \sin^2 \varphi}} \right|^2$ — ко-

эффициенты отражения поверхностью металла s - и p -поляризованных волн, соответственно; φ — угол падения (см. рис. 2); ϵ_{ω} — комплексная диэлектрическая проницаемость металла на частоте лазерного излучения. Потери энергии, обусловленные тепловым излучением, определялись из закона Стефана–Больцмана: $q_{rad}(T_{\Gamma}) = \epsilon \sigma (T_{\Gamma}^4 - T_{\infty}^4)$, где ϵ — степень черноты поверхности металла; σ — постоянная Стефана–Больцмана; T_{∞} — температура окружающей среды.

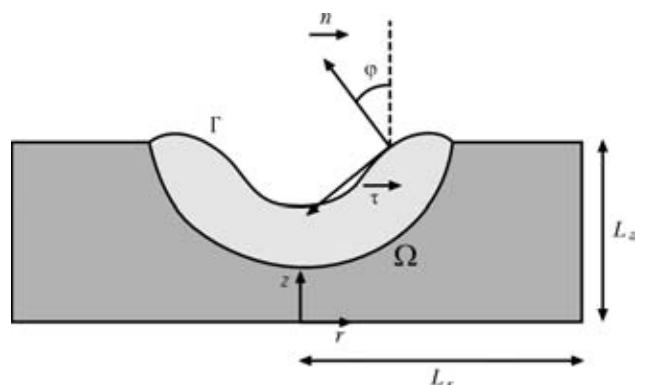


Рис. 2. Схема к математическому описанию

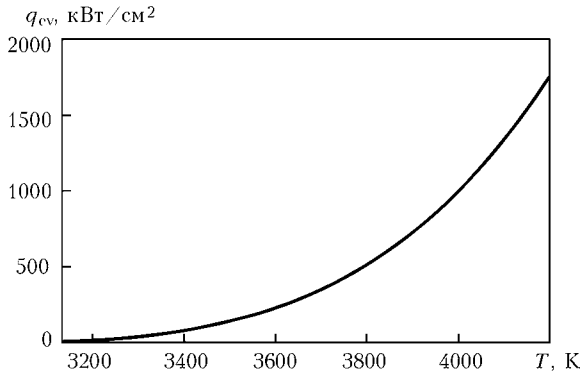


Рис. 3. Температурная зависимость тепловых потерь, обусловленных испарением

Модель гидродинамических процессов в сварочной ванне основана на уравнениях Навье–Стокса для вязкой несжимаемой жидкости

$$\rho \left(\frac{\partial u}{\partial t} + u \frac{\partial u}{\partial r} + v \frac{\partial u}{\partial z} \right) = \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} (r\sigma_{rr}) + \frac{\partial \sigma_{rz}}{\partial z} - \frac{\sigma_{\text{фф}}}{r}; \quad (7.1)$$

$$\rho \left(\frac{\partial v}{\partial t} + u \frac{\partial v}{\partial r} + v \frac{\partial v}{\partial z} \right) = \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} (r\sigma_{rz}) + \frac{\partial \sigma_{zz}}{\partial z} - g\rho; \quad (7.2)$$

$$\frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} (ru) + \frac{\partial v}{\partial z} = 0, \quad (7.3)$$

где $\sigma_{rr} = -P + 2\mu \frac{\partial u}{\partial r}$, $\sigma_{zz} = -P + 2\mu \frac{\partial v}{\partial z}$, $\sigma_{rz} = \mu \left(\frac{\partial v}{\partial r} + \frac{\partial u}{\partial z} \right)$, $\sigma_{\text{фф}} = -P + 2\mu \frac{u}{r}$ – компоненты тензора напряжений; g – ускорение свободного падения; P – давление в расплаве. Граничные условия для уравнений (7.1)–(7.3) запишем в виде:

$$\vec{\sigma} \vec{n} = -(2\gamma K + P_{ev})\vec{n} + \frac{\partial \gamma}{\partial s} \vec{\tau}; \quad (7.4)$$

$$(\vec{n}, \vec{V}_{\Gamma}) = (\vec{n}, \vec{V}_{\Gamma}); \quad (7.5)$$

$$\vec{V}_{|r=L_r} = \vec{V}_{|r=0} = \vec{V}_{|z=0} = 0, \quad (7.6)$$

где $\vec{\tau}$, \vec{n} – единичные векторы касательной и нормали к поверхности соответственно (см. рис. 2); \vec{V}_{Γ} – скорость движения границы; K – средняя кривизна поверхности жидкого металла. Уравнение (7.4) описывает баланс нормальных и касательных

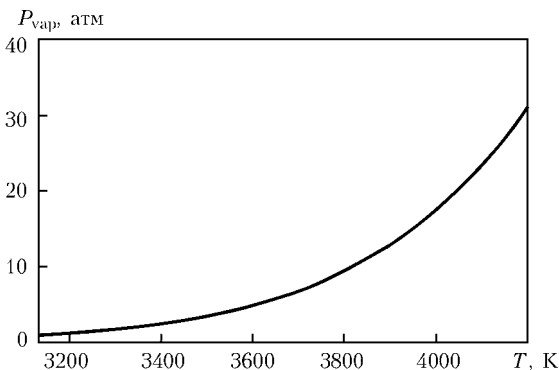


Рис. 4. Температурная зависимость реактивного давления паров металла

напряжений на свободной поверхности ванны, тогда как (7.5) представляет собой кинематические граничные условия.

Для решения задач (4.1)–(4.5) и (7.1)–(7.6) использовался произвольный лагранжево-эйлеровый метод (ALE) [3] совместно с методом конечных элементов (МКЭ) [4]. Расчетная область Ω (см. рис. 2) охватывает область жидкого металла, а также включает в себя твердую фазу. При решении задачи гидродинамики вязкость в твердой фазе задается достаточно большой (в 10^8 раз превышает вязкость жидкого металла). При выполнении вычислительного эксперимента это позволяет подавить движение металла в твердой фазе, а также исключает необходимость адаптировать конечно-элементную сетку под форму фронта плавления и задавать дополнительные граничные условия на фронте плавления. Такой подход впервые был предложен в работе [5] и встречается в литературе под названием «метод эффективной вязкости».

Результаты численного моделирования. Численные эксперименты проводились для условий точечной лазерной сварки (Nd:YAG-лазер) низкоуглеродистой стали толщиной 0,3 мм. Температурные зависимости характеристик процесса испарения (потери тепла за счет испарения и реактивное давление паров металла) были получены с помощью модели, предложенной в работе [6] и приведены на рис. 3 и рис. 4. Зависимость коэффициента поглощения для лазерного излучения с выбранной длиной волны от угла падения и температуры поверхности металла, определяемая выражением (6), приведена на рис. 5. Технологические параметры, используемые в расчетах, приведены ниже:

Толщина свариваемого металла L_z , мм 0,3
 Максимальная интенсивность лазерного излучения на поверхности металла q_0 , Вт·см⁻² $3 \cdot 10^5$
 Радиус лазерного пучка на поверхности металла r_0 , мм 0,2

Как показывают результаты численных исследований, расчетные значения температуры поверхности в центре пятна лазерного нагрева, полученные с помощью модели I, значительно превышают

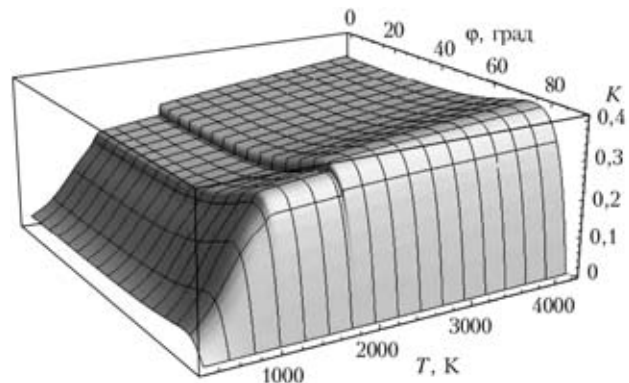


Рис. 5. Зависимость коэффициента поглощения лазерного излучения (длина волны 1,06 мкм) поверхностью низкоуглеродистой стали от температуры поверхности и угла падения

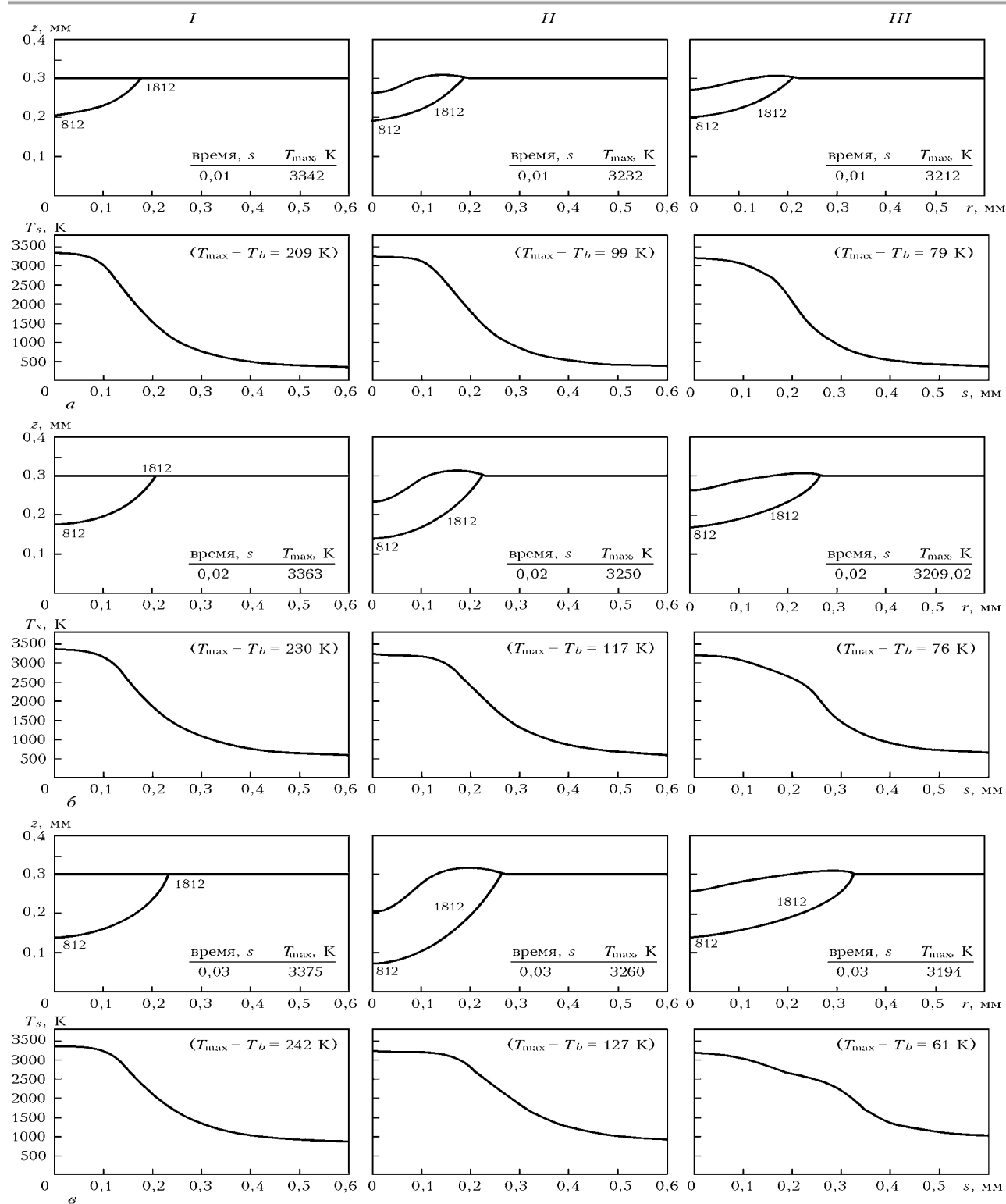


Рис. 6. Динамика изменения во времени формы сварочной ванны и распределения температуры вдоль поверхности расплава: а – $t = 0,01$ с; б – $t = 0,02$ с; в – $t = 0,03$ с

температуру кипения (рис. 6). Наименьший перегрев поверхности над температурой кипения наблюдается при использовании модели III. В соответствии с этим отличаются размеры и форма сварочной ванны, предсказываемые рассматриваемыми моделями. Так, при одном и том же времени воздействия лазерного излучения на поверхность свариваемого металла ($t = 0,0332$ с) глубина h и полуширина b

зоны проплавления составляют соответственно 0,17 и 0,24 мм для модели I, 0,30 и 0,28 мм для модели II и 0,17 и 0,36 мм для модели III (рис. 7).

В целом, приведенные на рис. 6, 7 результаты моделирования позволяют утверждать, что конвекция Марангони главным образом влияет на ширину зоны проплавления, тогда как прогиб поверхности ванны способствует увеличению ее глубины. К та-

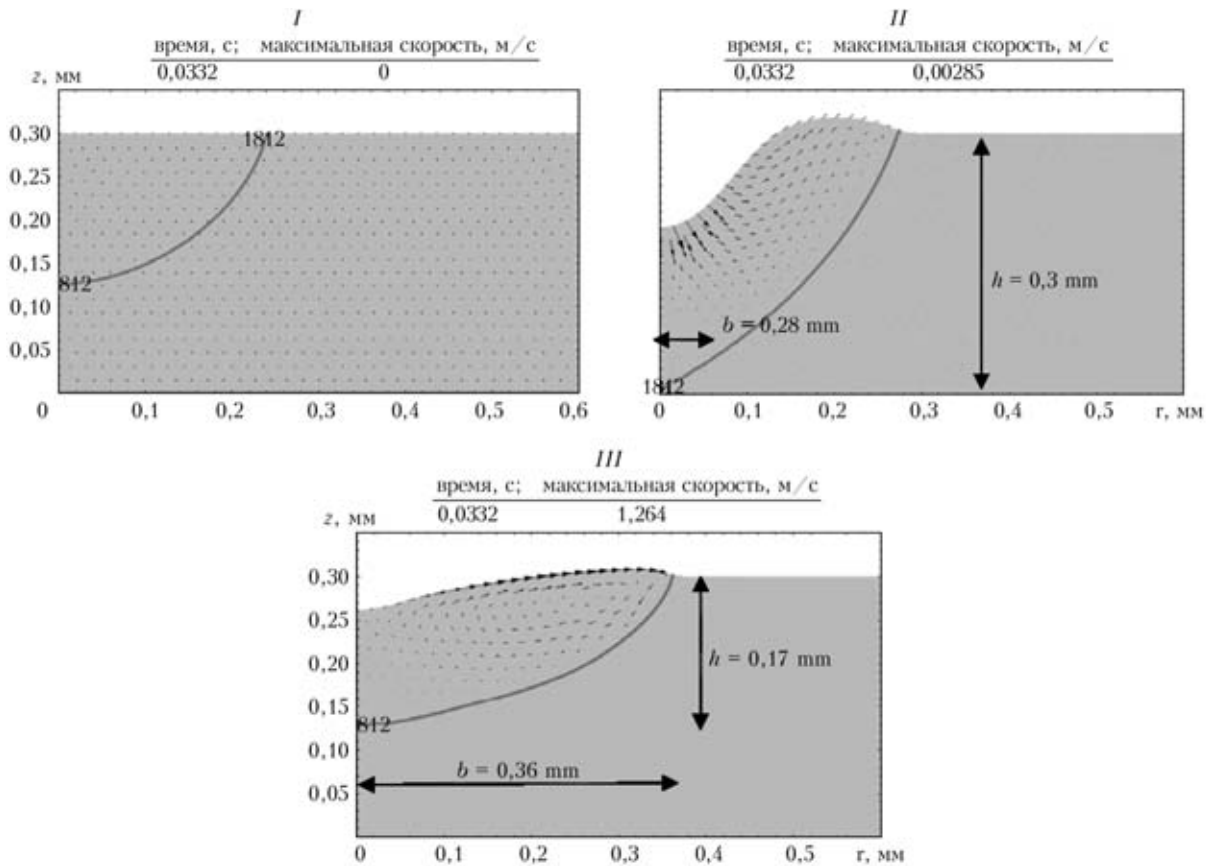


Рис. 7. Сравнительный анализ размеров и формы зоны проплавления, полученных с помощью различных моделей

кому результату приводит увеличение теплового потока в твердую фазу, обусловленное уменьшением толщины прослойки жидкого металла между поверхностью ванны и границей плавления.

Выводы

Наиболее адекватной математической моделью проплавления металла при точечной лазерной сварке тонколистовых материалов является модель конвективно-кондуктивного переноса тепла в сварочной ванне с учетом реактивного давления паров на ее поверхность и термокапиллярного эффекта Марангони (модель III). Данная модель наиболее полно учитывает процессы тепло-массопереноса на

поверхности и в объеме сварочной ванны при лазерной сварке металлов малых толщин.

1. Kou, S. (2012) Fluid flow and solidification in welding: Three Decades of Fundamental Research at the University of Wisconsin. *Welding J.*, 91.11.
2. Hu, J., Tsai, H.L. (2007) Heat and mass transfer in gas metal arc welding. Part I: The arc. *Int. J. Heat and Mass Transfer*, **50**, 833–846.
3. Donea, J., Huerta, A., Ponthot, J.Ph., et al. (2004) *Arbitrary Lagrangian–Eulerian Methods*. Vol. 1. Encyclopedia of Computational Mechanics: John Wiley & Sons.
4. Zienkiewicz, O.C., Taylor, R.L. (2000) *The Finite Element Method*. Vol. 1: The Basis. Oxford: Butterworth-Heinemann, 689 p.
5. Kou, S., Sun, D.K. (1985) Fluid flow and weld penetration in stationary arc welds. *Metall. Transact.*, **A 16**, 203–213.
6. Knight, C.J. (1979) Theoretical modeling of rapid surface vaporization with back pressure. *J. AIAA*, **17**, 519–523.

CREATION OF UNIVERSAL LASER EQUIPMENT WITH EXPANDED POSSIBILITIES OF APPLICATION

C. SIPAVICIUS¹, K. MAZEIKA¹, R. DRAZDYS¹, J. PADGURSKAS² and R. BUZELIS¹

¹Center for Physical Sciences and Technology Institute of Physics, Vilnius, Lithuania

²Aleksandras Stulginskis University, Kaunas, Lithuania

A universal laser machine with highly improved technical parameters has been created based on the laboratory model with wide opportunities for small and medium-sized businesses of materials processing. The method of modeling and the sample model which allow us to imitate a gas flow during laser cutting and to study distribution of the flow in front of and behind the cut slot at low cost have been created. The antireflective coatings for the machine optical system and 1064 nm wavelength laser radiation of the Nd:YAG laser are selected when the laser beam falls on the surface of the optical element at the angle of less than 30°, has been presented.

Currently, laser technologies are the most widely applied ones in industry. The micronanomaterial processing laser technologies with the increasing precision are rapidly forcing their way into industry enabling the creation of new materials as well as the modification of surface structures of different materials with great speed, precision and quality [1, 2]. Along with the application of the computerized positioning system in laser material processing, new generation laser technologies with automated robotic machining centers and lines are developed [3]. At the same time, new material processing methods promote the development of the fundamental physics and technical sciences. The development of laser technologies and their use in industry is closely related with trend of human activities and available energy resources. The new laser technologies may be associated with a minimization of the used energy, the high efficiency, the convenience for engineering services and a low price. Currently, the companies producing lasers turn to manufacturing of lasers specialized for industrial equipment. Only in exceptional cases, their technical application meets the technological and commercial requirements of medium-sized or small companies [4, 5]:

- a simple and qualitative transmission of the laser beam in the working area, and simplicity and accuracy of these systems;

- the laser power per used area or volume;
- the price, ease of maintenance and labor resources and a number of other technological characteristics.

Therefore, the development of new laser technologies and the creation of the equipment for laser cutting, welding, surface hardening or structuring, micro/nano processing of materials is inseparable from the application studies. The aim of this study is the development of the universal laser machine with opportunities for wider application in industry.

Main parts of multi-purpose laser machine. The laser machine is applied in medium and small businesses for cutting, welding, surface structuring and solidification of materials using a Nd:YAG laser, the beam power of which is up to 1000 W and is inexpensive and technically simple to serve. The installation is the laboratory prototype designed to have a

laser device with greatly improved technological parameters, and the new generation of a computerized management system [6].

Here in the stages of design, analysis, and adjusting for frame, its components, and the optical system are presented. The device hardware capabilities and advantages compared to similar facilities are also analyzed.

Frame. The main casing is welded and assembled from sheet, channels and angle steel elements. Part of the shell elements are made by mechanical milling or polishing and tempering. The frame can be easily assembled and dismantled and does not require a special transportation to move a machine to another location. (Figure 1).

Guides. A few basic requirements for guides which often conflict with one another, design simplicity, low cost and high accuracy, are tried to match when using the standard motion handling items. The aim is to achieve low operating costs and sufficient structural durability. For that purpose the table guides (*X*-axis) and the lens carriage rails (*Y*-axis) are made by using the standardized radial-thrust roller bearings and high-precision standard screws – «nut-screw». The error of adjustment of this unit is of the order of 1 μm.

The structure of the guide of *Y*-axis (Figure 2) is different from that of the *X*-axis as the structural elements of the guide are prismatic which offer better accuracy and stability of the lens unit traverse. As the force of gravity acting on the table (*X*-axis) is several times larger than that on the lens guides, the steel profile is used to manufacture *X*-axis guides. The top plate of the table is based by the application of rolling bearings on the top of the table supporting the stability in the horizontal plane. Analogous rolling bearings which cover the element of a channel profile of the top shelf item from the sides ensure a stable and precise table motion along *X*-axis.

Lens carriage (Y-axis). The assembly of lens moves along the rolling guide which is based on prismatic guides and eight radial-thrust bearings of medium accuracy class (Figure 2). The angle between the prismatic planes of the roll guides is 90°. One guide is attached to the console continuously, the position of the second one can be aligned in the hori-

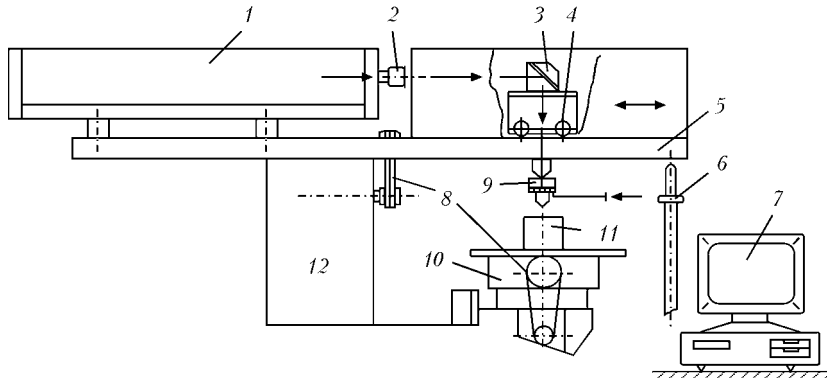


Figure 1. Diagram of a laser system and optical tract: 1 – laser resonator; 2 – telescope; 3 – angle mirror; 4 – carriage (Y-axis); 5 – console; 6 – support of adjustable console; 7 – management system of installation; 8 – drive; 9 – objective; 10 – horizontal table (X-axis); 11 – element node; 12 – frame

zontal plane adjusting the tightening of bearings. The design of a node is simple, accurate, easily serviced during operation with low production costs. As the laser beam is transmitted to the work area according to the «flying optics» scheme, the unit is fundamentally different from other similar power laser equipment by its accuracy, compactness and light weight.

Assembly of the table of a universal laser machine (X-axis). The assembly consists of the screw and two steel profile guides through which the main horizontal plate of the table moves (see Figure 1). The table plate is based on the upper part of the guides by means of radial-thrust roller bearings. The table is accurately positioned by the application of similar horizontal roller bearings along X-axis. The nuts of screws are connected to mounting plates of the table and the carriage lens by pivot joints (see Figures 2–8).

A simple design of the table and the lens carriage allows the use of radial-supporting roller bearings. The guides can be easily produced using the universal machines and can be polished after heat treatment. The surface hardness of guides of the table and lens carriage is HRC 42–45 and, therefore, is resistant to wearing of the surface. The working surfaces of guides are cleaned regularly. When looseness appears, the gap between the bearing and the guide surface is adjusted. As the surfaces of the table guides and rolling bearing are loaded by less than 50 kg of weight the bearings should be replaced only after 10 years of the machine operation.

The support of the console. The support is designed to enable adjustment of a horizontal position of the focal point of the beam in respect to the table surface

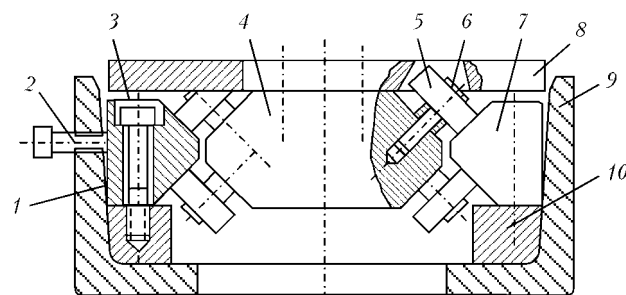


Figure 2. Lens deflection diagram: 1 – adjustable guide; 2 – adjustment screw; 3 – fixing bolt; 4 – body of lens carriage; 5 – rolling bearing; 6 – bearing axle; 7 – uncontrolled guide; 8 – lens mounting plate; 9 – console; 10 – the guide supports

by turning the nut of the console support (Figure 3). By turning the nuts of the stretchers (Figure 3) the angle between the X and Y axis of the lens and the position of the table plane is controlled. The tightened assembly of the console ensures the strength of all the stand structures and the stability.

The improvement of the quality of the technological process. The quality of the technological process depends on a whole range of key parameters such as the laser beam generated power, physical characteristics of material, focal point position in respect to the surface of the workpiece material, machining speed, technological gas composition and the dynamic characteristics of flow. While some of these parameters can be determined empirically the others are necessary to be evaluated from experimental studies or simulations.

The influence of technological gases on laser processing is widely considered by many authors [7]. Our study considers two aspects: the distribution of the gas-flow inside the nozzle hole and the determination of the optimal profile of the hole, as well as the evaluation of the gas flow parameters in the cutting slot and behind the cutting slot when machining (cutting) with a laser.

In gas flow tests of nozzles of real dimensions, the best form of an inner hole of the nozzle and the influence on the laser machining process are sought to

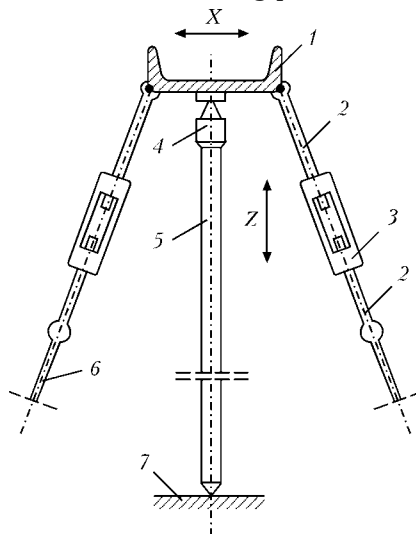


Figure 3. Console support scheme: 1 – console; 2 – adjustment screws; 3 – adjustment nuts; 4 – bearing nut; 5 – support; 6 – tightening; 7 – machine frame support

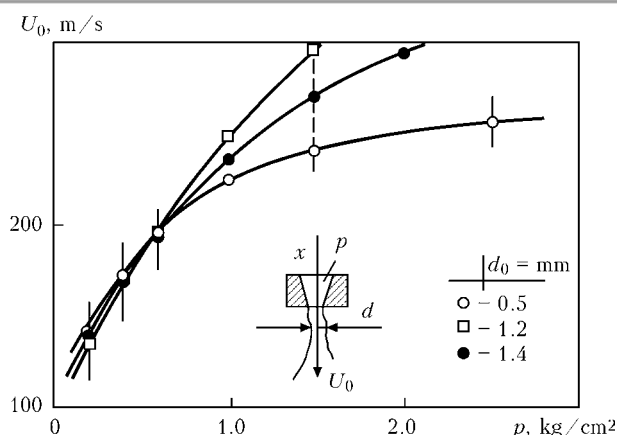


Figure 4. Dependence of flow velocity (U_0) along the X-axis direction on diameters ($d_0 = 0.5, 1.2$ and 1.4 mm) of the nozzle hole and pressure (P) before the nozzle

determine. Moreover, the gas flow distribution in the nozzle hole is investigated, and the profile of the hole is improved. The gas flow in space between the nozzle and the barrier and the flow distribution behind the slot are studied.

The nozzles of real dimensions. Four nozzles are experimentally investigated in a glycerin spray flow with the aim to determine the optimal diameter of the nozzle hole and to evaluate the distance from the nozzle over which the flow remains effective. The diameters of holes at the narrowest place d_0 were 0.5, 0.8, 1.2, and 1.4 mm. We have found that the most effective nozzles have the hole diameter $d_0 = 0.9-1.1$ mm. (Figure 4). The nozzle with the hole diameter $d_0 = 0.5$ mm enables the formation of an effective gas flow, but the small hole diameter of the nozzle prevents passing of the laser beam. The nozzles with the outlet hole diameter $d_0 > 1.4$ mm are useless in the laser machining process because the gas flow quickly loses its effectiveness along X-axis direction. If the narrowest part in the cross-section of the nozzle (outlet) is shaped cylindrically or rounded, the effective «working» flow would be generated.

However, these experimental data are not sufficient to improve the cutting quality, as the gas flow efficiency between the nozzle and the barrier and behind the cutting slot is not fully estimated. It is not clear which part of the flow performs the function of disrupting the material during the laser processing

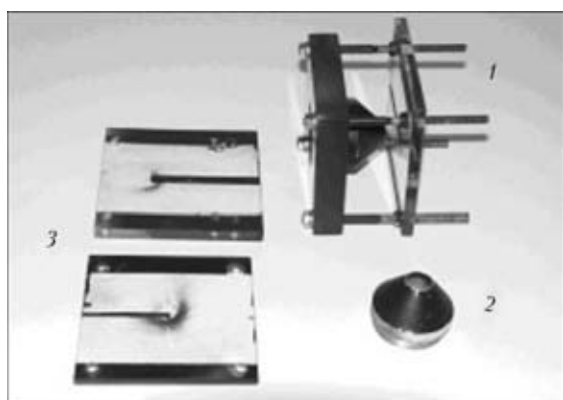


Figure 5. The model to study the conical nozzles of larger dimension: 1 – an experimental model; 2 – conical nozzle; 3 – plates, simulating an barrier with the cutting slot

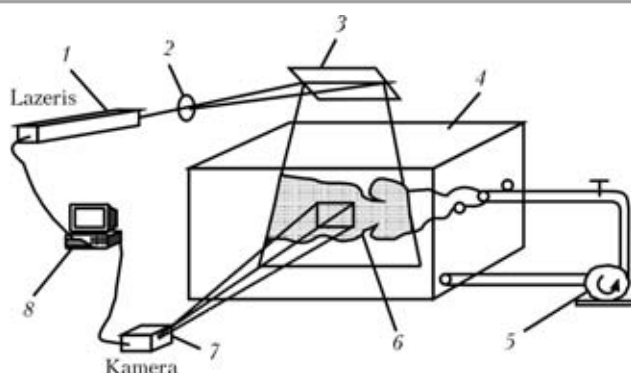


Figure 6. Test stand of complex hydraulic systems: 1 – laser; 2 – cylindrical optics; 3 – mirror; 4 – liquid capacity; 5 – pump; 6 – illuminated plane; 7 – a video camera; 8 – PC monitor

and which part weakens and is inefficient before reaching the barrier or the slot. These studies do not give a detailed answer on the gas flow distribution in the slot and behind it during the laser cutting.

Experiment with the nozzles of enlarged hole dimensions. The water circuit with suspended, reflective, aluminum powder particles (Figure 6) is used in the experimental model for the simulation of the gas flow dynamics (Figure 5) [8]. Experiments used conical nozzles with 10 times larger hole compared to that of the real nozzles. It is possible to change the thickness of a plate which simulates the barrier, the width of the slot and the distance between the nozzle and the barrier. During the experiment, the change in the position of an illuminated plane parallel or perpendicular to the axis of the model is possible for the visualization of the instantaneous flow (Figure 7). The velocity and the direction of the vector of suspended particles perfectly simulate the flow dynamics at the measuring point. The process of the flow in water circuit with suspended particles is similar to the gas flow during the laser cutting process. The model allows simulating not only the flow of single-phase gas but also that with cutting products (impurities) similarly to the real laser cutting process when the molten droplets together with technological gas are taken out from the slot [9]. The distribution of the flow between the nozzle and the barrier (component), in the cutting slot and behind the slot can be determined. It is very important for the assessment

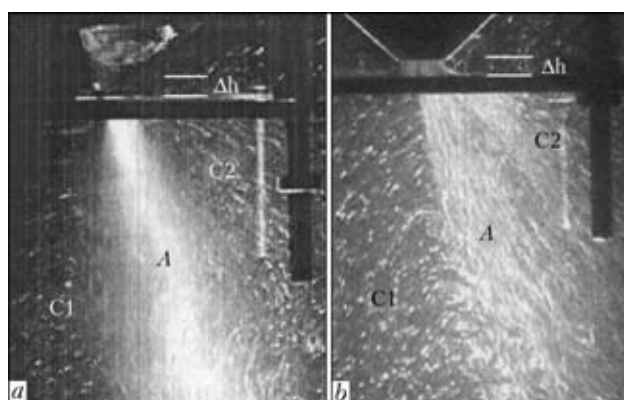


Figure 7. Gas flow visualization behind the obstacle: a – ring flow (flow velocity $U_0 > 100$ m/s); b – cylindrical flow (flow velocity $U_0 \sim 100$ m/s); A – the main jet C1, C2 – recirculation regions, inner angle of conical nozzles $2\alpha = 70^\circ$, $d_0 = 10.5$ mm, the slot $d_1 = 1.2$ mm, $\Delta h = 2.0$ mm, thickness of plate = 3 mm

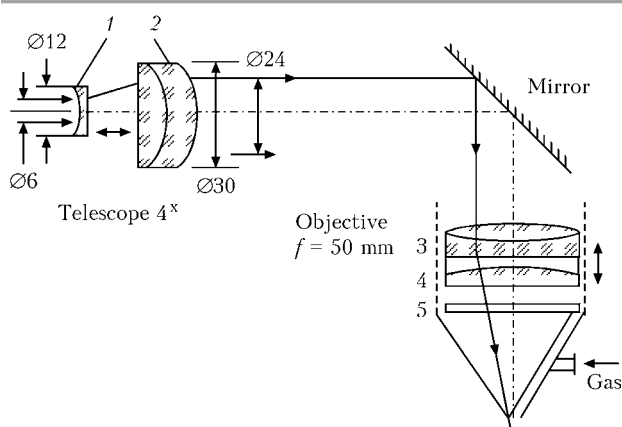


Figure 8. The lens system: 1, 2 – telescope lenses, 3–5 – objective lenses (Y-axis, moving part) and angle mirror (moving part)

of the trajectory, the size and the shape of melt drops which can settle on the bottom edge of the cutting slot in a real laser cutting process.

During the experiment the flow rate and the distance between the nozzle and the barrier are changed. We have found that the most efficient nozzles have the cone angle of the hole of (65–75)° while the narrowest part of the cylindrical hole was 0.5 to 1.0 mm wide, or have small widening toward the flow direction. The profile of the hole of such nozzles is close to that of a de Laval nozzle [8].

Figure 7 shows the photos of two streams leaving the conical nozzles in different modes. In Figure 7, *a*, the ring flow is formed in the conical nozzle with the hole of $d_0 \times d_z = (10.5 \times 6 \text{ mm})$. Figure 7, *b* shows the cylindrical stream flowing from the conical nozzle with $d_0 = 10.5 \text{ mm}$. When comparing the streams flowing out of the barrier slot ($d_1 = 1.2 \text{ mm}$), it is evident that both the main stream A and recirculation streams C1 and C2 are significantly different. Physical background of these experiments is that the flow dynamics is evaluated by the assessment of the length and the direction of the velocity vector of illuminated particles. Different length tracks of illuminated particles can be seen in the main stream A, in the stream going forward (C1) and in recirculation stream (C2) shown in Figure 7, *b*. The results show that the flow formed by a ring nozzle can be more efficient than that from the cylindrical nozzle.

The system of «flying optics». Universal laser machines use the original and compact system of «flying optics» when the laser beam generated by the resonator is expanded by the lens system (collimator) and directed to the treatment area at an angle of 45° (Figure 8).

Lens system of optical tract. To transfer the energy of the laser beam to the working area the approach of «flying optics» is used. This method is convenient as the expanded laser beam does not erode the lens system thermally increasing its durability. The table of installation in such a beam transfer system is moving in one direction (X-axis) improving the ratio of the accumulated beam energy to the area occupied by the device [6] which is important for small and medium enterprises mostly having small industrial area of the beam tract (see Figure 1).

Coatings of optical elements. As in the laser machine the Nd:YAG pulsed laser is used the optical elements of the tract are designed taking into account the durability of the lens coating for the radiation wavelength which is present. The radius of curvature of the surface of the lenses of the optical system is relatively small. It is necessary to maintain strict conditions for the transparency as the laser beam falls on the surface of the optical elements at the angle of 30° or less. The ion sputtering technology is used to form the coatings of lenses [10]. The measured transmittance of the coated surfaces was > 99.9 % for the incident angle range from 0° to 30°. The 45° mirror and coatings of the mirror were also projected and produced. The laser beam polarization was estimated. All optical elements of the system were optimized for the smallest losses while ion sputtering technology used for coatings ensured a long-term stability of the spectral parameters and the resistance to the laser radiation.

Conclusions

A universal laser machine with highly improved technical parameters has been created based on the laboratory model with wide opportunities for small and medium-sized businesses of materials processing:

- one of the advantages is the light weight and the compact frame of equipment of the sectional design having the table of the 700×700 mm usable area and the original guides of X- and Y-axes;
- the most effective «working» hole diameter of the nozzle at small pressure of process gas before the nozzle is experimentally determined;
- the antireflective coatings for the machine optical system and 1064 nm wavelength laser radiation of the Nd:YAG laser are selected when the laser beam falls on the surface of the optical element at the angle of less than 30°.

1. Raciukaitis, G., Brikas, M. Micro-machining of metals and non-metals materials with picosecond lasers. In: *Proc. of SPIE*, 5662, 717–721.
2. Schaffer, R. Industrial laser micromachining, In: *Proc. of Conf. on ICALOE2004* (Oct. 4–7, 2004, San Francisco, USA).
3. Kovalenko, V. Modern trends in productions engineering high technologies development. In: *Proc. of 4th Int. Conf. on Laser Technologies in Welding and Materials Processing* (May 26–29, 2009, vil. Katsiveli, Ukraine), 7–10.
4. Aldo V. La Rocca. Implication of recent new concepts on the future on the main stream laser processing. In: *Proc. of SPIE*, 4165, 254–263.
5. Turichin, G., Tzibulsky, I., Kuznetsov, A. et al. Development of industrial equipment for laser hybrid welding of pipe streels. In: *Proc. of the 4th Int. Conf. on Laser Technologies in Welding and Materials Processing* (May, 26–29, 2009, vil. Katsiveli, Ukraine), 78–81.
6. Sipavicius, C. (2000) Universal laser machine: investigation and application. *Aviation*, 5, (Technika) 45–51.
7. Golubev, V.S., (2004) *Melt removal mechanisms at the gas-assisted laser cutting of materials*: E-print 3, Shatura, RAN.
8. Sipavichius, Ch., Shlezhas, R., Amulevichius, A. Dynamics of auxiliary gas outflow under laser cutting: models and the experiment. In: *Proc. of SPIE*, 4165, 244–252.
9. Sipavicius, C., Mazeika, K., Vaitiekunas, P. et al. Laser methods for generation of micro- and nano-particles and their selection in gas flow. In: *Proc. of the 4th Int. Conf. on Laser Technologies in Welding and Materials Processing* (May 26–29, 2009, vil. Katsiveli, Ukraine), 76–77.
10. Starke, K., Jensen, L.O., Jupe, M. et al. Investigation in oxide mixture coatings with adapted gradient index profiles. In: *Proc. of SPIE*, 7504, 75040B.

EDGE SURFACE PREPARATION IN LASER WELDING OF LOW-ALLOYED STEELS

M. SOKOLOV¹ and A. SALMINEN^{1, 2}

¹Laboratory of Laser Processing, Lappeenranta University of Technology, Lappeenranta, Finland. E-mail: mikhael.sokolov@lut.fi

²Machine Technology Centre Turku Ltd., Turku, Finland

The objective of this study is to investigate and compare the quality of welded samples of low-alloyed steel S355 of 20 mm thickness with various edge preparation setups in butt joint configuration. Welding was performed with high power fiber lasers with a wavelength of 1070 nm at power level of 10 kW. Steel samples of 350 mm in length were welded at constant welding parameters: welding speed – 1.2 m/min, focal point position – -4 mm. Two butt-joint setups were used: full machining of the edge surface to Ra 6.3 μm and machining of the first 50 mm to Ra 6.3 μm and the rest 300 mm to Ra 3.2 μm . Based on the results recommendations for the edge surface preparation for butt-joint laser welding are presented.

Recent literature shows that with use of high power fiber lasers the edge surface roughness has a large effect on absorption due to the multiple reflections undulations in butt-joint setup. Bergström et al. [1] recorded a trend of increasing absorptance for increasing roughness above Ra 1.5 μm for stainless steels and above 6 μm for mild steels by reflectance measurements. Sokolov et al. [2] [3] observed a correlation between edge surface roughness and absorption in welding structural steel in butt-joint setup with penetration depth and calorimeter measured absorbed energy as shown on Figure 1. Maximum penetration depths were achieved at a roughness level of Ra 6.3 μm . A number defects were recorded at edge surface roughness exceeding Ra 6.3 μm .

The utilization of these findings in industry should not require additional costs in case of choosing the manufacturing methods in accordance with the surface roughness they create. However, there is hypothesis, that edge surface roughness has a critical effect on the welding efficiency only at the very beginning of the process, when the keyhole is initiated, while after the stabilization of the keyhole it does no effect on the optical or absorption properties of the edge surface. [4].

The aim of this study was to evaluate and validate the effect of using partial edge surface roughness preparation to maximum absorption in the beginning

compared to full edge surface roughness preparation: full machining of the edge surface to Ra 6.3 μm and machining of only the first 50 mm to Ra 6.3 μm .

Experimental. Welding experiments with a high power fiber laser IPG YLR 10000 were performed on low alloyed steel S355 EN 10025 [5] plates in Laser Processing Laboratory of Lappeenranta University of Technology, Finland. The nominal chemical analysis of the plates is shown in Table 1. Plates of 20 mm thickness were cut from a root surface into test pieces of size 350 \times 150 mm with a water-jet cutting machine and then processed to the desired roughness level with a milling machine. The surface roughness of the joint edges was measured with a contact roughness measuring device, Taylor-Hobson Surtronic 10 Ra, with a measuring range of 0.1–40 μm , according to EN 10049 [6].

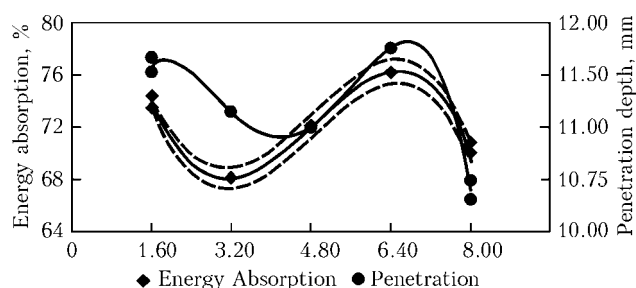


Figure 1. Energy absorption level and penetration depth at different roughness levels [2]

Table 1. Nominal chemical analysis and mechanical properties of S355

Chemical composition, wt. %									
C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Al	N
0.18	0.37	1.39	0.02	0.01	0.03	0.01	0.02	0.04	0.01
Mechanical properties									
Yield Strength, MPa			Tensile strength, MPa				Hardness, HV		
355			470				180		

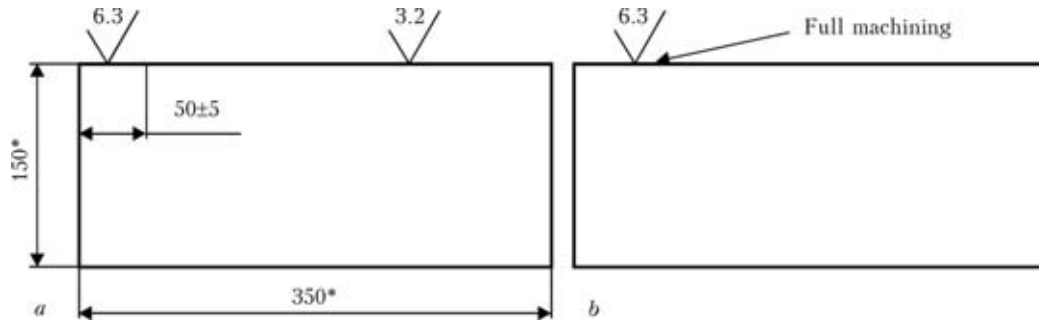


Figure 2. Welding set-up: (a) butt-joint with varied edge surface roughness; (b) butt-joint with constant edge surface roughness

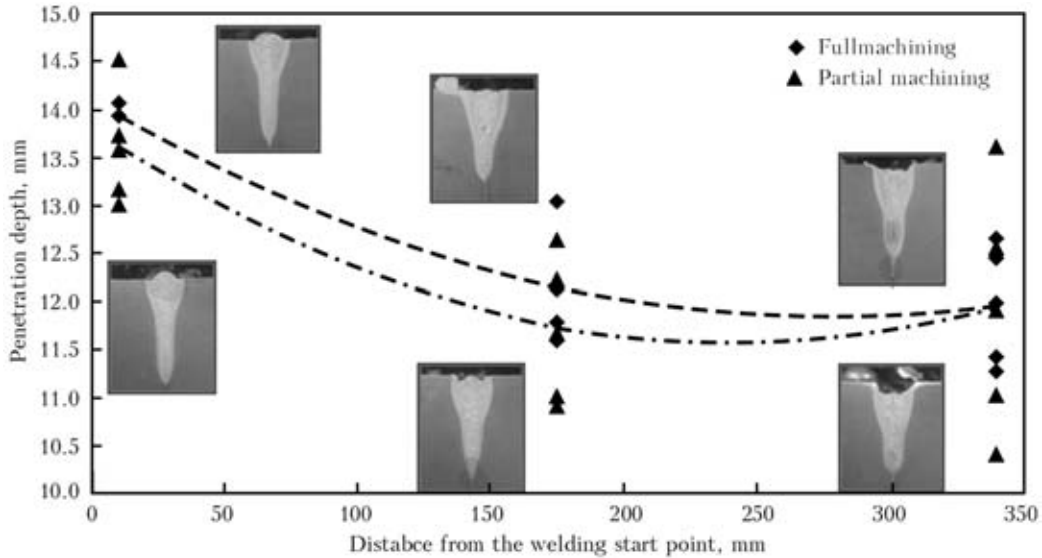


Figure 3. Change of the depth of penetration along the weld seam, S355, $T = 20$ mm, $P_L = 10$ kW, $v_w = 1.2$ m/min, $f_{pp} = -4$ mm

Two variant of the set-up were used (as shown on Figure 1): butt-joint with a constant edge surface roughness of $R_a 6.3 \mu\text{m}$ and butt-joint with 50 mm of edge surface machined to $R_a 6.3 \mu\text{m}$ and the rest 300 mm to $R_a 3.2 \mu\text{m}$.

Single factor randomized design was used for design of experiments: the only variable was the type of set-up. Totally 9 experiments were performed: 5 for set-up A and 4 for set-up B. Welding parameters were based on the previous results and remained con-

stant: welding speed (v_w) of 1.2 m/min, laser power (P_L) of 10 kW and a focal point position (f_{pp}) of -4 mm i.e. 4 mm below the top surface of the test sample.

In all experiments the steel specimens were tack welded and tightly fixed flat on the jig. Argon with flow rate of 20 l/min was used as shielding gas, delivery to the weld through the MIG/MAG welding torch. The cross sectional cuts of the test welds were made at the distance of 10, 175 and 340 mm from the starting point of each weld. The weld penetration depths and weld quality levels were investigated according to ISO 13919-1 [7].

Results and discussion. The results of the experiments are shown in Figure 2. At the distance of 340 mm from the beginning of the weld in both set-ups an incompletely filled groove defect appears. In average, penetration is deeper at set-up A, while maximum penetration achieved at set-up B is deeper: 14.55 mm compared to 14.07 at A.

Analysis of variance shown on Figure 3 shows that full machining gives a more stable process and gives a higher repeatability of the results.

Quality analysis revealed hot cracks in 4 out of 5 samples of set-up A and in 2 out of 4 in set-up B. In all cases macrographs at the distance of 10 and 175 mm from the beginning of the weld were of acceptable

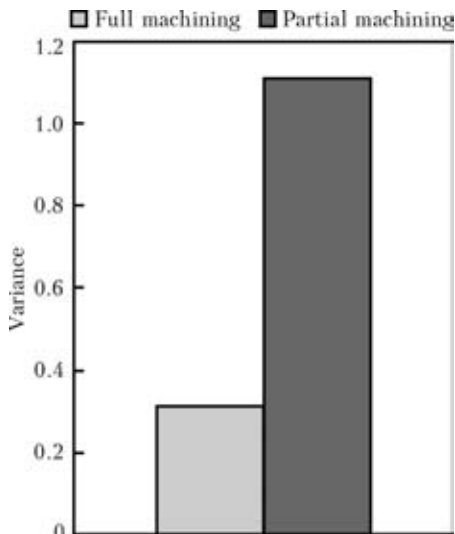


Figure 4. Analysis of variance

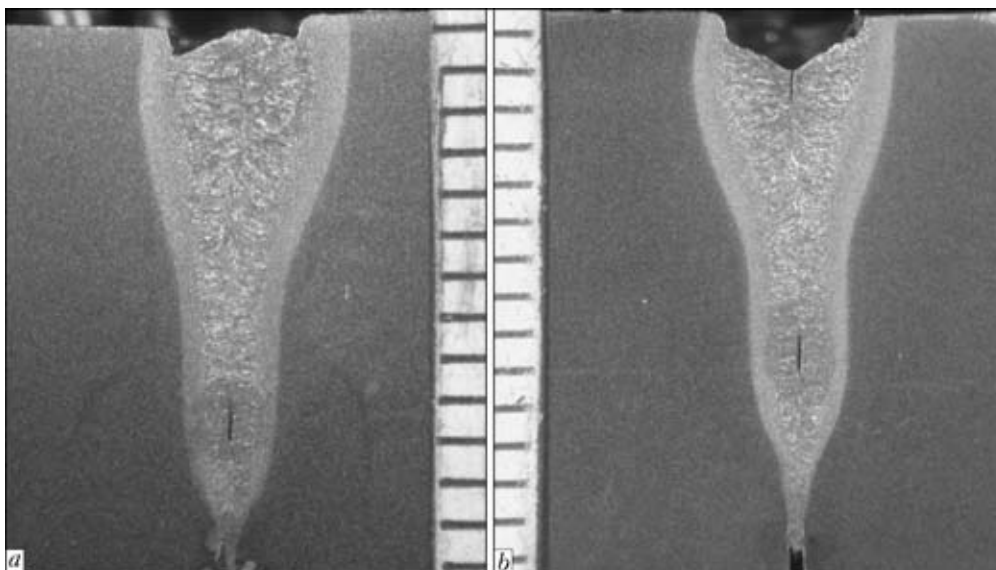


Figure 5. Hot cracks: (a) constant edge surface roughness; (b) varied edge surface roughness

quality and at the distance of 340 hot cracks appear as shown on Figure 4.

Hot cracks may be explained by too high welding speed and, according to previous research, increased energy absorption at the edge surface roughness of Ra 6.3 μm . Also the air gap in the set-up A was constant while in set-up B it varies due to roughness level differences. Welding at lower speed, like 0.8 m/min at 10 kW power level will decrease the probability of hot cracking in future experiments.

Conclusions

In butt-joint laser welding of S355 steel of 20 mm thickness at constant welding parameters a comparison of two butt-joint set-ups was performed: full machining of the edge surface to Ra 6.3 μm and machining of the first 50 mm to Ra 6.3 μm and the rest 300 mm to Ra 3.2 μm . Weld cross sections were analyzed at the distance of 10, 175 and 340 mm from the beginning, penetration depth was measured and weld quality was estimated. Returning to the hypothesis posed at the beginning of this study, it is now possible to state that set-up with constant roughness level among the edge length gives more stable process

with higher repeatability, penetration depth and stability than welding process with varied edge surface roughness. Taken together, these results suggest that for increase of the efficiency of laser beam welding process through edge surface modification, edge surface parameters are recommended to be constant among the whole length of the edge.

1. Bergström, D., Powell, J., Kaplan, A.F.H. (2007) The absorptance of steels to Nd:YLF and Nd:YAG laser light at room temperature. *Applied Surface Science*, **11**(253), 5017–5028.
2. Sokolov, M., Salminen, A., Somonov, V. et al. (2012) Laser welding of structural steels: Influence of the edge roughness level. *Optics & Laser Technology*, **7**(44), 2064–2071.
3. Sokolov, M., Salminen, A. (2012) Experimental Investigation of the Influence of Edge Morphology in High Power Fiber Laser Welding. *Physics Procedia*, **39**, 33–42.
4. Sokolov, M., Salminen, A., Kuznetsov, M. et al. (2012) Influence of the joint edge preparation in laser welding of structural steels. In: Proc. of VII Int. Conf. on Beam Technologies & Laser Application, 280–286.
5. *EN 10025:2004*: Hot rolled products of structural steels.
6. *EN 10049:2005*. Measurement of roughness average. Ra and peak count RPc on metallic flat products.
7. *ISO 13919-1:1996*. Welding—electron and laser-beam welded joints—guidance on quality levels for imperfections—Part 1: Steel.

ВЫБОР РЕЖИМА ЛАЗЕРНОЙ ЗАКАЛКИ ИНСТРУМЕНТАЛЬНОЙ СТАЛИ 5Х3ВЗМФС (ДИ23)

В.Ю. ХАСКИН, О.В. ДОЛЯНОВСКАЯ

Институт электросварки им. Е.О. Патона НАНУ, Киев Украина

Данная работа посвящена повышению эксплуатационного ресурса ножевого обрабатывающего инструмента из стали 5Х3ВЗМФС (ДИ23) путем получения достаточно тонкого и твердого слоя закаленного металла на режущей кромке в сочетании с сохранением сравнительно пластичной сердцевины. Авторами было проведено экспериментальное исследование влияния скорости и вида лазерной закалки на структуры и твердость закаленных слоев стали 5Х3ВЗМФС, а также на их склонность к трещинообразованию. Рассматривалось два вида закалки: с оплавлением и без него. Установлено, что в случае высокоскоростной (1200 м/ч) закалки с оплавлением в оплавленной зоне образуется мартенсит с высокой ($HV_{0,5}$ 5500–6900 МПа) твердостью. В случае высокоскоростной (1200 м/ч) закалки без оплавления в упрочненных слоях преобладает более мягкая ($HV_{0,5}$ 4100–4800 МПа) сорбитообразная структура с небольшим количеством мартенситных вкраплений. В обоих случаях недостатком высокоскоростной лазерной закалки является образование трещин в упрочненных слоях. Для устранения этого недостатка целесообразно снизить скорость процесса примерно в 6 раз (до 180–200 м/ч). Для устранения дефектов геометрии режущего клина промышленного ножа целесообразно сочетать проведение высокоскоростной (800–1200 м/ч) закалки режущей кромки с выполнением закалки с меньшими скоростями (до 180–200 м/ч) по мере удаления от кромки. При этом за счет расфокусирования излучения можно добиться сравнительно низкой (до Ra 40 мкм) шероховатости поверхности, что упрощает финишную механическую обработку.

В современной промышленности часто возникают задачи повышения ресурса работы деталей машин и механизмов. Одним из примеров может быть продление срока эксплуатации промышленных ножей. Такие ножи используются для резки бумаги в полиграфической промышленности, для выполнения строгальных операций в деревообрабатывающей промышленности, а также для решения других подобных задач. Традиционно при изготовлении этих ножей используют объемную термическую закалку [1]. На сегодняшний день этот подход изучен достаточно хорошо и используется с максимальной возможной для него эффективностью. Чтобы повысить срок эксплуатации режущей кромки ножа в рамках данного подхода необходимо использовать стали с повышенным содержанием углерода и различных легирующих элементов. Одной из таких сталей является сталь 5Х3ВЗМФС (ДИ23).

Эта сталь обладает высокой теплостойкостью и хорошей прокаливаемостью [2]. Как правило, она используется для изготовления тяжелонагруженного прессового инструмента. Также она может использоваться для изготовления промышленных ножей. В этом случае во избежание охрупчивания режущей кромки после закалки, проводимой методом объемной термообработки, необходимо выполнять отпуск (нормализацию). Это приводит к некоторому уменьшению твердости режущей кромки и, как результат, к снижению ресурса работы изготавливаемого инструмента.

Более перспективным подходом к решению проблемы повышения срока службы ножей является получение достаточно тонкого и твердого слоя

закаленного металла на режущей кромке в сочетании с сохранением сравнительно пластичной сердцевины. Такого эффекта, в частности, позволяет достичь высокоскоростная лазерная закалка. Получаемые при этом закаленные слои могут иметь глубину всего несколько десятых миллиметра, но благодаря уникальной мелкозернистой структуре отличаются высокими твердостью и износостойкостью.

Следовательно, для дальнейшего повышения срока эксплуатации режущих кромок промышленных ножей требуется применение других подходов к их упрочнению вместо традиционной объемной термообработки. Одним из таких подходов является лазерная закалка.

Задача лазерной закалки режущего клина известна достаточно давно [3]. Существует несколько подходов к ее решению. В них используется как импульсное, так и непрерывное лазерное излучение. Основой этих подходов является создание на упрочняемой поверхности режущего клина дорожек закалки из твердой фазы без оплавления поверхности. Однако, с точки зрения авторов, более простым и технологичным способом лазерной закалки является закалка с минимальным поверхностным оплавлением. Такой процесс требует финишной механической обработки (обычно шлифования или хонингования), но при этом является более стабильным, позволяет повышать глубину и твердость упрочненных слоев. При этом важным моментом является недопущение оплавления края режущей кромки — так называемого режущего клина.

Поэтому целью данной работы послужило повышение эксплуатационного ресурса ножевого обрабатывающего инструмента из стали 5Х3ВЗМФС

Результаты расчетного определения режимов лазерной термообработки стали 5ХЗВЗМФС

	Обычная лазерная закалка с оплавлением	Высокоскоростная лазерная закалка с оплавлением	Высокоскоростная лазерная закалка без оплавления
Распределение температуры по глубине	<p>Распределение температуры в момент времени $t=1(0,01с)$</p> <p>Т_п 2573,8 К Т(Н) 2310,7 К Т(З) 2373,3 К Z_{пл} 0,32 мм ZAC3 0,681 мм $\mu(T) 0,516 \text{ q} 0 \text{ q} 0 \text{ q} 161712,0 \text{ q} 0 \text{ q} 161718,9 \text{ q} 0 \text{ q} 0$</p>	<p>Распределение температуры в момент времени $t=1(0,01с)$</p> <p>Т_п 2047,3 К Т(Н) 1030,8 К Т(З) 2047,3 К Z_{пл} 0,09 мм ZAC3 0,21 мм $\mu(T) 0,692 \text{ q} 2516,1298 \text{ q} 0 \text{ q} 61950,38 \text{ q} 0 \text{ q} 61951,6259 \text{ q} 0 \text{ q} 0$</p>	<p>Распределение температуры в момент времени $t=1(0,01с)$</p> <p>Т_п 1471,8 К Т(Н) 787,036 К Т(З) 1471,8 К Z_{пл} 0,09 мм ZAC3 0,13 мм $\mu(T) 0,512 \text{ q} 2516,1298 \text{ q} 0 \text{ q} 12026,11 \text{ q} 0 \text{ q} 122672,067 \text{ q} 0 \text{ q} 0$</p>
Термический цикл на поверхности	<p>Повышение температуры во времени при $z = Z(0,0 \text{ мм})$</p>	<p>Повышение температуры во времени при $z = Z(0,0 \text{ мм})$</p>	<p>Повышение температуры во времени при $z = Z(0,0 \text{ мм})$</p>
Расчетный режим термообработки	$P = 3 \text{ кВт}; V = 180 \text{ м/ч};$ $\Delta F = +30 \text{ мм}$	$P = 3 \text{ кВт}; V = 1200 \text{ м/ч};$ $\Delta F = +30 \text{ мм}$	$P = 2 \text{ кВт}; V = 1200 \text{ м/ч};$ $\Delta F = +30 \text{ мм}$
Примечание. P – мощность излучения; V – скорость закалки; ΔF – расфокусировка.			

(ДИ23) путем получения достаточно тонкого и твердого слоя закаленного металла на режущей кромке в сочетании с сохранением сравнительно пластичной сердцевины.

Для достижения этой цели в работе решались следующие задачи: предварительное определение режимов лазерной закалки стали 5ХЗВЗМФС с оплавлением и без оплавления поверхности; проведение технологических экспериментов по уточнению режимов высокоскоростной и обычной лазерной закалки с оплавлением и без оплавления поверхности; выбор способа лазерной закалки по критериям максимальной твердости обработанных слоев и их минимальной склонности к трещинообразованию. Рассмотрим последовательно решение перечисленных задач.

Для предварительного определения режимов лазерной закалки стали 5ХЗВЗМФС воспользовались программным обеспечением, разработанным в ИЭС им. Е.О. Патона НАНУ в ходе выполнения работы [4]. Эта компьютерная программа позволяет определять формы термических циклов и распределение температуры по глубине в процессах лазерной наплавки и термообработке, используя метод конечных разностей. Путем подбора распределения температуры по глубине тонкой (от 1 до 5 мм) пластины из стали 5ХЗВЗМФС были определены расчетные режимы термической обработки лазерным излучением с длиной волны $\lambda = 1,06 \text{ мкм}$ (таблица). При этом рассматривались варианты обычной лазерной закалки, лежащей в диапазоне скоростей до 600 м/ч, и высокоскоростной. Подразумевалось,

что каждый из этих вариантов может быть двух видов – с оплавлением и без него.

Для корректировки полученных расчетных значений параметров режимов лазерной термообработки авторами было проведено экспериментальное исследование влияния скорости и вида лазерной закалки на структуры и твердость закаленных слоев стали 5ХЗВЗМФС, а также на их склонность к трещинообразованию. Для этого использовали Nd:YSG-лазер модели DY 044 (фирмы Rofin, Германия) с излучением $\lambda = 1,06 \text{ мкм}$ мощностью до 4,4 кВт. Лазерное излучение перемещали относительно плоских образцов из стали 5ХЗВЗМФС при помощи трехкоординатного манипулятора в расчетном диапазоне скоростей.

Эксперименты показали, что как при обычной, так и при высокоскоростной лазерной закалке глубина оплавленной зоны и ЗТВ на 15–20 % меньше расчетных значений. Следовательно, рекомендованный в работе [4] метод предварительной оценки результатов лазерной обработки является вполне приемлемым. Также было установлено, что величина расфокусировки излучения, соотношение мощности и скорости, а также коэффициент перекрытия дорожек влияют на шероховатость поверхности после ее упрочнения с оплавлением. Эта шероховатость обуславливается впадинами между дорожками и подъемом их центральной части. Было установлено, что при подъеме фокуса на 30 мм относительно обрабатываемой поверхности ($\Delta F = +30 \text{ мм}$) и коэффициенте перекрытия порядка 15–20 % шероховатость поверхности не превышает

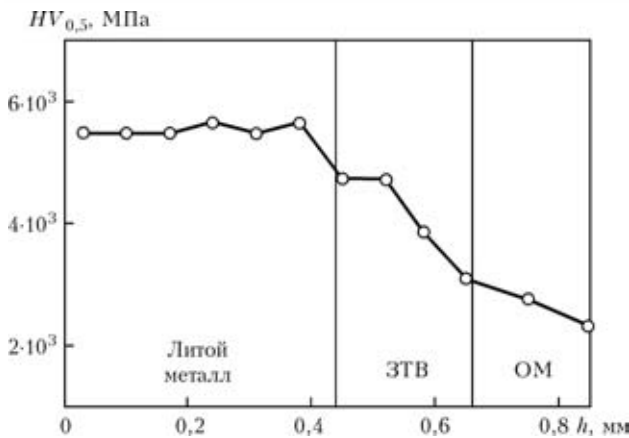


Рис. 1. Распределение микротвердости $HV_{0,5}$ [МПа] по глубине h [мм] образцов из стали 5ХЗВЗМФС после лазерной закалки со скоростями 180–200 м/ч

величину Ra 40 мкм в условиях упрочнения со скоростями 180–200 м/ч.

Установлено, что при обычной лазерной закалке с оплавлением поверхности образуются достаточно твердые мартенситные структуры (рис. 1). Однако, имеется риск возникновения трещин в оплавленной зоне (рис. 2). В случае высокоскоростной (1200 м/ч) закалки с оплавлением в оплавленной зоне образуется мартенсит с высокой ($HV_{0,5}$ –5500–6900 МПа) твердостью (рис. 3, 4). В случае высокоскоростной (1200 м/ч) закалки без оплавления в упрочненных слоях преобладает более мягкая

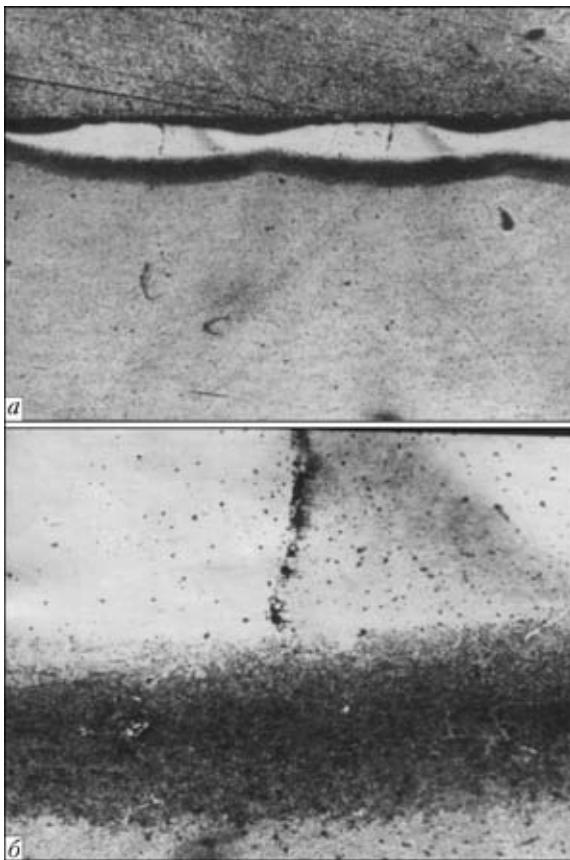


Рис. 2. Образование продольных микротрещин в литом металле по центру дорожек лазерной термообработки, выполненной с оплавлением со скоростью 180–200 м/ч: а – $\times 25$; б – $\times 156$

($HV_{0,5}$ –4100–4800 МПа) сорбитообразная структура с небольшим количеством мартенситных вкраплений (рис. 3, 5). В обоих случаях недостатком высокоскоростной лазерной закалки является образование трещин в упрочненных слоях. Для устранения этого недостатка целесообразно снизить скорость процесса примерно в 6 раз (до 180–200 м/ч). Интересно отметить, что в местах перекрытия дорожек упрочнения (коэффициент перекрытия составлял 15–20 %), не смотря на произошедшую перекристаллизацию, не наблюдается структур отпуска и снижения микротвердости.

Отметим, что в зоне высокоскоростной термообработки с оплавлением наблюдается существенное повышение твердости (рис. 3, кривая 2) по сравнению с термообработкой без оплавления (рис. 3, кривая 1). При этом подъем фокуса излучения над обрабатываемой поверхностью на 30 мм позволяет минимизировать ее шероховатость после закалки с оплавлением. Это свидетельствует о целесообразности применения лазерной закалки с оплавлением порядка $\sim 0,25$ мм и последующего хонингования для упрочнения режущих кромок ножей.

На основании проведенных исследований можно сделать следующие выводы:

1. Для получения на поверхности стали 5ХЗВЗМФС твердых износостойких мартенситных структур без трещин целесообразно применять лазерную закалку с оплавлением, проводимую со скоростями до 200 м/ч. При этом за счет расфокусирования излучения можно добиться сравнительно низкой (до Ra 40 мкм) шероховатости поверхности, что упрощает финишную механическую обработку.

2. Для устранения дефектов геометрии режущего клина промышленного ножа при его лазерной закалке целесообразно сочетать проведение высокоскоростной (800–1200 м/ч) закалки режущей кромки с выполнением закалки с меньшими скоростями (до 180–200 м/ч) по мере удаления от кромки. При этом для устранения трещин в режущей кромке возможно применение предварительно-

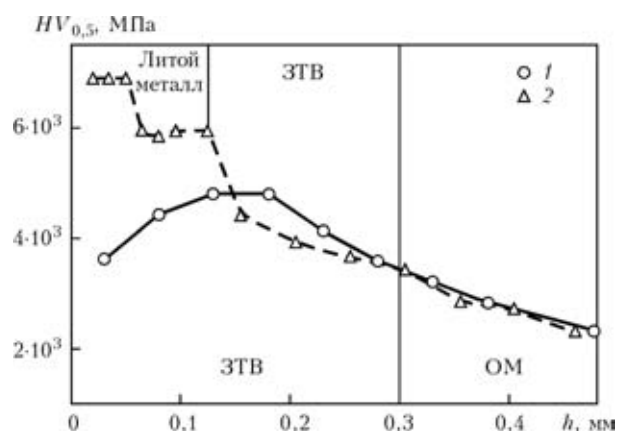


Рис. 3. Распределение микротвердости $HV_{0,5}$ [МПа] по глубине h [мм] образцов из стали 5ХЗВЗМФС после лазерной закалки со скоростью 1200 м/ч: 1 – без оплавления; 2 – с оплавлением

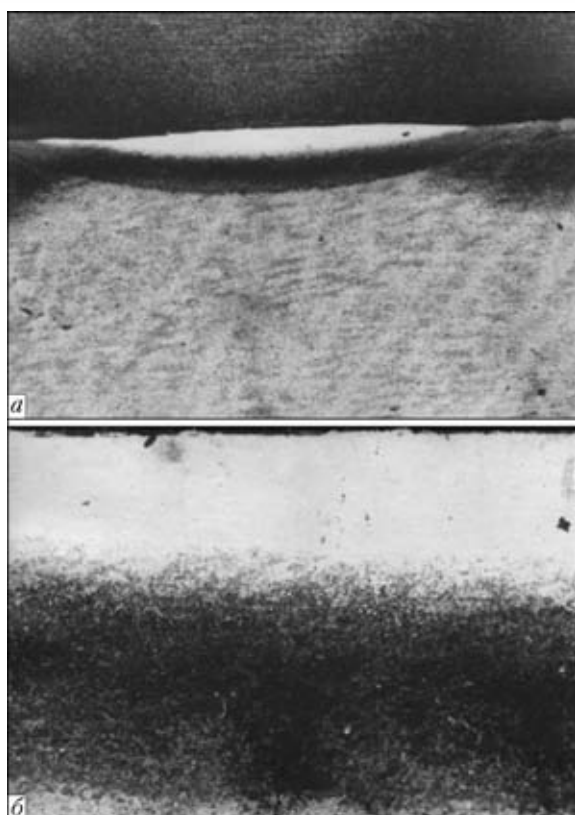


Рис. 4. Структуры поперечного сечения дорожек лазерной термообработки с оплавлением, выполненной со скоростью 1200 м/ч: *a* – $\times 25$; *б* – $\times 156$

го подогрева до температур, не превышающих температуру низкого отпуска.

3. Лазерная закалка с оплавлением предпочтительнее закалки без оплавления, поскольку не требует применения поглощающих покрытий и позволяет получать более твердые мартенситные структуры. Подбор режима закалки целесообразно осуществлять по критериям глубины упрочненного слоя и минимизации шероховатости обработанной поверхности.

4. Примененный метод расчетного определения режима лазерной закалки обеспечивает точность определения глубины упрочненной зоны порядка

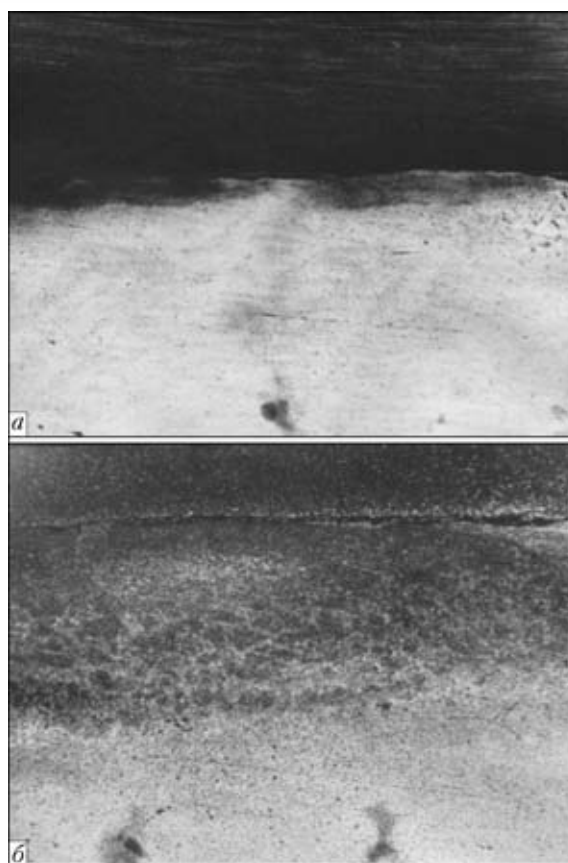


Рис. 5. Структуры поперечного сечения дорожек лазерной термообработки без оплавления, выполненной со скоростью 1200 м/ч: *a* – $\times 25$; *б* – $\times 156$

15–20 %, что приемлемо для предварительного ориентировочного выбора режима.

1. *Натапов Б.С.* Термическая обработка металлов. – К.: Вища школа, 1980. – 288 с.
2. *Марочник сталей и сплавов* / В.Г. Сорокин, А.В. Волосникова, С.А. Вяткин и др.; Под общ. ред. В.Г. Сорокина. – М.: Машиностроение, 1989. – 640 с.
3. *Коваленко В.С., Головки Л.Ф., Черненко В.С.* Упрочнение и легирование деталей машин лучом лазера. – Киев: Техника, 1990. – 192 с.
4. *Хаскин В.Ю.* Расчетно-экспериментальный метод определения параметров режимов процессов лазерной наплавки // Наука та інновації. – 2012. – 8, № 6. – С. 5–16.

СВАРКА ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ГИБРИДНЫМ СПОСОБОМ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ИЗЛУЧЕНИЯ Nd:YAG-ЛАЗЕРА И ДУГИ С НЕПЛАВЯЩИМСЯ ЭЛЕКТРОДОМ

В.Д. ШЕЛЯГИН, С.В. АХОНИН, В.Ю. ХАСКИН, В.Ю. БЕЛОУС
Институт электросварки им. Е.О. Патона НАНУ, Киев Украина

В работе изучались особенности выполнения гибридной лазерно-дуговой сварки соединений низколегированных (ВТ6) и высокопрочных (Т110) титановых сплавов, а также выполнялась оценка механических свойств полученных сварных соединений. Выполненные технологические исследования, позволили подобрать режимы гибридной сварки по критерию достижения максимальной глубины проплавления титановых сплавов, установлено, что лазерно-дуговая сварка при мощности лазерного луча 4,4 кВт и величине сварочного тока 400 А обеспечивает двукратное увеличение глубины провара по сравнению с результатами лазерной сварки, выполненной с мощностью 4,4 кВт, при этом как в случае лазерной, так и в случае гибридной сварки, опасность выгорания легирующих сплав элементов отсутствует. Исследования структуры сварных соединений показали, что в ЗТВ соединений выполненных лазерной сваркой отсутствует зона крупного зерна, которая присутствует в соединениях, выполненных лазерно-дуговой сваркой, что, по мнению авторов, значительно повышает (в 2–3) ударную вязкость сварных соединений высоколегированного титанового сплава Т110, выполненных гибридной лазерно-дуговой сваркой.

В настоящее время титановые сплавы применяются при производстве ответственных конструкций в авиакосмической и химической промышленности, в судостроении. Из них изготавливают такие ответственные изделия, как баллоны высокого давления, элементы шасси, стрингерные панели для самолетов, элементы ракетной техники, емкости для химических реакторов и вытяжных систем, некоторые корпусные изделия [1]. Заложенные в эти изделия конструкторские решения требуют применения сварных соединений. На практике более 90 % всех соединений выполняется аргонодуговой и электронно-лучевой сваркой [2].

Однако эти методы сварки имеют и свои недостатки, такие как малую плотность энергии в дуговой плазме при дуговой сварке, или высокую стоимость и малые габариты большинства доступных вакуумных камер при электронно-лучевой сварке.

В последнее время расширяется применение лазерной сварки, имеющей такие преимущества как высокую плотность энергии в лазерном луче, высокую производительность и прецизионность обработки. Среди недостатков процесса лазерной сварки, прежде всего, можно отметить значительную себестоимость оборудования. В этом случае одним из путей снижения этого показателя в случае применения может являться частичная замена лазерной мощности дуговой при лазерной сварке [3].

Кроме того особенно актуальным стоит вопрос о влиянии термического цикла лазерно-дуговой сварки на свойства соединений высокопрочных титановых сплавов таких, например как Т110, по-

скольку лазерная сварка может приводить к ухудшению их механических свойств [4].

Поэтому целью данной работы является исследование возможности выполнения лазерно-дуговой сварки соединений титановых сплавов таких как низколегированный титановый сплав ВТ6 и высокопрочный Т110 и оценка механических свойств полученных сварных соединений.

В процессе работы изучались: технологическая схема процесса и особенности процесса лазерно-дуговой сварки титана и сплавов на его основе; выполнялось сравнение проплавляющей способности процесса лазерной и лазерно-дуговой сварки титана; определялись механические характеристики полученных сварных соединений титановых сплавов и изучалась их микроструктура.

Для решения этих задач авторами была реализована технологическая схема, процесса лазерно-дуговой сварки, показанная на рис. 1. Согласно этой схеме вольфрамовый электрод располагается перед лазерным лучом.

Источником излучения служил Nd:YAG-лазер модели DY 044 мощностью до 4,4 кВт с длиной волны 1,06 мкм, а источником сварочного тока — источник питания для автоматической сварки вольфрамовым электродом ВДУ-601 УЗ. Следует отметить, что в настоящее время известны исследования направленные на изучение процесса лазерно-дуговой сварки титана с применением MIG-сварки, авторами был выбран вариант с применением TIG-сварки. Этот вариант позволяет выполнять сварку в широких диапазонах режимов, причем как с применением присадочного металла, так и без него. Такое сочетание лазера и TIG-сварки позволяет уве-

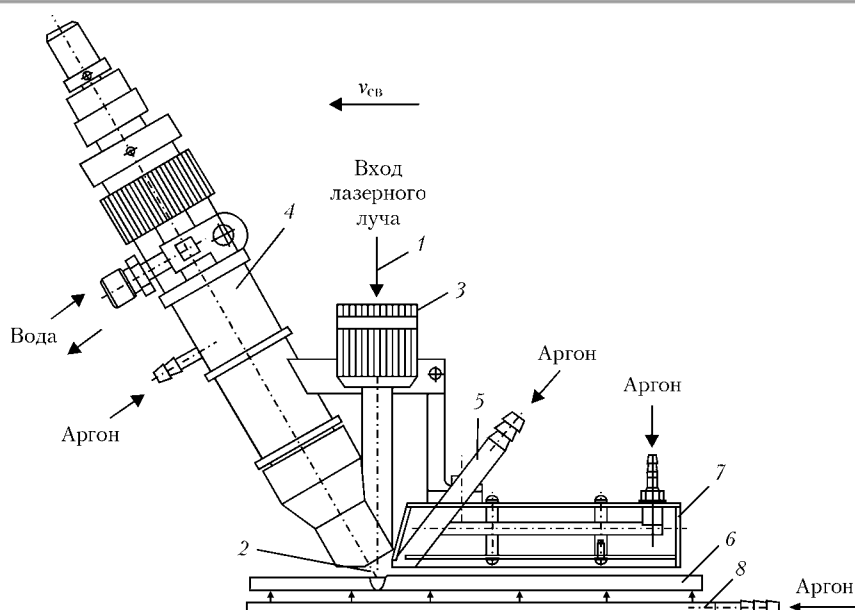


Рис. 1. Технологическая схема проведения экспериментов по гибридной лазерно-дуговой сварке: 1 – лазерное излучение; 2 – вольфрамовый электрод; 3 – плоскопараллельная пластина для ввода лазерного луча; 4 – сварочная горелка для TIG-сварки титана; 5 – приспособление для дополнительной подачи защитного газа; 6 – свариваемый образец; 7, 8 – защитное приспособление для защиты зоны сварки и остывающего металла

личить проплавляющую способность процесса лазерно-дуговой сварки, а также допускает несложное введение присадочной проволоки в зону сварки. Для реализации этой схемы была разработана гибридная сварочная головка, сочетающая в себе подвод сфокусированного линзой с фокусным расстоянием $F = 300$ мм лазерного излучения 1 и вольфрамового электрода 2 диаметром 5 мм.

Увеличение глубины провара, достигалось за счет того, что первой по ходу сварки расположена дуга неплавящегося электрода, что обеспечивало

увеличение поглощаемого металлом лазерного излучения, т.к. расплавленный электрической дугой металл имеет лучшую поглощательную способность, чем холодный.

В качестве образцов использовали титановые сплавы ВТ-6 и Т110 толщиной $\delta = 13$ мм. Проведенные экспериментальные исследования позволили установить, что лазерно-дуговым способом можно проваривать титановые сплавы толщиной 12 мм на скорости 22–24 м/ч при мощности излучения 4,4 кВт, сварочном токе 400 А и напряжении 12–

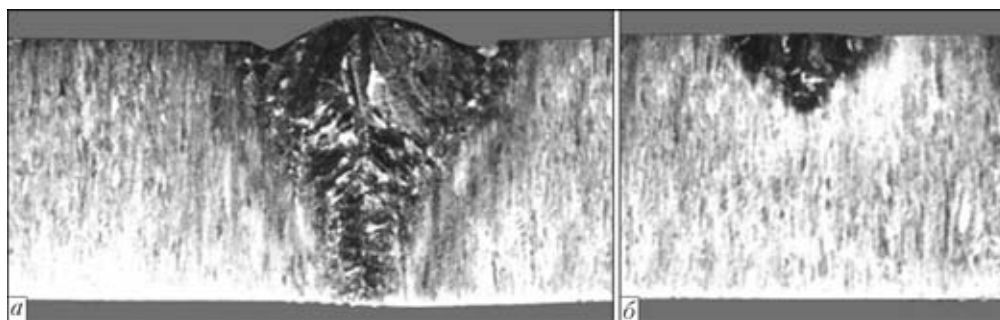


Рис. 2. Поперечный макрошлиф наплавки на титановом сплаве ВТ6 толщиной 13 мм: а – лазерно-дуговая сварка, б – лазерная сварка

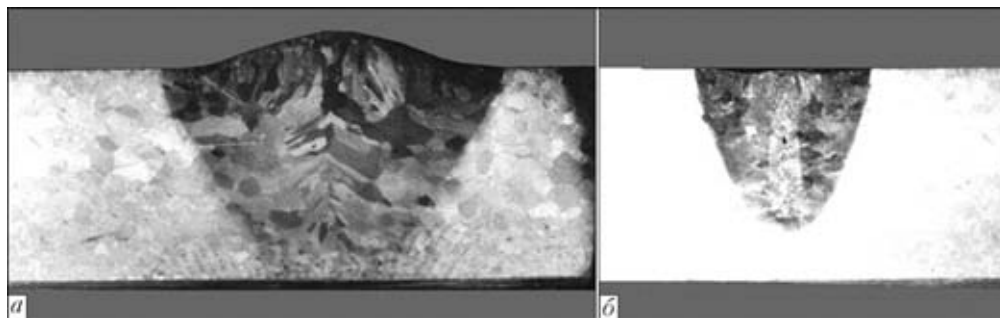


Рис. 3. Поперечный макрошлиф наплавки на титановом сплаве Т110 толщиной 13 мм: а – лазерно-дуговая сварка, б – лазерная сварка

Таблица 1. Механические свойства основного металла сплава ВТ6 и сварных соединений выполненных лазерно-дуговой сваркой

Материал/тип соединения	σ_B , МПа	σ_{02} , МПа	δ , %	ψ , %	KCV, Дж/см ²	
Основной металл — ВТ6 толщина 13 мм	888	815	13,6	30	59	
					Шов	ЗТВ
Сварное соединение лазерно-дуговое	911	—	—	—	54	32
Сварное соединение лазерное	960	—	—	—	34	31

Таблица 2. Механические свойства основного металла сплава Т110 и сварных соединений выполненных лазерной и лазерно-дуговой сваркой

Материал	σ_B , МПа	σ_{02} , МПа	δ , %	ψ , %	KCV, Дж/см ²	
Основной металл — Т110 толщина 13 мм	1130	999	6	5	38	
					Шов	ЗТВ
Сварное соединение лазерно-дуговое	1180	—	—	—	15	23
Сварное соединение лазерное	1131	—	—	—	6	13

14 В. Поперечные макрошлифы сварных швов титановых сплавов ВТ6 и Т110 приведены на рис. 2 и рис. 3.

Глубина проплавления при выполнении лазерно-дуговой сварки титанового сплава ВТ6 увеличилась по сравнению с лазерной сваркой в 3 раза при увеличении погонной энергии в 2 раза. При сварке титанового сплава Т110 глубина проплавления увеличилась в 2 раза.

Анализ механических свойств полученных сварных соединений (табл. 1, 2), показал, что более высокие значения ударной вязкости и имеют сварные соединения, выполненные лазерно-дуговой сваркой. При этом сварные соединения сплава ВТ6, выполненные с применением как одного лишь лазера так и лазерно-дуговой сваркой имеют удовлетворительные показатели ударной вязкости металла шва, которые меньше несколько хуже аналогичных показателей для основного металла.

Анализ механических свойств полученных сварных соединений высокопрочного титанового сплава Т110 показал, что сварные соединения сплава Т110 выполненные с применением одного лишь лазера имеют неудовлетворительные показатели ударной вязкости металла шва, и самые низкие значения ударной вязкости в ЗТВ. Разрушение хрупкое. Металл шва и ЗТВ имеет малую пластичность и высокую прочность.

Для определения причин понижения свойств сварных соединений высокопрочного титанового сплава Т110 выполненных лазерной сваркой, по сравнению с выполненного лазерно-дуговой сваркой были проведены детальные исследования структуры сварных соединений.

Для оценки возможного влияния на свойства полученных сварных соединений выгорания возможного выгорания легирующих элементов, и как результат уменьшения их содержания в металле

шва выполнялся микрорентгеноспектральный анализ сварных соединений. Данные спектрального анализа и сканирующей электронной микроскопии, позволили сделать вывод, что при сварке образцов из сплавов ВТ6 и Т110 на выбранных режимах снижение содержания легирующих элементов в сварных швах находилось в пределах марочных стандартов.

В металле шва сварных соединений титанового сплава ВТ6 выполненных лазерной сваркой формируются преимущественно вытянутые в направлении теплоотвода первичные β -зерна характерные для титановых $\alpha + \beta$ -сплавов мартенситного типа (рис. 4, а). Внутризеренную структуру после лазерной сварки составляет метастабильная мартенситная грубоигольчатая α' -фаза. ЗТВ при лазерной сварке этого сплава имеет строение, несколько отличающееся от строения ЗТВ после сварки плавлением сплава ВТ6 другими способами.

Как правило, в ЗТВ сварных соединений титановых сплавов различают три характерных участка: участок крупного зерна, (от температуры плавления до температур интенсивного роста β -зерен около 1300 °С); участок полной перекристаллизации, от температур интенсивного роста β -зерен до температур конца $\alpha \rightarrow \beta$ -превращения 890 °С; участок неполной перекристаллизации; нагреваются до температур начала $\alpha \rightarrow \beta$ -превращения 890 °С. Исследования выполненных сварных соединений показали, что в случае лазерной сварки сплава ВТ6 по указанному выше режиму в ЗТВ отсутствует участок крупного зерна.

В участке полной перекристаллизации, так же как и в шве, преобладает мартенситная α' -фаза (более мелкоигольчатая, чем в металле шва). Участок полной перекристаллизации имеет минимальную ширину, составляющую 0,5–1 зерно (рис. 4, б).

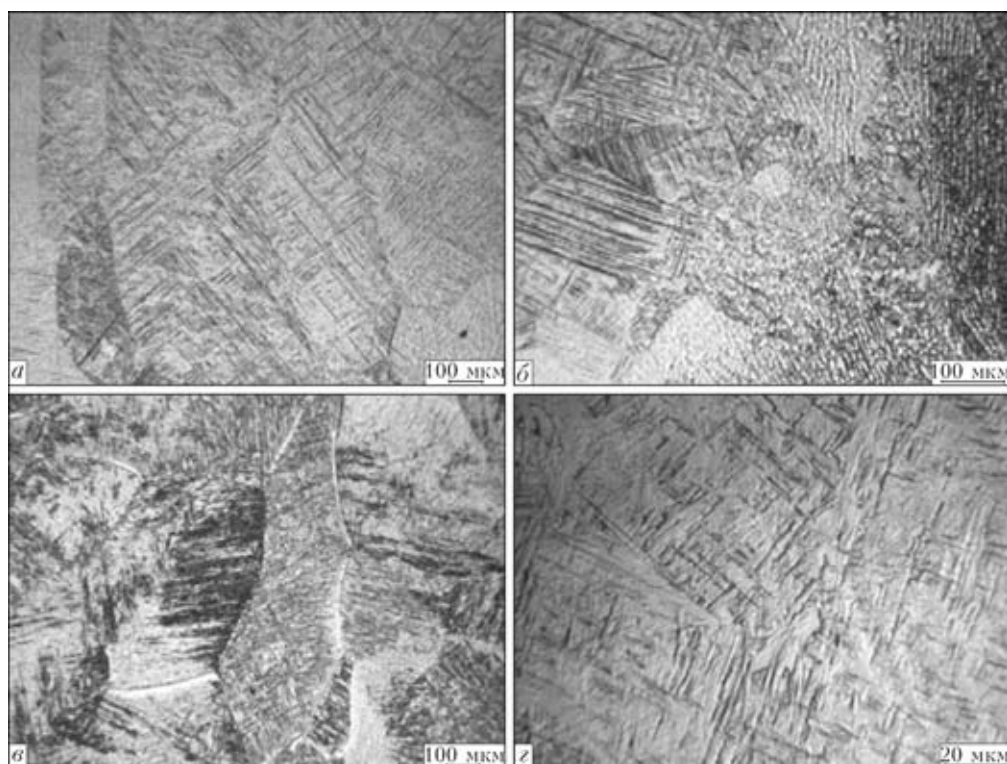


Рис. 4. Микроструктура металла шва и ЗТВ сварных соединений сплава ВТ6: *a, б* – выполненных лазерной сваркой; *в, г* – выполненных лазерно-дуговой сваркой; *a, в* – металл шва; *б, г* – ЗТВ околошовная зона

В металле шва соединений титанового сплава ВТ6 выполненных лазерно-дуговой сваркой формируются так же, как и при лазерной сварке, вытянутые в направлении теплоотвода первичные β -зерна по всей высоте шва (рис. 4, *в*). Внутризеренную структуру составляет грубоигольчатая α' -фаза, по-

добно тому как это происходило при лазерной сварке сплава ВТ6.

В ЗТВ сварного соединения, выполненного лазерно-дуговой сваркой, в отличие от ЗТВ сварного соединения, выполненного лазерной сваркой, присутствуют все три участка ЗТВ, описанные выше и

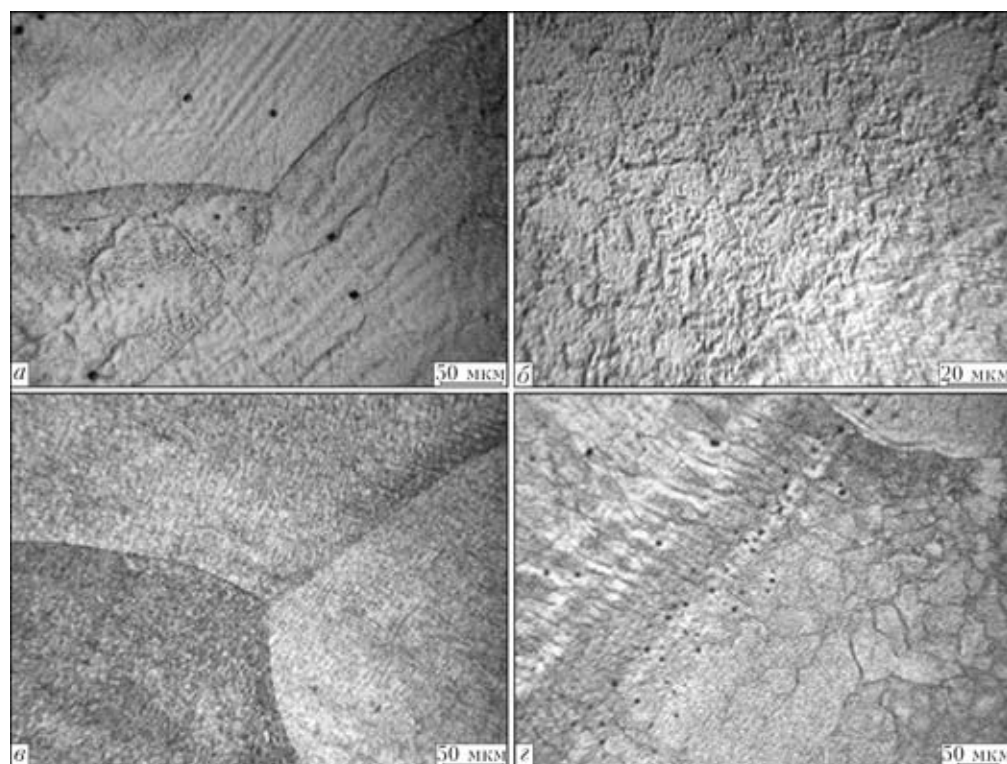


Рис. 5. Микроструктура металла шва и ЗТВ сварных соединений сплава Т110: *a, б, г* – выполненных лазерной сваркой; *в* – выполненных лазерно-дуговой сваркой; *a, в, г* – металл шва; *б* – ЗТВ околошовная зона

характерные для других способов сварки плавлением. Внутризеренная структура околшовной зоны состоит из игольчатой метастабильной α' -фазы (рис. 4, *з*).

Сплав Т110, относится к титановым $\alpha + \beta$ -сплавам мартенситного типа, коэффициент стабильности β -фазы в сплаве Т110 составляет около 0,6.

В металле сварных соединений титанового сплава Т110, выполненном лазерно-дуговой сваркой, четко прослеживается дендритная структура (рис. 5, *а*). В металле шва фиксируются метастабильные β - и α'/α'' -фазы. В зернах шва фиксируется субструктура (рис. 5, *а*). В металле шва сплава Т110, выполненном лазерной сваркой после травления шлифа образовались многочисленные ямки травления, которые вытравливаются в местах выхода на поверхность скоплений дислокаций (рис. 5, *з*). Это может быть косвенным свидетельством напряженного состояния сварного соединения.

В ЗТВ сварного соединения сплава Т110, выполненного лазерной сваркой участок крупного зерна — отсутствует (рис. 5, *б*), как и в случае лазерной сварки сплава ВТ6. В зоне полного полиморфного превращения, после быстрого охлаждения фиксировалась метастабильная структура, состоящая из матричной β -фазы и дисперсных частиц мартенситной α'/α'' -фазы. Большинство зерен в околшовной зоне имеют субструктуру, в участках ЗТВ с неполной перекристаллизацией, примыкающих к ОМ, субструктура отсутствует.

При лазерно-дуговой сварке сплава Т110 в металле шва образуются преимущественно вытянутые в направлении теплоотода β -зерна (рис. 5, *в*). Внутризеренная структура состоит так же, как и после лазерной сварки, из метастабильных β - и α'/α'' -фаз. При лазерно-дуговой сварке сплава Т110 участок крупного зерна присутствует. В отличие от сварного соединения сплава Т110, выполненного лазерной сваркой, ни в шве, ни в ЗТВ сварного соединения, выполненного лазерно-дуговой сваркой, не наблюдалось субструктуры, микроструктура была более однородной и равномерной, ямки

травления не появлялись, что по видимому связано с более низким уровнем сварочных напряжений.

Таким образом, результаты металлографического исследования сварных швов, показавшие отсутствие субструктуры в металле шва выполненного лазерно-дуговой сваркой при ее наличии субструктуры в швах выполненных лазерной сваркой, а также более высокий уровень внутренних напряжений в металле соединений выполненных лазерной сваркой подтверждают различие свойств сварных соединений.

Изложенные результаты позволили сделать следующие выводы:

1. Установлено, что применение предложенной схемы лазерно-дуговой сварки при мощности лазерного луча 4,4 кВт и величине сварочного тока 400 А обеспечивает примерно двукратное увеличение глубины провара по сравнению с результатами одной лишь лазерной сварки, выполненной на режиме с аналогичными параметрами.

2. Предел прочности сварных соединений титановых сплавов ВТ6 и Т110 (в состоянии после сварки), выполненных лазерно-дуговой сваркой, несколько больше (на 2–4 %) значений предела прочности основного металла при удовлетворительной пластичности и ударной вязкости.

3. Наличие зоны крупного зерна в ЗТВ и отсутствие субструктуры в металле соединений, выполненных лазерно-дуговой сваркой, по мнению авторов, повышает их ударную вязкость по сравнению с соединениями, выполненными лазерной сваркой, в ЗТВ которых отсутствует зона крупного зерна.

1. *Металлургия* и технология сварки титана и его сплавов / С.М. Гуревич, В.Н. Замков, В.Е. Блащук и др. // 2-е изд., доп. и перераб. — К.: Наук. думка, 1986. — 240 с.
2. *Электронно-лучевая* сварка / О.К. Назаренко, А.А. Кайдалов, С.Н. Ковбасенко и др. // Под ред. Б.Е. Патона; АН УССР. Ин-т электросварки им. Е.О. Патона. — К.: Наук. думка, 1987. — 255 с.
3. *Гибридная* сварка излучением CO_2 -лазера и дугой плавящегося электрода в углекислом газе / В.Д. Шелягин, В.Ю. Хаскин, В.П. Гаращук и др. // Автомат. сварка. — 2002. — № 10. — С. 38–41.
4. *Laser welding of titanium alloys* / B.E. Paton, V.D. Shelyagin, S.V. Akhonin et al. // The Paton Welding J. — 2009. — № 7. — P. 30–34.

Именной указатель

- А**
Абдулах В.М. 22
Avilov V. 11
Апуакин М. 34, 39
Ахонин С.В. 96
- В**
Wachmann M. 11
Белоус В.Ю. 96
Бердникова Е.Н. 51
Бернацкий А.В. 64
Блощинин М.С. 15, 18
Богачёв Д.Г. 56, 60
Vuzelis R. 85
Бушма А.И. 44
- В**
Валевич М.Л. 56, 60
- Г**
Головко Л.Ф. 15, 18
Gumenyuk A. 11
- Д**
Демченко В.Ф. 22, 80
Джемелінський В.В. 26
Доляновская О.В. 92
Drazdys R. 85
- Е**
Ершов И.В. 30
- Z**
Zhang Q. 34, 39
Жданов С.Л. 51
Zhuk R. 34, 39
- И**
Илясов В.В. 30
- К**
Kovalenko V.S. 7, 34, 39
Колисниченко О.В. 56, 60
Kondrashev P. 34, 39
Кривцун И.В. 44, 75, 80
Кушнарера О.С. 64
- Л**
Лесик Д.А. 26
Лесной А.Б. 22
Lubovna L. 48
- M**
Mazeika K. 85
Mazur A. 48
Makovetska O. 48
Маркашова Л.И. 51, 56, 60, 64
Месхи Б.Ч. 30
- N**
Nayebi M. 39
- P**
Padgurskas J. 85
Petruk V. 48
Позняков В.Д. 51
Полишко А.А. 70
Pustovoyt S. 48
- R**
Rethmeier M. 11
Рыжкин А.А. 30
- С**
Саенко В.Я. 70
Salminen A. 89
Семенов И.Л. 75
Семёнов А.П. 80
Сидорец В.Н. 44
Сиора А.В. 51
Siravicius C. 85
Sokolov M. 89
Степанюк С.Н. 70
Stepura O. 34, 39
- Т**
Телятников Е.Д. 30
Туник А.Ю. 70
Тюрин Ю.Н. 56, 60
- Ф**
Фам Д.К. 30
- Х**
Хаскин В.Ю. 44, 64, 92, 96
- Ш**
Шелягин В.Д. 44, 51, 64, 96
Шуба И.В. 80
- У**
Уао J. 34, 39

Name Index

- A**
Abdulakh V.M. 22
Akhonin S.V. 96
Anyakin M. 34, 39
Avilov V. 11
- B**
Bachmann M. 11
Belous V.Yu. 96
Berdnikova E.N. 51
Bernatskiy A.V. 64
Bloshchitsin M.S. 15, 18
Bogachev D.G. 56, 60
Bushma A.I. 44
Buzelis R. 85
- D**
Demchenko V.F. 22, 80
Dolianovskaya O.V. 92
Drazdys R. 85
Dzhemelinskyy V. 26
- E**
Ershov I.V. 30
- F**
Fam D.K. 30
- G**
Golovko L.F. 15, 18
Gumenyuk A. 11
- I**
Ilyasov V.V. 30
- K**
Khaskin V.Yu. 44, 64, 92, 96
Kolishnichenko O.V. 56, 60
Kondrashev P. 34, 39
Kovalenko V.S. 7, 34, 39
Krivtsun I.V. 44, 75, 80
Kushnareva O.S. 64
- L**
Lesnoy A.B. 22
Lesyk D. 26
Lubovna L. 48
- M**
Makovetska O. 48
Markashova L.I. 51, 56, 60, 64
Mazeika K. 85
Mazur A. 48
Meskhi B.Ch. 30
- N**
Nayebi M. 39
- P**
Padgurskas J. 85
Petruk V. 48
Polishko A.A. 70
Poznyakov V.D. 51
Pustovoyt S. 48
- R**
Rethmeier M. 11
Ryzhkin A.A. 30
- S**
Saenko V.Ya. 70
Salminen A. 89
Semenov A.P. 60
Semenov I.L. 75
Shelyagin V.D. 44, 51, 64, 96
Shuba I.V. 80
Siora A.V. 51
Sipavicius C. 85
Sokolov M. 89
Stepanyuk S.N. 70
Stepura O. 34, 39
Sydorets V.N. 44
- T**
Telyatnikov E.D. 30
Tunik A.Yu. 70
Tyurin Yu.N. 56, 60
- V**
Valevich M.L. 56, 60
- Y**
Yao J. 34, 39
- Z**
Zhang Q. 34, 39
Zhdanov S.L. 51
Zhuk R. 34, 39