

The National Academy of Sciences of Ukraine
The E.O. Paton Electric Welding Institute of NASU
Laser Technology Research Institute of NTUU «KPI»
Zhejiang University of Technology
International Association «Welding»
Charity Foundation «Welding Community»

Национальная академия наук Украины
Институт электросварки им. Е.О. Патона НАНУ
НИИ лазерной техники и технологий НТУУ «КПИ»
Дзеньянский технологический университет
Международная ассоциация «Сварка»
Благотворительный фонд «Содружество сварщиков»

LASER TECHNOLOGIES IN WELDING AND MATERIALS PROCESSING

ЛАЗЕРНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ В СВАРКЕ И ОБРАБОТКЕ МАТЕРИАЛОВ

Proceedings of the Fifth International Conference
24 May – 27 May, 2011, vil. Katsiveli, Crimea, Ukraine

Сборник трудов Пятой международной конференции
24–27 мая 2011 г., пос. Кацивели, Крым, Украина

E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine
Kiev 2011

ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины
Киев 2011

(2011) **Laser Technologies in Welding and Materials Processing**. Kiev: E.O. Paton Electric Welding Institute, NASU, 150 pp.

The book contains papers presented at the Fifth 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:

«Avtomaticheskaya 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, L.N. Gerasimenko*

Design *D.I. Sereda*

Editor *N.A. Dmitrieva*

State Registration Certificate DK 166 of 06.09.2000

© E.O. Paton Electric Welding Institute, NASU, 2011

© International Association «Welding», 2011

CONTENTS

<i>Kovalenko V.S.</i> Towards the fifties anniversary of laser technology development	7
<i>Bushma A.I., Sidorets V.N.</i> Peculiarities of operation of feedbacks in power sources based on laser-arc discharge	12
<i>Volgin V.I., Mayorov V.S.</i> Development of industrial laser technologies at ZIL	16
<i>Gnylytskiy Y.M., Dzhemelynskiy V.V., Demchyshyn A.V. and Krasavin A.P.</i> Surface modification of vacuum-arc deposited condensates Ti/Fe, Ti/Mg and nickel alloy SDP-2 by use of laser	20
<i>Golovko L.F., Bloschchysyn M.S., Kachurovska N.O.</i> Intensification of the process of laser gas-powder surfacing using energy of the plasma jet	24
<i>Golovko L.F., Kaglyak O.D., Lutay A.N., Klyuchnikov Yu.V., Poleshko O.P.</i> Residual stresses and deformations in steels at laser forming of 3D objects	29
<i>Golovko L.F., Lysenko M.G., Lutay A.N.</i> Laser technology for the formation of pinning centers in ceramic superconductors	34
<i>Goncharuk O.O., Golovko L.F., Lutay A.N., Klyuchnikov Yu.V., Novikov N.V., Shepelev A.A., Sorochenko V.G.</i> Influence of laser irradiation on phase composition, substructure and strength of cubic boron nitride	38
<i>Goshovskiy S.V., Roganov Yu.V., Kurysko S.V., Syrotenko P.T. and Voytenko Yu.I.</i> Mathematical modeling of brittle rock destruction process under the influence of laser radiation	42
<i>Grebenkin A.P., Larichev A.V., Mayorov V.S., Panchenko V.Ya.</i> Registration of biomagnetic signals of brain using superconducting quantum magnetometers in laser visual stimulation of eye retina	46
<i>Zhuk R.O., Oleshchuk L.M., Pershak N.S.</i> Configurations of industrial laser systems for processing of workpieces with irregular shape	51
<i>Quiroz V., Gumenyuk A. and Rethmeier M.</i> Investigations on laser beam welding of high-manganese austenitic and austenitic-ferritic stainless steels	55
<i>Kong F.-Z., Lu Y., Dai J.-H., Lou C., Yao J.-H. and Anyakin M.</i> Effect of TiC on thermal stability of H13/TiC composite coating in laser cladding	60
<i>Kovalenko D., Yushchenko K., Kriotsun I., Kovalenko I. and Nakvasnyuk V.</i> Hybrid micro TIG-assisted laser (TIGAL) and laser-assisted TIG (LATIG) welding including with application of activating flux of stainless steel	64
<i>Kulik V.M., Shelyagin V.D., Savitsky M.M., Elagin V.P., Siora O.V., Khaskin V.Yu.</i> Peculiarities of laser welding of alloyed medium-carbon steel	71
<i>Lou C.-H., Wu H.-F., Li Z.-H., Yao J.-H., Chen Z.-J., Guo S.-R. and Zhuk R.</i> Design of atomizing nozzle for laser cladding special powder	79
<i>Mazheyka A.I.</i> Influence of laser radiation on structure formation of crystals	83

<i>Mazheyka A.I.</i> Assessment of stresses on surface layers of nickel-titanium under combined laser treatment	85
<i>Mayorov V.S., Mayorov D.V.</i> Reduction of wear of cylinders of internal combustion engines after laser heat treatment	88
<i>Mayorov D.V.</i> Evaluation of modes of laser power surfacing	92
<i>Panchenko V.Ya., Vasiltsov V.V., Egorov E.N., Ilyichev I.N., Mayorov V.S., Misyurov A.I., Niziev V.G. and Pavlov M.N.</i> Experimental plant for selective laser sintering developed in Russia. Production of materials	99
<i>Reisgen U., Schleser M., Abdurakhmanov A., Turichin G., Valdaitseva E., Bach F.-W., Hassel T. and Beniyash A.</i> Investigation of factors for defect-free weld formation by non-vacuum electron beam welding	104
<i>Rao R.V., Kovalenko V.S., Kolpakov V., Kalyankar V.D. and Singh D.</i> Parameter optimization of laser beam machining process using hybrid ABC-SA algorithm	110
<i>Romanenko V.V., Dubnyuk V.L.</i> Development and application of adaptive optical systems for laser processing technology	120
<i>Romanenko V.V., Kozyrev O.S., Zhuk R.O.</i> Modernization of cutting dies hardening by means of laser radiation	123
<i>Semenov I. L. and Krivtsun I.V.</i> Numerical study of condensed-phase nucleus growth in vapor-gas jet under laser welding	126
<i>Topolskiy V.F.</i> , <i>Shelaygin V.D., Akhonin S.V., Khaskin V.Yu., Petrichenko I.K., Bernatskiy A.V., Siora A.V.</i> Laser hardening of T110 titanium alloy	131
<i>Turichin G.A., Tsibulsky I.A., Zemlaykov E.V., Valdaytseva E.A., Kuznetsov M.V.</i> Development of technology and equipment for laser and laser-arc welding of aluminum alloys	134
<i>Kchmelnitska K.I., Krivosheya A.V., Nikitin O.Ya.</i> Technology of accelerated laser sintering of pieces from powder mixtures	140
<i>Shcheglov P.Yu., Gumenyuk A.V., Rethmeier M., Uspensky S.A., Petrovsky V.N.</i> Study of welding plume in high-power fiber laser welding	142
<i>Name Index</i>	149

СОДЕРЖАНИЕ

<i>Kovalenko V.S.</i> Towards the fifties anniversary of laser technology development	7
<i>Бушма А.И., Сидорец В.Н.</i> Особенности функционирования обратных связей в источниках питания лазерно-дугового разряда	12
<i>Волгин В.И., Майоров В.С.</i> Разработка промышленных лазерных технологий на ЗИЛе	14
<i>Gnylytskiy Y.M., Dzhemelynskiy V.V., Demchyshyn A.V. and Krasavin A.P.</i> Surface modification of vacuum-arc deposited condensates Ti/Fe, Ti/Mg and nickel alloy SDP-2 by use of laser	20
<i>Головко Л.Ф., Блощизин М.С., Качуровська Н.О.</i> Інтенсифікація процесу лазерного газопорошкового наплавлення із застосуванням енергії плазмового струменя	24
<i>Головко Л.Ф., Кагляк А.Д., Лутай А.Н., Ключников Ю.В., Полешко А.П.</i> Залишкові напруження та деформації в сталях при лазерному формоутворенні об'ємних конструкцій	29
<i>Головко Л.Ф., Лысенко М.Г., Лутай А.Н.</i> Лазерная технология создания центров пиннинга в керамических сверхпроводниках	34
<i>Гончарук А.А., Головко Л.Ф., Лутай А.Н., Ключников Ю.В., Новиков Н.В., Шепелев А.А., Сороченко В.Г.</i> Влияние лазерного облучения на фазовый состав, субструктуру и прочность кубического нитрида бора	38
<i>Goshovskiy S.V., Roganov Yu.V., Kurysko S.V., Syrotenko P.T. and Voytenko Yu.I.</i> Mathematical modeling of brittle rock destruction process under the influence of laser radiation	42
<i>Гребенкин А.П., Ларичев А.В., Майоров В.С., Панченко В.Я.</i> Регистрация биомагнитных сигналов мозга с использованием сверхпроводниковых квантовых магнитометров при лазерной зрительной стимуляции сетчатки глаза	46
<i>Жук Р.О., Олещук Л.М., Першак Н.С.</i> Компонування лазерного технологічного обладнання для обробки поверхонь складної форми	51
<i>Quiroz V., Gumenyuk A. and Rethmeier M.</i> Investigations on laser beam welding of high-manganese austenitic and austenitic-ferritic stainless steels	55
<i>Kong F.-Z., Lu Y., Dai J.-H., Lou C., Yao J.-H. and Anyakin M.</i> Effect of TiC on thermal stability of H13/TiC composite coating in laser cladding	60
<i>Kovalenko D., Yushchenko K., Kriotsun I., Kovalenko I. and Nakvasyuk V.</i> Hybrid micro TIG-assisted laser (TIGAL) and laser-assisted TIG (LATIG) welding including with application of activating flux of stainless steel	64
<i>Кулик В.М., Шелягин В.Д., Савицкий М.М., Елагин В.П., Сиора А.В., Хаскин В.Ю.</i> Особенности лазерной сварки среднеуглеродистой легированной стали	71
<i>Lou C.-H., Wu H.-F., Li Z.-H., Yao J.-H., Chen Z.-J., Guo S.-R. and Zhuk R.</i> Design of atomizing nozzle for laser cladding special powder	79
<i>Мажейка А.И.</i> Влияние лазерного излучения на структурообразование кристаллов	83

<i>Мажейка А.И.</i> Оценка напряжений в поверхностных слоях никелида титана при комбинированной лазерной обработке	85
<i>Майоров В.С., Майоров Д.В.</i> Снижение износа цилиндров двигателей внутреннего сгорания после лазерной термообработки	88
<i>Майоров Д.В.</i> Оценка режимов лазерной газопорошковой наплавки	92
<i>Panchenko V.Ya., Vasil'tsov V.V., Egorov E.N., Ilyichev I.N., Mayorov V.S., Misyurov A.I., Niziev V.G. and Pavlov M.N.</i> Experimental plant for selective laser sintering developed in Russia. Production of materials	99
<i>Reisgen U., Schleser M., Abdurakhmanov A., Turichin G., Valdaitseva E., Bach F.-W., Hassel T. and Beni-yash A.</i> Investigation of factors for defect-free weld formation by non-vacuum electron beam welding	104
<i>Rao R.V., Kovalenko V.S., Kolpakov V., Kalyankar V.D. and Singh D.</i> Parameter optimization of laser beam machining process using hybrid ABC-SA algorithm	110
<i>Романенко В.В., Дубнюк В.Л.</i> Разработка и применение адаптивных оптических систем в лазерной технологии	120
<i>Романенко В.В., Козырев А.С., Жук Р.О.</i> Усовершенствованный способ упрочнения вырубных штампов лазерным излучением	123
<i>Semenov I. L. and Krivtsun I.V.</i> Numerical study of condensed-phase nucleus growth in vapor-gas jet under laser welding	126
<i>Топольский В.Ф., Шелягин В.Д., Ахонин С.В., Хаскин В.Ю., Петриченко И.К., Бернацкий А.В., Сиора А.В.</i> Лазерное поверхностное упрочнение титанового сплава Т110	131
<i>Туричин Г.А., Цибульский И.А., Земляков Е.В., Валдайцева Е.А., Кузнецов М.В.</i> Разработка технологии и оборудования для лазерной и лазерно-дуговой сварки алюминиевых сплавов	134
<i>Хмельницька К.І., Кривошея А.В., Нікітін О.Я.</i> Технологія прискороного селективного лазерного спікання виробів з порошкових сумішей	140
<i>Щеглов П.Ю., Гуменюк А.В., Ретмайер М., Успенский С.А., Петровский В.Н.</i> Исследование факела при сварке мощными волоконными лазерами	142
<i>Name Index</i>	149

TOWARDS THE FIFTIES ANNIVERSARY OF LASER TECHNOLOGY DEVELOPMENT

V.S. KOVALENKO

NTUU «Kiev Polytechnic Institute», Kiev, Ukraine

The paper describes the different aspects of laser technology development for the last five decades: development of the wide variety of lasers and laser equipment, different application of laser radiation, evolution of educational programs, large spectrum of organizational activities on the national and international levels etc.

50 years has passed since first laser appeared thus starting the new laser era in science and technology development. The achievements gained in this field for five decades prove that laser technology may be considered as the most significant discovery of the XX century. The mankind is paying tribute first of all to fundamental theoretical studies in quantum physics, electronics, optics of the greatest scientist of the past century – Albert Einstein, Alexander Prokhorov, Nikolay Basov, Charles Towns, Theodore Meiman, Arthur Shawlow, Gordon Gould and to many others. First laser radiation with its unique characteristics was considered as prospective weaponry to destroy the armed forces and armament. The huge resources had been directed to the development of this field by highly industrialized countries, which promoted the disclosure of other prospective applications for lasers.

A bit of history. First research in the development of lasers and laser systems had been initiated almost in parallel in the former USSR and USA at the end of 1950s and beginning of 1960s of the last century. With time the all industrial countries of the world had been involved in such R&D programs and in implementation of lasers in different fields of human activities.

In Ukraine such research had been started at the Physics Institute, V.E. Lashkaryov Institute of Semiconductor Physics, E.O. Paton Electric Welding Institute and other institutions of the Academy of Science of Ukraine. First studies of laser use for material processing (industrial laser applications) had been initiated under the supervision of Prof. S. Kartavov at Kiev Polytechnic Institute (KPI) – now the National Technical University of Ukraine «KPI» – in 1964 and the first book in the world in this field «The use of optical quantum generators for technological purposes» had been published back in 1967 [1]. The great impact on interest development from researchers to other different applications had been promoted by John Ready's book [2], published in USA in 1971.

At first the focused laser radiation was considered as unique means to pierce small holes in different

components of precision engineering. At the same time the manufacturer's attitude to new technology had been quite skeptical, some of them even had been afraid of being dangerously irradiated by laser light... But then fields of applications had become much wider and the focused laser beam was even named as the new type of universal tool, able to perform the vast variety of material processing. There were even arguing at first from some classic experts in mechanical engineering that such terminology is impossible to use in that case because such kind of «universal tool» cannot be stored in typical shop instrumental bank of manufacturing enterprises of that time.

Even the well-known authorities in lasers (Profs Charles Towns and Alexander Prokhorov) at first had been quite skeptical about industrial laser applications and personally advised the author of this paper back in 1964–1966 to quit «the childish games with laser holes drilling» and better to switch my efforts as mechanical engineer by profession to the study the possibilities for laser application in astrophysics (for example, for measurement the distance between the planets in outer space).

Main achievements. When we started our first research at KPI at the beginning of 1964 except of self made laser device (at that time we called it the optical quantum generator) there were no means to control the process parameters or the beam interaction with material results. By our assessment the pulse energy was around 2 J.

To evaluate the beam energy we used to measure pump lamp charging voltage and made the corresponding curve or just counted the number of blades pierced through with laser pulse. The more blades were pierced the higher was the pulse energy. The special energy meters and power meters had been developed later and much more sophisticated devices had been manufactured to evaluate the parameters of laser material processing. Microholes in dies, watch stones, different nozzles, diaphragms etc. became the first field of prospective laser technology application.

Laser systems. At the beginning of laser era the main industrial application were based on the use of solid state (mainly pulsed) lasers – ruby, Nd-glass,

Table 1. Lasers for metal processing (mln USD)

Type/year	2009 rev.	2010 est.	%	2011 proj.	%
CO ₂	621	729	17	839	15
Solid-state	208	224	8	244	9
Fiber	85	115	35	138	20
Total	914	1068	17	1221	14

Nd:YAG pumped with flash lamps. The new step in laser technology development was the advent of the new generation of laser — CW lasers. Thanks to the invention of Dr. Kumar Patel, the CO₂-laser became for many years the very reliable source of CW infrared radiation. The latest success in laser systems development is the appearance of high power diode lasers with mean power ranging from few watts up to 10 kW. With development of broad variety of diode lasers it became possible to use more efficient pumping of solid-state laser with the diode one. The most recent achievement in manufacturing advanced laser systems is even more promising: the new type of laser has been developed — fiber optics laser. Small size and mass, high efficiency and shape flexibility are the most significant advantages of this new laser. Even at this quite early stage of development their mean power is reaching already 10 kW. Some characteristics of industrial fiber optics lasers of IPG company are given below:

Optical parameters:	YLR-1000	YLR-2000	YLR-4000	YLR-10000
Mode of operation	CW	CW	CW	CW
Central emission wavelength, nm	1070	1070	1070	1070
Nominal output power, W	1000	2000	4000	10,000
Typical beam quality, mm·mrad	6	18	20	25
Output power stability (long term), %	±3	±3	±3	±3
Output fiber delivery diameter, μm	100–200	200–300	300–400	400
Electrical parameters:				
Typical electrical requirements (VAC)	208–480	380–480 V, 3P + PE, 50–60 Hz		
Maximum power consumption, kW	7	15	30	80
Maximum cooling water consumption, m ³ /h	0.6	1.2	3.0	5.0
Cooling water temperature, °C	5–30	5–30	5–30	5–30
General parameters:				
Dimensions (W×D×H), cm	60×79×110	60×79×160	120×79×160	
Weight, kg	150	300	450	1000
Ambient temperature, °C	0–45	0–45	0–45	0–45

Table 2. Lasers for semiconductor and microprocessing (mln USD)

Type/year	2009 rev.	2010 est.	%	2011 proj.	%
CO ₂	10	18	80	20	11
Solid-state	36	67	86	86	28
Fiber	10	18	80	22	20
Other	38	46	21	55	20
Total	94	149	59	183	23

The majority of industrial laser systems were designed to process different components. But in many cases the specialized equipment had been manufactured.

Thus, for aerospace industry there had been developed the first highly special laser industrial system for hole drilling in long (0.5–3.0 m) stainless steel tubes 15–40 mm in diameter with wall thickness 0.8 mm. Such tubes were used as spraying collectors in the preventing fire systems and in the systems to prevent icing of the «Antonov» company aircrafts and some types of helicopters. The developed equipment had the focusing device moving along the long tube according to program and tube itself might be turned around its axis to the necessary angle providing the required hole diameter — 0.8 mm.

Analyzing the structure of today industrial laser systems it is obvious that the majority of lasers used for industrial applications belongs to CO₂-laser (68 %). Then come the solid-state lasers (21 %). The niche of fiber lasers is still quite modest (11 %) which may be explained by some natural inertia in implementation of those very efficient systems. At the same time the resent survey made by well-known expert in laser technology David Belforte had demonstrated the very dynamic changes in laser system market for the last few years [3] (Tables 1 and 2).

Surface treatment. The ability to localize heat energy created the new possibility to control the properties of the components surface layers. The entirely new technologies had emerged — transformation hardening, surface alloying, cladding, shock hardening, glazing.

Using the traditional laser hardening (transformation hardening) it is possible to increase material hardness in irradiated zone by factor 1.5–3. Our research had shown that laser surface alloying of aluminum alloys might change significantly the working characteristics of the treated components. Thus at laser surface alloying of technical aluminum Al25 with manganese, nickel and iron there is the large increase of hardness in comparison with untreated alloy and even with heat-treated alloy. Thanks to laser surface treatment the wear resistance of cutting tools, moulds, dies and of different machines components had increased by factor 3–6.

Laser welding. This application immersed almost immediately with laser hole drilling. The ability to localize heat energy like at electron beam welding but in open air (not in deep vacuum) made this technology very attractive at once for different joining operations. Using at first stage the heat conduction mechanism for welding it was quite efficient technology for joining different thin sheet metals.

Joining of very delicate components like electronic device parts, different parts of medical instrumentation and other are gaining wide popularity in recent years. Promising results had been achieved in joining parts made from plastic, ceramic and composite materials. Good example of high efficiency of such joining is laser welding of diamond composite cutting segments to the steel body of disk saw for cutting stones without water cooling. Besides the latter advantage the implementation of such joining process brings the significant saving of silver, used for traditional brazing of segments.

Cutting and material shearing. First cutting applications were mainly connected with manufacturing small slots in different parts, with shearing brittle materials (like diamond crystals) using scribing mechanism, with shearing silicon plates for solar elements using high frequency pulse lasers etc. Cutting speed had increased drastically with flying optics technique development.

With development of high power CO₂-lasers and optical fiber lasers the tailored blank metal sheets became very efficient in automotive and aerospace industry.

For the last two decades the amount of components from ceramic materials used in car, aircrafts and missiles, different devices has increased drastically as well. The main advantage of such components as high heat, wear and corrosion resistance is contradicting with the main technological characteristic — ability to be machined. The quality of laser ceramic cutting with pulsed laser beam is improved significantly when processing is performed using the additional scanning (linear or circular) of the beam. Such combined technique of cutting (beam movement + additional scanning) appears to be effective for shearing thin silicon plates 0.4–0.6 mm thick for solar elements. As it is known, these elements are now in great demand as an alternative source of energy both in automotive and aerospace industries.

One more specific application of laser cutting technology had been proposed and developed at the Laser Technology Research Institute of the NTUU «KPI» — the use of laser radiation to dismantle the highly radioactive remnants of the «Shelter» of the Chernobyl NPP. It had been demonstrated that with help of remote controlled laser robotized system it is possible to perform some demolishing operations in a highly complicated and dangerous conditions [4]. The experience gained at the development of that project

may be especially very useful now when we have quite similar catastrophe at the nuclear reactor of the Fukushima NPP (Japan), which had happened at the beginning of 2011.

Rapid prototyping. Thanks to information technology integration into laser processing it became possible to develop the new technology of 3D objects forming, based on the principle of biological growth taken from nature. Known as rapid prototyping this technology allows not using moulds, dies and other traditional expensive tools and techniques to manufacture components with complicated shape at very high productivity.

Started first from manufacturing components from polymer materials using stereo lithography this technology now came to the new stage — the possibility to create components from metal, ceramic or different composite materials. The size of components formed by these methods may vary from very large (for example, engine body, steering wheel and other components of the car industry) down to micro- and nano-components.

The first in Ukraine and in the countries of FSU universal rapid prototyping equipment had been developed at the Laser Technology Research Institute thanks to STCU financial support. It was based on use of two schemes of process realization: firstly, laser sintering with robotized focusing beam system and powder injection system movements and, secondly, powder layer compressing with roller followed by laser sintering with programmed scanning of laser radiation [5].

Quite large variety of industrial systems for laser sintering and stereo lithography had been developed and manufactured in different countries (Switzerland, Germany, USA, France, etc.). Two photon polymerization as new stereo lithography technique [6] has demonstrated the unique possibilities to create micro- and even nanoobjects and to open the way to bio processing in medical applications (tissue growing, implant forming, etc.).

One of the interesting technologies had been proposed at the Laser Technology Research Institute — the formation of the 3D image of the object using its black and white or color picture. In this case the flat picture was analyzed and lines of equal luminosity were found to get the information on the changes of the 3D coordinate [7]. The obtained «map» was used to create the virtual 3D image of the flat object. Then based on such formalized description of the object it was possible to create the materialized 3D copy of it by means of rapid prototyping technique.

Micro- and nanomachining. The success in generating short and ultra short pulses (micro-, nano-, pico-, femto- and even attoseconds) made it possible to perform unique cutting operations especially with development of high frequency pulse lasers. At machining with super high power density pulses the very small

amount of material is removed per pulse thus making possible achieving very high operation precision (up to few nanometers) [8]. In spite of rather low productivity there is no alternative technologies for manufacturing microcomponents like, for example, sapphire microgear, different parts from ceramic, medical stents from stainless steel, tantalum or bio polymer for blood vessels restoration, etc. The later is especially important now because cardio diseases are considered the number one killer among other fatal health problems. The large amounts of stents are manufactured now with femtosecond laser systems. But the productivity of the process is low and thus the cost of the product is too high. To overcome this drawback the technology had been developed at the Laser Technology Research Institute, based on use of Q-switched laser which made it possible to get on the processed stent surface the small «pockets» to store the special medicine to cure the blood vessel [9].

Laser micro- and nanomachining are widely used now for manufacturing microelectronics elements. Widely implemented into electronic industry laser lithography provides the microchips manufacturing with ability of storage the huge volume of memory. To increase the memory volume the processing with short wavelength of 193 nm or even 157 nm are being used now.

Surface cleaning, marking, engraving. Modern sophisticated machines and devices need components with super clean surface. This is especially important for electronic device components, for optical elements, for modern printing devices etc. In some cases such technique may be used for radioactive contamination removal from the material surface. For that, as well as for restoration of old paintings, lasers cleaning processing is widely recommended. Marking and engraving became extremely popular for identification different components as well as for decoration treatment.

Shaping components from sheet materials. The possibility to control heating process and thus the resulting thermal deformation at sheet material, laser irradiation brought to the development of the new technology for forming component of complicated shape from sheet metal, plastic or other materials [10].

Without any traditional mechanical deforming technique using only scanning laser beam it became possible to change the shape of the material according to the given program.

Combined and hybrid processing. Considering that laser itself is a very low efficient energy transformer, different ways of additional energy supply into the working zone had been proposed. The most efficient was the direct electric energy addition to the concentrated laser energy. Depending on way of this additional energy supply different techniques had been developed, namely: electro-laser hole piercing; arc-augmented laser welding; laser cladding with elec-

tro-magnetic agitation; laser alloying in electromagnetic field; laser-electrochemical processing; plasma-laser processing; laser-ultrasonic hardening; laser-plastic deformation hardening etc. The hybrid laser-plasma processing had attracted attention of many researchers in different countries [11]. This process has demonstrated very high efficiency and quality of welding and cutting.

Laser processing simulation. For the last two decades it became obvious that it is impossible to understand the very complicated multi-factors processes of laser beam interaction with matters and to find the optimal working conditions without using modern techniques of process simulation. Numerous physical models had been successfully developed based mainly on heat conduction theory and presenting «heat history» of the irradiated materials. Different limitations were considered making these models quite adequate for the simple cases of laser processing. For complicated cases, when processing was connected with evaporation, explosion, plasma formation, ablation mechanism etc., such physical models did not «work» properly and could not be used at the industrial level. Mathematical statistical models based on experimental results had been developed for industrial use but they are usually adequate only for some specific factor space and not always may be extrapolated for more complicated working conditions. One of such models had been developed at joint research of the Laser Technology Research Institute with the Laser Center of Zhejiang University of Technology (China) [12].

Evolution of the education program. Up to now not every highly industrialized country has education program in laser technology at its universities. Germany is a good example of education in the advanced technology area. There are over 60 university level institutions actively teaching laser material processing.

Last decade China is paying great attention to the education and research in this field. Since the first research in Ukraine on laser processing in 1964 at KPI students took part in this activity. Some of them had developed their engineer diploma projects on industrial laser applications in the framework of the wide specialty «Manufacturing Engineering». Based on research results the educational course «Electro-physical and electrochemical methods of processing of materials» was initiated and delivered to Mech. Eng. students of KPI for almost four decades now.

In 1984 for the first time in Ukraine and FSU at KPI the new engineering specialty «Equipment and technology of laser processing» was opened which further was transformed into wider engineering specialty «Processing of materials with special technologies».

In 1990 on base of Department of Technology of Structural Materials and R&D Laboratory of Laser Technology, the special Department of Laser Technology and Materials Science was created (later re-

named into Department of Laser Technologies and Applied Physics).

Annually on a specialty «Processing of materials with special technologies» 50 new Ukrainian students are accepted until 2008. There were as well students from 32 different other countries. In total every year the Department was teaching around 300–350 students. Around 1000 Department graduates has got their Master's or Engineer's Diplomas. The total amount of students has decreased last years. 30 PhD thesis's and 7 Doctor of TechSci thesis's had been defended in laser technology at the Department.

Organizational activity. For the last more than 40 years the great global consolidated activity of different researchers and industrialists in laser technology had been conducted by the Laser Institute of America (LIA). LIA is organizing regularly the International congresses — ICALEO, different regional conferences and seminars. Under its auspices few periodicals are being published («Industrial Laser Solutions», «Photonics Spectra», etc.) as well as some other special literature. At last decade the European Laser Institute (ELI) had been organized in Europe to promote laser technology activity in this part of the world. Under its auspices the journal «EuroPhotonics» is published. Together with China Academy of Science, ELI is organizing 1st International Conference on Frontiers of Laser Processing (ICFL) in China on July 2011. Great importance for promoting advanced laser systems for different application has the variety of specialized exhibitions the annual «Photonics» in Munich (Germany) being the most popular among the laser community experts. At the global scale the significant activity is conducted by the International Academy of Production Engineering (CIRP) with headquarters in Paris. The deep surveys on different problems of laser technology developments are discussed at the annual General Assemblies, at the STC-E conferences «ISEM», published in «Annals of the CIRP» and other sources.

In the former USSR the Laser Association (LAS) had been founded which is functioning until now in some countries of FSU. The «Bulletin of LAS» is the official publishing edition of that institution.

The similar activity had been initiated as well in different other industrialized countries last years.

Last decade two international conferences had been initiated at two countries of FSU — Ukraine and Russia:

- Laser Technology in Welding and Material Processing (LTWMP), organized by the E.O. Paton Electric Welding Institute of the NASU and Laser Technology Research Institute of NTUU «KPI» in Katsively, Crimea. Five such conferences had been conducted until now (once in every two years);

- Electron and Beam Machining, organized by State Polytechnic University, St. Petersburg, Russia. Six conferences had been conducted up to now.

Some papers on laser technologies are published in «The Paton Welding Journal».

CONCLUSIONS

1. Laser became the real powerful, highly efficient and universal tool for performing different processing operations.

2. 50 years activity in this field has proved that laser technology development is far from saturation.

3. The horizons of new prospective applications are widening and particularly with appearance of entirely new and unique niche — nanoscience, nanomaterials and nanotechnology development.

1. Kartavov, S.A., Kovalenko, V.S. (1967) *Application of the optical quantum generators for technology*. Kiev: Tekhnika.
2. Ready, J.F. (1971) *Effects of high-power laser radiation*. New York; London: Academic Press.
3. Belforte, D. (2010) Industrial laser solutions. *Annual Economic Review and Forecast*, 26(1), 4–11.
4. Kovalenko, V., Anyakin, M., Karpachov, Yu. (1997) Opportunities to use laser technology in the object «Shelter» of the Chernobyl Atomic Station. In: *Proc. of ICALEO* (San Diego, USA, Nov. 1997), 21–26, 52–58.
5. Kovalenko, V., Anyakin, M., Meijer, J. et al. (2003) Laser 3D prototypes forming from metal and ceramic materials. In: *Proc. of ICALEO* (Jacksonville, USA, Oct. 2003).
6. Chichkov, B.N. (2008) 3D-laser based nanofabrication for application in photonics and biomedicine. In: *Proc. of 6th Int. Symp. on Nanomanufacturing* (Athens, Greece, Nov. 2008).
7. Anyakin, M., Anyakin, V., Kovalenko, V. (2003) Laser 3D object prototyping using their flat images. In: *Proc. of LTWMP* (Katsiveli, Ukraine, 2003). Kiev: PWI, 183–187.
8. Meijer, J., Du, K., Gilbert, A. et al. (2002) Laser machining by short and ultrashort pulses: State of the art. *Annals of the CIRP*, 51(2).
9. Kovalenko, V., Meijer, J., Anyakin, M. et al. (2010) Some results of studying laser micromachining at medical stents manufacturing. *Int. J. Nanomanufacturing*, 6(11), 253–263.
10. Namba, Y. (1986) Laser forming in space. In: *Proc. of Int. Conf. on Laser* (Las Vegas, USA, 1985).
11. Krivtsun, I., Kovalenko, V. (2001) Combined laser-arc methods of material machining. Pt 2. *Nauchn. Novosti NTUU «KPI»*, 6, 47–66.
12. Yao, J., Kovalenko, V., Anyakin, M. et al. (2010) Modeling of laser cladding with diode laser robotized system. *Electron Material Machining*, 3, 82–86.

ОСОБЕННОСТИ ФУНКЦИОНИРОВАНИЯ ОБРАТНЫХ СВЯЗЕЙ В ИСТОЧНИКАХ ПИТАНИЯ ЛАЗЕРНО-ДУГОВОГО РАЗРЯДА

А.И. БУШМА, В.Н. СИДОРЦ

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

Исследовано влияние типа обратной связи на устойчивость работы источника питания лазерно-дугового разряда. Обнаружено, что взаимодействие инерционности обратной связи и инерционности разряда при учете нелинейности последнего может приводить к автоколебаниям. Показано, что применение обратной связи по напряжению более целесообразно, чем обратной связи по току.

Комбинированные лазерно-дуговые процессы и технологии, в частности, сварка и обработка материалов [1–3], в последние десятилетия привлекают внимание ученых всего мира. Такие процессы обеспечивают значительное увеличение производительности изготовления изделий, а также повышение их качества. Синергетический эффект при воздействии лазерного пучка и электрической дуги на обрабатываемую поверхность позволяет получить новые типы изделий, соединений и конструкций, что невозможно осуществить с помощью лазера и электрической дуги в отдельности. В настоящее время для лазерно-дугового процесса применяется обычное сварочное оборудование. Однако применение источников питания электрической дуги не всегда экономически оправдано, более того, иногда при этом возникают автоколебания тока лазерно-дугового разряда, что является нежелательным с технологической точки зрения.

Таким образом, созрела необходимость разработки специализированных источников питания лазерно-дугового разряда. Очевидно, что решение этой задачи включает анализ электрических цепей с сосредоточенными параметрами, в состав которых

как элемент цепи входит лазерно-дуговой разряд. Для этого авторами было проведено исследование статических вольтамперных характеристик (ВАХ) этого разряда [4]. Настоящее исследование посвящено разработке принципов построения специализированных источников питания лазерно-дугового разряда.

Моделирование динамики лазерно-дугового разряда. Как было показано в работе [5], обобщенная математическая модель динамической дуги наиболее адекватно описывает динамику электрической дуги как элемента электрической цепи. Она учитывает не только нелинейность статической ВАХ, но и термическую инерционность столба дуги. Именно термические процессы влияют на проводимость плазмы столба дуги, и в первую очередь это относится к процессу ионизации–деионизации.

Цепь с лазерно-дуговым разрядом и обратной связью по напряжению. Остановимся на свойствах двух электрических цепей с обратными связями (рис. 1), которые могут быть использованы для питания лазерно-дугового разряда. Рассмотрим источник питания с линейно падающей внешней характеристикой. Для упрощения не будем задаваться вопросом, как формируется эта характеристика. Пусть для определенности этот источник питания представляет собой источник тока, управляемый напряжением, у которого выходной ток i_{out} зависит от входного напряжения u_{in} следующим образом:

$$i_{out} = \frac{1}{R} (E - u_{in}), \quad (1)$$

где R — параметр, характеризующий наклон внешней характеристики; E — напряжение холостого хода источника.

Если использовать безынерционную обратную связь по напряжению дуги, будет наблюдаться режим постоянного тока при отсутствии всяких переходных процессов. На практике обратные связи инерционны. Инерционность может вноситься как измерительными цепями, цепями обработки сигнала обратной связи, так и цепями уп-

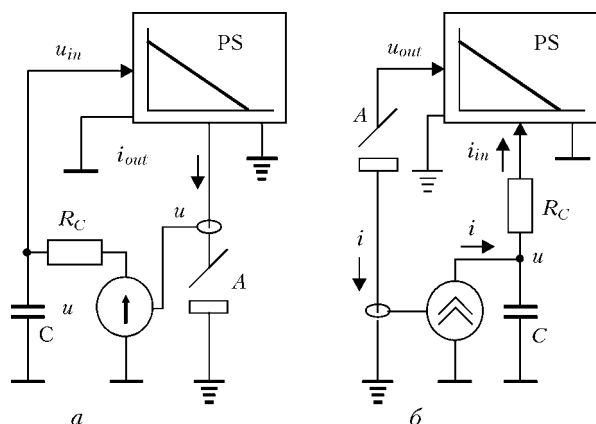


Рис. 1. Электрические цепи с лазерно-дуговым разрядом A и обратными связями: a — источник тока, управляемый напряжением; b — источник напряжения, управляемый током; PS — силовая часть источника питания

равления источника питания. Не будем рассматривать конкретный инерционный элемент, а промоделируем его с помощью RC -цепи. Тогда падение напряжения на дуге распределится между падением напряжения на резисторе R_C и падением напряжения на конденсаторе C :

$$u_A = R_C i_C + u. \quad (2)$$

С учетом падения напряжения на дуге (согласно обобщенной математической модели динамической дуги) выражение (2) преобразуется к виду

$$\frac{U(i_0)}{i_0} \frac{E - u}{R} = R_C C \frac{du}{dt} + u, \quad (3)$$

а дифференциальное уравнение модели записывается с учетом линейно падающей внешней характеристики источника питания как

$$\theta \frac{di_0^2}{dt} + i_0^2 + \left(\frac{E - u}{R} \right)^2. \quad (4)$$

В (3) и (4) i_0 — ток состояния дуги [5]; θ — постоянная времени дуги; функция $U(i)$ задает вид статической ВАХ лазерно-дугового разряда.

Для исследования динамики составим из уравнений (3) и (4) систему, приведем ее к безразмерному виду и запишем в канонической форме следующим образом:

$$\begin{cases} \frac{dy}{d\tau} + \frac{1}{\Theta} \left[\frac{1}{R} (1 + R - y) z^{\frac{n-1}{2}} - y \right]; \\ \frac{dz}{d\tau} = \left(\frac{1 + R - y}{R} \right)^2 - z. \end{cases} \quad (5)$$

При приведении к безразмерному виду в качестве масштабов были выбраны напряжение U_0 , ток I_0 , время θ и сопротивление U_0/I_0 . Здесь U_0 и I_0 — координаты одной из точек степенной аппроксимации статической ВАХ лазерно-дугового разряда,

$$U(i) = U_0 \left(\frac{i}{I_0} \right)^n. \quad (6)$$

При отрицательных значениях показателя степени в (6) такая аппроксимация вполне допустима на начальном участке ВАХ [4].

Поскольку параметры цепи обратной связи R_C и C входят только в виде произведения

$$\frac{R_C C}{\theta} = \Theta, \quad (7)$$

будем использовать его как один параметр, который характеризует инерционность.

Опустим анализ всех особых точек системы (5) и проведем его только для особой точки с координатами $(1 \ 1)^T$, которая соответствует режиму горения разряда на постоянном токе.

Матрица Якоби линеаризованной в окрестности особой точки системы (5) имеет вид

$$J = \begin{bmatrix} -\frac{1+R}{\Theta R} & -\frac{1-n}{2\Theta} \\ -\frac{2}{R} & -1 \end{bmatrix}, \quad (8)$$

а характеристическое уравнение представляет собой квадратный полином

$$\Theta R \lambda^2 + (1 + R + \Theta R) \lambda + (R + n) = 0. \quad (9)$$

Поскольку и свободный член характеристического уравнения (9), и коэффициент при линейном члене λ положительные, можно утверждать, что собственные значения всегда действительные и отрицательные. Таким образом, исследуемая цепь устойчива, а все переходные процессы аperiодические.

Цепь с лазерно-дуговым разрядом и обратной связью по току. Рассмотрим источник питания, представляющий собой источник напряжения, управляемый током, у которого выходное напряжение u_{out} зависит от входного тока i_{in} следующим образом:

$$u_{out} = E - R i_{in}. \quad (10)$$

Инерционная обратная связь по току может быть промоделирована с помощью RC -цепи. Тогда ток обратной связи разветвляется на ток конденсатора C и ток резистора R_C :

$$i = \frac{u}{R_C} + C \frac{du}{dt}. \quad (11)$$

С учетом, что ток резистора является управляющим входным током источника питания, получаем выражение

$$\frac{U(i_0)}{i_0} i = E - R \frac{u}{R_C}, \quad (12)$$

из которого можно найти значение тока i , чтобы использовать его в преобразовании выражения (11) и записать дифференциальное уравнение обобщенной модели динамической дуги.

Каноническая безразмерная система дифференциальных уравнений для исследования динамики цепи имеет вид

$$\begin{cases} \frac{dy}{d\tau} + \frac{1}{\Theta} \left[(1 + R - R y) z^{\frac{1-n}{2}} - y \right]; \\ \frac{dz}{d\tau} = [(1 + R - R y)^2 z^{-n} - 1] z. \end{cases} \quad (13)$$

Отличие от предыдущей цепи заключалось в записи безразмерной переменной

$$y = \frac{u}{U_0 R_C}, \quad (14)$$

и по аналогии с ней инерционность обратной связи будем характеризовать одним параметром (7).

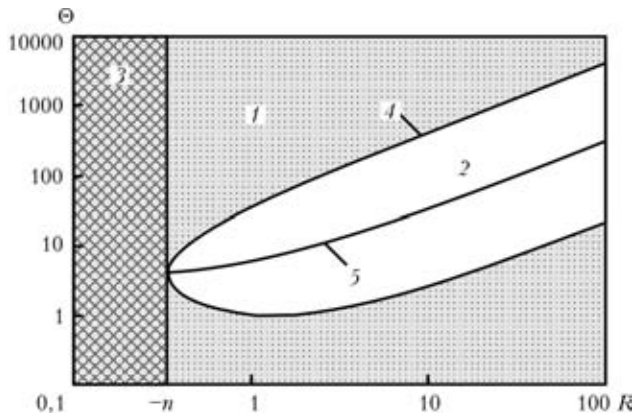


Рис. 2. Области различных типов собственных значений особой точки для цепи с лазерно-дуговым разрядом и обратной связью по току в плоскости (R, Θ) : 1 – особая точка–узел; 2 – особая точка–фокус; 3 – особая точка–седло; 4 – кратность собственных значений; 5 – собственные, чисто мнимые значения (бифуркация Хопфа)

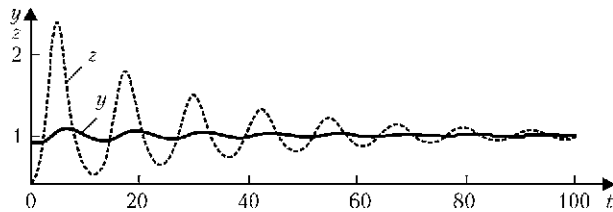


Рис. 3. Устойчивый режим работы цепи с лазерно-дуговым разрядом и инерционной обратной связью по току

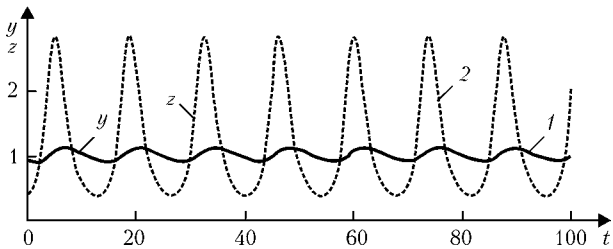


Рис. 4. Автоколебательные решения системы дифференциальных уравнений (13): 1, 2 – временная зависимость переменной y и z соответственно

Теперь вернемся к анализу особой точки с координатами $(1 \ 1)^T$, которая соответствует режиму горения разряда на постоянном токе.

Матрица Якоби линеаризованной в окрестности особой точки системы (13) имеет вид

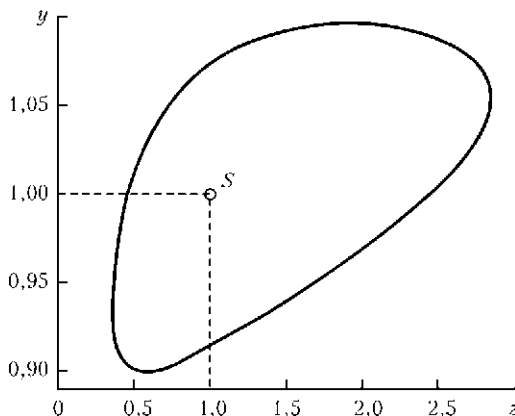


Рис. 5. Фазовый портрет в виде предельного цикла, который ассоциируется с автоколебаниями

$$J = \begin{bmatrix} -\frac{1+R}{\Theta} & \frac{1-n}{2\Theta} \\ -2R & -n \end{bmatrix}, \quad (15)$$

а характеристическое уравнение представляет собой квадратный полином

$$\Theta \lambda^2 + (1+R+\Theta n)\lambda + (R+n) = 0. \quad (16)$$

В отличие от предыдущей задачи собственные значения, определяемые характеристическим уравнением (16), могут быть весьма разнообразны. При малой инерционности цепи обратной связи Θ собственные значения действительные и отрицательные, а особая точка является устойчивым узлом. При большой инерционности цепи обратной связи Θ собственные значения действительные и положительные, а особая точка является неустойчивым узлом. Для промежуточных значений инерционности Θ собственные значения комплексные, действительная часть которых сначала отрицательная (особая точка–устойчивый фокус), а затем становится положительной (особая точка–неустойчивый фокус), пересекая нулевой уровень. Последняя ситуация очень схожа с бифуркацией Хопфа, что иллюстрирует рис. 2.

Итак, собственные значения становятся чисто мнимыми при значении параметра инерционности цепи обратной связи

$$\Theta_H = -\frac{1+R}{n}. \quad (17)$$

Нелинейный анализ подтверждает, что в исследуемой цепи действительно происходит бифуркация Хопфа. Более того, она может быть как субкритической, так и суперкритической. Не приводя выкладки, отметим, что тип бифуркации изменяется при значении параметра R :

$$R_H = \frac{1-3n}{2}. \quad (18)$$

Численный анализ цепи с лазерно-дуговым разрядом и обратной связью по току. Численный анализ подтверждает, что в цепи с лазерно-дуговым разрядом и инерционной обратной связью по току (см. рис. 1, б) могут осуществляться как устойчивые (рис. 3), так и автоколебательные (рис. 4, 5) режимы работы.

При определенных значениях параметров может наблюдаться глобальная неустойчивость (рис. 6),

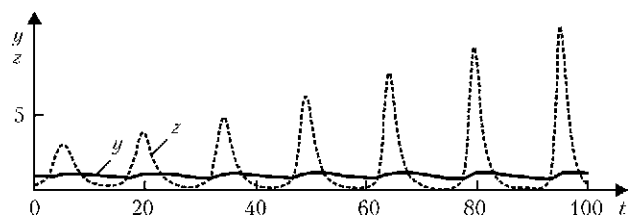


Рис. 6. Неустойчивый режим работы цепи с лазерно-дуговым разрядом и инерционной обратной связью по току

что соответствует субкритической бифуркации Хопфа.

Таким образом, при проектировании источников питания электрической дуги с обратными связями предпочтительнее выбирать схемы, которые базируются на источнике тока, управляемом напряжением. В источниках питания лазерно-дугового разряда с обратными связями по току, схемы которых базируются на источнике напряжения, управляемом током, могут наблюдаться автоколебания, что не всегда является желательным явлением.

Выводы

1. Взаимодействие инерционности лазерно-дугового разряда с инерционностью обратных связей может приводить к нежелательным автоколебаниям, а также к неустойчивости.

2. Для источников питания лазерно-дугового разряда с обратными связями предпочтительнее использовать схемы, которые базируются на источнике тока, управляемом напряжением.

1. Башенко В.В., Горный С.Г., Лопота В.А. и др. Лазерно-дуговая сварка металлов. — Л.: ЛДНТП, 1988.
2. Gvozdetzky V.S., Krivtsun I.V., Chizhenko M.I. et al. Laser-arc discharge: Theory and applications // Welding and Surfacing Rev. — Vol. 3. — Harwood Academic Publ., 1995.
3. Сом А.И., Кривцун И.В. Лазер + плазма: поиск новых возможностей в наплавке // Автомат. сварка. — 2000. — № 12. — С. 36–41.
4. Бушма А.И., Сидорец В.Н. Квазистатические вольтамперные характеристики комбинированного лазерно-дугового разряда // Технічна електродинаміка, 2010. — Ч. 1. — С. 201–204.
5. Пентегов И.В., Сидорец В.Н. Энергетические параметры в математической модели динамической сварочной дуги // Автомат. сварка. — 1988. — № 11. — С. 36–40.

РАЗРАБОТКА ПРОМЫШЛЕННЫХ ЛАЗЕРНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ НА ЗИЛе

В.И. ВОЛГИН¹, В.С. МАЙОРОВ²

¹Завод им. И.А. Лихачева (АМО ЗИЛ), Москва, Россия

²Институт проблем лазерных и информационных технологий РАН, Шатура, Россия

Обобщены результаты многолетней научно-исследовательской и технологической деятельности Центральной лаборатории электронно-лучевой и лазерной обработки АМО ЗИЛ по лазерному упрочнению и закалке, лазерной сварке, резке, наплавке, прошивке и другим направлениям. Приведены примеры лазерной обработки деталей автомобилей.

В середине 70-х гг. в нашей стране были созданы лазеры с высокой энергетикой, а научные и практические приложения во многом не только не отставали, но и опережали мировой уровень. Центральная лаборатория электронно-лучевой и лазерной обработки (ЦЛЭЛЛО) на АМО ЗИЛ в этом движении была неоспоримым лидером. Был разработан целый ряд научных положений, которые способствовали решению крупной научно-производственной проблемы по созданию и внедрению в автомобильную промышленность принципиально новых методов лазерной обработки, улучшающих качество и ресурс деталей; созданы новые методы в технологии лазерной обработки материалов; разработаны и испытаны новые устройства и приборы; созданы не имеющие аналогов в стране и за рубежом лазерные технологические комплексы и автоматические производственные линии. Лазерная лаборатория ЗИЛа в течение многих лет по праву считалась ведущим центром страны в области лазерных технологий.

Совместно с основными службами завода систематически прорабатывались, определялись, уточнялись и обосновывались перечни задач по лазерной обработке деталей и их внедрению на ЗИЛе. Работы шли по всему возможному кругу направлений: лазерное упрочнение и закалка, лазерная сварка, резка, наплавка и легирование, прошивка отверстий и др. Схема каждой работы была следующей: постановка практической задачи – разработка технологии – изготовление опытной партии – испытания – разработка оборудования и техоснастки – внедрение в цехах завода. Конечно, все это сопровождалось технико-экономическим анализом, расчетами рентабельности и эффективности.

Некоторые задачи решались достаточно быстро, как, например, внедрение в прессовом корпусе завода участка лазерного упрочнения штампового инструмента на установках «Квант-16». Но чаще требовалась разработка принципиально новых технологий, т. к. имевшиеся научные результаты и литературные данные носили разрозненный характер,

не давали ответа на многие практические вопросы и не были привязаны к конкретной технической задаче. Характерной в этом смысле была задача лазерной сварки карданных валов автомобилей ЗИЛ. Неоспоримый вклад в разработку технологии сварки внесли специалисты МВТУ им. Н.Э. Баумана. Конструкторскими силами завода был спроектирован, а опытным производством изготовлен уникальный лазерный сварочный комплекс. Входивший в его состав мощный лазер ЛТ1-2, безусловно, является заслугой Курчатовского института, а проблемой его автоматизации занимались специалисты Научно-исследовательского центра по технологическим лазерам (НИЦТЛ). Совместно с сотрудниками кафедры сварки МВТУ им. Н.Э. Баумана были разработаны методы ультразвукового контроля качества соединений карданного вала, выполненных лазерной сваркой, с вероятностью обнаружения дефектов 95 %. В 1983–1984 гг. сотрудниками ЗИЛа и НИЦТЛ была отработана технология нахлесточной лазерной сварки карданного вала со спиральным проплавлением, что значительно упростило требования к подготовке кромок под сварку. К концу 1984 г. была проведена модернизация лазерного комплекса, и уже в начале 1985 г. издан приказ Генерального директора ПО «АвтоЗИЛ» о переходе на новую технологию лазерной сварки карданного вала.

Исследовательские, технологические, конструкторские и внедренческие работы шли широким фронтом. Кроме сварки карданного вала были разработаны технологии лазерной сварки воздушной заслонки карбюратора, термоупрочнения головки блока цилиндров и гильзы цилиндров. В лаборатории проводились исследования технологических процессов лазерной сварки испарителя холодильника ЗИЛ из алюминиевого сплава и лазерной наплавки фасок клапанов.

Был разработан технологический процесс лазерного упрочнения опорных поверхностей для подшипников кулака поворотного автомобиля ЗИЛ-130 из среднеуглеродистой стали. По данным металлографического анализа и определения величины

и знака остаточных напряжений были оптимизированы режимы и схемы лазерной обработки, позволяющие улучшить усталостные характеристики и износостойкость продукции.

Успешным оказалось применение лазерного упрочнения кромок камеры сгорания в поршне из алюминиевого сплава АЛ-30. Лазерная обработка с оплавлением позволила повысить стойкость кромок к трещинообразованию в 2–3 раза.

Не имеющей аналогов была разработана технология и создание в моторном корпусе на ЗИЛе автоматизированной линии для упрочнения головок блока цилиндров лазерами «Комета». В прессовом корпусе завода была внедрена установка для резки «Луч». Начата разработка метода измерения толщины закаленного лазером слоя с использованием эффекта Баркгаузена. Выполнен большой объем исследований по сварке алюминиевых сплавов для теплообменников холодильника ЗИЛ.

Исследования по лазерной закалке и легированию алюминиевых и медных сплавов были направлены на упрочнение головки блока цилиндров из сплава АЛ-4 и компрессионных канавок в поршне из сплава АЛ-30. Были разработаны методы лазерного легирования алюминиевых сплавов железом, никелем и Ni–Cr–B–Si сплавами. Показано, что в результате лазерной обработки и легирования значительно возрастает твердость этих сплавов даже после их нагрева в процессе эксплуатации.

Была разработана технология лазерной закалки чугунных гильз блока цилиндров двигателя ЗИЛ-130, выпущена опытная партия закаленных лазером деталей, проведены стендовые и дорожные испытания двигателей, которые показали увеличение ресурса в несколько раз. Среди научных исследований, выполненных на базе ЦЛЭЛЛО, выделялось направление по физике взаимодействия излучения с веществом. На созданном для таких исследований стенде осуществлен цикл измерений поглощательной способности материалов, проведены исследования поглощающих покрытий при лазерной закалке и измерения температуры в зоне обработки. Совместно с Институтом машиноведения им. А. А. Благонравова были разработаны, изготовлены, апробированы и запатентованы в ведущих странах принципиально новые виброударные сканаторы для мощных лазерных пучков. Изучение остаточных деформаций при лазерной обработке длинномерных изделий (станочных направляющих) показало, что лазерная закалка на глубину до 1 мм при наложении на одну плоскость нескольких полос шириной 16–20 мм может привести к деформации бруса в несколько миллиметров. Соответственно были предложены и запатентованы способы устранения подобных деформаций. В дальнейшем решались задачи по разработке и внедрению процессов лазерного термоупрочнения деталей автомобиля ЗИЛ-4331: посадочных мест под подшипники в картерах



Рис. 1. Лазерное упрочнение штампового инструмента

КПП и демультипликатора, кулака поворотного, ступицы заднего моста, а также по технологии наплавки фасок и седел клапанов, резки стали Р18.

Лаборатория решала и текущие производственные задачи. Выделим работы по обеспечению освоения новых моделей и модификаций автомобилей семейства ЗИЛ. С помощью лазерного комплекса вырезали очень многие детали автомобилей (кронштейн оси педали сцепления, опоры основного буфера рессоры передней оси и т. д.). Во-первых, это позволило сократить сроки освоения новых моделей автомобилей, поскольку на этой стадии удалось избежать изготовления и конструирования штамповой оснастки, а также оперативно вносить изменения в конструкцию деталей. Во-вторых, оказалось, что некоторые детали сложной формы целесообразнее изготавливать лазерной резкой, чем штамповкой. Эта работа до сих пор осуществляется сотрудниками лаборатории ЗИЛа на лазерном раскройном комплексе.

Большое значение в деятельности лаборатории имел тот факт, что все задачи, решаемые ее сотрудниками, принимались к исполнению после тщательной проработки с различными службами завода. Номенклатура деталей для лазерной обработки регулярно обсуждалась совместно с технологическими и конструкторскими подразделениями завода. При этом планировали и проводили эксперименты



Рис. 2. Карданные валы, сваренные традиционным аргоно-дуговым способом (справа) и лазером (слева)

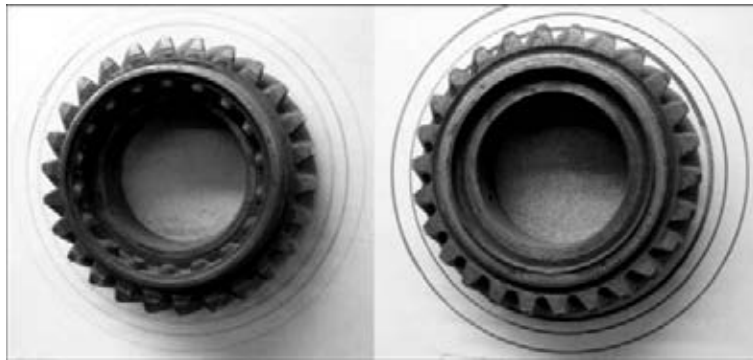


Рис. 3. Лазерная сварка шестерен коробки передач

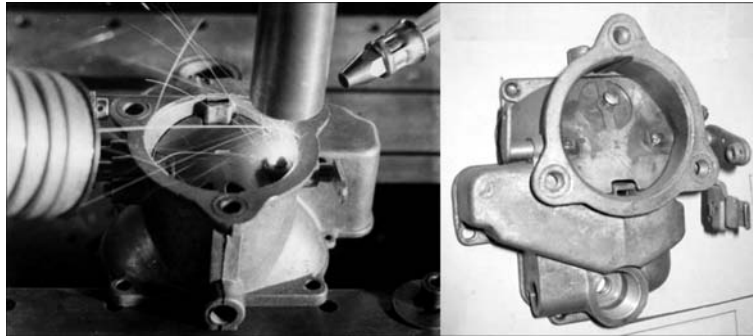


Рис. 4. Лазерная сварка воздушной заслонки карбюратора (слева) и собранный с помощью лазерной сварки узел (справа)



Рис. 5. Лазерная сварка воздушного баллона и испарителя холодильника ЗИЛ из алюминиевого сплава



Рис. 6. Лазерная наплавка фасок клапанов

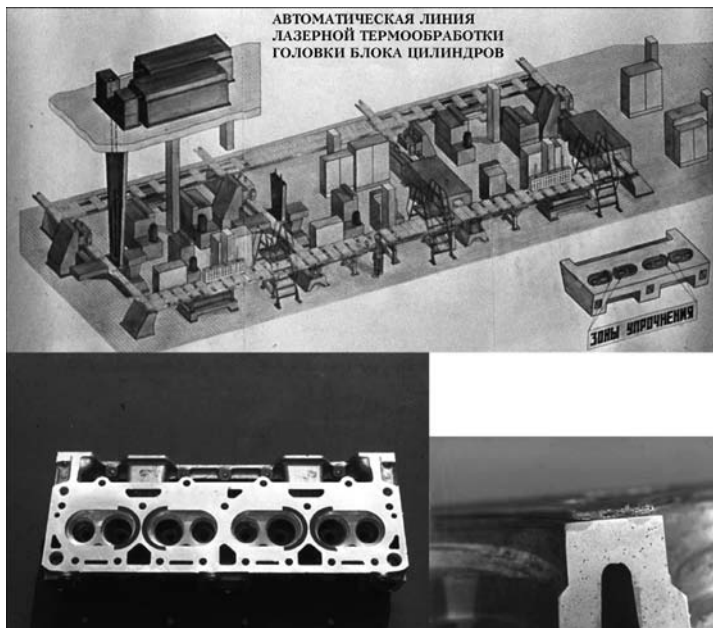


Рис. 7. Лазерное термоупрочнение головки блока цилиндров

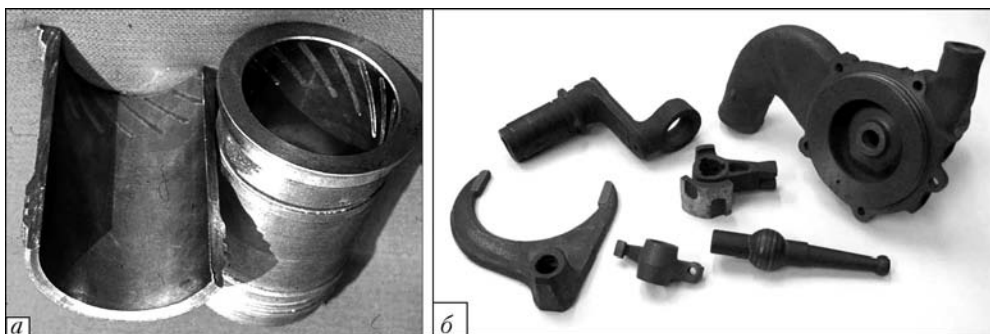


Рис. 8. Лазерная закалка цилиндров двигателей внутреннего сгорания (а) и деталей автомобиля (б)

по разработке таких технологических процессов, как лазерная резка с последующей лазерной сваркой труб глушителя, лазерная резка алитированной жести для прокладки в головке блока цилиндров, термоупрочнение вилки дизеля, серьги, рычага управления, компрессионных канавок поршней, лазерная наплавка рычага диска сцепления и других деталей.

Примеры применения лазерных технологий приведены на рис. 1–9.

Сотрудниками лаборатории и привлеченными к ее работе специалистами других организаций было опубликовано несколько сотен работ в ведущих научно-технических журналах. Результаты регулярно докладывали на отечественных и международных конференциях и симпозиумах, и они всегда вызывали повышенный интерес у научной аудитории. О научном уровне выполненных в стенах ЗИЛа работ говорит и количество защищенных диссертаций как сотрудниками лаборатории, так и привлеченными к нашей общей работе специалистами из других организаций.

Таким образом, был выполнен большой объем научных исследований для создания технологических процессов лазерной обработки материалов. Открылись широкие перспективы для использования на заводах автомобильной отрасли лазерной техники. Наш технико-экономический анализ показал, что

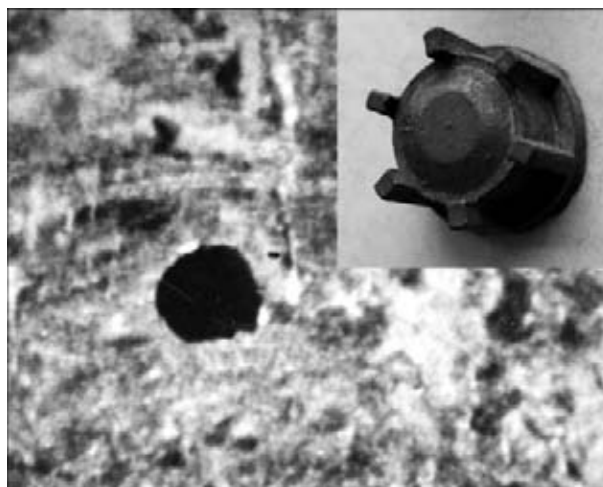


Рис. 9. Лазерная прошивка отверстий в жиклерах топливной системы дизельных двигателей

ЗИЛу требуется более 50-ти разнообразных лазеров и лазерных технологических установок. К сожалению, в последние годы завод находится в кризисном состоянии и практически не занимается технической перевооружением и внедрением новой, в том числе и лазерной, техники. Надеемся, что полученные в лазерной лаборатории ЗИЛа результаты окажутся востребованными не только на автомобильных заводах, но и на машиностроительных предприятиях других отраслей промышленности.

SURFACE MODIFICATION OF VACUUM-ARC DEPOSITED CONDENSATES Ti/Fe, Ti/Mg AND NICKEL ALLOY SDP-2 BY USE OF LASER

Y.M. GNYLYTSKIY¹, V.V. DZHEMELYSKIY¹, A.V. DEMCHYSHYN² and A.P. KRASAVIN¹

¹NTUU «Kiev Polytechnic Institute», Kiev, Ukraine

²I.M. Frantsevich Institute for Problems of Materials Science, NASU, Kiev, Ukraine

Coatings from Ti/Fe, Ti/Mg, SDP-2 40–140 mm thick were produced on the stainless steel substrates by use of unfiltered vacuum-arc deposition process. Morphology of surface, cross fractures, microstructure, microhardness and density of the condensates were studied depending on electric displacement of the substrate, cathode temperature and thickness of sublayers of multi- Ti/Fe, Ti/Mg and single-layer PSD-2 condensates. The surface of the obtained condensates was affected by use of laser scanning for investigation of the changes of properties of these items. The results of investigation showed a significant effect of these process parameters upon structure and properties of vacuum-arc condensates.

Condensates of multilayer Ti/Fe, Ti/Mg compositions and nickel alloy SDP-2 are of great practical interest because of the high corrosion resistance in aggressive environments and strength, as well as heat resistance (SDP-2). These materials can be used as protective coatings in the chemical industry, aerospace engineering, automobile construction and medical devices. For example, the SDP-2 is a perspective material for increasing wear resistance under high temperature conditions. Multilayer Ti/Fe compositions can be used for production of new types of protective coatings, as well as stand-alone products from intermetallic and permanent links by means of diffusion bonding.

Coating deposition process performed by means of unfiltered vacuum-arc evaporation would greatly save expensive materials, as microdrop phase in plasma flows issued by high velocity from cathode spots in the direction of the substrates contributes to the formation of coatings. To delete a microdrop phase and improve the structure of multilayer compositions of systems Ti/Fe, Ti/Mg, SDP-2, surface of the condensates is affected by laser emission.

In this paper we present the results of investigations of some process parameters (electric displacement on the substrate, thickness of sublayers in multilayer compositions, influence of laser emission) upon the structure, phase composition and hardness of Ti/Fe, Ti/Mg, SDP-2 condensates obtained by use of unfiltered cathodic arc evaporation in vacuum.

Experimental. Coatings from Ti/Fe, Ti/Mg, SDP-2 on substrates of stainless steel and nickel were produced by use of unfiltered vacuum-arc deposition process. For these purposes we used vacuum-arc installation BULAT-3T, schematic diagram of which is shown in Figure 1.

We produced cylindrical cathodes of front type with a diameter of 64 mm and a height of 45 mm from pure metals (titanium, magnesium, nickel) by mechanical turning of the ingots of vacuum-arc remelting of titanium, magnesium and nickel in argon, and their tail unit (on the side of cooling) in a single technological cycle from pure titanium in order to ensure good mechanical workability of cooled front unit of the cathode. As substrates for coatings we used blank sheets of stainless steel 12 × 17 mm with dimensions of 100 × 100 × 0.3 mm. Deposition of condensates was carried out in the container with high purity argon at a pressure of $3 \cdot 10^{-1}$ Pa. Cleaning of substrates was performed by bombardment of their surfaces by argon ions, and then prior to the application of coatings by metal ions of the cathode material with the negative potential being -180 V and a pressure of $3 \cdot 10^{-2}$ Pa in the container to prevent microarcs formation and damage of surface condensation by them.

After purification by ion bombardment and simultaneous heating of substrates up to 400–450 °C (3–5 min) the negative potential decreased to about 180 and 50 V, and coatings deposited. The distance between the substrate and the cathode varied from 100 to 140 A depending on cathode material.

The condensation of multilayer Ti/Fe, Ti/Mg, SDP-2 condensates was performed by means of consecutive movement of substrates from one cathode to the other through the mechanism of rotation of the knee-type substrate-holder with continuous evaporation of the cathodes. Duration of sublayers deposition was controlled by timing relay connected with the electric chain of rotary actuator of vertical shaft with a vacuum input into the process container of the installation. The duration of each sublayer condensation in this investigation was 50, 40, 30, 20 and 10 s, which allowed receiving condensates with the modu-

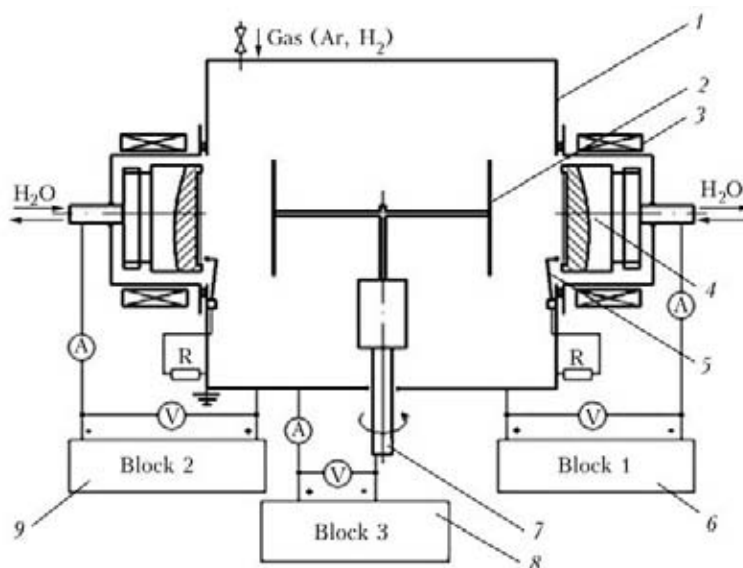


Figure 1. Schematic diagram of vacuum-arc installation: 1 – vacuum container; 2 – substrate; 3 – stabilizing coil; 4 – front cathode; 5 – arc lighter; 6, 9 – power supply for arc discharge; 7 – mechanism of substrate-holder rotation; 8 – power supply for delivering of electric displacement to the substrate-holder

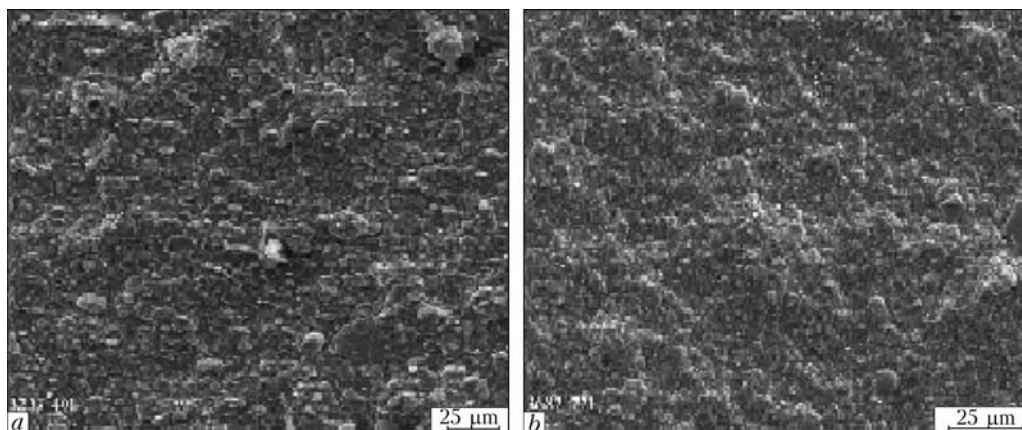


Figure 2. Typical structures of the condensed Ti/Fe (a) and nickel alloy SDP-2 (b) layers

lation of the multilayer structure 500, 350 and 200 nm. The total duration of deposition of these coatings was 60 min, and the total thickness of the condensates for Ti/Fe was 80 μm , and 60 μm for the system Ti/Mg.

The structure of the coatings was examined by means of a scanning electronic microscope JEOL 733 and transmission electronic microscope JEOL 200. Laser emission was applied by means of solid-state laser with a pulse-periodical process mode KVANT-16. X-ray diffraction analysis was performed on the installation DRON-3. Microhardness of condensates in the cross section was measured by the PMT-3M device.

Results of experiment and discussion. Results of experimental investigations of surface structure of the condensates obtained by use of scanning electron microscopy show no effect of chemical composition and mode of basic materials evaporation on the topography of their surface. The globular structure of these condensates is observed in all cases. For example typical structures of the condensed layers of Ti/Fe system and the alloy SDP-2 are presented in Figure 2.

Figures 3 and 4 show the structure of the investigated condensates in cross section. Separate layers of titanium and iron condensate of the Ti/Fe system, as well as condensate of SDP-2 alloy has a columnar

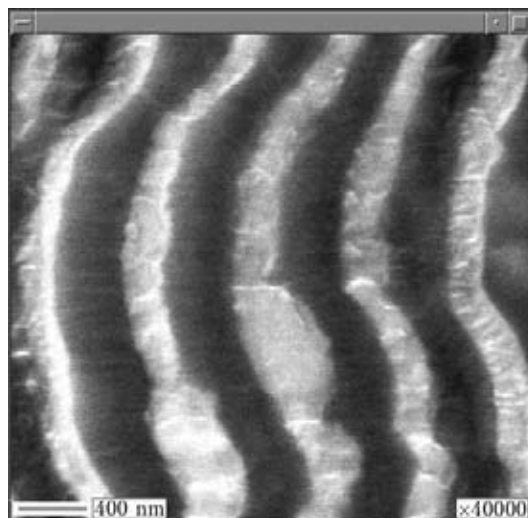


Figure 3. SEM structure of Ti/Fe condensate in cross section ($\times 40,000$)

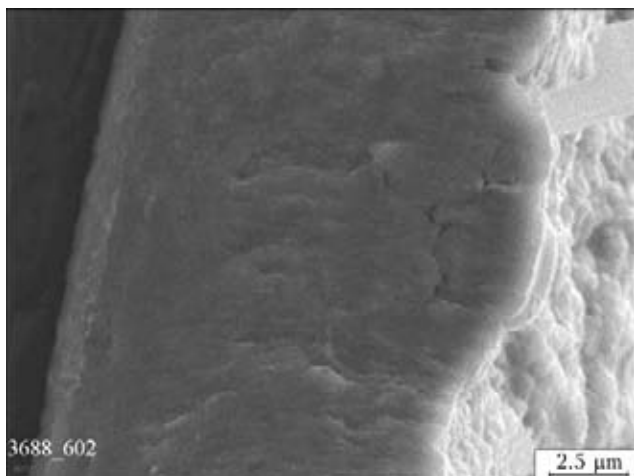


Figure 4. SEM structure of the condensate breaking of the nickel alloy SDP-2 in cross section ($\times 6000$)

structure typical for the layers deposited in a vacuum sphere.

The obtained condensates were subjected to impulse function of a laser beam generated by a solid-state laser KVANT-15 with pulse duration of 8 ms, 0.3 mm diameter of focal spot and power of 2, 5, 8 and 12 J. Laser scanning scheme being used on the surface of the condensate is shown in Figure 5. Typical surface structures of the investigated vacuum-arc condensates are shown in Figure 6. Penetration zone of multilayer condensate of Ti/Fe system contains mi-

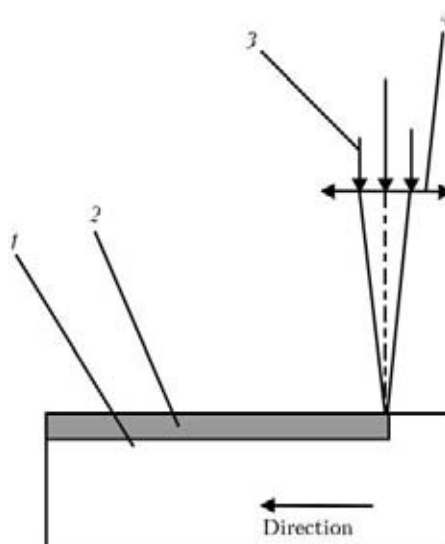


Figure 5. Laser scanning schematic diagram for condensate surface: 1 – specimen; 2 – laser impact zone; 3 – laser beam; 4 – focusing lens

crocracks, due to the formation of intermetallic compounds TiFe, TiFe₂ at the sublayer edges. In case of heat-resistant alloy SDP-2 no formation of microcracks is observed after the laser beam impact, which can be explained by the absence of phase transitions. Formation of intermetallic phases after annealing of multilayer systems Ti/Al by means of vacuum-arc evaporation is represented in papers [1, 2].

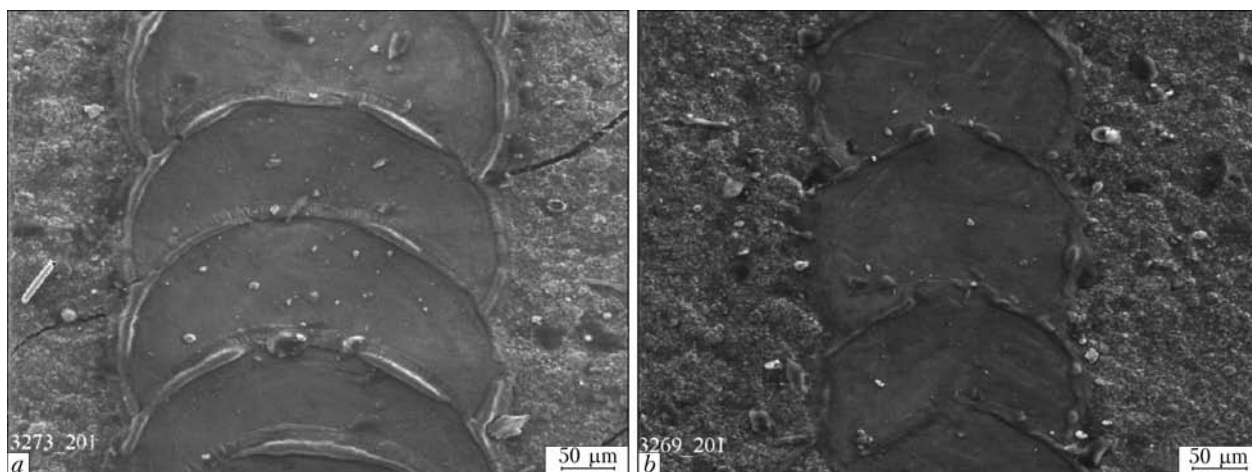


Figure 6. Typical structures of the condensed Ti/Fe (a) and SDP-2 (b) layers after laser scanning

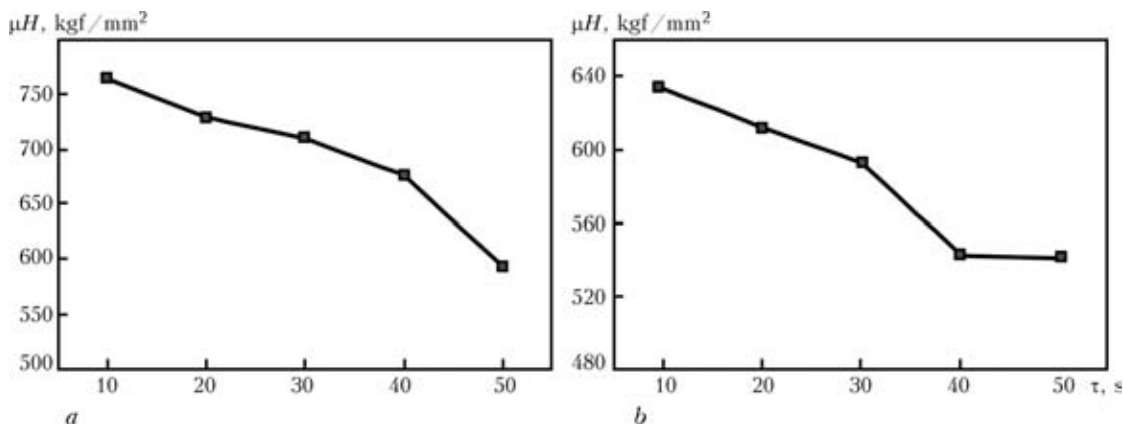


Figure 7. Change of microhardness of the thin structure of vacuum-arc condensates Ti/Fe (a) and Ti/Mg (b) versus time of application

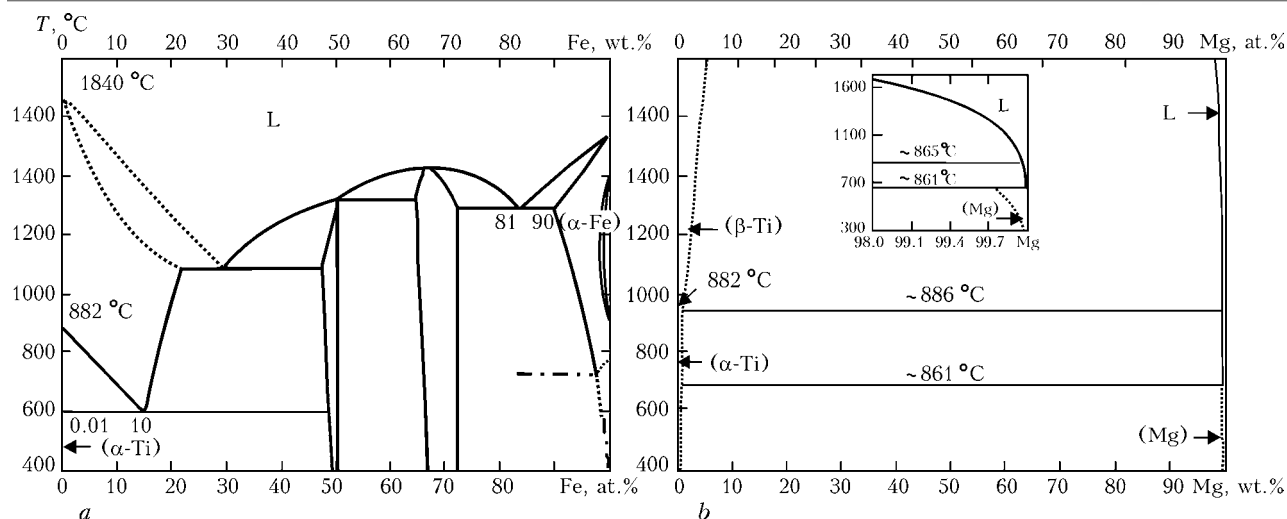


Figure 8. Constitutional diagrams of Ti/Fe (a) and Ti/Mg (b) systems

Microhardness of Ti/Fe and Ti/Mg systems.

Changing in the microhardness of the thin structure of vacuum-arc condensates Ti/Fe and Ti/Mg resulted from time of application ($\tau = 10, 20, 30, 40, 50$ s) was calculated using a microhardness measuring device PMT-3. We can see from the dependence shown in Figure 7, *a* and *b* that the hardness reaches its maximum figures at the mode of deposition $\tau = 10$ s. It can be explained by the fact that at the sublayer edges iron and titanium react with each other to form stable intermetallic compounds TiFe, TiFe₂ (Figure 8, *a*), which significantly increases the hardness of the structure. A big quantity of interlayer edges with a minimum duration of the deposition time as compared to other modes explains the maximum hardness of the condensates. In its turn, titanium and manganese do not react with each other (Figure 8, *b*) and do not form intermetallic phases at the sublayer interfaces, which explains the lower microhardness of multilayer Ti/Mg condensates.

Microhardness of the condensates after laser impact. After vacuum condensates Ti/Fe being affected by the laser beam, the changing of microhardness is observed depending on the beam power at the minimum duration of the deposition time ($\tau = 10$ s) (Figure 9).

CONCLUSIONS

1. Surface modification of vacuum-arc condensates obtained by use of impulse function of a laser beam leads to a significant change in the structure of the investigated objects, which allows us to influence actively the density of the condensed layers and to transform globular void structure into a hard-textured remelted alloy.

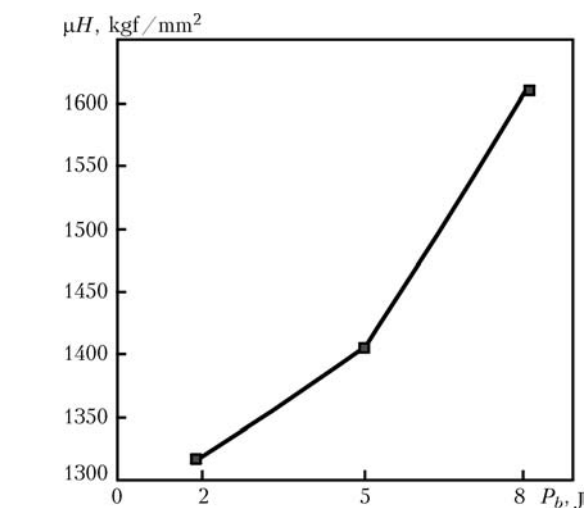


Figure 9. Change of microhardness versus beam power

2. Laser emission function on the layers condensed in a vacuum sphere allows adjusting the microhardness of condensates in the annealed zone, depending on the applied power of the laser beam.

3. The nature of interaction between the components of multilayer condensates at their laser annealing effects the microhardness of alloys produced. The absence of intermetallic phases in case of Ti/Mg system leads to smaller increase of hardness as compared to the multilayer condensate Ti/Fe, where there is a formation of stable intermetallic phases TiFe and TiFe₂.

- Ramos, A.S., Calinas, R., Vieira, M.T. (2006) The formation of γ -TiAl from Ti/Al multilayers with different periods. *Surface and Coatings Technology*, **200**, 6196–6200.
- Duarte, L.I., Ramos, A.S., Vieira, M.F. et al. (2006) Solid-state diffusion bonding of γ -TiAl alloys using Ti/Al thin films as interlayers. *Intermetallics*, **14**, 1151–1156.

ІНТЕНСИФІКАЦІЯ ПРОЦЕСУ ЛАЗЕРНОГО ГАЗОПОРШКОВОГО НАПЛАВЛЕННЯ ІЗ ЗАСТОСУВАННЯМ ЕНЕРГІЇ ПЛАЗМОВОГО СТРУМЕНЯ

Л.Ф. ГОЛОВКО, М.С. БЛОЩИЦИН, Н.О. КАЧУРОВСЬКА

НТУУ «Київський політехнічний інститут», Київ, Україна

There were proposed and analyzed some ways of laser-plasma surfacing of working components of machine parts and instruments. It was shown that mathematical modeling allows determining conditions of getting an optimal result of laser-plasma gas powder surfacing. The results of modeling of real regimes of laser-plasma gas powder surfacing are given.

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, під'ятники турбокомпресорів, цапфи бурових доліт, колінчасті й розподільні вали двигунів та ін.

Цілеспрямована зміна фізико-механічних властивостей поверхневих шарів деталей машин, відновлення їх розмірів і форми є областю ефективного застосування лазерного газопорошкового наплавлення. Основними перевагами даного процесу є універсальність, можливість ощадливого і раціонального використання дорогих і дефіцитних матеріалів, мінімальний вклад енергії в основу деталі, на яку проводиться наплавлення, можливість повної автоматизації. Навіть перераховані ознаки ставлять дану технологію в ряд тих, що відповідають найсучаснішим вимогам розвитку промислового виробництва [1–3].

Однак висока вартість енергії лазерного випромінювання та істотне збільшення собівартості наплавлення при збільшенні продуктивності процесу обмежує область використання цієї технології. У зв'язку з цим розвиток набули дослідження, спрямовані на пошук способів зниження собівартості процесу лазерного газопорошкового наплавлення за рахунок використання дешевих допоміжних джерел енергії. Результатом цих досліджень став процес лазерно-плазмового наплавлення, коли функції кожного джерела енергії чітко розмежовані [4]. Енергія плазми використовується виключно на підготовчий стадії процесу — транспортуванні та підігріванні порошку до температури $(0,8-0,9)T_{\text{плав}}$. Лазерний промінь розплавляє певний об'єм матеріалу основи і доводить до температури плавлення підігрітий плазмою порошок. Наведена технологія дозволяє істотно збільшувати продуктивність на-

плавлення без суттєвого збільшення його собівартості.

Для розв'язання задачі визначення оптимальних значень керуючих параметрів такого комбінованого процесу пропонується відповідний алгоритм (рис. 1).

На першому етапі вибирається хімічний склад порошкового матеріалу, який наплавляється, вводяться та розраховуються його теплофізичні властивості, визначаються характеристики плазмотрону й плазмового струменя, витрати дозуючого пристрою, кут подачі порошкового матеріалу та відстань від зрізу плазмотрона до точки введення порошку в плазмовий струмінь.

Для нагрівання порошку до визначеної температури, яка становить $0,9T_{\text{плав}}$ матеріалу, при заданій витраті дозуючого пристрою, необхідно знайти енергетичні характеристики та ефективну довжину плазмового струменя, що забезпечують нагрівання частинок порошкового матеріалу. Для цього було використано відповідну математичну модель [4].

Спочатку розраховується відстань переміщення часток порошку l у плазмовому струмені, на якій вони при заданих параметрах процесу нагріваються до температури $0,9T_{\text{плав}}$. Після цього виконується перевірка умови $l_{\text{мін}} < l_{\text{розр}} \leq l_{\text{макс}}$. Якщо умова не виконується, здійснюється корегування заданої в розрахунку середньої температури плазмового струменя у точці входу порошку у потік плазми. Якщо умова виконується, відбувається вибір однієї з моделей, які зв'язують характеристики плазмотрону з просторово-енергетичними параметрами плазмового струменя $T_{\text{пл}} = f(d_{\text{с.пл}}, p_{\text{пл.г}}, I_{\text{д}}, L)$. Контроль розподілу температур в плазмовому струмені вздовж та поперек потоку плазми здійснювали за допомогою термопар, які розташовували на певній відстані від зрізу сопла.

Дослідження виявили, що найбільший вплив на ефективну довжину дуги має діаметр сопла плазмотрона, потім тиск газу, що утворює плазму, та струм дуги.

За обраною моделлю розраховується розподіл температур по довжині плазмового струменя $T_{\text{пл}} =$

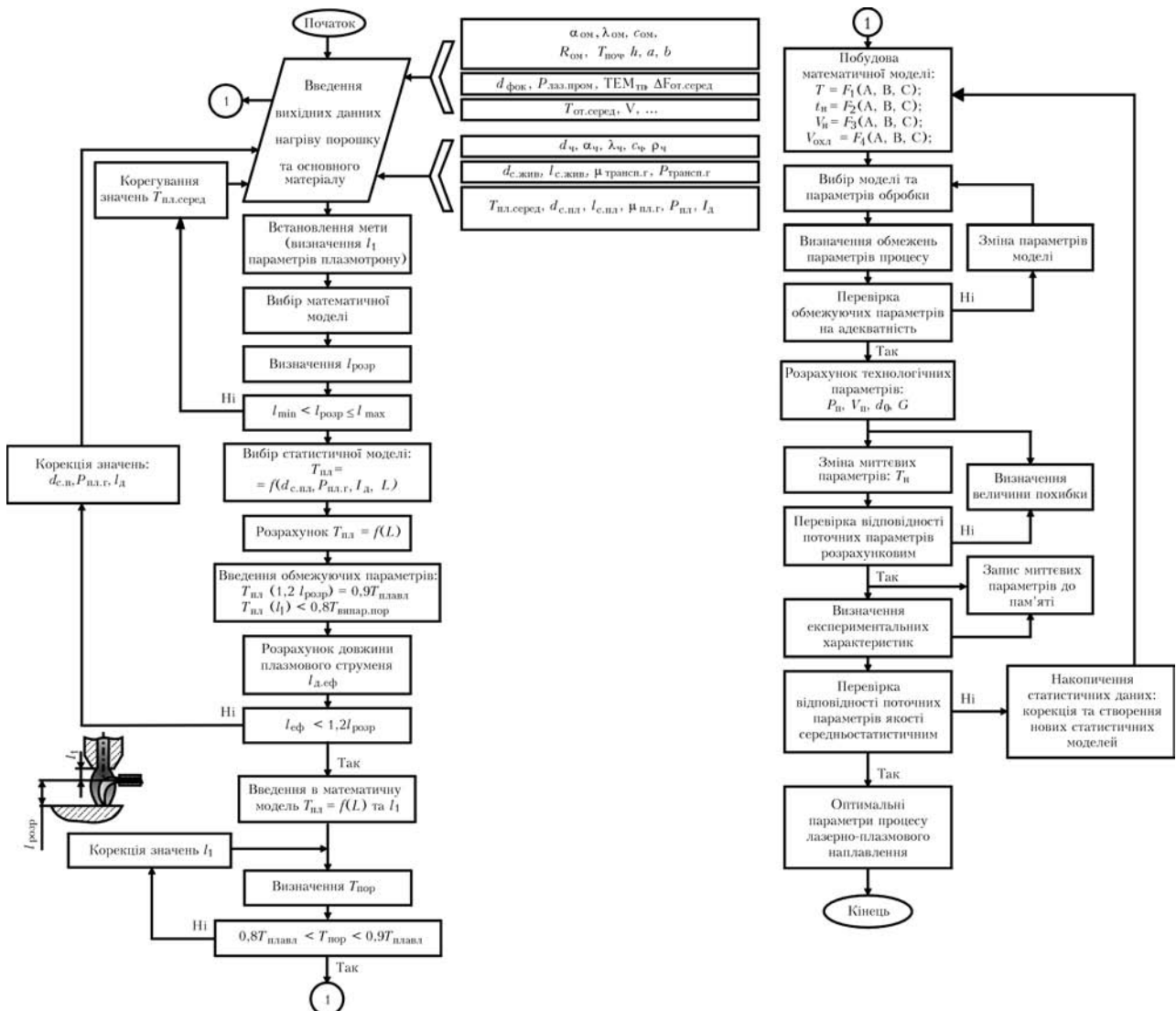


Рис. 1. Загальний алгоритм лазерно-плазмового наплавлення матеріалу

$= f(L)$, вводиться обмеження на максимальну температуру нагрівання $T_{пл}(1, 2l_{розр}) = 0,9T_{плав}$ та $T_{пл}(l_1) < 0,8T_{випар, пор}$. За скорегованою моделлю розраховується ефективна довжина плазмового струменя, тобто довжина, на якій температура плазми перевищує $0,9T_{плав}$. Розрахована довжина перевіряється на відповідність умові $l_{еф} < 1,2l_{розр}$. Якщо умова не виконується, корегується значення параметрів плазмотрону $d_{с, пл}, P_{пл, г}, I_{д}$ і вдруге виконується розрахунок. Якщо умова виконується, в обрану математичну модель вводиться отримана залежність температури плазми від довжини $T_{пл} = f(L)$ та значення відстані l_1 , з якої треба вводити порошок. Потім виконується перевірка, чи знаходиться температура порошку у заданих межах $0,8T_{плав} < T_{пор} \leq 0,9T_{плав}$. Якщо умова не виконується, корегується значення l_1 і знову розраховуються температури порошку; якщо умова виконується, перша частина розрахунку комбінованого процесу закінчується.

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

середовище діє два рухомих джерела енергії – лазерний промінь і плазмовий струмінь (рис. 2). Верхній шар являє собою, як один із можливих варіантів, композит і складається не з суцільного сплаву, а містить в собі дисперсні включення іншого матеріалу, причому в технологічному процесі лазерно-плазмового наплавлення композитний матеріал за допомогою плазми попередньо розігрівається і подається в зону плавлення.

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

Для моделювання було обрано схему процесу, представлену на рис. 2. 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 плазмовий струмінь потоком транспортуючого газу

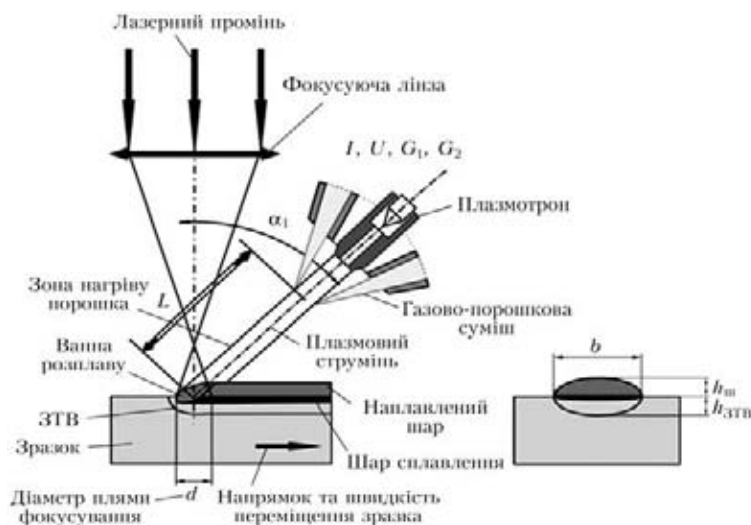


Рис. 2. Схема процесу лазерно-плазмового газопорошкового наплавлення

з витратою G і за час проходження відстані L підігрівається до температури $(0,8-0,9)T_{\text{плав}}$. При цьому введення порошку в розплавлений матеріал основи здійснювалось під певним кутом α . 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 товщиною $h_{\text{ш}}$, де відбулося взаємне переміщення наплавленого матеріалу і матеріалу основи, і зона термічного впливу товщиною $h_{\text{ЗТВ}}$.

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

Отже, розрахункова область має неканонічну форму і в процесі наплавлення з плином часу змінюється. Вона ділиться на дві частини: підкладку у форми прямокутного паралелепіпеда і наплавлений шар, що має циліндричну форму (рис. 3, а). Наплавлений шар рухається синхронно з плазмотроном (рис. 3, б).

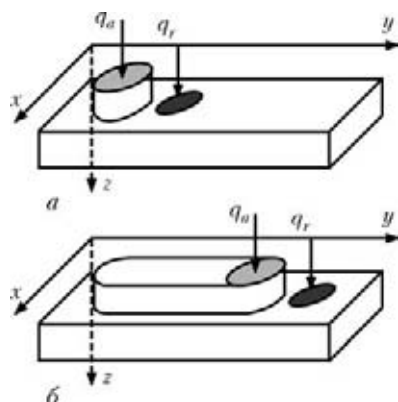


Рис. 3. Розрахункова область для двох моментів часу: а – початковий; б – кінцевий

Матеріал наплавленого шару в узагальненому вигляді має композитну структуру, тобто сталеву матрицю основи та включення іншого матеріалу (наприклад, бронзи чи іншого різновиду сталі). Розміри всієї розрахункової області позначимо через L_x, L_y, L_z , висоту покриття – через h . Плазмовий струмінь плазмотрона і промінь лазера рухаються синхронно зі швидкістю V . Потужності плазмового струменя та лазерного променя в перерізі розподілені відповідно функції Гаусса і викликають теплові потоки з густиною $q_r(x, y, t)$ та $q_a(x, y, t)$ відповідно. Температура оточуючого середовища позначається через $U_{\text{сєр}}$.

Для спрощення розрахунків в моделі не враховується вплив на процеси тепло- та масоперенесення руху розплавленого металу та деформація вільної поверхні. Необхідно для заданої розрахункової області знайти розподіл температури, що обумовлюється рухомим лазерним променем і плазмовим струменем, провести оптимізацію розподілу швидкостей системи «лазерний промінь–плазмовий струмінь».

Математична модель. Розподіл температури $U(x, y, z, t)$ в робочій області описується тривимірним нелінійним нестационарним рівнянням теплопровідності

$$c_p \frac{\partial U}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(\lambda \frac{\partial U}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(\lambda \frac{\partial U}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(\lambda \frac{\partial U}{\partial z} \right), \quad (1)$$

де $c(z, U)$ – питома теплоємність матеріалу, що враховує наявність фазових переходів і композитну структуру наплавленого шару; $\rho(z, U)$ – густина; $\lambda(z, U)$ – коефіцієнт теплопровідності. Залежність теплофізичних коефіцієнтів від координати z обумовлена наявністю основи і двофазового наплавленого шару на її поверхні.

Гранична умова на поверхні обробки в зоні дії лазерного променя має вигляд

$$\lambda \frac{\partial U(x, y, 0, t)}{\partial z} + q(x, y, t) = 0. \quad (2)$$

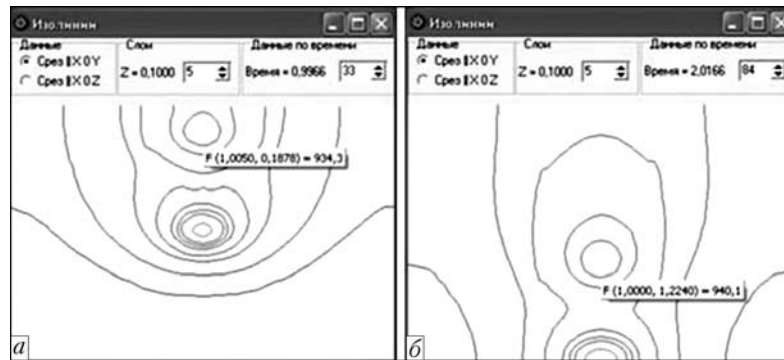


Рис. 4. Ізоліїні температури на межі середовищ для моменту часу $t_3 = 2,017$ (а) и $t_4 = 2,55$ (б) с

Гранична умова на поверхні обробки поза зоною дії лазерного випромінювання й граничні умови на інших гранях розрахункової області моделюють теплообмін із середовищем за законом Ньютона:

$$\lambda \frac{\partial u}{\partial n} = -\alpha(U - U_{\text{сеп}}). \quad (3)$$

Початкова температура деталі дорівнює температурі навколишнього середовища:

$$U(x, y, z, 0) = U_{\text{сеп}}. \quad (4)$$

Матеріал наплавленого шару являє собою двох-фазне середовище. Його можна вважати композитним матеріалом з регулярною структурою, основу якої становить елементарна ланка у вигляді куба [3]. Ланка складається з матриці, матеріал якої характеризується параметрами ρ_m, c_m, λ_m (густиною, коефіцієнтами теплоємності й теплопровідності), і включень сферичної форми з відповідними параметрами ρ_f, c_f, λ_f . Завдання розрахунку розподілу температури в композиті формулюються щодо температури, усередненої по об'єму елементарної комірки $\langle T \rangle = \frac{1}{V} \int U dV$, що залежить від ефективних характеристик композиту $\rho_{\text{eff}}, c_{\text{eff}}, \lambda_{\text{eff}}$.

Ефективне значення теплопровідності наплавленого шару за умови, що включення сферичні й мають малу об'ємну концентрацію $V_f < 0,3$, можна обчислити за залежністю наведеною в [5, 6].

Ефективне значення об'ємної теплоємності наплавленого шару в припущенні, що розподіл температури в обсязі елементарної ланки близький до однорідного, можна обчислити за формулою

$$C_{\text{eff}} = (c\rho)_{\text{eff}} = \dot{C}_m(1 - V_f) + \dot{C}_f V_f, \quad (5)$$

де \dot{C}_m, \dot{C}_f — об'ємна теплоємність матеріалів матриці й включень, які враховують сховану теплоту плавлення (кристалізації). Якщо \dot{C}_m і \dot{C}_f апроксимувати кусково-лінійними функціями від U : $\dot{C}_m = a_m u + b_m, \dot{C}_f = a_f u + b_f$, то й ефективне значення об'ємної теплоємності буде кусково-лінійною функцією:

$$C_{\text{eff}} = (c\rho)_{\text{eff}} = (a_m u + b_m)(1 - V_f) + (a_f u + b_f)V_f = au + b, \quad (6)$$

де

$$a = \kappa_m - \kappa_m V_f + \kappa_f V_f, \quad b = b_m - b_m V_f + b_f V_f.$$

Моделюється процес лазерно-плазмового наплавлення порошку бронзи ОЦ 3-8-6 на сталь 9Х12. На першому етапі вводяться розміри предметної області, відповідно з чим змінюється зображення деталі, та товщина плазмового покриття (см: $L_x = 1, L_y = 1, L_z = 2, h = 0,1$), параметри лазерного променя і плазмового струменя (радіус, потужність, швидкість переміщення, координати положення x, y , відстань між плазмовим струменем і лазерним променем). Потім задаються теплофізичні параметри покриття і матриці, концентрація включень, початкові параметри середовища. Всі розрахунки проводяться в кілограмах, сантиметрах і секундах.

Для виконання чисельних розрахунків вводяться значення обмежуючих параметрів (величина максимально припустимої похибки, граничні значення кроків по осям і в часі, значення мінімальної і максимальної температури, загальний час наплавлення). Після завершення підготовчого процесу здійснюється чисельне моделювання і представлення результатів про кожен його крок.

В центрі зони дії плазмового струменя спостерігається найбільша температура відносно межі двох середовищ — покриття та підкладки, що становить приблизно 940 °С. Ще один пік температури належить зоні дії лазерного променя (рис. 4). Проте, оскільки лазер розташований перед дугою, а шар напилення з'являється в деякій області після проходження дуги, цей пік знаходиться не на межі середовищ, а на поверхні деталі, де наплавлення ще не відбувається. Для здійснення оптимізації області у напрямку осі Oy розбивається на ділянки та визначається кусково-постійна функція зміни швидкості. Потім визначається бажаний діапазон температур, в прикладі задано $T_{\text{min}} = 600, T_{\text{max}} = 900$ °С. Після подвійної ітерації було отримано розподіл швидкостей, представлений на рис. 5, а.

На рис. 5, б показано, як змінюється температура, тобто максимальні значення температур, що спостерігались на межі двох середовищ впродовж перебігу процесу наплавлення. Верхня крива T_{max}

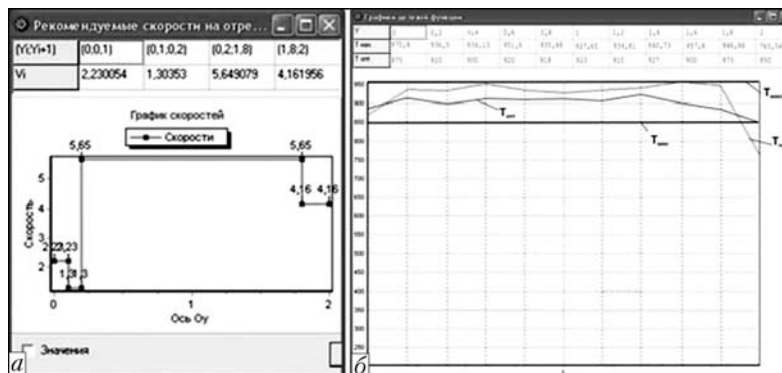


Рис. 5. Оптимальний розподіл швидкостей (а) і відповідний розподіл температур (б)

показує максимальне значення заданого температурного діапазону, T_{\min} — мінімальне задане значення температури. При першому розрахунку температури отримуємо початкове значення розподілу $T_{\text{поч}}$, яке хоч і задовольняє заданому діапазону температур, але вимагає суттєвої корекції швидкостей на діапазонах. Значення температур $T_{\text{опт}}$ при отриманих в результаті проходу циклу оптимізації швидкостях значно краще задовольняють умовам оптимізації.

Висновки

Моделювання високоградієнтних температурних полів значно прискорюється при використанні адаптивних методів розв'язку крайових задач. Запропоновано та проілюстровано оптимізацію процесу лазерно-плазмового наплавлення за швидкістю пересування системи «лазерний промінь–плазмовий струмінь». Для цього запропоновано застосувати послідовно градієнтний метод та метод оцінювання з використанням квадратичної апроксимації.

Розроблено програмне забезпечення, призначене як для розробників технологічних процесів ком-

бінованого лазерно-плазмового наплавлення, так і для спеціалістів з чисельного моделювання. Програмний комплекс є зручним у використанні і надає багато можливостей для знаходження шуканих результатів та їх аналізу.

Недоліком застосованого алгоритму побудови сітки є те, що внаслідок її структурованості вузли ущільнюються не тільки в зонах високих градієнтів, але й поза ними.

1. Коваленко В.С., Кривциун 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. Перелома В.А., Щерба А.А., Подольцев А.Д. и др. Исследование тепловых процессов и структуры поверхностного слоя при лазерной наплавке порошковых материалов. — Киев: Ин-т электродинамики, 1998. — 47 с.
4. Головка Л.Ф., Блощицин М.С. Интенсификация процесса лазерной обработки использованием энергии электрической дуги // Вестник НТУУ «КПІ». — 2005. — № 47. — С. 39–42.
5. Shen L.C., Liu C. Conductivity and constant of periodic porous media // J. Appl. Phys. — 1990. — 67, № 11. — P. 7071–7081.
6. Maxwell J.C. Treatise on electricity and magnetism. — Vol. 1. — Oxford: Clarendonpress, 1904. — 440 pp.

ЗАЛИШКОВІ НАПРУЖЕННЯ ТА ДЕФОРМАЦІЇ В СТАЛЯХ ПРИ ЛАЗЕРНОМУ ФОРМОУТВОРЕННІ ОБ'ЄМНИХ КОНСТРУКЦІЙ

Л.Ф. ГОЛОВКО, А.Д. КАГЛЯК, А.Н. ЛУТАЙ, Ю.В. КЛЮЧНИКОВ, А.П. ПОЛЕШКО
НТУУ «Київський політехнічний інститут», Київ, Україна

Phase structure and composition of the 65G steel sheets 0.5 and 2.0 mm thick treated with CO₂-laser were investigated. Laser beam power was 0.8 kW, laser beam travel speed – 1.2 m/min, and laser beam shape – round with Gaussian intensity distribution and horseshoe with intensity distribution close to rectangular. Number of passes in laser processing varied from 1 to 4. Analysis of samples was done with help of X-ray diffractometer DRON-4 in non-filtered Co-radiation. The number of retained austenite was determined by means of homologous pairs, the concentration of carbon in martensite – with help of inter-doublet distances of selected singlets (002) and (020)(200).

Формоутворення різноманітних як простих, так і складних просторових металевих конструкцій є гнучкий, достатньо продуктивний та високоефективний процес за рахунок пластичної деформації, викликаної локальним лазерним нагріванням [1–6]. Це обумовлено простотою переналагодження процесу на виготовлення нових конструкцій, можливістю виготовлення крупногабаритних виробів, відсутністю дорогого та швидкозношуваного формувального інструменту, відсутністю контакту інструменту з оброблюваним матеріалом. Кінцева об'ємна конфігурація виробу знаком, величиною та характером розподілу залишкових деформацій. Останні являються результатом релаксації напружень, що виникають в матеріалі під час обробки. Виникнення напружень, в свою чергу, є наслідком проходження неоднорідних змін питомого об'єму в перерізі виробу. В матеріалах, в яких відбуваються фазові перетворення при нагріванні (та охолодженні), головною причиною неоднорідних змін питомого об'єму є сам факт протікання перетворень.

Схема проведення експерименту. Для дослідження закономірностей процесу лазерного формоутворення проводили обробку зразків з нержавіючої сталі аустенітного класу та низьколегової вуглецевої сталі 65Г з розмірами 100 × 50 мм товщиною 0,5–2,0 мм. Режим обробки обирали за допомогою спеціально розробленого програмного забезпечення [7, 8]. На поверхню зразків наносили покриття з оксиду цинку. Зразок закріплювали консольно в струбціні. На відстані 10 мм від місця закріплення променем CO₂-лазера неперервної дії здійснювали прохід на всю ширину зразка. На відстані 10 мм від вільного краю зразка встановлювали індикатор переміщення (рис. 1). Переміщення математично обраховували та визначали величину деформації, яка представлялася у вигляді кута згинання в градусах та відображалася на графіках (рис. 2–6).

Результати лазерного формування пластин. Під час обробки зразка з нержавіючої сталі 12Х18Н10Т товщиною 1 мм при потужності променя 0,6 кВт і діаметрі фокальної плями 1 мм спостерігалася практично прямо пропорційна залежність абсолютної деформації від кількості проходів (рис. 2, а).

При обробці зразка з вуглецевої сталі 65Г товщиною 0,5 мм (потужність променя 0,8 кВт, швидкість переміщення 1,0 м/с, діаметр фокальної плями 4 мм) також спостерігалася прямо пропорційна залежність абсолютної деформації від кількості проходів. Але величина відносної деформації за кожен прохід була дещо нижчою (рис. 3, а, б). Це пояснюється тим, що у вуглецевих сталях відбуваються структурно-фазові перетворення при нагріванні та охолодженні, в них поряд з напруженнями, викликаними термічним всіданням матеріалу, діють напруження, обумовлені структурно-фазовими перетвореннями. Даний фактор пояснює також явище «постдеформації», яке спостерігалася при обробці зразків з вуглецевої сталі (рис. 3, в). Слід підкреслити, що при зазначених умовах обробки напрямок постдеформації в деяких випадках був таким же,

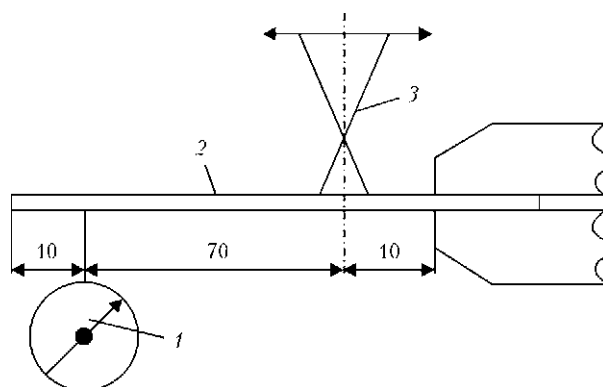


Рис. 1. Схема проведення експерименту: 1 – індикатор переміщення; 2 – зразок; 3 – лазерний промінь

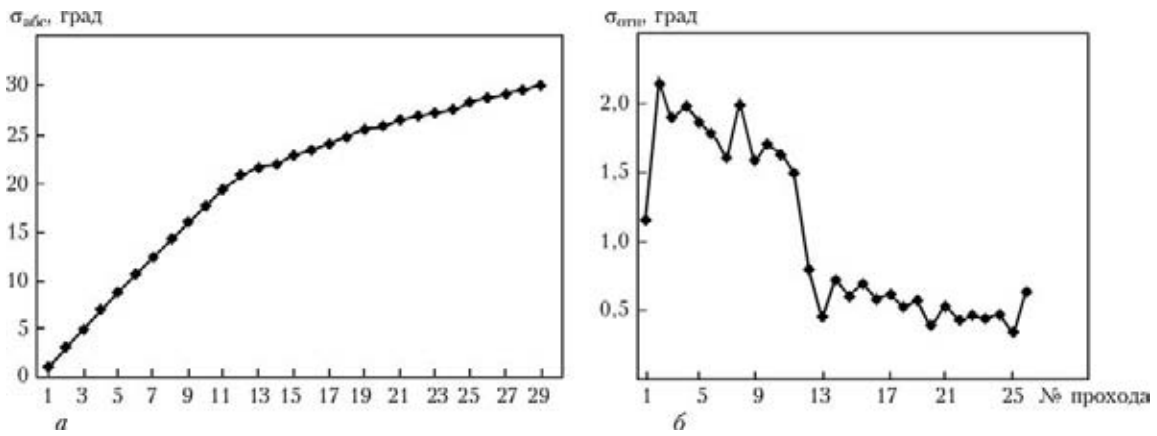


Рис. 2. Абсолютна (а) та відносна (б) деформація для зразка з сталі 12X18H10T товщиною 1 мм, обробленого за потужності променя 0,6 кВт і діаметрі фокальної плями 1 мм

як і напрямки основної деформації, а в деяких протилежним (див. рис. 3, в).

У випадку збільшення діаметру фокальної плями до 6 мм при інших стабільних параметрах характер абсолютної та відносної деформації не змінювався (рис. 4, а, б), але постдеформація набула чіткого напрямку — протилежного основної деформації, виключаючи перший прохід (рис. 4, в). При подальшому збільшенні фокальної плями до 8 мм зі збереженням рівня інших параметрів спостерігалася наступна картина: протягом перших 10-ти проходів характер абсолютної та відносної деформації був аналогічним до попередніх випадків, але під час наступних проходів зростання кута згинання практично припинилося (рис. 5, а, б), оскільки величина основної деформації знизилася до рівня постдеформації, а знак вони мали протилежний. Постдеформація під час перших 10-ти проходів не

спостерігалася, а в подальшому була протилежна за знаком основній деформації, при цьому виняток складав тільки перший прохід (рис. 5, в).

Щоб оцінити ступінь впливу структурно-фазових перетворень на величину деформації під час лазерного формоутворення листових матеріалів, проводили порівняння величин абсолютної та відносної деформації при одночасній обробці зразків з нержавіючої 12X18H10T та вуглецевої 65Г сталі (рис. 6). З графіків видно, що при обробці з потужністю випромінювання 0,8 кВт, швидкістю переміщення променя 1,2 м/с, фокальній плямі 2 мм та товщині зразків 0,5 мм рівень абсолютної деформації зразка з нержавіючої сталі був приблизно в 3 рази вищим, ніж зразка з вуглецевої сталі.

Дослідження залишкових напружень та деформацій. Як видно з представлених даних, при тих же параметрах лазерної обробки величина дефор-

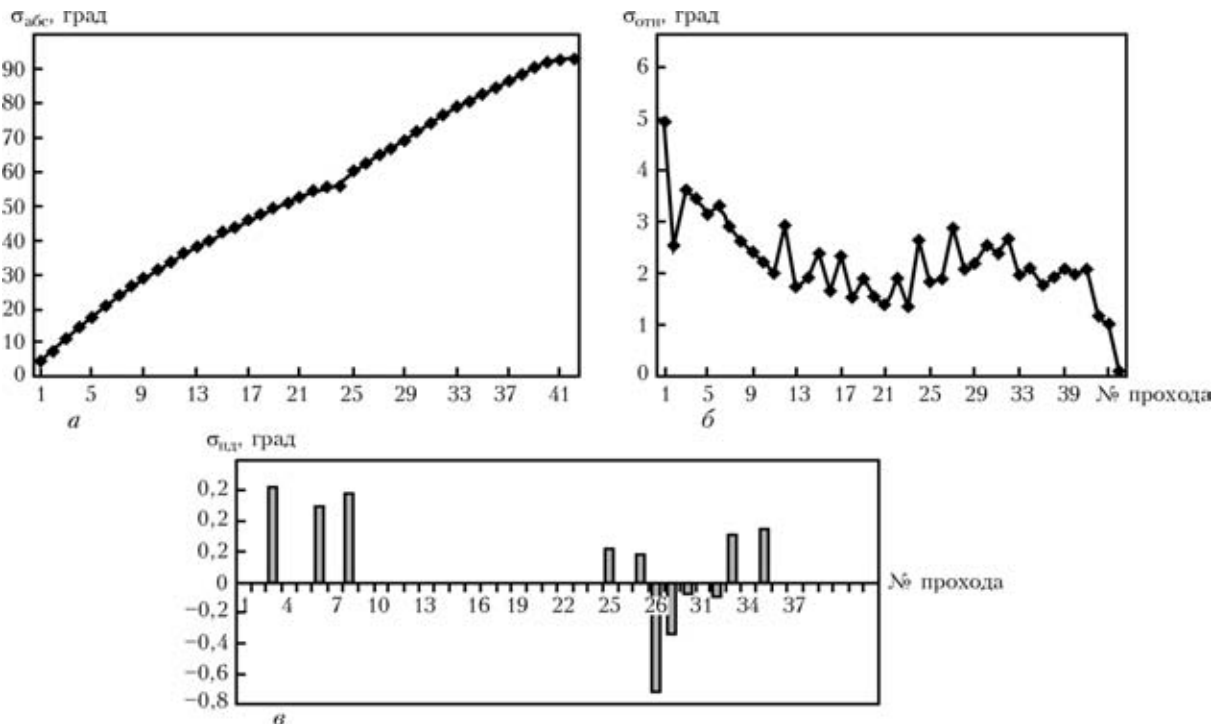


Рис. 3. Абсолютна (а), відносна (б) та постдеформація (в) для зразка з сталі 65Г товщиною 0,5 мм (діаметр фокальної плями 4 мм; тут і на рис. 4, 5 потужність променя 0,8 кВт, швидкість переміщення 1 м/с)

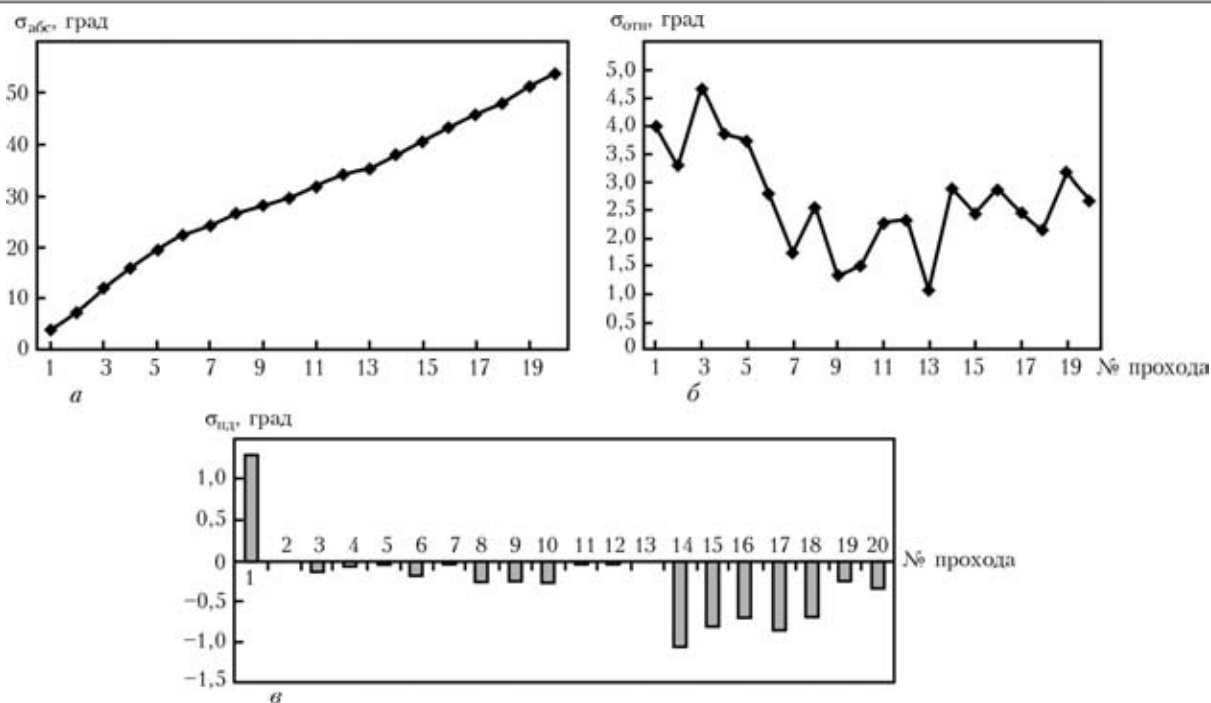


Рис. 4. Абсолютна (а), відносна (б) та постдеформація (в) для зразка з сталі 65Г товщиною 0,5 мм (діаметр фокальної плями 6 мм)

мації суттєво відрізняється, причому в сталі 65Г спостерігається постдеформація. Сталь 12Х18Н9Т має аустенітну структуру і в термічному циклі лазерної обробки фазові перетворення в ній не відбуваються. Марганцевиста сталь на етапі нагрівання має дві критичні температури A_{c1} та A_{c3} , а на фазі охолодження повинно відбуватися мартенситне перетворення. Як показав В.П. Ліхощва [9] на прикладі лазернозміцненої сталі 20ГМЛ, в зоні термічного впливу спостерігається перерозподіл марганцю та формується структура, суттєво відмінна від структури сталі після об'ємного гартування.

Отже, для вивчення процесу лазерного формотворення вуглецевих сталей необхідно більш детально досліджувати процеси, що відбуваються в листах при циклічному лазерному опроміненні. Для цього досліджували фазовий склад та структура листової сталі 65Г товщиною $h = 0,5$ і $2,0$ мм після лазерної обробки випромінюванням CO_2 -лазера. Потужність променя $P = 0,8$ кВт, швидкість переміщення $v = 1,2$ м/хв, форми сфокусованого променя – кругова з рівномірним розподілом інтенсивності та підковоподібна. Кількість проходів при обробці n змінювали від 1 до 4. Знімання диф-

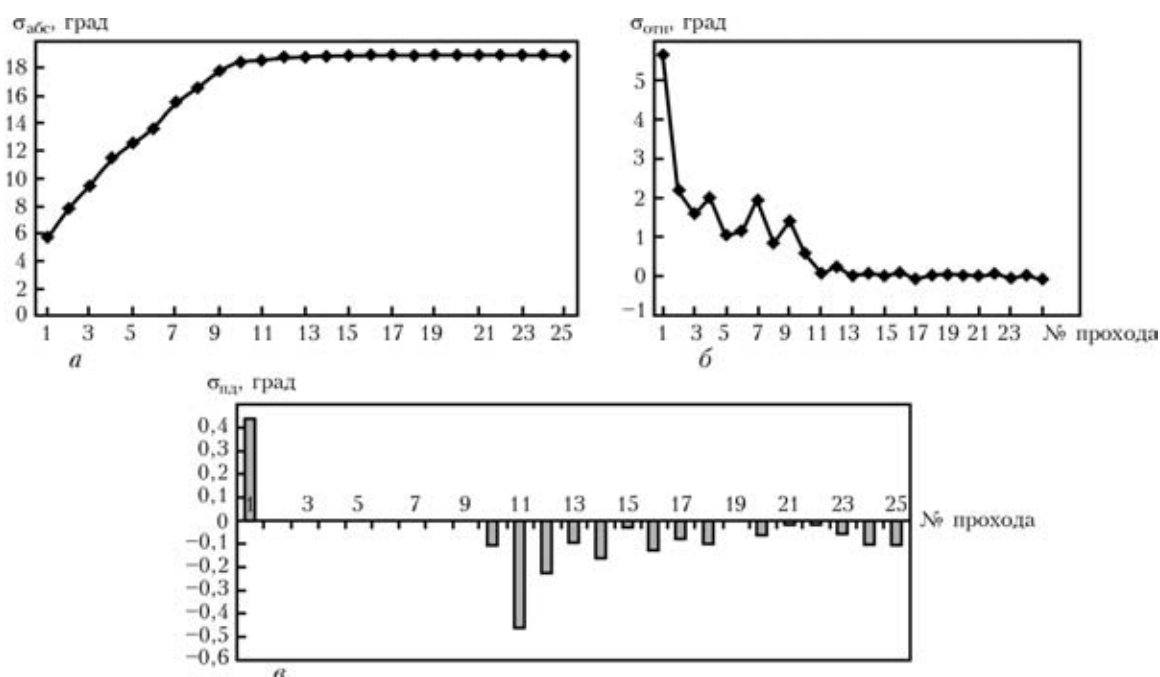


Рис. 5. Абсолютна (а), відносна (б) та постдеформація (в) для зразка з сталі 65Г товщиною 0,5 мм (діаметр фокальної плями 8 мм)

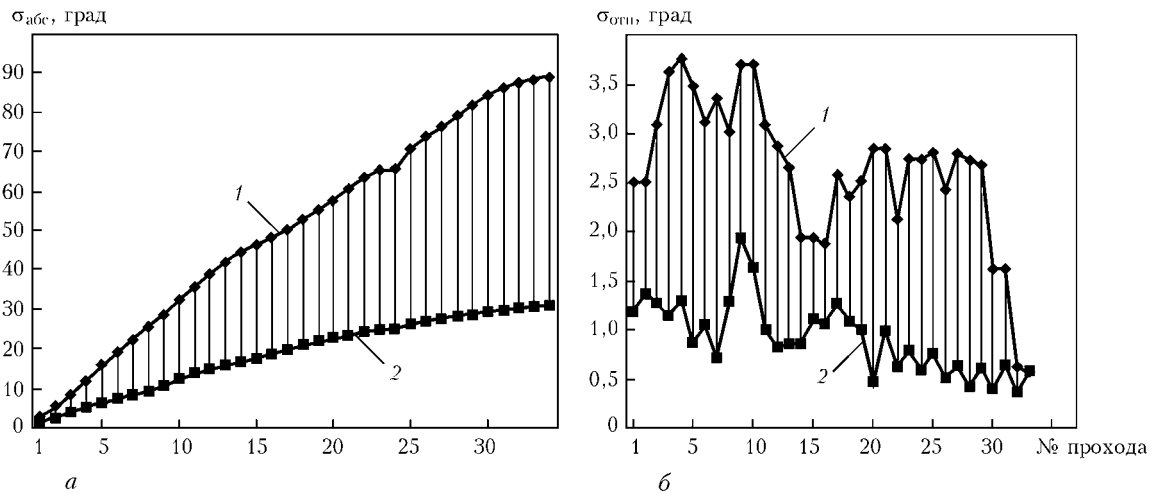


Рис. 6. Порівняння величин абсолютної (а) та відносної (б) деформації при одночасній обробці зразків з нержавіючої 12Х18Н10Т (1) та вуглецевої 65Г (2) сталі

рактограм проводили на рентгенівському дифрактометрі ДРОН-4 в кобальтовому нефільтрованому випромінненні. Відсоток залишкового аустеніту $A_{зал}$ визначали методом гомологічних пар, концентрацію вуглецю в мартенситі C_M — за міждублетною відстанню виділених синглетів (002) и (020)(200).

На дифрактограмах всіх зразків зафіксовані асиметричні, характерні для мартенситу відбиття (110), (200), (211) и (220). В сталі з $h = 2$ мм, обробленій одним проходом променя підковоподібної форми, та при всіх n для $h = 0,5$ мм при круговій

формі променя спостерігалися лінії (111) залишкового аустеніту. Причому його кількість в першому випадку становило 37 %, що на порядок вище аналогічного параметра в сталі 65Г після об'ємного гартування. Якщо врахувати, що питомий об'єм мартенситу на ≈ 1 % більший за питомий об'єм аустеніту, то для величини залишкових напружень справедлива оцінка $\sigma_{зал} = (E / (1 - \mu)) \epsilon \approx 800$ МПа ($E = 2 \cdot 10^5$ — модуль Юнга, $\mu = 0,28$ — коефіцієнт Пуассона для сталі). Перебігу відносної лінійної деформації $\epsilon = 0,3 \cdot 10^{-2}$ перешкоджає ферритно-пер-

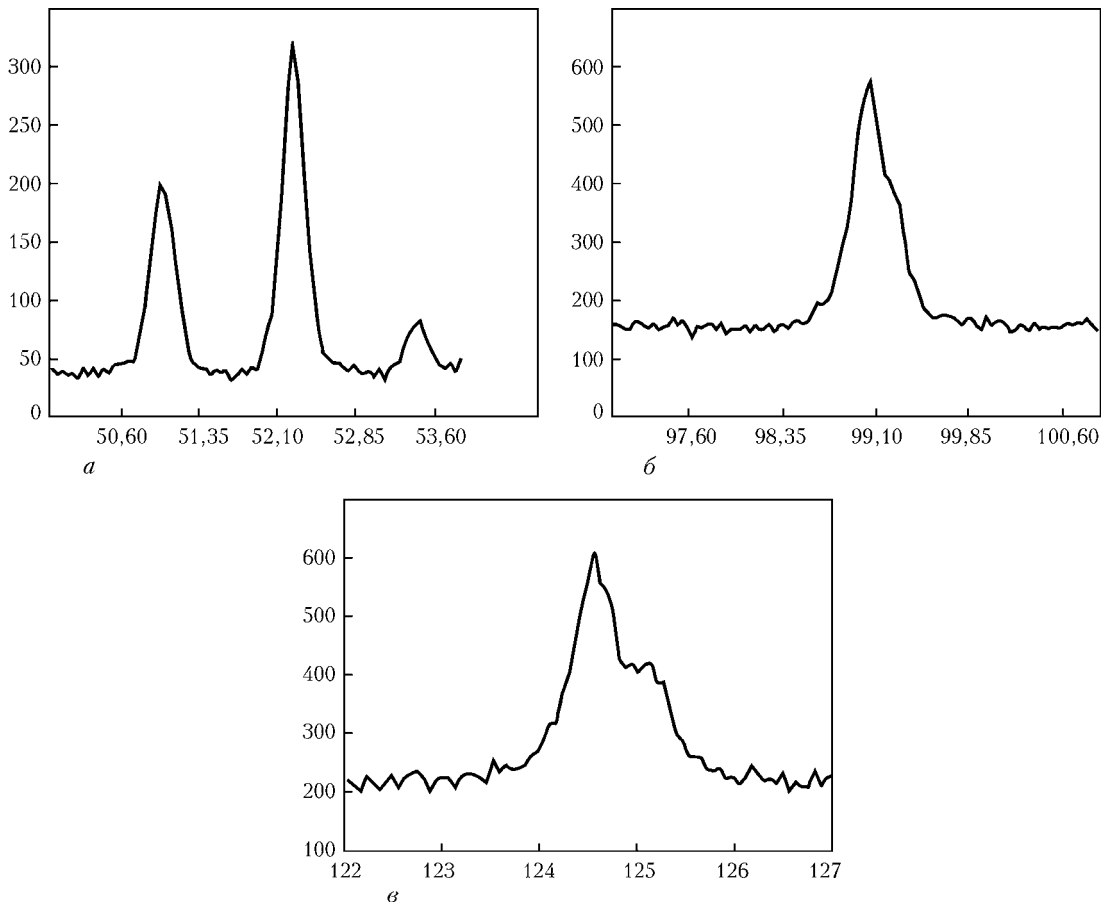


Рис. 7. Ділянки дифрактограм сталі 65Г з $h = 2,0$ (а, в) і $0,5$ (б) мм, обробленій підковоподібним променем при $n = 1$ (а, в) та 4 (б): а — максимуми (111) аустеніту та (110) мартенситу; б — максимум (211) мартенситу; в — максимум (220) мартенситу

літна холодна зона, що призводить до формування напружень стиснення вказаної величини, за умови повного перетворення аустеніту в мартенсит. З врахуванням наявності залишкового аустеніту для аналізованого зразка маємо $\sigma_{\text{зал}} \approx 500$ МПа. Найбільш ймовірною причиною високої концентрації залишкового аустеніту являється зниження температури кінця мартенситного перетворення внаслідок високих швидкостей охолодження при лазерній обробці. Підтвердженням цьому є більша величина $A_{\text{зал}}$ в зразках з $h = 2$ мм в порівнянні з $h = 0,5$ мм та в зразках, оброблених променем підковоподібної форми. Саме в таких об'єктах реалізується найбільш інтенсивне тепловідведення від зони термічного впливу. Підкреслимо, що значення $A_{\text{зал}}$ після повторних проходів визначається формою променя — при підковоподібній формі $A_{\text{зал}} = 37$ та 0 % при відповідно $n = 1$ та 4, при круговій формі ті ж параметри дорівнюють 4 і 10 %. Розраховане значення C_M для всіх досліджуваних об'єктів виявилось однаковим — рівним 0,63 %, що практично співпадає з середньою концентрацією вуглецю в сталі 65Г. Відповідно вже при першому проході карбід $(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{C}$ повністю розчиняється в аустеніті на етапі нагрівання. Перебіг мартенситного перетворення на етапі охолодження формує легований марганцем мартенсит.

Можливою причиною суттєвого збільшення кількості $A_{\text{зал}}$ являється його стабілізація внаслідок пластичної деформації під дією термічних напружень. Доказом цього є велика ширина лінії (111) аустеніту, практично рівна ширині відбиття (110) мартенситу (рис. 7). Розширення останнього обумовлено його дублетністю, тоді розширення першого можна пояс-

нити лише розмноженням дислокацій та подрібненням областей когерентного розсіювання. Під час другого проходу деформація зразка в процесі обробки, знак і рівень залишкових напружень визначаються розпадом залишкового аустеніту.

Висновки

Виявлено аномально високу концентрацію залишкового аустеніту в сталі 65Г.

Постдеформація, що присутня в сталі 65Г, пов'язана з фазовими перетвореннями залишкового аустеніту в мартенсит, яке ініціюється деформацією та коливанням температури.

1. Yoshioka S., Miyazaki T. et al. Laser forming of thin foil by a newly developed sample holding method // J. Laser Appl. — 2003. — 15, № 2.
2. Okamoto Y., Uno Y., Namba Y. Laser forming of plastics by YAG laser // Proc. of LTWMP. — 2003. — P. 44–48.
3. Ramos J., Magee J., Watkins K. Microstructure and microhardness study of bent Al-2024-T3 // J. Laser Appl. — 2001. — 13, № 1.
4. Pretorius T., Woitschig J., Vollertsen F. Simulation of thermal bending — acceleration of temperature field calculations // Proc. of LTWMP. — 2005. — P. 100–102.
5. Кагляк О.Д., Головка Л.Ф., Коваленко В.С. та ін. Спосіб керованого формоутворення листових деталей: Пат. на корисну модель № 37370. — Опубл. 25.11.2008.
6. Кагляк О.Д., Головка Л.Ф., Коваленко В.С. та ін. Спосіб формоутворення чашкоподібних та тарілчастих об'єктів з листового матеріалу: Пат. на корисну модель № 36994. — Опубл. 10.11.2008.
7. Лазерні технології та комп'ютерне моделювання / Під ред. Головка Л.Ф., Лук'яненко С.О. — Київ: Вістка, 2009. — С. 218–242.
8. Кагляк О.Д., Головка Л.Ф., Гончарук О.О. Лазерне формоутворення просторових металевих конструкцій // Східно-європ. журнал передових технологій. — 2009. — 42, № 6/1. — С. 4–11.
9. Лихошва В.П. Процеси взаємодії лазерного випромінювання з дисперсними частками у гетерогенних матеріалах: Автореферат дис. на здобуття наук. ступеня доктора техн. наук. — Київ: НТУУ «КПІ», 2005.

ЛАЗЕРНАЯ ТЕХНОЛОГИЯ СОЗДАНИЯ ЦЕНТРОВ ПИННИНГА В КЕРАМИЧЕСКИХ СВЕРХПРОВОДНИКАХ

Л.Ф. ГОЛОВКО, М.Г. ЛЫСЕНКО, А.Н. ЛУТАЙ

НТУУ «Киевский политехнический институт», Киев, Украина

Свойства высокотемпературных сверхпроводников рассмотрены с точки зрения воздействия на них лазерного излучения и экспериментально доказаны возможности применения лазерной обработки для получения центров пиннинга.

Возможности применения лазерных технологий для обработки высокотемпературных сверхпроводников. Керамические высокотемпературные сверхпроводники в отличие от металлических не обладают пластичностью, а изготовление керамических проводов невозможно, поэтому в этой области применяются полупроводниковые технологии, суть которых заключается в получении чистых и бездефектных исходных материалов и строго контролируемом внедрении необходимых примесей и дефектов. В данном случае мощное лазерное излучение можно применять для следующих технологических операций:

- образование дефектной структуры для создания центров пиннинга без разрушения сверхпроводящих свойств под воздействием излучения умеренной интенсивности (10^4 – 10^7 Вт/см²). Тут основную роль играет тепловой режим генерации [1, 2] и точечные дефекты (вакансии и межузлия) не распространяются по всему образцу. Применение лазерных технологий может быть также полезным для изучения центров пиннинга, механизмы образования которых недостаточно понятны;

- использование лазерного излучения для изготовления проводящих электрических цепей на поверхности массивного сверхпроводника по аналогии с литографией на поверхности полупроводников. Локальный нагрев поверхности может приводить к испарению кислорода с поверхности образца, в результате чего керамика теряет сверхпроводящие свойства;

- создание внутренних механических напряжений в сверхпроводящих образцах, что вызывает повышение критической температуры, как доказано опытами на образцах, подвергнутых давлению.

К настоящему времени процессы обработки сверхпроводников лазерным излучением не изучены, но мы предполагаем широкое внедрение лазерных технологий в эту отрасль. С другой стороны, высокая чувствительность при измерениях на сверхпроводящих образцах может внести свой вклад в прояснение физических процессов, происходящих в твердых телах при воздействии на них

лазерного излучения. Отметим также, что в технологиях выращивания кристаллов, в том числе сверхпроводящих, широко применяется лазерный нагрев.

Свойства сверхпроводников. Для обоснования этих предположений остановимся на основных свойствах сверхпроводников.

При охлаждении некоторые кристаллические вещества теряют сопротивление электрическому току и переходят в сверхпроводящее состояние. Температура перехода металла или сплава в сверхпроводящее состояние называется критической. Все сверхпроводники из металлов и сплавов имеют критическую температуру, близкую к температуре кипения жидкого гелия, что ограничивает их применение. После открытия сверхпроводимости в 1908 г. основные усилия ученых были направлены на получение синтеза сверхпроводников с более высокой критической температурой, к 1986 г. им удалось найти пути повышения критической температуры немного выше температуры кипения жидкого водорода (около 20 К для Nb₃Ge).

За последние 10–12 лет интерес к сверхпроводникам значительно возрос. Это связывают с двумя причинами. Во-первых, это успешное использование 1232-х сверхпроводников в поворотных электромагнитах Большого адронного коллайдера, установленных по длине коллайдерного кольца, равной 27 км. В каждом электромагните создается магнитное поле с магнитной индукцией 8,3 Тл с запасенной энергией 10 МДж. Создание таких магнитных полей и соответственно реализация коллайдера невозможны без применения сверхпроводящих обмоток. В коллайдере используется сверхпроводящий сплав NbTi, оптимальная температура эксплуатации которого равна 1,9 К. Во-вторых, это открытие т. н. высокотемпературных сверхпроводников в 1986 г. Были обнаружены сверхпроводящие свойства керамики с относительно высокой критической температурой. Удивительно, что при комнатной температуре эти керамики представляют собой диэлектрики. В том же 1986 г. синтезирован сверхпроводник YBa₂Cu₃O_{7-x} с критической температурой 92,5 К, превышающей температуру кипе-

ния жидкого азота (77 К), что значительно удешевляет оборудование для охлаждения и расширяет возможности как для исследований, так и для применения этих материалов. В разных странах ведутся исследования по синтезу сверхпроводников с более высокой критической температурой, и в научной печати время от времени появляются сообщения о синтезе сверхпроводников с комнатной критической температурой, которые, как правило, химически неустойчивы. В настоящее время уже есть керамики, критическая температура которых может достигать 165 К, но только под давлением.

Высокотемпературные сверхпроводники относятся к т. н. сверхпроводникам второго рода. Отнесение сверхпроводников к первому или второму роду основывается на их поведении в магнитном поле. Сверхпроводники первого рода в сверхпроводящем состоянии полностью выталкивают из себя магнитное поле, в полях больше критических сверхпроводящее состояние разрушается. Как правило, это имеет место в металлических сверхпроводниках.

Для сверхпроводников второго рода существуют два критических магнитных поля. Магнитное поле меньше первого критического полностью выталкивается из образца, как и из сверхпроводников первого рода. Магнитное поле больше первого критического проникает только в часть сверхпроводника, где сверхпроводимость исчезает, а та часть сверхпроводника, куда магнитное поле не проникает, остается сверхпроводящей. Дальнейшее увеличение магнитного поля выше второго критического полностью уничтожает сверхпроводимость. Для высокотемпературных сверхпроводников магнитная индукция первого критического поля составляет около 0,01 Тл, индукция второго критического поля приблизительно равна 10 Тл или выше. Таким образом, даже незначительные магнитные поля (незначительные токи) переводят высокотемпературный сверхпроводник в смешанное состояние. Огромное значение второго критического поля позволяет пропускать через сверхпроводник электрический ток с плотностью, примерно в 100 раз превышающей плотность тока в медном проводнике.

В магнитном поле в сверхпроводнике в смешанном состоянии возбуждаются два вида незатухающих электрических токов. Первый вид — экранирующий ток, компенсирующий внешнее магнитное поле и протекающий по периметру сверхпроводника. Он существует в сверхпроводниках и первого, и второго рода. Второй вид — вихри Абрикосова, когда сверхпроводник пронизан цилиндрическими нормальными (несверхпроводящими) сердцевинами диаметром около 10^{-6} м, существующими параллельно с экранирующим электрическим током. Нормальные сердцевинки параллельны магнитной индукции, в них протекают замыкающиеся по поверхности цилиндров токи, направление которых

усиливает внешнее магнитное поле внутри сердцевин. Отталкиваясь, сердцевинки образуют правильную конфигурацию — плотно упакованную треугольную решетку. Эти вихревые токи протекают только в смешанном состоянии сверхпроводников второго рода. Взаимодействие незатухающих токов сверхпроводника с внешним магнитом проявляется в отталкивании сверхпроводника и магнита, что является самым наглядным признаком сверхпроводящего состояния.

В связи с существованием вихрей бездефектный сверхпроводник второго рода теряет свои сверхпроводящие свойства, т. е. пропускание электрического тока (транспортного) через сверхпроводник сопровождается движением сердцевин. Магнитно взаимодействующие сердцевинки при движении теряют свою энергию, создавая сопротивление электрическому току. Но образец можно перевести в сверхпроводящее состояние, создав центры закрепления вихрей — центры пиннинга. Закрепленные вихри не движутся и не препятствуют прохождению транспортного электрического тока. Если сверхпроводник поместить в магнитное поле с центрами пиннинга, а потом выключить магнитное поле, экранирующие токи исчезают, а часть возбужденных и закрепленных вихрей продолжает существовать. Следовательно, вихри намагничивают образец. Это явление очень напоминает гистерезис в ферромагнетике. В некоторых образцах экспериментально наблюдаемая остаточная намагниченность достигала 1 Тл. Напомним, что для чистого железа намагниченность насыщения близка к 1,9 Тл. Ясно, что нагрев выше критической температуры устраняет это явление.

Результаты эксперимента. Эксперимент проводили на монокристаллах $YBa_2Cu_3O_{7-x}$ с ромбоэдрической сверхпроводящей структурой. Образцы имели форму параллелепипедов размером $45 \times 45 \times 18$ мм с осью c , ориентированной перпендикулярно большой грани образца. Температура перехода в сверхпроводящее состояние (критическая температура) составляла 92,5 К. Оказалось, исследуемые образцы, полученные из Института сверхтвердых материалов НАН Украины, по содержанию дефектов можно было оценить как высококачественные по сравнению с образцами из других лабораторий. Это дало нам возможность регистрировать воздействие точечного лазерного облучения.

Обработку выполняли на стенде, который состоит из ИАГ-излучателя мощностью 180 Вт, работающего в непрерывном и импульсном режиме генерации, и рабочего стола, перемещающегося со скоростью 0,3–1,2 м/мин. При проведении эксперимента поочередно облучали большую грань образца при комнатной температуре точечными лазерными импульсами интенсивностью 10^5 Вт/см² с диаметром пятна около 250 мкм и длительность импульсов приблизительно 10 мс. После каждого облучения

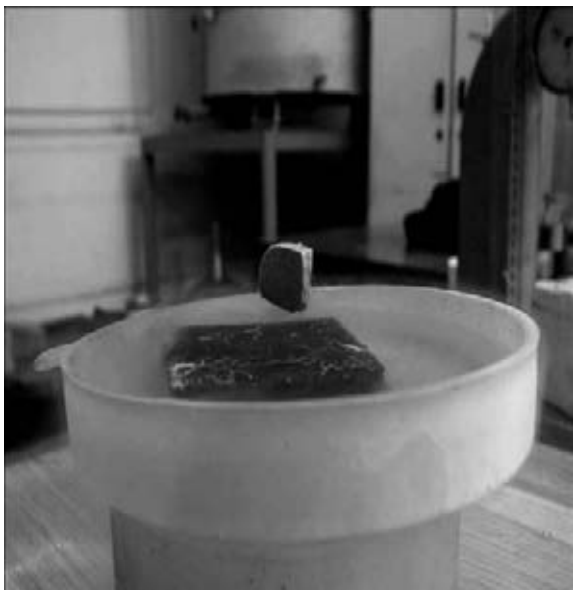


Рис. 1. Левитация постоянного магнита над поверхностью сверхпроводящего образца

регистрировали результаты воздействия каждого импульса, которые затем проверяли методом левитации.

Слово «левитация» означает парение тела над поверхностью, а в нашем это парение постоянного магнита над поверхностью сверхпроводящего образца (рис. 1), находящегося в ванне с жидким азотом (температура кипения 77 К). Сам факт левитации объясняется силами отталкивания сверхпроводником постоянного магнита. В отличие от отталкивания двух обычных магнитов друг от друга в этом случае достигается состояние равновесия, что можно объяснить следующим образом. На левитирующий постоянный магнит действуют силы отталкивания со стороны экранирующих токов

сверхпроводника, сила тяжести и силы притяжения со стороны вихрей Абрикосова. В идеальном сверхпроводнике второго рода вихри образуют регулярную двумерную решетку. В образцах, содержащих дефекты, вследствие пиннинга плотность вихрей разная в разных точках на поверхности и, следовательно, устойчивое положение постоянного магнита находится в точках с большей плотностью вихрей Абрикосова. Во всех случаях (при 10-ти лазерных импульсах в разных точках поверхности) устойчивое состояние левитирующего магнита наблюдалось над точкой, обработанной лазером. Причем, точки левитации восстанавливались после нагрева и повторного охлаждения образцов.

Это дает основание утверждать, что лазерное излучение эффективно создает центры пиннинга и может применяться для коррекции свойств высокотемпературных сверхпроводников. Справедливым будет заметить, что состояние левитации достигается и без лазерного облучения. Но в этом случае процесс неуправляем и нужно искать точки с максимальной плотностью вихрей Абрикосова. Особенно важна управляемость при использовании сверхпроводников в качестве магнитных подшипников, например, в гироскопах. Коэффициент трения сверхпроводящего подшипника не превышает 10^{-7} , в то время как в «обычных» условиях он не ниже 10^{-5} .

На рис. 2 представлены порошковые фигуры точек поверхности, обработанных лазерным излучением. Обработанные образцы после охлаждения жидким азотом намагничивались, в дальнейшем магнитное поле выключалось, после чего на поверхность сверхпроводника наносили ферромагнитный порошок. Порошковые фигуры четко показывают остаточную намагниченность (гистерезис) образца

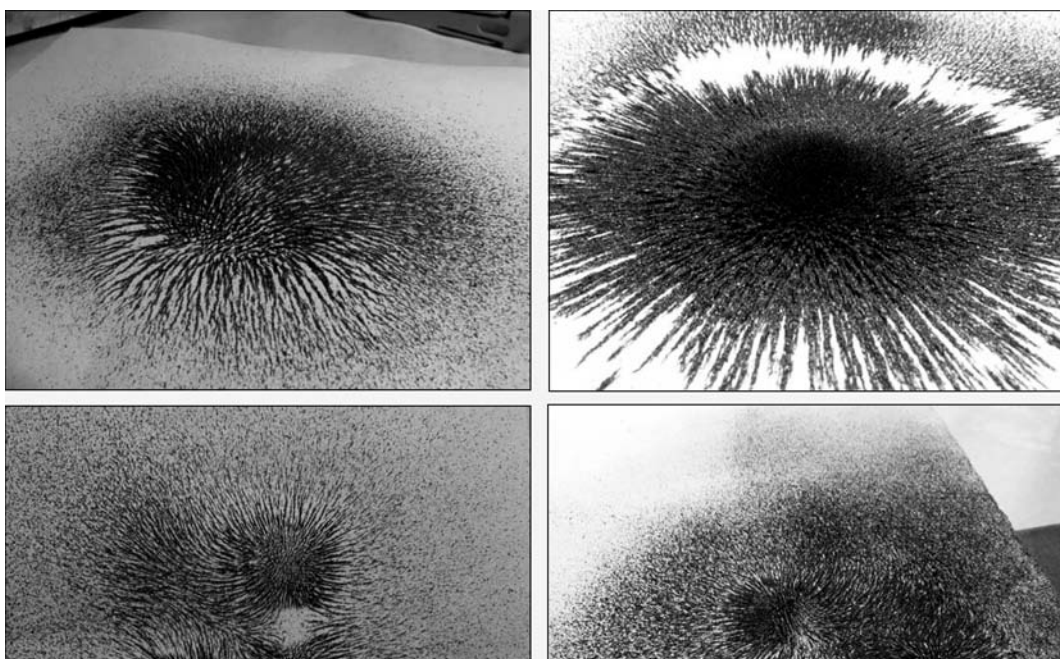


Рис. 2. Остаточная намагниченность образцов в обработанных лазером точках

в обработанных точках. Это второе подтверждение эффективности лазерной обработки сверхпроводников.

На рис. 3 показаны результаты измерения зависимости расстояния l между постоянным магнитом и сверхпроводящим образцом от силы отталкивания между ними F . Магнит располагали над сверхпроводником, силу изменяли с помощью груза на подставке, связанной с постоянным магнитом, расстояние измеряли в зависимости от силы тяжести. Масса груза m была равна силе. Две верхние кривые на графике относятся к необлученному образцу. Верхняя кривая — зависимость расстояния от массы груза (от силы отталкивания) при последовательном увеличении массы груза, вторая — обратная зависимость между массой груза и расстоянием. Как следует из графика, обратная зависимость не совпадает с прямой, что говорит о гистерезисе, который в данном случае является следствием оставшихся в результате пиннинга вихрей Абрикосова. Кривые прямой и обратной зависимости почти совпадают, что подтверждает высокое качество образцов. Было отмечено, что в некачественных образцах за счет гистерезиса могут возникать даже силы притяжения [3]. Подтверждением увеличения центров пиннинга является обратный ход гистерезиса в облученных образцах (ср. верхнюю и две нижние кривые).

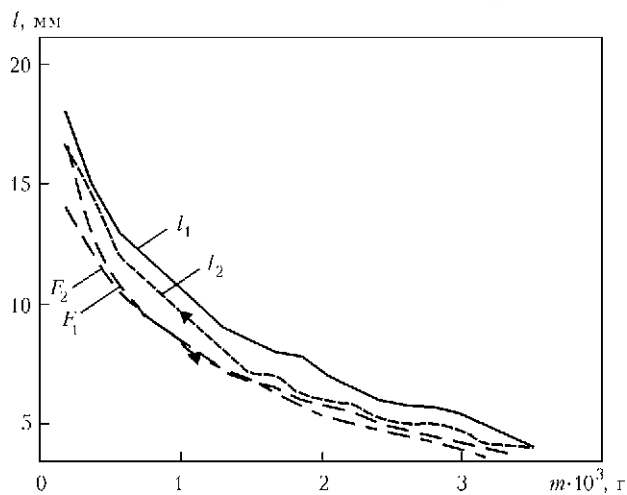


Рис. 3. Зависимость расстояния l между постоянным магнитом и сверхпроводящим образцом от силы отталкивания между ними F (пояснения см. в тексте)

Итак, центры пиннинга были получены с помощью лазерного облучения высокотемпературного сверхпроводника, что не может не открыть перспективы применения лазерных технологий для обработки сверхпроводников.

1. Мажейка А.И. Управление изменениями в твердых телах при воздействии лазерного излучения. — Кировоград: КОД, 2010.
2. Мирзоев Ф.Х. и др. // УФН. — 1996. — 166. — С. 3.
3. Руднев О.В. и др. // Письма в ЖТФ. — 2009. — 35. — С. 79.

ВЛИЯНИЕ ЛАЗЕРНОГО ОБЛУЧЕНИЯ НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ, СУБСТРУКТУРУ И ПРОЧНОСТЬ КУБИЧЕСКОГО НИТРИДА БОРА

А.А. ГОНЧАРУК¹, Л.Ф. ГОЛОВКО¹, А.Н. ЛУТАЙ¹, Ю.В. КЛЮЧНИКОВ¹, Н.В. НОВИКОВ²,
А.А. ШЕПЕЛЕВ², В.Г. СОРОЧЕНКО²

¹НТУУ «Киевский политехнический институт», Киев, Украина

²Институт сверхтвердых материалов им. В.Н. Бакула НАНУ, Киев, Украина

Дан анализ прямого лазерного воздействия на механические свойства зерен кубического нитрида бора (КНБ). Обсуждены результаты изучения процесса поглощения лазерного излучения зернами КНБ в зависимости от его марки и зернистости, длины волны излучения и начальной температуры, а также изучения прямого кратковременного воздействия лазерного излучения на физико-механические свойства КНБ и физико-химические процессы, протекающие в кристалле.

Расширение использования новых труднообрабатываемых конструкционных материалов требует создания новых высокоэффективных инструментов, в том числе на основе кубического нитрида бора (КНБ). Кристаллы КНБ в зависимости от марки имеют высокую твердость и теплостойкость (от 800 до 1200–1400 °С). При более высоких температурах протекают процессы окисления, которые приводят к потере прочности КНБ. Специфические свойства плотных модификаций нитрида бора (высокая твердость и химическая стойкость, термостойкость и ударная вязкость) открывают широкие перспективы для создания новых классов абразивного инструмента с уникальными характеристиками и функциональными возможностями.

Особенно эффективно применение таких инструментов при обработке различных железосодержащих сплавов, поскольку при этом обеспечивается резкое снижение их адгезионного и диффузионного износа по сравнению с алмазным. Как известно, качество инструмента, его работоспособность в значительной мере зависят от механических, физических и химических свойств связки, особенностей межфазных процессов, протекающих на границе раздела КНБ–связка, в условиях формирования рабочего слоя инструмента. Для изготовления инструментов на основе КНБ применяют различные технологии, отличающиеся методами формирования рабочего инструментального слоя и способом закрепления зерен КНБ. Инструментальные композиты получают методами спекания зерен КНБ и связки, гальваническим осаждением или плазменным напылением последней. Каждый из перечисленных способов имеет свои преимущества и недостатки, а также области целесообразного применения.

Главным направлением в современной технологии спекания порошковых материалов является использование высокоскоростного нагрева, который

позволяет радикально увеличить производительность и оптимизировать процесс спекания, получать материалы с высокой плотностью и мелкозернистой структурой [1]. В связи с этим появился ряд неизо-термических методов, среди которых следует выделить метод спекания металлических порошков прямым пропусканием электрического тока [2], а также применением лазерного нагрева [3–7].

Как источник нагрева лазерное излучение имеет ряд существенных преимуществ: оно позволяет за счет высокой скорости бесконтактно вводить энергию в материал и строго ее дозировать, осуществлять в широком диапазоне температур сверхскоростной нагрев локальных областей материалов и таким образом формировать высокодисперсные структуры. Эти особенности лазерного нагрева, а также его значительные преимущества выявлены и использованы при спекании алмазосодержащих инструментальных композитов [7].

В этой связи представляется актуальным исследовать возможность применения и разработать технологические основы лазерного формирования рабочих слоев инструментов на основе КНБ. Целью данной работы является исследование процесса взаимодействия лазерного излучения с зернами КНБ, влияния его параметров на прочностные характеристики зерен КНБ различных марок и зернистости, структуру и свойства рассматриваемых шлифпорошков, создание базы данных для разработки технологии изготовления высокопроизводительного инструмента, оснащенного режущими элементами из СТМ.

Экспериментальное оборудование и методика проведения исследований. Основной задачей исследования является определение максимальных значений температуры скоростного лазерного нагрева различных шлифпорошков КНБ и соответствующих им условий облучения, при которых не

наблюдается снижения их прочностных и режущих свойств. Для ее решения необходимо:

- изучить влияние лазерного облучения на процесс нагрева и прочностные характеристики зерен КНБ;
- определить условия лазерного нагрева, не снижающего абразивные способности зерен КНБ;
- определить оптимальные технологические режимы и диапазоны температур, позволяющие использовать технологию лазерного спекания инструментальных композитов и сохранить исходных свойств зерен КНБ и высокую прочность их закрепления в связке.

Для лазерного облучения применяли специальный технологический комплекс, в состав которого входит мощный электроразрядный CO_2 -лазер «Латус31», устройство для транспортирования, фокусирования и контроля параметров излучения, четырехкоординатный стол с системой программного управления. Лазерное излучение с длиной волны 10,6 мкм фокусировали сферической линзой из КС1 с фокусным расстоянием 200 мм.

На процесс лазерного спекания оказывают влияние факторы, связанные с лазерным пучком, условиями облучения, свойствами КНБ и связки. Физические процессы, протекающие при лазерной обработке, определяются температурным режимом нагрева и последующего охлаждения. Характеристики температурного поля (уровень температур, их распределение по нагреваемому объему, скорость нагрева и охлаждения) определяются факторами, связанными с источником нагрева, характеристиками обрабатываемого материала, условиями их взаимодействия. Схема причинно-следственных связей между основными факторами и параметрами процесса лазерного спекания композитов проанализирована авторами в работе [8].

Для исследования влияния лазерного нагрева на КНБ были выбраны шлифовальные порошки четырех марок, исходная прочность которых при статическом нагружении указана в таблице. Определение показателя статической прочности шлифовальных порошков КНБ проводили по стандартной методике на приборе ДА-2. Значения статической нагрузки $\sigma_{\text{разр}}$, под которой разрушаются зерна КНБ, определяли при сжатии двух плоскопараллельных пластин, между которыми помещали исследуемые зерна.

Изучение влияния прямого лазерного нагрева на свойства зерен КНБ проводили под прямым облучением, отбирали зерна шлифовального порошка по 200 штук в партии, размещали в ряд на графитовой подложке и подвергали воздействию непрерывного излучения мощного CO_2 -лазера с длиной волны 10,6 мкм. Облучение зерен КНБ проводили при следующих технологических параметрах обработки: мощность лазерного излучения $P = 700$ Вт, диаметр пятна $d = 7$ мм, скорость перемещения луча

Прочность зерен шлифовальных порошков при статическом нагружении

Шлифовальный порошок КНБ	Прочность, Н	
	Данные измерений	Данные производителей
CBN 100 (D1)	13,0	–
КВ 250/200.14.08.07	12,1	13,2
КНБ КВ 250/200 (п. 1031)	9,4	12,6
КВ 250/200 (п. 175)	8,5	–

$v = 0,8; 1,4$ и $2,0$ м/мин, время воздействия излучения при указанных скорости перемещения луча равно соответственно $t = 0,53; 0,30$ и $0,21$ с.

Исследования облученных и необлученных зерен КНБ проводили с помощью растровой электронной микроскопии, локального и интегрального рентгеноспектрального элементного анализа на сканирующем электронном микроскопе ZEISS EVO 50 XVP, укомплектованном энергодисперсным анализатором рентгеновских спектров OXFORD INSA Pente FETx3 HKL CHANNEL-5 для дифракции электронов.

Методами рентгеноструктурного анализа, растровой электронной микроскопии, локального и интегрального рентгеноспектрального анализа определен химический и фазовый состав, исследована структура и субструктура шлифовального порошка КНБ марки КВ зернистостью 250/200 после воздействия лазерного излучения. Полученные данные сопоставляли с измеренными значениями статической прочности зерен, определенными по статической нагрузке, при которой происходило разрушение зерен КНБ, помещенных между двумя параллельными пластинами.

Фазовый состав и структура частиц. На дифрактограммах облученных образцов кроме отражений, характерных для КНБ, зафиксированы две дополнительные линии, которые идентифицируются как отражения 002 и 004 гексагональной модификации BN. Следовательно, лазерное облучение инициирует обратное полиморфное превращение $\text{cBN} \rightarrow \text{hBN}$. Из соотношения интегральных интенсивностей максимумов 002 гексагональной и 111 кубической фаз нитрида бора следует, что количество графитоподобной фазы в порошках, обработанных с указанными скоростями перемещения луча, равно 14, 10 и 7 % соответственно (рис. 1).

Поскольку плотность графитоподобных фаз нитрида бора в 1,5 раза меньше кубической, указанное фазовое превращение должно приводить к возникновению напряжений. Наблюдающееся на электронных микрофотографиях облученных объектов большое количество трещин подтверждает это заключение и свидетельствует о том, что во многих частицах напряжения превышали предел прочности

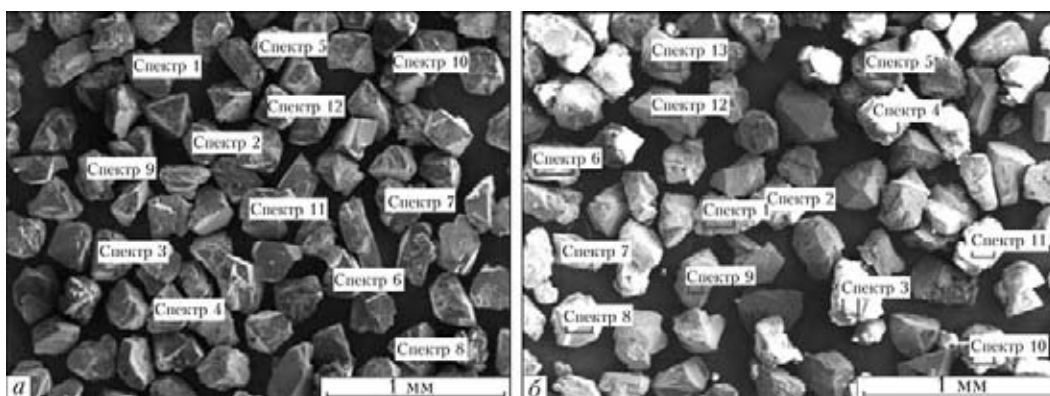


Рис. 1. Электронные микрофотографии исходного шлифовального порошка КНБ КВ 250/200 до (а) и после (б) облучения при $v = 0,8$ м/мин и $t = 0,53$ с

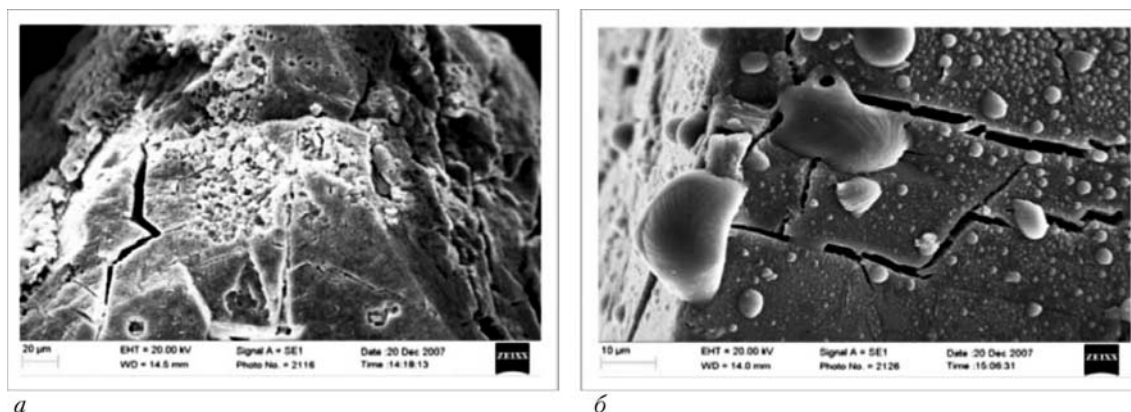


Рис. 2. Вид образовавшейся трещины в шлифовальном порошке КВ 250/200 (п. 1031) после лазерного облучения при $v = 1,4$ м/мин и $d = 7$ мм: а — белое зерно; б — черное зерно

КНБ (рис. 2). Уменьшение количества гексагональной фазы с увеличением скорости перемещения луча означает, что указанное фазовое превращение – термически активируемый процесс.

Субструктура и прочность частиц. Ширина интерференционных максимумов 111 (V_{111}) облученных порошков в 1,4 раза больше этого параметра исходного объекта. Поскольку влиянием концентрационной неоднородности и дефектов упаковки на уширение рентгеновских линий в данном случае можно пренебречь, корректным будет утверждение, что лазерное воздействие приводит к изменению субструктуры КНБ. Параметры тонкой кристаллической структуры, уширяющие дифракционные

максимумы, определяют по двум моделям. В первой увеличение ширины линии связывают с повышением плотности ρ хаотически распределенных дислокаций. Во второй модели предполагается, что зерно состоит из областей когерентного рассеяния (ОКР) и увеличение ширины максимумов трактуется как результат уменьшения размеров ОКР и увеличения микроискажений кристаллической решетки. В рамках первой модели рост V_{111} означает, что при облучении включаются механизмы генерации дислокаций. Возможными причинами могут быть напряжения, возникающие на начальном этапе фазового превращения $сВN \rightarrow hВN$, или временные термические напряжения вследствие высокого гради-

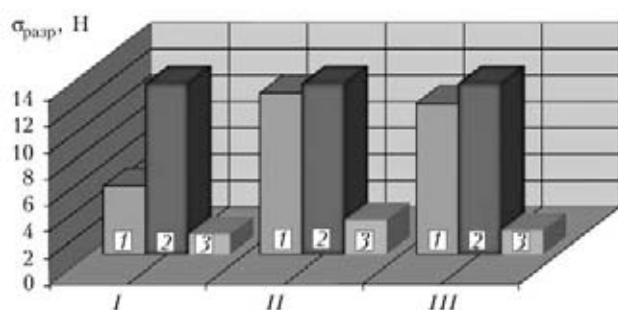


Рис. 3. Влияние скорости перемещения лазерного луча на прочность облученных черных (1), исходных (2) и облученных белых (3) зерен КНБ CBN 100 (D1) при статическом нагружении; здесь и на рис. 4–6 $d = 7$ мм, $v = 0,8$ (I), 1,4 (II) и 2,0 (III) м/мин

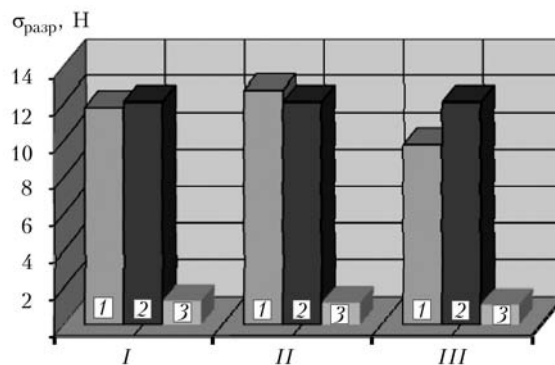


Рис. 4. Влияние скорости перемещения лазерного луча на прочность облученных черных (1), исходных (2) и облученных белых (3) зерен КНБ 250/200 при статическом нагружении

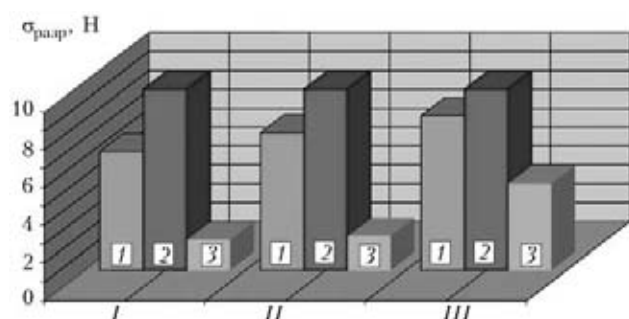


Рис. 5. Влияние скорости перемещения лазерного луча на прочность облученных черных (1), исходных (2) и облученных белых (3) зерен КНБ 250/200 (п. 1031) при статическом нагружении

ента температур по сечению частицы. Увеличение r должно приводить к упрочнению КНБ полями дальнедействующих напряжений, созданных дислокациями. Во второй модели увеличение V_{111} означает уменьшение размеров ОКР. Последнее согласно зависимости Холла–Петча должно приводить к повышению прочности КНБ.

Для устранения негативного воздействия лазерного облучения на свойства КНБ, которое приводит к снижению прочностных характеристик (рис. 3–6), нужно исключить (или уменьшить вероятность протекания) фазовое превращение $sBN \rightarrow hBN$.

Поскольку образование зародыша новой фазы происходит в местах скопления дефектов кристаллического строения исходной фазы, в качестве возможного способа подавления этого фазового превращения можно рекомендовать использование шлифовальных порошков с наиболее совершенным кристаллическим строением. Другим, более кардинальным, путем может быть переход на лазерное излучение с меньшим коэффициентом поглощения лучей в КНБ.

Выводы

Исследование процесса взаимодействия лазерного излучения мощного CO_2 -лазера с зернами КНБ при непосредственном облучении позволило установить, что

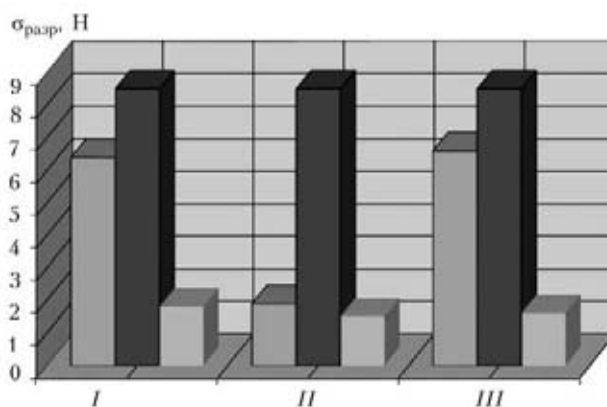


Рис. 6. Влияние скорости перемещения лазерного луча на прочность облученных черных (1), исходных (2) и облученных белых (3) зерен КНБ 250/200 (п. 175) при статическом нагружении

- зерна КНБ имеют высокую (75–80 %) поглощательную способность при действии лазерного излучения с $\lambda = 10,6$ мкм;
- скоростной лазерный нагрев при разных условиях облучения сопровождается значительными изменениями состояния зерен КНБ.

1. Скороход В.В. Спекание порошковых материалов при электротермическом, плазменном и лазерном нагреве. — 1998. — С. 228–248.
2. Райченко А.И. Основы процесса спекания порошков пропуском электрического тока. — М.: Металлургия, 1984. — С. 128.
3. Блощаневич А.М., Бочко А.М. и др. Лазерная резка материалов на основе алмаза и плотных модификаций нитрида бора. — Порошковая металлургия. — 2004. — № 3/4. — С. 47–53.
4. Толочко Н.К., Хлорков Ю.В. и др. Измерение поглощательной способности свободно насыпанных однокомпонентных металлических порошков и ее изменение в процессе лазерной обработки. — Там же. — 1997. — № 7/8. — С. 89–94.
5. Рагуля А.В. Селективное лазерное спекание. Ч. 1. Принципы. Континуальная модель. — Там же. — 1998.
6. Коваленко В.С., Головки Л.Ф., Черненко В.С. Упрочнение и легирование деталей машин лучом лазера. — Киев: Техника, 1991. — С. 128.
7. Головки Л.Ф., Лук'яненко С.О. Лазерні технології та комп'ютерне моделювання. — Київ: Вістка, 2009. — 295 с.
8. Goncharuk O.O., Golovko L.F., Kovalenko V.S. et al. Application of laser irradiation for sintering of cubic boron nitride composites // Proc. of Int. Conf. on Laser Assisted Net Shape Engineering (Germany, Erlangen, Sept. 25–28, 2007).

MATHEMATICAL MODELING OF BRITTLE ROCK DESTRUCTION PROCESS UNDER THE INFLUENCE OF LASER RADIATION

S.V. GOSHOVSKIY, Yu.V. ROGANOV, S.V. KURYSKO, P.T. SYROTENKO and Yu.I. VOYTENKO
 Ukrainian State Geological Research Institute, Kiev, Ukraine

Thermal energy absorption and strong local heating are occurred on the rock under the laser radiation influence which leads to local volumetric expansion and deformation. Temperature deformations stipulate emergence of stresses. Spallation of rock happens in the area where stresses exceed permissible limit. As temperature shifts are relatively small and process of destruction does not develop rapidly, the disconnected dynamic model of thermo-elasticity is used for the process description. That simulation method was applied to calculate temperature and stress fields for homogeneous medium with dimensions of 10 × 10 cm and granite parameters. Temperature field has been calculated for CO₂-laser heat source. Using of mathematical modeling allows us to choose optimal laser operating regime at which rock melting does not appear and to predict results of work at various laser operating regimes.

Currently, there are three mechanisms of laser removal of rocks, namely, spallation, melting and evaporation. Preliminary data of investigations show that the laser spallation of rocks is the most energetically effective one among of all existing mechanisms of laser removal of rocks. Process of laser spallation is based on using thermal stresses in rock induced by laser for rock destruction into small fragments (debris) before their melting. Great intensity of laser energy which is concentrated on rock with very lower thermal conductivity induces instantaneous local temperature increasing. As a result thermal stresses originate in the local areas of rock and finely destruct it. The last investigations demonstrate one more important advantage of laser spallation of rocks. It consists

in providing permeability increase of rock exposed to spallation and the ability to remove slime out of well in process of drilling in more simple way. At present, the efforts of scientists are concentrated at the next new technologies of deep well drilling: hydrothermal, water-jet (hydro-abrasive), laser and plasma (electric and chemical) [1]. Deep well drilling approaches with laser, hydrothermal, and plasma spallation and melting will be the most claimed ones among the mentioned above technologies. In addition, in the first place, we forecast introduction of deep well drilling based on combined technology of mechanical and heat rock destruction [2, 3]. The last investigations of the USA scientists are the evidence to all said above. They detected that the cost of mechanical drilling is growing with depth according to exponent law. But at the same time the cost of heat drilling would be changed with linier law [4] (Figure 1). It is not reasonable to change mechanical drilling on thermal one when the depth of the well is less than 3.5 km was also proved as well in the same work.

It should be noted that essential progress in development of laser technologies for drilling oil-and-gas and geothermal wells was outlined after the previous our Conference. The demonstration of a huge interest in these technologies from commercial firms such as FORO Energy Inc. (USA) and SAUDY ARAMCO (Saudi Arabia) may serve as a proof of said above. The first one has obtained a number of patents [5, 6] on methods and systems of drilling wells with utilization of high power laser and an optical fiber cable for transmission of the high power laser energy for very long distances. Introduction of these patents will allow getting a substantial progress in oil and geothermal technologies. The second firm scientists have conducted successfully experiments on laser perforation of rock in laboratory conditions with assistance of well-known in the oil-and-gas world

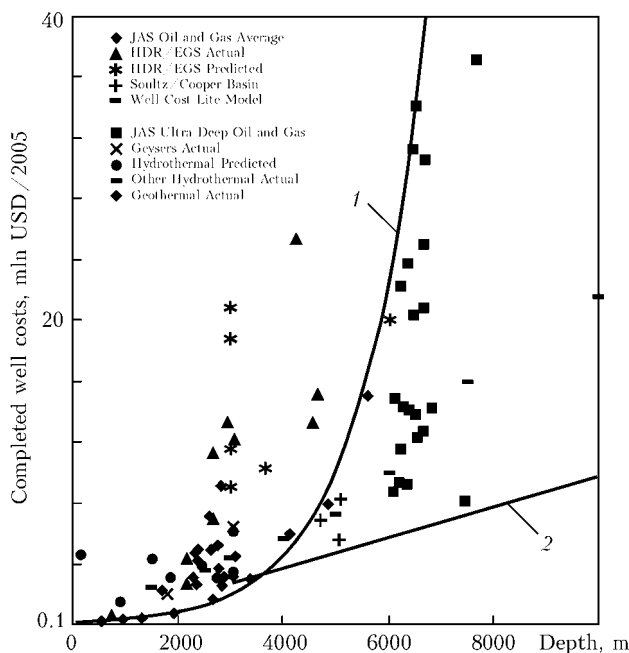


Figure 1. Cost of drilling wells versus depth [4]: 1 – average cost conventional drilling; 2 – predicted cost for spallation drilling

service company HALLIBARTON (USA). Moreover, Japanese scientists have demonstrated the success for the first time in laser drilling of the oil-and-gas reservoir rock with spallation and melting methods in water medium as well [7].

At present, there are known a few cases of simulation of rock destruction with laser radiation. For example, this is a modeling suggested in NTTU «Kiev Polytechnic Institute» (Professor Golovko L.F., 2008) and in Argonne National Laboratory [8]. The distinct feature of computational modeling presented in this paper is finite-difference realization for various rocks, as well as for real borehole conditions of rock destruction. Here 2D model of thermal spallation of rock with laser radiation will be examined which has been presented by authors at the previous our Conference [9]. Software for simulation of process of laser spalling of rock was developed in Ukrainian State Geological Research Institute (UkrSGRI).

Estimation of different methods of rock removal which depends on specific energy is presented in the Table. From energy point of view, thermal methods of rock destruction lose to mechanical one. But thermal methods of drilling, especially method of rock destruction by spalling, have one indisputable advantage, namely, high velocity of rock removal. In addition, method of thermal spallation of rock does not require too much energy than mechanical drilling in comparison with other thermal methods of rock destruction.

Coefficient of brittleness of rock plays an important role in reaching a good spallation of rock. Such rocks as granite and sandstone have a great coefficients of brittleness whereas limestone does not have such characteristics because it could be found in the intermediate state between brittle and plastic ones.

Therefore the statement of a problem of computational simulation of process of brittle rock destruction under the influence of laser radiation is actual and well-timed.

Numerical mathematical model and the first results of simulation. *Statement of the problem of simulation.* In this paper laser spalling of rock with the help of laser beam is considered on example of granite. For the simplicity, we used 2D mathematical model. The rock is divided into small cells with size of 0.5×0.5 mm which behave like an isotropic elastic material (Figure 2). Horizontal and vertical sizes of 2D section are accepted equal to 100 and 100 mm. Diameter of laser beam is prescribed equal to 10 mm. CO₂-laser supports three regimes of work. Continuous regime of laser radiation was preferred as such regime of laser operation allows radiating the greatest energy during shot-time interval. That may cause an abrupt change of thermal stress in the rock in the point of laser action. Power of laser radiation under continuous regime was equal to 3.0 kW. A rock can be spallated if stress in it satisfies Mohr criterion. As a rule, pro-

Specific energy for removal of rocks

System of destruction	Specific energy, J/cm ³		
	[3]	[10]	[11]
Rotary bit	100	210 (cone bit) 1120 (diamond cutting)	
Hydraulic jet of high pressure	1000	5000 (coarse-grained rocks) 50000 (fine-grained rocks)	
Thermal spallation	1500	3000 (flame-jet destruction)	
Melting	5000	18000 (heat penetration)	Millimeter radiation 4300 (granite) 4500 (sandstone) 11000 (limestone)
Evaporation	12000	3000 (laser or plasma)	Millimeter radiation 28400 (granite) 19900 (sandstone) 33400 (limestone)

duced with spallated rock debris is removed with compressed air or gas. That allows processing rock destruction in dry conditions, e.g. without using liquids.

A rock with high coefficient of brittleness was chosen for investigation, namely, granite. It has the following basic mechanical and thermal properties:

- specific density — $2.7 \cdot 10^3$ kg/m³
- tensile strength (tension/compression) — $3.0 \cdot 10^6 / 2.0 \cdot 10^8$ Pa
- Young's modulus of elasticity E / of shear G — $4.25 \cdot 10^{10} / 2.9 \cdot 10^{10}$ Pa
- Poisson's ratio — 0.25
- specific heat C_p — 936 J/(kg·K)
- thermal conductivity λ_q — 2.42 W/(m·K)
- coefficient of thermal diffusivity χ — $9.62 \cdot 10^{-7}$ m²/s
- coefficient of linear expansion α — $8.3 \cdot 10^{-6}$ 1/K
- temperature of melting T — 700 °C.

Currently, three methods of influence of laser beam on rock are the most common, namely:

- laser beam exert into selected point of rock constantly while only time of activity and intensity of laser radiation are changed. Diameter of created hole in the rock corresponds to diameter of laser beam [8];
- laser beam moves on a circle trajectory of defined diameter against center of hole. Diameter of laser spot is chosen equal to a half of diameter of the hole which has to be drilled in the rock [12];

• laser beam influences the surface of the rock in accordance with mosaic law. While laser ray shifts, it is switched on and off in a stated law in points of action. This method is utilized for drilling large holes [13].

The first method of laser beam influence on the rock has preference in simulation because of the simplicity of its realization. It is utilized when it is nec-

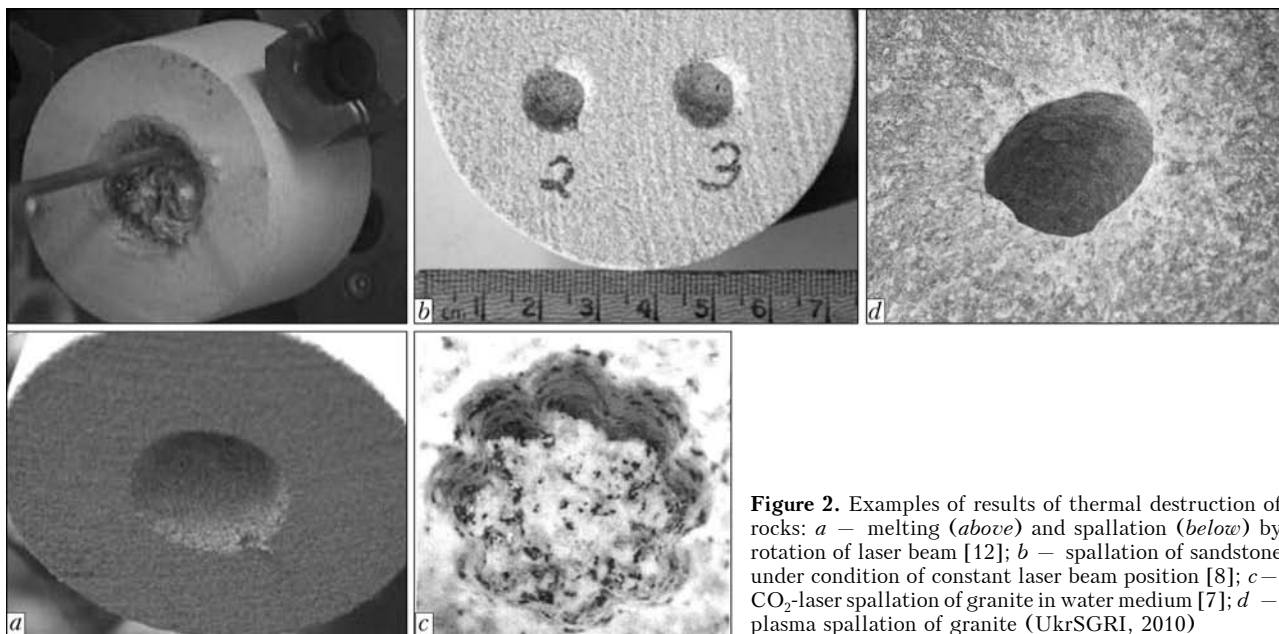


Figure 2. Examples of results of thermal destruction of rocks: *a* – melting (*above*) and spallation (*below*) by rotation of laser beam [12]; *b* – spallation of sandstone under condition of constant laser beam position [8]; *c* – CO₂-laser spallation of granite in water medium [7]; *d* – plasma spallation of granite (UkrSGRI, 2010)

essary to produce holes of small diameter, for example, at oil-and-gas well perforation.

Basic principles of model building up. Absorption of heat energy is happened under the influence of laser radiation on the surface of the rock. As a result, temperature gradient occurs which brings to initiation of deformations and stresses. Destruction of rock is occurred in area with maximal stresses and limited with surface, at which Mohr boundary conditions are satisfied.

Quasi-static model of the thermo-elasticity can be used for describing process of rock destruction as energy absorption takes place under condition of rock strong heating, relatively small displacements, and slow process of destruction [14]. According to this model, temperature field $T(x, t)$ ($x \in \Omega$) does not depend upon stresses and deformations which appear during process of heating. It is fully described with heat source, heat conduction in medium, and temperature conditions on the boundary Γ of area of calculation [9]. Heat conduction does not take place on the boundary Γ of area Ω far from position of source. In other words, we can consider process of heat conduction as adiabatic one.

According to [9] while simulating process of rock destruction the following equations was used for assignment of boundary conditions for temperature field in the area of influence of laser radiation and outside this area; description of heat conductivity that allows distribution of temperature to be defined inside the pattern of rock; utilization equation of Duhamel–Neumann for stresses finding which depends on temperature changes; and dynamic equations for finding displacement and stresses which appear in rock sample under the influence of temperature field.

The Mohr inequality is used as a condition of rock spallation:

$$\sigma_1 - \frac{\sigma_t}{\sigma_{comp}} \sigma_3 \geq \sigma_t,$$

where σ_1 and σ_3 are the main stresses; σ_{comp} is the compression stress; σ_t is the tensile stress.

Initial conditions consist of prescribed temperature field $T(x_1, x_2, x_3)$ at $t = 0$ and displacements $u_i(x_1, x_2, x_3)$ that can be not of zero value because of medium, radiated by laser at previous stages.

Finite-difference realization of mathematical model. As area Ω is not complex geometrical construction itself and its surface Γ is moving inside Ω under the influence of laser radiation and spallation, it is desirable to use simple rectangular grids of calculation and finite-difference algorithms for parabolic boundary problem of heat conduction and quasi-stationary problem of elastic theory [9, 15]. Finite-difference schemes were developed for 2D media which described in detail in [9]. Corresponding software for numerical calculations was created as well.

Results of simulation. The depth of the spallation area lies in the range from 2 to 3 mm, within which initiated strain exceeds maximum allowable tension. In the upper layer of rock (depth of 0–2 mm) spallation of rock did not happen because there compression occurs, the stress of which approximately equals to 25 MPa that is far smaller than the limit compression for granite. Time interval of laser action on the rock till spallation was equal 0.5 s. Temperature of rock heating in the area of spallation was equal 450 °C that is less than temperature of granite melting (700 °C). There are no areas of temperature field generated by laser which are close to temperature of granite melting. Displacements in areas of rock destruction were less than 10^{-4} mm. These values belong to range of rock microdestructions which have maximum limits up to 0.1 mm. This proves that the simulated process of rock destruction is spallation. In Figures 3 and 4, area

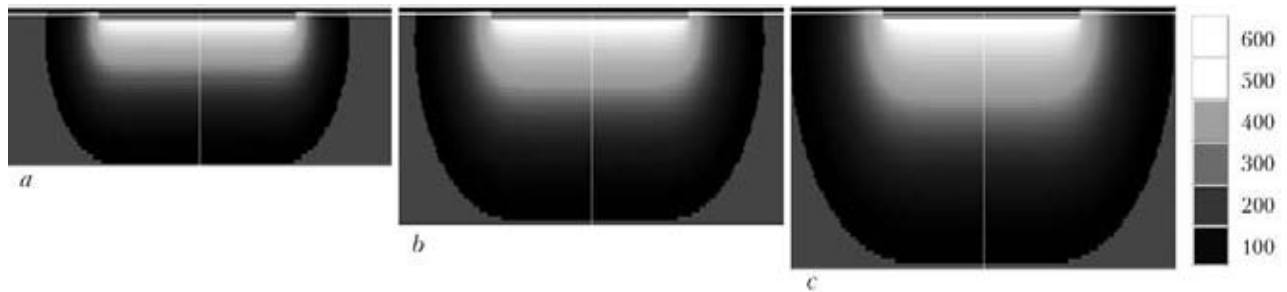


Figure 3. Time sections of temperature fields in granite created with laser radiation at 0.2 (a), 0.4 (b) and 0.6 (c) s

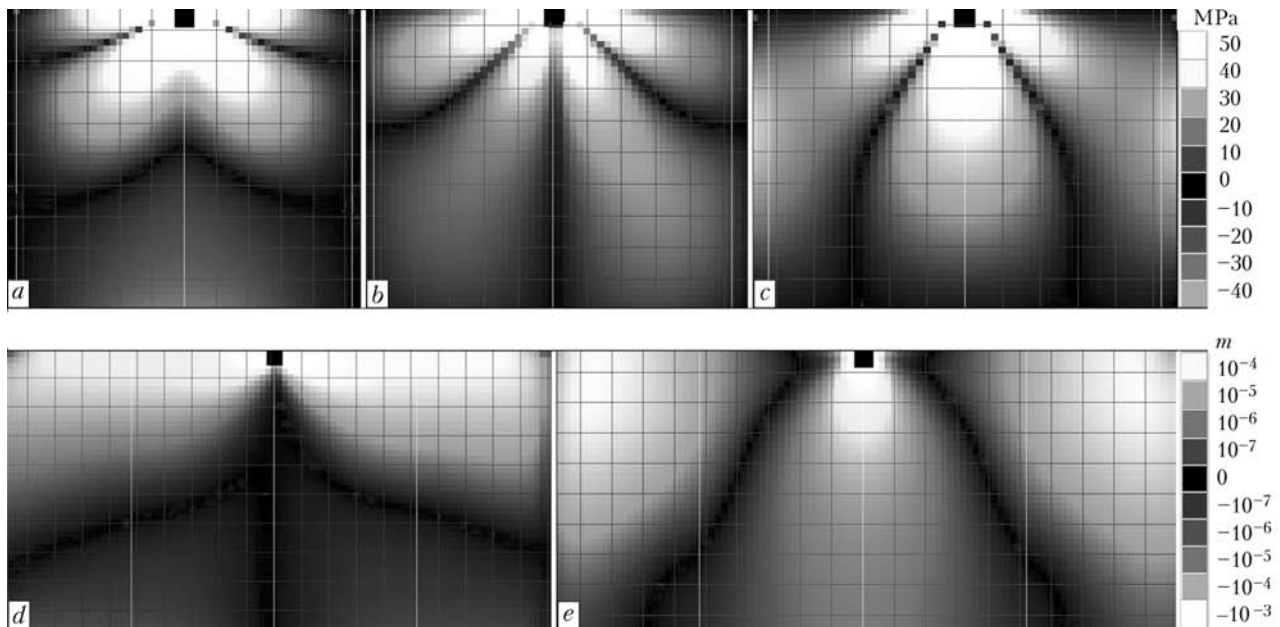


Figure 4. Time sections of stress and displacement fields in granite created with laser radiation at 0.5 s: a – σ_{11} ; b – σ_{13} ; c – σ_{33} ; d – u_1 ; e – u_3

of removed rock is shown as a black rectangle. The upper layer of rock, the thickness of which is less than 2 mm, will be destructed from rock by force action of spalled area. Numerical simulation of temperature, stress, and displacement fields has been executed on PC of average performance for three days. Time of temperature field calculation was equal approximately 10 min.

CONCLUSION

The conducted mathematic simulation has shown the ability of laser radiation to destruct brittle rock of granite type with spallation method. The choice of optimal parameters of laser radiation and principles of laser movement along rock surface are our goals of further theoretical investigations. Simulation of rock destruction process, when inhomogeneities appear due to melting and cracking, is a further actual problem of investigation as well.

- Pierce, K.G., Livesay, B.J., Finger, J.T. (1996) *Advanced drilling systems study*: SAND 95-0331. Unlimited Realese Printed, June.
- Perry, K., Salehi, I., Abrasi, H.A. *Laser assisted drilling*. Pat. WO 2010036318 A1. Publ. 01.04.2010.
- (1994) *Drilling and excavation technologies for the future*. Washington: National Academy Press.
- A comparison of geothermal with oil and gas drilling costs. In: *Proc. of 31st Workshop on Geothermal Reservoir Engineering* (Stanford, CA, USA, Jan. 30–Febr. 1, 2006).
- Moxley, J.F., Land, M.S., Rinzier, C.C. et al. *Method and system for advancement of borehole using a high power laser*. Pat. WO 2010096086 A1. Publ. 26.08.2010.
- Zediker, M.S., Rinzier, C.C., Faircloth, B.O. et al. *Optical fiber cable for transmission of high power laser energy over great distance*. Pat. WO 2010144160 A1. Publ. 16.12.2010.
- Kobayashi, T., Nakamura, M., Kubo, S. et al. (2009) Drilling a 2-inch in diameter hole in granites submerged in water by CO₂-lasers. In: *Proc. of SPE/IADC Drilling Conf. and Exhibition* (Amsterdam, The Netherlands, March 13–19, 2009).
- Xu, Z., Yamashita, Yu., Reed, C.B. (2005) Two-dimension modeling of laser spallation drilling of rocks. <http://www.ne.anl.gov>
- Hoshovskiy, S., Roganov, Yu., Syrotenko, P. et al. (2009) Two-dimensional modeling of thermal rock spallation with laser radiation. In: *Proc. of 4th Int. Conf. on Laser Technologies in Welding and Materials Processing* (Katsiveli, Ukraine, May 26–29, 2009). Kiev: RWI, 28–31.
- Cook, N.G.N., Harvey, V.R. (1974) An appraisal of rock excavation by mechanical, hydraulic, thermal and electromagnetic means. In: *Proc. of 3rd Int. Congress on Rock Mechanics* (Denver, CO, USA, Sept. 1–7, 1974), 1599–1615.
- Woskov, P., Cohn, D. (2009) *Millimeter wave deep drilling for geothermal energy, natural gas and oil*: Ann. report. Massachusetts Institute of Technology.
- Xu, Z., Reed, C.B., Leong, K.H. et al. (2003) Application of high powered lasers of perforated completions. In: *Proc. of 22nd Int. Congress on Applications of Laser and Electro-Optics* (Jacksonville, Florida, USA., Oct. 13–16, 2003).
- Xu, Z., Reed, C.B., Parker, R. et al. (2004) Laser spallation on rocks for oil well drilling. In: *Proc. of 23rd Int. Congress on Applications Laser and Electro-Optics*.
- Kovalenko, A.D. (1975) *Thermoelasticity*. Kiev: Vyschcha Shkola.
- Godunov, S.K., Ryabenky, V.S. (1973) *Difference schemes*. Moscow: Nauka.

РЕГИСТРАЦИЯ БИОМАГНИТНЫХ СИГНАЛОВ МОЗГА С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ СВЕРХПРОВОДНИКОВЫХ КВАНТОВЫХ МАГНИТОМЕТРОВ ПРИ ЛАЗЕРНОЙ ЗРИТЕЛЬНОЙ СТИМУЛЯЦИИ СЕТЧАТКИ ГЛАЗА

А.П. ГРЕБЕНКИН¹, А.В. ЛАРИЧЕВ², В.С. МАЙОРОВ³, В.Я. ПАНЧЕНКО³

¹НИИЦ «Курчатовский институт», Москва, Россия

²Физический факультет МГУ им. М.В. Ломоносова, Москва, Россия

³Институт проблем лазерных и информационных технологий РАН, Шатура, Россия

Для новых бесконтактных способов исследования пространственного распределения биопотенциалов в структурах головного мозга — топографического картирование и трехмерной локализации источников зрительных вызванных потенциалов — создана система подачи световых стимулов для организации зрительной стимуляции выбранных участков сетчатки глаза. Проведены эксперименты по регистрации биомагнитных сигналов, генерируемых мозгом человека, и их анализ, которые показали взаимосвязь биомагнитных сигналов, интерпретируемых как отклики на предъявленные оптические стимулы.

В настоящее время в клинической офтальмологии начинают использоваться новые подходы к изучению биоэлектрической активности зрительной системы, состоящие в исследовании пространственного распределения биопотенциалов в структурах головного мозга — топографическое картирование и трехмерная локализация источников зрительных вызванных потенциалов. Внедрение адаптивной оптики в офтальмологию позволяет решить проблему влияния аберраций оптической системы глаза на качество изображения глазного дна и открывает новые возможности в ранней диагностике ретиальной патологии [1]. Особый интерес представляет применение методов адаптивной лазерной оптики вместе с изучением биоэлектрической активности зрительной системы.

Топографическое картирование и локализация электрических источников при помощи методов электроэнцефалографии (ЭЭГ) и вызванных потенциалов используются в неврологии и нейрохирургии для выделения функционально значимых зон головного мозга, уточнения локализации эпилептогенных фокусов и очагов поражения.

Магнитоэнцефалография (МЭГ) в отличие от ЭЭГ полностью бесконтактна, поскольку не связана с необходимостью закрепления каких-либо электродов на голове обследуемого и не зависит от формы головы, что является одним из ее дополнительных преимуществ [2], однако требует использования работающих при гелиевых температурах сверхпроводниковых квантовых магнитометров (СКВИД-магнитометров). МЭГ обладает очень высоким временным разрешением электрических событий в мозге (порядка 1 мс) и достаточно хорошими показателями пространственного разрешения (3–5 мм). С такой точностью современные математические мо-

дели и методы обработки данных магнитных измерений позволяют по измеренному распределению магнитного поля восстановить двухмерные или трехмерные распределения электрических источников в мозге человека. МЭГ-картирование и локализация источников дают возможность оценить состояние волокон проводящего пути, стриарных и экстрастриарных корковых зрительных центров.

Система подачи стимулов и система адаптивной оптики. Система подачи световых стимулов используется для организации зрительной стимуляции выбранных участков сетчатки глаза. Она позволяет формировать световые стимулы и проецировать их через оптическую систему на сетчатку глаза человека (рис. 1). В экспериментальных исследованиях использовался оптический канал предъявления стимулов, который может посылать различные «раздражители» в глаз испытуемого: лазерные лучи, белый свет внутренней подсветки, различные изображения, созданные с помощью матрицы светодиодов. Перечисленный набор «раздражителей» изменяется в широком диапазоне параметров, формируя статические и динамические стимулы. Одновременно на экран монитора выводится изображение глаза с камеры.

При проекции стимула по результатам расчетов и данных с фотоприемника могут формироваться сигналы управления лазерным излучением с динамической коррекцией мощности [3]. Для построения изображений передней поверхности глаза на ПЗС-матрице камеры наведения служат линзы, обеспечивающие проецирование изображения в необходимом масштабе, его достаточную четкость и контрастность. По параметрам зрочка и результатам предварительной индивидуальной калибровки

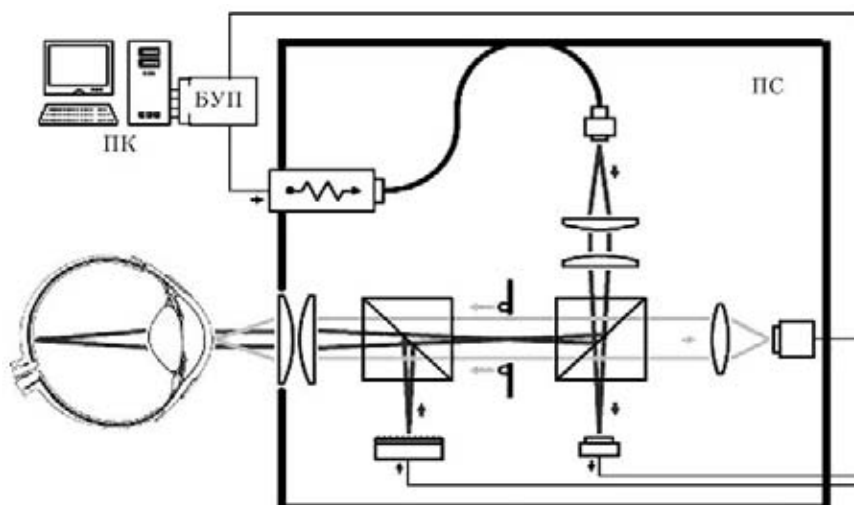


Рис. 1. Блок-схема системы: ПС — проектор стимулов; БУП — связанный с персональным компьютером ПК блок управления ПС

рассчитывается угол фиксации глаза и, следовательно, положение стимула на сетчатке.

Регистрация магнитных сигналов как вызванных ответов на зрительные стимулы. Вызванные биомагнитные поля имеют величины в несколько десятков фемтотесла ($1 \text{ фТл} = 10^{-15} \text{ Тл}$) и сложный спектральный состав [4]. При проведении измерений в условиях городской застройки уровень внешних помех может превышать полезный на 6 порядков. Их ослабление достигается применением систем пассивной и активной компенсации магнитных полей и их вариаций, пространственной фильтрацией градиентометрами от первого до третьего порядков, электронной балансировкой повышенной точности в сочетании с традиционными методами аналоговой и цифровой фильтрации. Для пассивной защиты нами использовался экран (бокс) из алюминия, обладающего высокой проводимостью. Размеры бокса позволяют разместить в нем испытуемого и приемную аппаратуру (рис. 2). Изменение внешнего поля вызывает в стенках индукционные токи, линии которых охватывают внутренний объем. Их магнитное поле направлено противо-

положно внешнему возмущению и компенсирует его.

Проведение экспериментальных исследований при регистрации биомагнитных сигналов вызванной активности головного мозга имеет свои особенности. Во-первых, результатом одного фрагмента записи магнитных откликов являются десятки, если не сотни, измерений с относительной величиной сигнала порядка 1–15 % по отношению к фоновым, что делает невозможной первоначальную зрительную оценку. Последующее заключение формулируется после проведения биомагнитных исследований по результатам математической обработки «сырых» данных на персональном компьютере с помощью статистических методов на основе данных активации. Во-вторых, в отличие от биомагнитных исследований спонтанной активности головного мозга для проведения оптической стимуляции требуется осмысленное участие испытуемого и четкость действий проводящего исследования специалиста. Для этого необходима мотивация со стороны испытуемого, предварительный инструктаж и специальная подготовка исследователя. В-третьих,

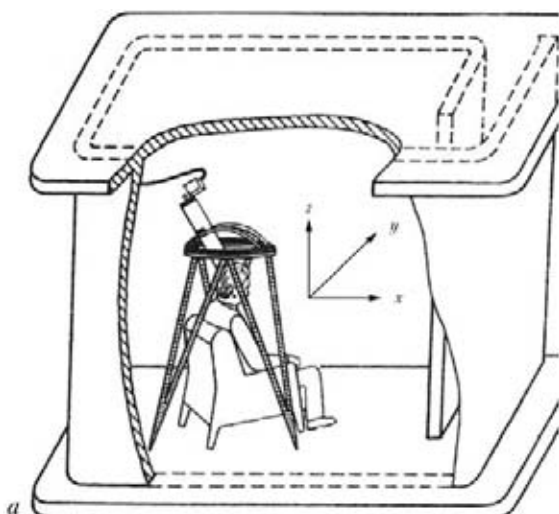


Рис. 2. Схема алюминиевого бокса (а) и его внешний вид (б)

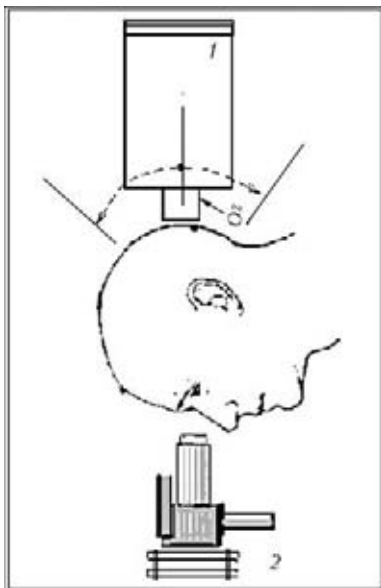


Рис. 3. Взаимное расположение испытуемого, криостата с МЭГ-системой (1) и проектора стимулов (2)

Биомагнитные экспериментальные исследования подвержены артефактам и ложноположительным выводам, что обуславливает высокие требования к техническому состоянию системы адаптивной оптики для исследований сетчатки глаза, магнитометрической СКВИД-системы [5] и качеству выполнения самих исследований.

При проведении экспериментальных исследований испытуемыми служили мужчины в возрасте от 20 до 70 лет без зарегистрированных офтальмологических патологий. Для регистрации вызванных откликов зрительной коры головного мозга испытуемый располагался на кушетке лицом вниз, криостат с МЭГ-системой (изготовленной в ООО «НПО КРИОТОН», Троицк, Россия) подводился

манипулятором к затылочной области головы. Через оптическую систему предъявлялся стимул и производилась синхронная запись вызванных магнитных откликов головного мозга (рис. 3).

Регистрация магнитных сигналов головного мозга производилась над затылочной корой — слева, справа и сагиттально (O_1 , O_2 и O_z). Для проведения экспериментальных исследований обычно подавали 50–60 стимулов с частотой 1 раз в секунду с последующим усреднением сигналов во временном интервале 170–190 мс. В зависимости от задач выполняли монокулярную или бинокулярную стимуляцию. В процессе экспериментов имелась возможность менять положение испытуемого и криостата.

Полученные данные записывались на жесткий диск персонального компьютера, а затем преобразовывались и обрабатывались статистическими методами.

Примером записи биомагнитных сигналов головного мозга при бинокулярном стимулировании глаз импульсами длительностью 2 с с периодом 4 с белым светом по всему полю зрения служат данные, фильтрованные в интервале 0–48 Гц (рис. 4). Широкополосный сигнал представляет интерес для выявления быстрых и медленных процессов, протекающих в послестимульный период. Из проведенных измерений видно, насколько сложны по спектру полученные магнитные сигналы, вызванные в головном мозге оптической стимуляцией глаз в данном диапазоне частот.

Для того, чтобы отсеять «неудачные» моменты с двигательной активностью, в которых человек моргал или дергался, и периоды с высокой спонтанной активностью мозга, после фильтрации вы-

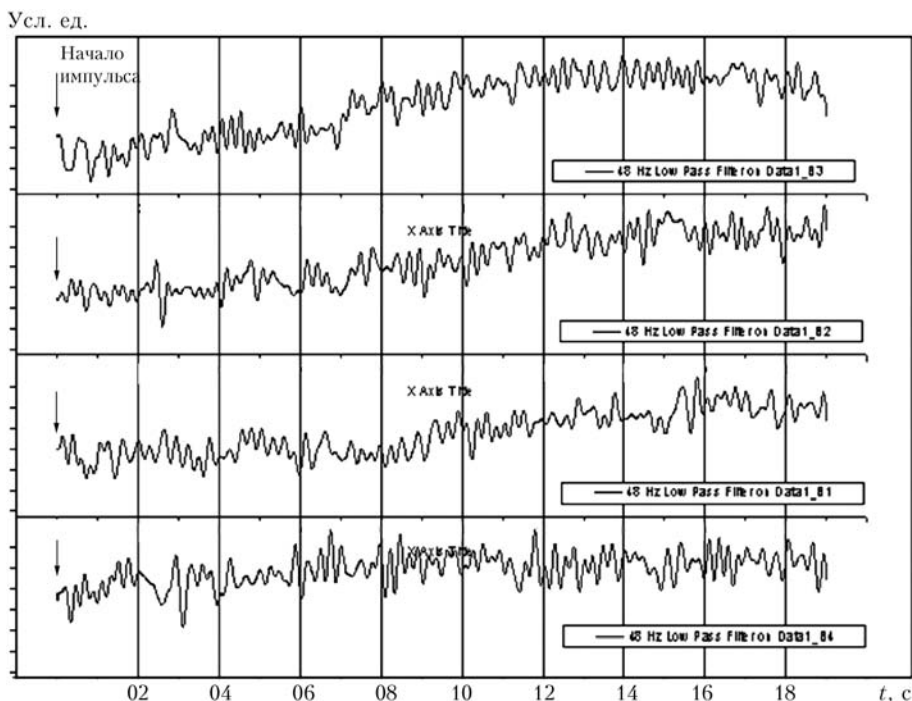


Рис. 4. Биомагнитные сигналы, записанные в течение 1 мин, при бинокулярном стимулировании

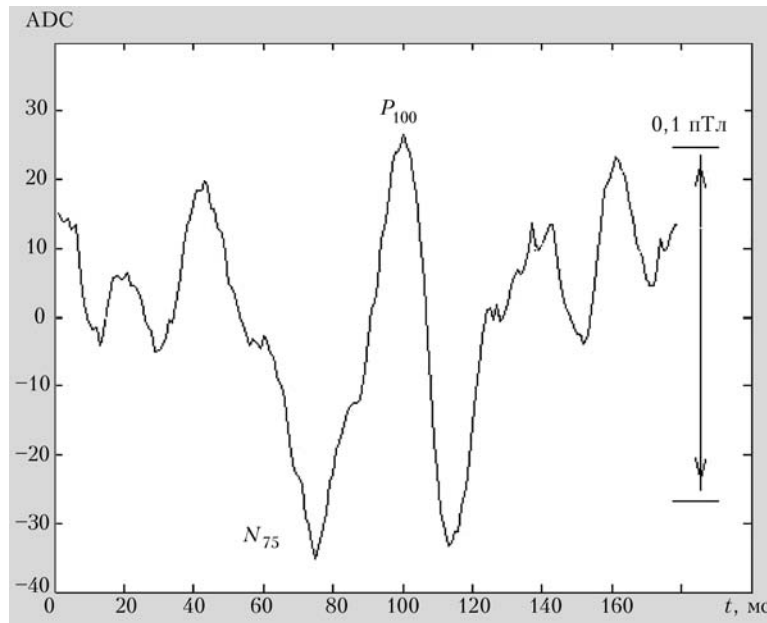


Рис. 5. Усредненный на интервале 175 мс магнитный отклик на зрительный стимул

числяли коэффициент корреляции между всеми наборами. Известно, что зрительный вызванный потенциал, полученный методами ЭЭГ, в норме содержит потенциальную волну, которая характерна тем, что пики противоположно направленных максимальных амплитуд приходят на 75 и 100 мс после смены паттерна. Эти характерные пики N_{75} и P_{100} (рис. 5), как показали результаты эксперимента, при оптической стимуляции глаз импульсным белым светом длительностью 200 мс с периодом 1 с по всему полю зрения в усредненном магнитном отклике головного мозга наблюдаются в затылочной доле правого полушария.

В другой серии экспериментов при регистрации магнитных сигналов — вызванных откликов сетчатки глаза — испытуемый располагался на кушетке на правом боку, криостат магнитометрической СКВИД-системы подводился манипулятором к левой стороне поверхности головы (рис. 6). Для исследований сетчатки глаза через оптическую сис-

тему адаптивной оптики подавался стимул и производилась запись вызванных магнитных откликов. Во время экспериментов можно было менять положение испытуемого и криостата относительно друг друга. Регистрация сигналов проводилась вблизи затылочной области слева (1 на рис. 6), над височной областью 2 и в области левой глазницы 3. Для проведения экспериментальных исследований обычно подавали 50–60 стимулов с частотой 1 раз в секунду с монокулярной или бинокулярной стимуляцией и последующим усреднением полученных сигналов во временном интервале до 800 мс.

Данные, накопленные по 6-ти событиям отселектированных откликов левого глаза на оптическую стимуляцию, приведены на рис. 7. Видны «отрицательные» и «положительные» волны магнитной активности с переменным интервалом во времени как реакция на оптический стимул.

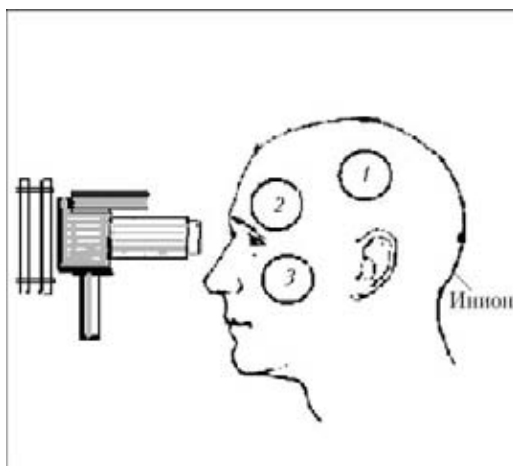


Рис. 6. Схема эксперимента (вид сверху): 1–3 — позиции криостата при записи магниторетинограмм вызванных откликов на оптические стимулы

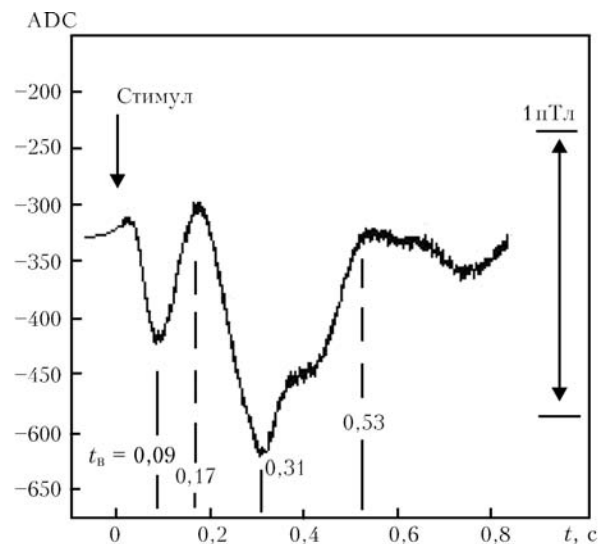


Рис. 7. Отклик левого глаза на оптическую стимуляцию: $t_{в}$ — время появления волн вызванных откликов магнитного поля, с

Результаты эксперимента показали, что отклик начинается через несколько миллисекунд после подачи стимула и достигает максимальных отклонений через 250–350 мс с амплитудой до 1 пТл, что значительно больше, чем в затылочной доле, и после этого начинается релаксация.

Выводы

Обработанные данные по спонтанной активности головного мозга в области зрительной коры, полученные при проведении на испытуемых экспериментов по регистрации биомагнитных сигналов, генерируемых мозгом человека, показали наличие альфа-ритма в полосе частот 8–12 Гц в области зрительной коры головного мозга. Величина биомагнитного поля при спонтанной активности достигает 1 пТл.

Также получены сигналы вызванной активности в области зрительной коры и височной области головного мозга, генерируемые мозгом человека в качестве вызванных ответов на зрительную стимуляцию сетчатки глаза. В результате эксперимента выяснено, что отклик головного мозга начинается через несколько миллисекунд после подачи стимула, носит волнообразный характер, после чего начина-

ется релаксация. Величина биомагнитного поля при оптической стимуляции достигает 0,1 пТл.

Проведен анализ экспериментальных биомагнитных сигналов, генерируемых в качестве вызванных ответов на зрительную стимуляцию сетчаткой глаза, который показал взаимосвязь биомагнитных сигналов, интерпретируемых как отклики на предъявленные оптические стимулы. В результате эксперимента выяснено, что усредненный отклик в височной области вблизи левой глазницы начинается через несколько миллисекунд после подачи стимула и длится до 500 и более миллисекунд с амплитудой, значительно большей, чем в затылочной доле, после чего начинается релаксация.

1. *Большунов А.В., Ирошников Н.Г., Каталевская Е.А. и др.* Применение адаптивной оптики в диагностике патологий глазного дна // Медицинская физика. — 2008. — № 2. — С. 57–62.
2. *Кнеппо П., Тутомир Л.И.* Биомагнитные измерения. — М.: Энергоатомиздат, 1989.
3. *Iskander D.R., Collins M.J., Mioschek S. et al.* Automatic pupillometry from digital images // Transact. on Biomedical Eng. — 2004. — 51, № 9. — P. 1619.
4. *Мозг* / Под ред. П.В. Симонова. — М.: Мир, 1982.
5. *Гуляев Ю.В., Масленников Ю.В., Примин М.А. и др.* Магнитокардиографические системы на основе СКВИД для клинических применений // Биомедиц. радиоэлектроника. — 2010. — № 9. — С. 5–8.

КОМПОНУВАННЯ ЛАЗЕРНОГО ТЕХНОЛОГІЧНОГО ОБЛАДНАННЯ ДЛЯ ОБРОБКИ ПОВЕРХОНЬ СКЛАДНОЇ ФОРМИ

Р.О. ЖУК, Л.М. ОЛЕЩУК, Н.С. ПЕРШАК

НТУУ «Київський політехнічний інститут», Київ, Україна

Results of comparative analysis of layout design with serial or parallel connection for industrial laser system are given, which show that parallel coupling is the most efficient. Hybrid layout of industrial laser system with parallel structure mechanisms was developed in the framework of this research. It is shown that this combination increases accuracy and productivity of laser marking and engraving on items with complex shape.

У конструкціях сучасних машин і для формуючої технологічної оснастки застосовують деталі із складними поверхнями. Найбільш поширеними є поверхні алгебраїчні (розгортні і нерозгортні лінійчаті, нелінійчаті і гвинтові), поверхні з числовими відмітками і конструктивні. Від геометричної форми деталі, що обробляється, залежить відносний характер руху формоутворення, який допускає різні варіанти розподілу елементарних складових руху між заготовкою та сфокусованим лазерним пучком. Кінематика технологічного обладнання базується на використанні механізмів, які надають виконавчим органам тільки два елементарних рухи — обертальний та поступальний. Склад елементарних формуючих та допоміжних рухів і зв'язків між ними визначають кінематичну структуру лазерного технологічного обладнання (ЛТО). Кінематична структура є основою для побудови компоновки ЛТО, існує логічний зв'язок між геометричною формою поверхні, конструкцією деталі, схемою формоутворення, кінематичною структурою обладнання та його компоновкою.

Розробка компоновки є одним з важливіших етапів проектування лазерного технологічного устаткування. На цьому етапі обґрунтовують технічні характеристики і закладають основні техніко-економічні показники устаткування та забезпечують основні умови підвищення його якості. Компоновка ЛТО має блочну структуру і складається з одного стаціонарного та декількох рухомих блоків. Блоки компоновки можуть бути з'єднані між собою послідовно, паралельно та послідовно-паралельно. В традиційному ЛТО використовується послідовне з'єднання блоків компоновки. Для формалізації компонування, створення структурних формул компонок і подальшого їх аналізу можна використати теорію множин та алгебру логіки. Математичні властивості структурних формул компонування дозволяють скористуватись математичними методами відбору компонок технологічного обладнання [1]. Теорія координатних та конструкційних компо-

вок ЛТО багато в чому може наслідувати теорію компонування для металорізальних верстатів, однак властивості транспортування лазерного пучка до зони обробки вносять в неї багато змін [2]. На етапі компонування ЛТО вибирають кількість, вигляд та взаємне розміщення його ступенів рухомості. Від правильного вибору кінематичної структури компоновки залежать такі характеристики, як спосіб передачі випромінювання, форма, розташування та розміри робочих зон лазерного пучка та заготовки.

Для систематизації різноманітних компонок ЛТО для обробки поверхонь складної форми в залежності від виду та кількості ступенів рухомості можуть використовуватись різноманітні способи визначення положення кожного блоку в основних системах координат: прямокутній об'ємній, полярній циліндричній та полярній сферичній. Крім 3-координатних компонок для обробки поверхонь складної форми застосовують 5-координатні компоновки ЛТО. Прямокутна об'ємна система координат має три ступені рухомості. Переміщення здійснюється лінійно по трьом координатам X , Y , Z . Вісь Z завжди направлена назустріч пучку лазерного випромінювання. В залежності від положення осі Z розрізняють горизонтальні та вертикальні компоновки (рис. 1).

Загальну кількість структурних варіантів компонок ЛТО з урахуванням рухомості відносно випромінювача пристрою, що фокусує, можна визначити за формулою

$$P_n = n! + [n! - (n - 1)!],$$

де P_n загальна кількість структурних варіантів компонок; n — кількість блоків компонок.

Множина блоків, з яких складається ЛТО, що функціонує в об'ємній прямокутній системі координат, має вигляд $M\{O, X, Y, Z\}$. Загальна кількість вертикальних або горизонтальних компонок буде дорівнювати

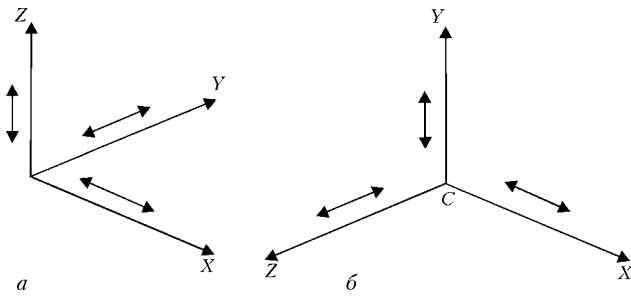


Рис. 1. Схеми рухів в прямокутній об'ємній системі координат: а – вертикальна компоновка; б – горизонтальна

$$P_n = \{4! + [4! - (4 - 1)!]\} = 42.$$

В матриці варіантів вертикальних компоновок блоки, що відповідають за лінійні переміщення, позначені літерами X, Y та Z відповідно до осі, по якій здійснюється переміщення (рис. 2). Стационарний блок O відокремлює блоки, що відповідають за переміщення заготовки (зліва) та лазерного пучка як інструмента (справа). Пристрій, що фокусує, і випромінювач лазера позначені літерами F і L у вигляді індексу при позначенні блока, на якому вони розташовані. Для позначення вертикальної компоновки використано символ z_v . Число стовпців матриці варіантів компоновок дорівнює числу можливих розрядних положень стаціонарного блоку.

Структурні формули в матриці варіантів компоновок – це послідовність символів, що позначають блоки компоновки, дозволяють розглядати компоновку як упорядковану множину блоків, розкривають координатну приналежність і спосіб послідовного сполучення блоків. Математичний характер структурних формул може бути підтверджений можливістю застосування до них алгебраїчних законів (переміщувального, розподільного, сполучного та інших).

За структурною формулою $O_L Y X Z F z_v$ побудована координатна і конструкційна вертикальні компоновки 3-координатного ЛТО, в якому всі рухи здійснюють блоки, що відповідають за переміщення лазерного пучка, а заготовка і випромінювач лазера нерухомі (рис. 3).

В 5-координатній системі до множини елементів компоновки входить п'ять рухомих блоків і один стаціонарний. Для цієї системи координат можна застосувати поняття вертикальної або горизонтальної компоновки тільки умовно, оскільки лазерний пучок займає різні просторові положення в процесі переміщення. Кількість вертикальних компоновок для множини блоків $M\{O, X, Y, Z, A, B\}$ буде дорівнювати

$$P_n = 6! + [6! - (6 - 1)!] = 1320.$$

Структурні формули з одного рядка матриці 5-тикоординатної компоновки можна записати як

XYZO _{1fz_v}	XYOZ _{1fz_v}	XOYZ _{1fz_v}	XYO ₁ Z _{1fz_v}	XO ₁ YZ _{1fz_v}	OXYZ _{1fz_v}	O ₁ XYZ _{1fz_v}
YXZO _{1fz_v}	YXOZ _{1fz_v}	YOXZ _{1fz_v}	YXO ₁ Z _{1fz_v}	YO ₁ XZ _{1fz_v}	OYXZ _{1fz_v}	O ₁ YXZ _{1fz_v}
ZXYO _{1fz_v}	ZXOY _{1fz_v}	ZOXY _{1fz_v}	ZXO ₁ Y _{1fz_v}	ZO ₁ XY _{1fz_v}	OZXY _{1fz_v}	O ₁ ZXY _{1fz_v}
ZYXO _{1fz_v}	ZYOX _{1fz_v}	ZOYX _{1fz_v}	ZYO ₁ X _{1fz_v}	ZO ₁ YX _{1fz_v}	OZYX _{1fz_v}	O ₁ ZYX _{1fz_v}
XZYO _{1fz_v}	XZOY _{1fz_v}	XOZY _{1fz_v}	XZO ₁ Y _{1fz_v}	XO ₁ ZY _{1fz_v}	OXZY _{1fz_v}	O ₁ XZY _{1fz_v}
YZXO _{1fz_v}	YZOX _{1fz_v}	YOZX _{1fz_v}	YZO ₁ X _{1fz_v}	YO ₁ ZX _{1fz_v}	OYZX _{1fz_v}	O ₁ YZX _{1fz_v}

Рис. 2. Матриця варіантів вертикальних компоновок ЛТО

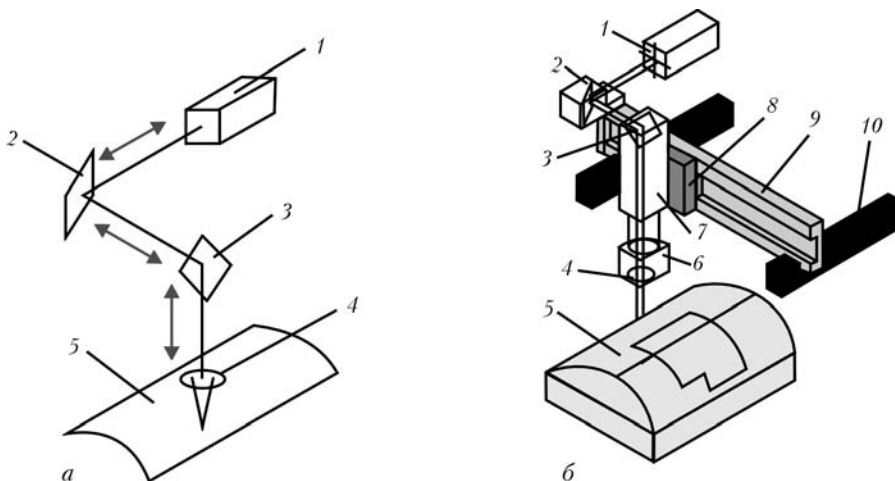


Рис. 3. Координатна (а) і конструкційна (б) компоновки 3-координатного ЛТО: 1 – випромінювач лазера; 2, 3 – дзеркала поворотні; 4 – лінза; 5 – заготовка; 6–9 – блоки рухомі; 10 – напрямні

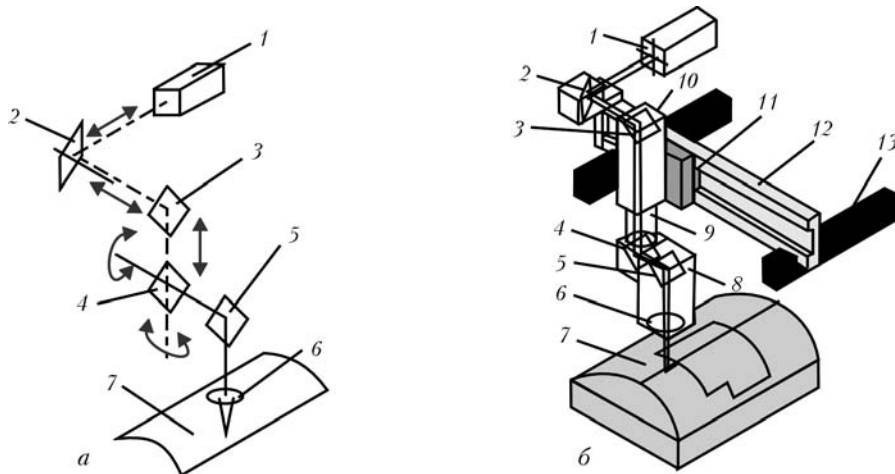


Рис. 4. Координатне (а) і конструкційне (б) компонування 5-координатного ЛТО: 1 – випромінювач лазера; 2–5 – дзеркала поворотні; 6 – лінза; 7 – заготовка; 8–12 – блоки рухомі; 13 – напрямні

$YXZCA_{LFZ_v}$; $YXZCOA_{LFZ_v}$; $YXZOCA_{LFZ_v}$; $YXOZCA_{LFZ_v}$; $YOXZCA_{LFZ_v}$; $OYXZCA_{LFZ_v}$;
 $O_L YXZCA_{FZ_v}$; $YO_L XZCA_{FZ_v}$; $YXO_L ZCA_{FZ_v}$; $YXZO_L CA_{FZ_v}$; $YXZCO_L A_{FZ_v}$.

За структурною формулою $O_L YXZCA_{FZ_v}$ побудована координатна і конструкційна вертикальні компоновки 5-координатного ЛТО, в якому всі рухи здійснюють блоки, що відповідають за переміщення лазерного пучка, а заготовка і випромінювач лазера нерухомі (рис. 4).

Аналіз методів з'єднання блоків показує, що їх розташування у загальному енергетичному потоці від ведучої до відомої кінематичної ланки впливає на такі параметри функціонування технологічного обладнання, як точність позиціонування, жорсткість, динамічні характеристики, ККД, матеріаломісткість, енергетичні витрати та інші. У традиційних компоновках технологічного обладнання з послідовним з'єднанням блоків наведені параметри, нижче ніж у компоновках з паралельним з'єднанням блоків. Із теорії машин і механізмів відомо, що при послідовному з'єднанні механізмів загальний ККД дорівнює добутку ККД окремих механізмів, а при паралельному з'єднанні механізмів загальний ККД дорівнює середньому із всіх ККД окремих механізмів. ККД системи механізмів паралельного з'єднання буде більшим, ніж системи механізмів, з'єднаних послідовно. При послідовному з'єднанні загальний ККД менше мінімального окремого ККД, тому слід прагнути до створення простих конструкцій з малим числом елементів. При паралельному з'єднанні загальний ККД визначається в основному окремим ККД механізму, через який проходить найбільша потужність. Отже низька якість окремих елементів менше впливає на загальний ККД машини, чим при послідовному з'єднанні. Загальний ККД системи механізмів, з'єднаних послідовно-паралельно, залежить від кількості механізмів, з'єднаних послідовно у паралельних ланцюгах і кількості паралельних ланцюгів.

Порівняльний аналіз переваг та недоліків механізмів з їх послідовним, паралельним та послідовно-

но-паралельним з'єднанням показує, що найбільш ефективно функціонують механізми з паралельним з'єднанням [3]. Сучасна швидкодіюча обчислювальна техніка, розвиток мехатроніки, застосування механізмів паралельної структури (МПС) дозволили якісно змінити технологічне обладнання. У МПС рухомий блок шарнірно пов'язаний зі стаціонарним блоком кінематичними ланцюгами, які мають індивідуальний привод. Кінематичні ланцюги побудовані у вигляді просторових ферм, штанги яких мають сферичні і карданні шарніри на кінцях. Вони мають малу масу, забезпечують багатопоточність та паралельність передачі навантажень і працюють лише на розтягування або стискання. Замкнутий кінематичний ланцюг забезпечує вищу жорсткість усієї конструкції і менші навантаження на кожен привід, це у свою чергу призводить до підвищення точності позиціонування робочого органу. Наявність паралельних кінематичних ланцюгів дозволяє управляти однією вихідною ланкою по декількох паралельних каналах, забезпечуючи одночасне управління по положенню і швидкості.

За будовою МПС можна поділити на механізми зі штангами змінної і постійної довжини (рис. 5). До МПС зі штангами змінної довжини належать біпод, трипод, пентапод, гексапод, а до МПС зі штангами постійної довжини – біглайд, триглайд, ортоглайд, гексаглайд, дельта, ножиці. Змінюючи довжину штанги або положення штанг постійної довжини, можна орієнтувати рухомий блок у просторі. У ЛТО в залежності від його структури з рухомим блоком МПС можна поєднати заготовку, що обробляється, пристрій фокусування, сканатор, а в деяких випадках і випромінювач технологічного лазера.

Механізми паралельної структури відрізняються різноманітністю кінематичних схем, методами перетворення рухів, ступенями свободи, компоновками та конструктивним виконанням основних еле-

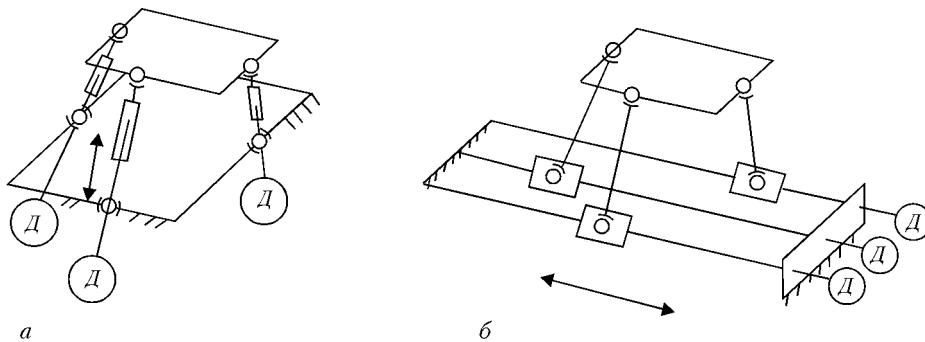


Рис. 5. Схеми МПС зі штангами змінної (а) та постійної (б) довжини

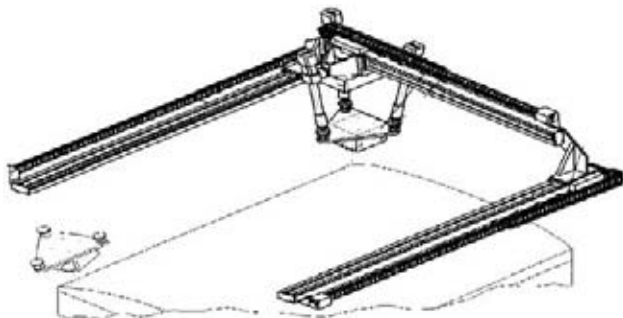


Рис. 6. ЛТО для розмітки поверхні складної форми

ментів. У ЛТО з МПС виконавчий орган має до шести ступенів свободи, що дозволяє реалізувати формоутворення складних поверхонь деталей. Для ЛТО в залежності від технологічної задачі необхідно вибрати мінімальну кількість маніпуляційних рухів виконавчого органу та необхідну кількість ступенів свободи.

Як недолік ЛТО з МПС слід зазначити невеликі розміри робочої зони в порівнянні із загальними габаритами. Для обробки великогабаритних деталей з поверхнями складної форми можна використати ЛТО, блоки компоновки яких з'єднані між собою послідовно-паралельно. До складу ЛТО входить технологічний лазер, 2-координатний портальний маніпулятор, МПС, двовісний сканатор, волоконно-оптична система передачі лазерного пучка від випромінювача до сканатора, система керування і технічного діагностування. Портальний маніпулятор рухає по 2-м координатах МПС, рухомий блок якого з'єднано зі сканатором (рис. 6). Для розмітки

конструктивної інформації сканатор переключається у режим фокусування, МПС по програмі встановлюється в таке положення, при якому лазерний промінь направляє перпендикулярно поверхні, яка розмічається. Портальний маніпулятор рухає МПС зі сканатором по координатах X і Y. Для нанесення символічної інформації сканатор переключається у режим сканування. Портальний механізм тільки доставляє МПС і сканатор в зону нанесення символічної інформації.

Конструктивна компоновка ЛТО з МПС виконана на основі модульного принципу з використанням мехатронних елементів. Така гібридна компоновка з послідовно-паралельним з'єднанням блоків між собою дозволяє підвищити точність процесу нанесення графічної та символічної інформації на поверхню складної форми, створює оптимальні умови для високошвидкісної обробки. Проведений порівняльний аналіз компоновок ЛТО показав можливість і раціональність застосування компоновок ЛТО з МПС, які мають широку різноманітність виконань, і необхідність рішення задач структурного аналізу компоновок з МПС.

1. Врагов Ю.Д. Анализ компоновок металлорежущих станков (Основы компонентики). — М.: Машиностроение, 1979. — 487 с.
2. Коваленко В.С., Романенко В.В., Олещук Л.М. Малоотходные процессы резки лучом лазера. — Киев: Техника, 1987. — 112 с.
3. Кузнецов Ю.М., Дмитриев Д.А., Диневич Г.Ю. Компоновка верстатів з механізмами паралельної структури / Під. ред. Ю.М. Кузнецова. — Херсон: ПП Вишнемирський В.С., 2009. — 456 с.

INVESTIGATIONS ON LASER BEAM WELDING OF HIGH-MANGANESE AUSTENITIC AND AUSTENITIC-FERRITIC STAINLESS STEELS

V. QUIROZ, A. GUMENYUK and M. RETHMEIER

BAM Federal Institute for Materials Research and Testing, Berlin, Germany

Influence of the main laser welding parameters on process stability and resulting weld quality were investigated. Effects of weld edge preparation on the weld appearance and quality were considered. The obtained welded joints were subjected to radiographic tests for detection of internal imperfections. Metallurgical characterisation of the samples regarding the resulting phase composition and hardness was conducted. Tensile and potentiodynamic tests were performed to evaluate the mechanical and corrosion properties. The results provide an insight into the advantages and limitations of the laser welding process for joining high-manganese alloyed stainless steels. Conditions for the production of defect-free and corrosion-resistant welds having good mechanical properties could be determined.

Instabilities in the nickel price, as a consequence of the high demand for stainless steels and for instance, current forecasts of supply shortages in feedstock [1] are driving the introduction of more cost effective alternatives. The partial substitution of less expensive manganese and small amounts of nitrogen for nickel in austenitic and duplex stainless steels has been reported to be a viable option [2–6]. The role of nitrogen is crucial, as it helps to stabilize the austenitic phase and further results in an increased strength and work-hardening [7] without affecting the ductility properties of the material [8]. This is favourable for weight reduction and better energy absorption in crash [9].

The corrosion, microstructure and mechanical properties of various CrMnNi-steels have already been extensively investigated [3, 6, 10–13]. However weldability is still an insufficiently explored aspect. In this respect, the laser welding technique offers several advantages in comparison to other processes as high welding speeds and low heat input which reduces effectively component distortion and metallurgical damage. Laser weldability is closely related to some specific process characteristics. The keyhole and, consequently, process stability can, for example, intensively be affected by the laser type and parameters [14]. This directly influences the weld quality, as spatter, underfilling, humping and porosity may arise depending on the keyhole behaviour. Furthermore, the high resulting cooling rates can alter the weld

metal phase balance in welding of duplex stainless steels, as the austenite formation, which is primarily controlled by the diffusion of nitrogen, is diminished [15].

In this study, laser welding experiments applying two different laser sources was carried out with the objective of analysing the influences of the corresponding process specificities on the weldability of austenitic and austenitic-ferritic CrMnNi-steel, in comparison to standard CrNi-steel grades. The obtained weld quality was examined in terms of weld appearance, internal imperfections, microstructure, as well as resulting corrosion and mechanical properties.

Experimental. For the investigations, the austenitic CrMnNi-steel 1.4376 and lean duplex 1.4162 were selected as test materials. The standard austenitic steel 1.4301 and the duplex steel grade 1.4362 were chosen for comparison. Chemical composition of the investigated materials is given in Table 1. All sheets had a thickness of 1.5 mm.

Welding was performed with different laser sources, namely the 4.4 kW Nd:YAG laser and 5 kW CO₂-laser. Data on the laser characteristics are listed in Table 2.

Experiments were conducted in both, butt and overlap joint configurations. The effects of the weld edge preparation, by using laser cutting or shear cut edges, on the weld quality were investigated for butt joints. The applied shielding gases varied depending on the laser type. The shielding gas used in conjunc-

Table 1. Chemical composition of the investigated materials, wt.%

Steel	C	Cr	Ni	Mn	Si	P	S	Cu	Nb	Mo	N	Fe
1.4376	0.03	18.03	5.09	6.55	0.42	0.023	0.005	0.23	0.01	0.10	0.15	Bal.
1.4301	0.04	18.82	8.79	1.36	0.38	0.027	0.004	0.45	0.01	0.19	0.05	Bal.
1.4162	0.04	22.42	1.83	3.84	0.34	0.028	0.004	0.43	0.01	0.11	0.14	Bal.
1.4362	0.03	22.86	4.33	1.40	0.002	0.023	0.002	0.52	0.01	0.13	0.12	Bal.

Table 2. Characteristics of the lasers used

Parameter	CO ₂ -laser	Nd:YAG laser
Wavelength, μm	10.6	1.064
Laser beam delivery	Mirror	600 μm fibre
Beam parameter product, mm-mrad	17 (TEM ₂₀)	24
Focal distance, mm	200	200
Focus diameter, μm	~400	~600

tion with the Nd:YAG-laser process was argon. For welding experiments with the CO₂-laser, a mixture of helium and argon (50/50) was necessary to suppress plasma. The shielding gas was applied coaxially. In addition, experiments were carried out with a trail gas nozzle. In case of the duplex steels, nitrogen was applied as shielding gas in order to examine its influence on the austenite reformation in the weld metal. Pure argon was used as forming gas for butt weld fabrication. Other investigated welding variables were the shielding gas flow rate, focal point position F , laser power P_L and welding speed v_w (Table 3).

Radiographic non-destructive testing was used for evaluation of the weld internal imperfections. Cross-sections of the welds were produced using conventional techniques to analyse the resulting microstructure. The obtained austenite fraction in the duplex steel weld metal was assessed by image analysis. The Vickers microhardness was determined at a load of 0.5 kg, and the weld tensile properties were determined for four transverse specimens.

Potentiodynamic experiments in the salt solution (pH 4.5) were carried out at room temperature to investigate pitting corrosion of all base materials as well as of the produced butt and overlap welds. The standard hydrogen electrode (SHE) was used as reference one. The critical pitting potential (E_{cr}) and repassivation potential (E_{rep}) were determined for pickled and non-pickled samples from dynamic cyclic anodic polarization curves. E_{cr} and E_{rep} were obtained from the point where the current density continuously exceeds 0.01 mA·cm⁻² and where the current density again goes near zero, respectively.

Results and discussion. *Process stability and weld quality.* Spatter formation proved to be related with several process variables. It was found, for example, that spatter was much more pronounced by using the Nd:YAG laser (Figure 1). This may be linked to the missing stabilizing effect of plasma, which is given in case of the CO₂-laser, at least in the keyhole depth.

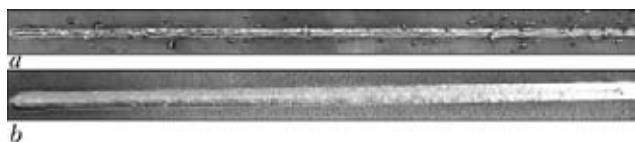


Figure 1. Spatters on of about 150 mm welds in Nd:YAG laser welding at $v_w = 4$ m/min and focal point position $f = 0$ (a) and 3 (b) mm

Table 3. Welding parameters investigated

	Butt welding			Overlap welding		
	P_L , kW	v_w , m/min	F , mm	P_L , kW	v_w , m/min	F , mm
CO ₂ -laser	2.4	3	0	2.4	2.5	0
	3.6	4		3.6	3	
	5.0	6		5.0	6 or 7	
Nd:YAG laser	2.0	3	0	2.0	2	0 or -3
				3.0	3	
				4.0	4 or 5	

High manganese content in the steel grade also had a negative effect on the process stability. Vaporization of this volatile element enhanced melt expelling from the weld pool, as was also observed in study [16]. Another factor affecting the process stability was the focal point position (see Figure 1). By choosing a focus point in the negative range, spattering was considerably reduced.

In addition, spattering was more severe in the overlap joint configuration in comparison to the butt joint configuration. High shielding gas flow rates also supported spatter formation by causing instabilities on the weld pool behaviour. A stable spatter-free process could be achieved with a flow rate of up to about 20 l/min.

Oxidation of the weld surface and heat tint formation were influenced by the type of shielding gas and supply. CO₂-laser welding with the use of a bypass led to a better weld surface quality. Complete oxidation prevention was successfully achieved for both laser welding processes with an additional trail gas nozzle.

The weld geometry was found to be strongly dependent on the joint edge quality. Shear cut joint preparations provided an irregular sheet edge geometry which resulted into gap sizes far exceeding the desired zero gap. Figure 2, a shows, for example, an irregular weld shape with top bead depression and root concavity for this case. On the other hand, weld edge preparation by laser beam cutting led to a satisfactory weld geometry (Figure 2, b). A further advantage concerns the possibility to integrate laser beam welding and cutting, which may bring advantages in industrial processing.

Radiographic examinations showed no cracks in welds for either CO₂- or Nd:YAG laser welding.

Pore formation was found to be dependent on the laser process, penetration mode, material and welding speed. Intense porosity only occurred at partial penetration in the overlap joints and was considerably more severe for Nd:YAG laser welding. It only arose at the lowest investigated welding speeds in the standard CrNi-steels (1.4301 and 1.4362). This may be explained in the keyhole behaviour. At low welding speed, unstable melt flow leads to swelling of the

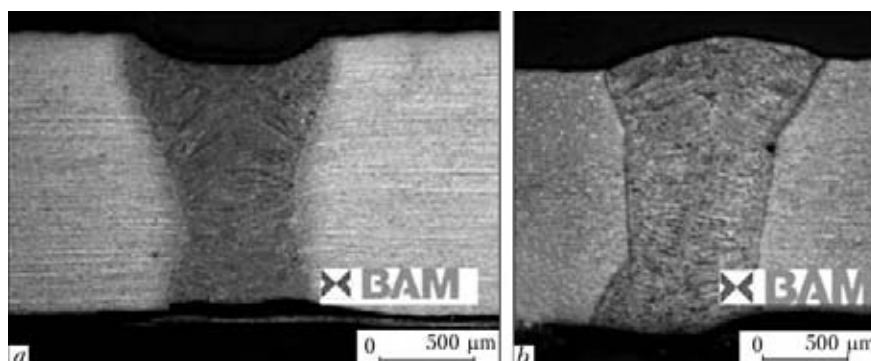


Figure 2. Butt weld with shear (a) and laser (b) cut edges

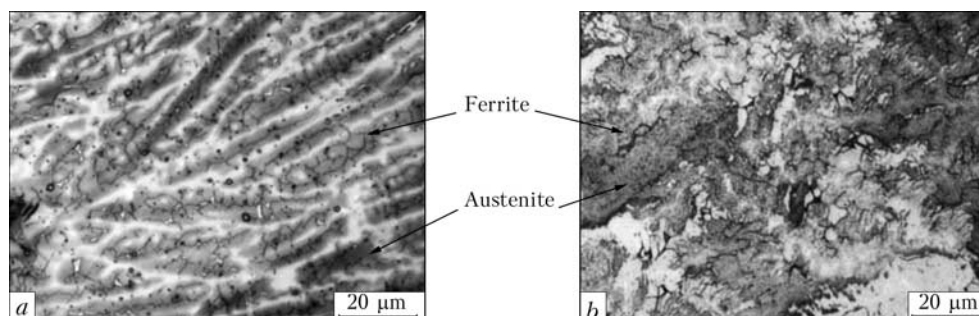


Figure 3. Microstructure of the steel 1.4301 (a) and 1.4376 (b) welds

keyhole, causing bubbles to generate from the keyhole tip in an unstable molten pool. In contrast, at high welding speed a better keyhole stability can be reached [14].

Microstructure. Both studied austenitic steels underwent a primary ferritic solidification. This was determined from Cr/Ni equivalents (Table 4) and confirmed in microstructural examinations. The Hammer and Svenson (H&S) and Hull diagrams provided a tolerable correlation between the composition and the solidification mode, taking into account the special austenitizing effect of manganese.

Rapid cooling resulting from laser beam welding led to a dendritic structure with retained δ -ferrite (Figure 3). The cooling rate also influenced the amount of primary ferrite. At high rates, a reduced amount of δ -ferrite to austenite transformation occurred.

Duplex stainless steels owe their specific properties to the balanced two-phase microstructure consisting of ferrite and austenite of approximately equal proportions. The weld metal solidified in a ferritic mode, as predicted by Hull's and H&S's Cr/N equivalents.

By application of 100 % N_2 , a maximal austenite content of about 20 % was obtained. In comparison to the specimens welded only with argon or argon/he-

lium, the austenite content values considerably increased (Figure 4). No significant differences were found between nitrogen absorption in Nd:YAG or CO_2 -laser welding under the investigated conditions. Figure 4 also reveals that the lean duplex (1.4162) has a lower capacity for austenite reformation, which can be explained in the poorer austenitizing properties of manganese, compared to nickel. In general, the effect of nitrogen on austenite formation is limited, because its absorption is hindered by the small weld pool surface size and the higher partial pressure of metal vapour in the keyhole [17]. In the micrographs of both duplex steels 1.4362 and 1.4162 (Figure 4, b), welded using 100 % N_2 as shielding gas, mainly allotriomorph grain boundary austenite, but also small amounts intergranular austenite precipitates can be observed.

Figure 5 shows the Vickers microhardness measurements in the centre of the weld cross-sections. These reveal an increase of hardness in the weld metal for both duplex steels, welded with 100 % N_2 . Both, the higher ferrite content and the effect of nitrogen led to an increment of the hardness in this area. In the HAZ and in the bulk material similar lower values are obtained. Regarding the austenitic steels, only a

Table 4. Cr/Ni equivalents and solidification mode for all studied materials

Steel	H&S diagram			Hull diagram			Solidification mode
	Cr _{eq}	Ni _{eq}	Cr/Ni _{eq}	Cr _{eq}	Ni _{eq}	Cr/Ni _{eq}	
1.4376	18.82	10.14	1.86	18.35	9.40	1.95	FA
1.4162	23.10	6.32	3.66	22.72	6.00	3.79	F
1.4301	19.67	11.25	1.75	19.23	11.04	1.74	FA
1.4362	23.06	7.65	3.02	23.02	7.66	3.01	F

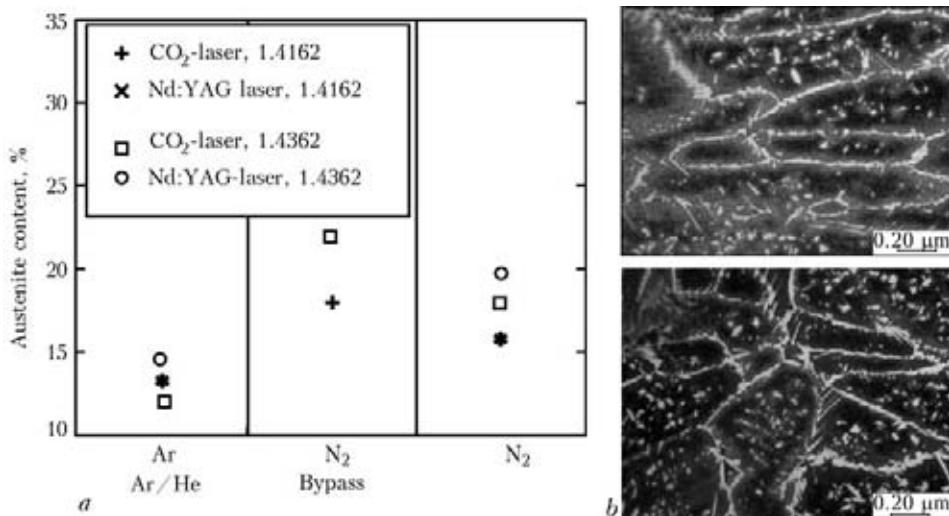


Figure 4. Austenite content in the duplex steel welds in CO₂- and Nd:YAG laser welding with and without nitrogen addition (a), and micrographs of duplex steels 1.4362 (above) and 1.4162 (below) welded using 100 % N₂ (b)

slight increase can be observed from the base material to the HAZ and weld. The hardness of the austenitic stainless steel 1.4376 is higher in comparison to the standard CrNi-steel which results from the higher nitrogen content.

Mechanical properties. The mechanical properties of the investigated materials are mainly characterized by the corresponding microstructure. Austenitic stainless steels owe high work-hardening properties and can achieve elongations in the order of 50 %. The austenitic high-manganese alloyed steel possesses not only high strength due to the higher nitrogen content, but also good formability. Duplex steels have better properties than the austenitic ones, due to the combination of strength and ductility provided by the ferrite and austenite phases, respectively. However, the enhanced amount of ferrite in the weld metal, in consequence of the high cooling rates, is expected to influence the mechanical properties.

The results of tensile tests performed at four welded samples per investigated material transversally to the welding direction show that the strength

of the welded joints is close to that of the base material (Table 5).

Failure occurred predominantly in the base material. Only single samples of the steel grades 1.4376 and 1.4362 had fractures along the fusion line, which led to a reduction of the measured tensile strength.

Corrosion properties. The results of the potentiodynamic tests revealed the austenitic stainless steel 1.4301 to exhibit a higher E_{cr} (SHE) and E_{rep} (SHE) potentials in comparison to the manganese-alloyed steel 1.4376, indicating a superior pitting resistance (Figure 6). According to the obtained E_{cr} values, the austenitic steel 1.4301 is approximately equivalent to the lean duplex 1.4162. The CrNi-duplex steel 1.4362 had the highest pitting potential.

Since the chromium content for both austenitic and also for both duplex stainless steels is similar (see Table 1), it appears that nickel has a decisive influence on the corrosion properties of the materials. In study [11] it could be demonstrated that nickel is enriched in the surface during active dissolution, which does not apply to manganese. This is supposed to support the passive film formation, as in this way the dissolution rate decreases. The influence of manganese on corrosion resistance is also related to the increased amount of inclusions, e.g. manganese and chromium oxides that act as preferential sites of pitting [6].

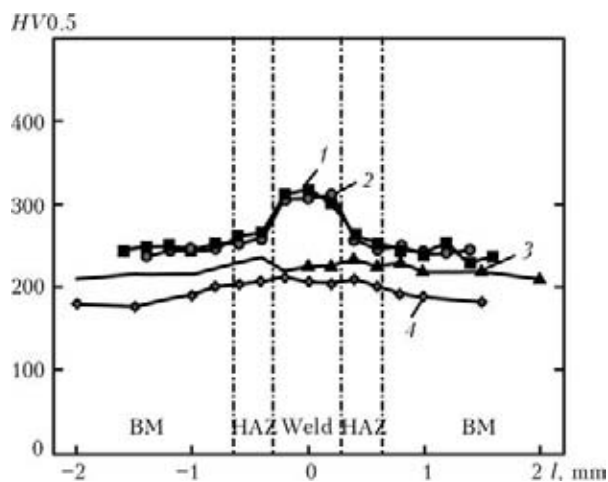


Figure 5. Hardness in the middle of the weld metal for all investigated steels: 1 – 1.4162; 2 – 1.4362; 3 – 1.4376; 4 – 1.4301; l – distance from the weld centreline

Table 5. Tensile strength of welded samples σ_t^w in comparison with base metal σ_t^{BM} , MPa

Base metal	1.4376	1.4301	1.4162*	1.4362*
σ_t^{BM} , average	750	650	750	770
σ_t^w , sample 1	740	665	750	760
σ_t^w , sample 2	755	655	750	765
σ_t^w , sample 3	700**	655	750	550**
σ_t^w , sample 4	750	655	750	760

*Welded in 100 % N₂. **Fracture along the fusion line.

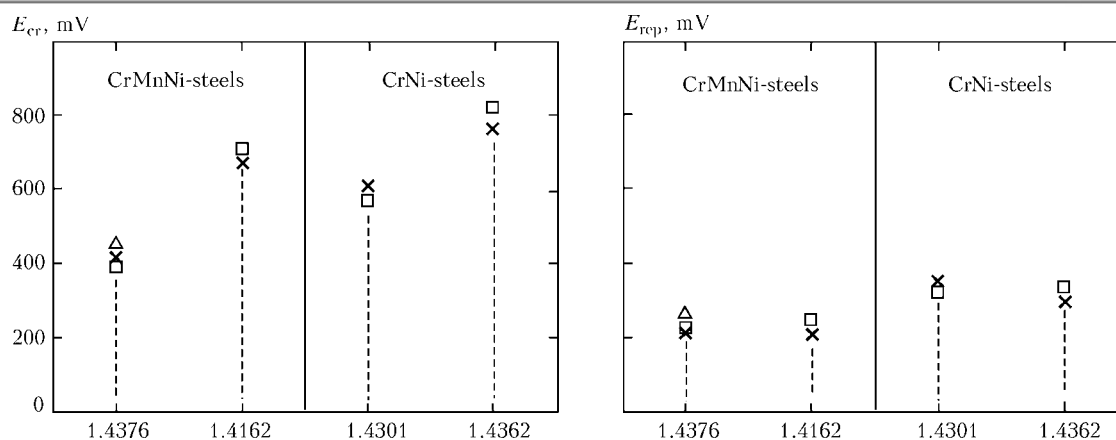


Figure 6. Critical pitting potential E_{cr} and repassivation potential E_{rep} obtained from anodic current density/potential curves for previously pickled materials investigated: □ – base; × – butt weld; △ – lap weld metal

The pitting corrosion behaviour of butt as well as overlap welds and base materials is comparable in all cases (see Figure 6). This indicates that a good weld quality can be obtained under the investigated conditions.

CONCLUSIONS

CO₂- and Nd:YAG laser welding of austenitic and austenitic-ferritic manganese-alloyed stainless steels was proven to be suitable for the production of high quality butt and overlap welded joints. Welds of all the investigated materials showed strength, hardness and corrosion performance that is consistent with or close to those of the base metal. Though following aspects need to be considered:

1. Manganese-alloyed steels are, in comparison to the standard CrNi-steels, more prone to cause process instabilities leading to spatter formation.
2. Porosity tends to arise by incomplete penetration in the overlap joint configuration and is highly influenced by the welding speed. Though, it was possible to avoid weld imperfections by adequate parameter settings.
3. Regarding the weld edge preparation, laser cutting is more effective than shear cutting, as it allows the gap size reduction and weld homogeneity.
4. Use of nitrogen as shielding gas in laser welding of duplex steels improves austenite reformation. Maximal austenite fraction of 20 % in the weld could be obtained. Although the austenite proportion is not so large, a good weld quality can be achieved.
5. Concerning the corrosion properties, the lean duplex 1.4162 was found to be comparable with the conventional steel 1.4301. The austenitic manganese-alloyed steel 1.4376 exhibited the lowest corrosion resistance and the standard duplex grade 1.4362 – the highest.

Acknowledgements. The authors would like to thank the Federation of Industrial Research Associations (AiF Arbeitsgemeinschaft industrieller Forschungsvereinigungen) and the German Federal Ministry for Trade, Industry and Technology

(BMW Bundesministerium fuer Wirtschaft und Technologie) for making this research possible by funding it in the Project 16208 N «Laser beam welding of austenitic and austenitic-ferritic CrMnNi-steels». Karin Schlechter, Marco Lammers, Karen Stelling and Marina Marten greatly contributed to the experimental part of the presented results.

1. Hunt, B. (2010) *Nickel in perspective*. Wood Mackenzie Ltd.
2. Charles, J. (2007) The new 200-series: An alternative answer to Ni surcharge? Risks and opportunities? *La Revue de Metallurgie*, June, 308–317.
3. Kim, K., Kim, Y., Lee, Y. et al. (2004) Application study of an automotive structural part with nitrogen-alloyed high strength austenitic stainless steel: Paper 2001-01-0884. In: *Proc. of SAE World Congress*.
4. Klueh, R.L., Maziasz, P.J., Lee, E.H. (1988) Manganese as an austenite stabilizer in Fe–Cr–Mn–C-steels. *Materials Sci. and Eng. A*, 102(1), 115–124.
5. Singhal, L.K. (2006) Stainless steels recent developments and outlook: Demand, capacity and product development. In: *Joint India/OECD/HISI Workshop*, Vol. 15, 21.
6. Toor, I., Hyun, P.J., Kwon, H.S. (2008) Development of high Mn–N duplex stainless steel for automobile structural components. *Corrosion Sci.*, 50(2), 404–410.
7. Zuev, L.B., Dubovik, N.A., Pak, V.E. (1997) Nature of hardening of high-nitrogen steels based on iron-chromium-manganese austenite. *Stal*, 27(10), 71–75.
8. Myslowicki, S. (2007) *Das Ausscheidungs- und Korrosionsverhalten eines stickstofflegierten, austenitischen Chrom-Nickel-Stahls mit abgesenkten Nickelgehalt*. Shaker Verlag.
9. Ratte, E., Leonhardt, S., Bleck, W. et al. (2006) Energy absorption behaviour of austenitic and duplex stainless steels in a crash box geometry. *Steel Res. Int.*, 77(9/10), 692–697.
10. Honeycombe, J., Gooch, T.G. (1972) Effect of manganese on cracking and corrosion behavior of fully austenitic stainless-steel weld-metals. *Metal Construction and British Welding J.*, 4(12), 456–460.
11. Falkenberg, F., Johansson, E., Larsson, J. et al. (2007) Properties of various low-nickel stainless steels in comparison to AISI 304. In: *Proc. of Stainless Steel World Conference & Expo-2007* (Maastricht, Netherlands), 355–371.
12. Tzaneva, B.R., Fachikov, L.B., Raicheff, R.G. (2006) Pitting corrosion of Cr–Mn–N steel in sulphuric acid media. *J. Appl. Electrochemistry*, 36(3), 347–353.
13. Zardiackas, L.D., Williamson, S., Roach, M. et al. (2003) Comparison of anodic polarization and galvanic corrosion of a low-nickel stainless steel to 316LS and 22Cr–13Ni–5Mn stainless steels. *Stainless Steels for Medical and Surgical Appl.*, 1483, 107–118.
14. Katayama, S. (2009) Fundamentals of fiber laser welding. In: *Proc. of Int. Colloquium on High Power Laser Welding* (Berlin).
15. Amigo, V., Bonach, E.V., Teruel, L. et al. (2006) Mechanical properties of duplex stainless steel laser joints. *Welding Int.*, 20(5), 361–366.
16. Brooks, J.A. (1975) Weldability of high N, high Mn austenitic stainless steel. *Welding Res. Suppl.*, June, 189–195.
17. Dong, W., Kokawa, H., Sato, Y. et al. (2003) Nitrogen absorption by iron and stainless steels during CO₂ laser welding. *Metallurg. and Materials Transact.*, 34, Febr., 75–82.

EFFECT OF TiC ON THERMAL STABILITY OF H13/TiC COMPOSITE COATING IN LASER CLADDING

F.-Z. KONG¹, Y. LU¹, J.-H. DAI¹, C. LOU¹, J.-H. YAO¹ and M. ANYAKIN²

¹Zhejiang University of Technology, Hangzhou, China

²NTUU «Kiev Polytechnic Institute», Kiev, Ukraine

H13/TiC composite coating was prepared by diode-laser cladding on hot-work die steel H13. The thermal stability of composite coating was researched. Microstructure and microhardness of the coatings before and after high-temperature treatment were examined by microscopy and Vicker microhardness tester. The microstructures of laser-clad coating were composed of martensite and austenite, which were dendrite crystals. The higher content of TiC, the finer were coating grains. When the processing temperature was 773 K, no obvious change had been found, hardness declined less, and the ability of tempering resistance was higher. When processing temperatures were 873 and 973 K, tiny dendrites changed into large crystal cells, therefore, the microhardness of the cladding layer declined greatly and the ability of tempering resistance declined.

As a kind of hot-work die steel, H13 is widely used in hot forging [1], hot extruding [2], die casting [3], etc. It contacts with high-temperature materials repeatedly, that makes the surface performance of die materials decline to invalidated under a cycle alternating stress. The lifetime of hot-work die is mainly limited by thermal fatigue (heat cracking), overall cracking, erosion, corrosion and plastic deformation [4].

In view of the above items, many researchers have developed the related research on this field. Liu et al. [5] have repaired invalid high temperature forging die for aviation engine parts by laser cladding. It had good metallurgical combination of coating and substrate, and there were precipitated phases like Fe₅C₂, Fe₂B, FeSi and other amorphous organizations distributing in the substrate. The hardness of surface of the cladding layer was lower than HV0.2-670 MPa. There was little change of the hardness inside the cladding layer, and the average hardness was HV0.2-730 MPa. There was an obvious decline from transition zone to substrate. Zhu et al. [6] have clad the Co-base alloy onto the surface of H13 steel. The research show that the high-temperature hardness, thermal fatigue resistance and cyclic fatigue softening resistance of H13 steel had obviously improved after cladding Co-base alloy. Co-base alloy was a good material for hardening the surface of hot-work die steels and expected to be widely used in hardening and repairing die surfaces. Li et al. [7] have clad WC-TiCp/Ni-base composite alloy powder onto cross wedge rolling die steel 55Mn by CO₂-laser. The coating with good shape, no crack, and metallurgical bonding with substrate was obtained under the condition of adding C and Zr. The hardness gradient of coating had satisfied the both requirements of working and following processing. Ring wear test without lubrication showed that the friction coefficient had reduced 30 % and the wear resistance had doubled.

The lifetime of hot-work dies under high temperature and high pressure for long-time working is affected by the abilities to keep the organization and mechanical properties stable [8]. Research of this field are mainly high-temperature oxidation resistance [9] and changes of hardness and organization while aging [10]. The high-temperature organization and hardness of H13/TiC composite coating on H13 steel made by semiconductor lasers are discussed in this paper.

Experimental procedure. H13 steel was chosen as the substrate material, size of which was 50 × 50 × 10 mm, and H13 + TiC (0, 10, 15, 20 and 25 %) mixed powders were chosen as the cladding material. Laser cladding experiment used 2 kW semiconductor laser with argon as shielding gas (25 l/min). The laser power was 1.2–2.0 kW and scanning speed was 400–800 mm/min. The thickness of preset powder was about 1 mm. The diameter of laser beam was 4.5 mm and the lap rate was 50 %. The microstructure and microhardness of laser-clad layer was tested by HXD-100 microhardness tester. The heat treatment was as follows: heating the specimens in the pipe furnace with the starting temperature 573 K and heating rate 7 K/min, then up to the setting temperature (773, 873 and 973 K). After keeping for 10 h, the specimens were cooling in air.

Results and discussion. *Microstructure of laser-clad layer.* Figure 1 shows the OM-images of cladding layers with different content of TiC. OM image of cladding without TiC is given in Figure 1, *a*. The microstructure of this area was mainly dendritic martensite and retained austenite. The bright organization at the grain boundary was alloy carbide [10]. The dimension of grains was obviously finer (see Figure 1, *b–e*). The more incensement of content of TiC, the finer were the grains because the adding of TiC could restrain the growth of grains, and the high degree of supercooling while solidifying could make the elements non-uniformly resulting in fine grains.

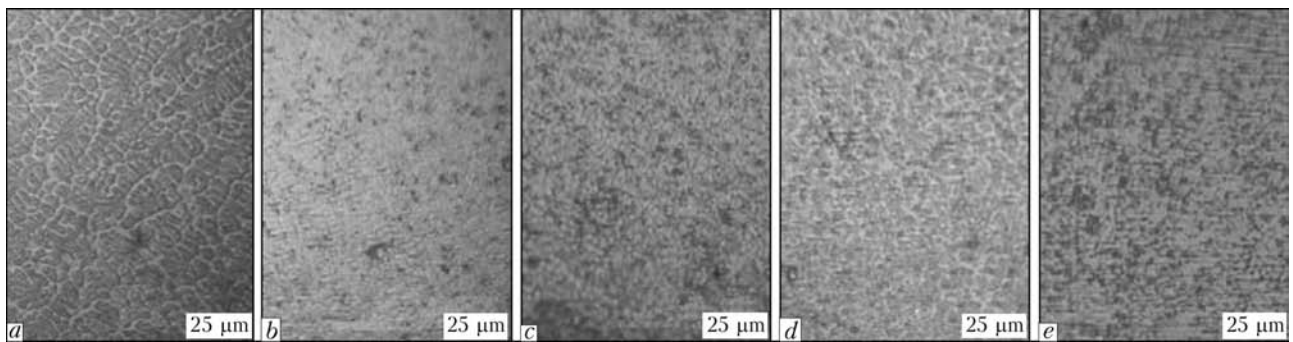


Figure 1. OM-images of laser-clad layers without (a) and with 10 (b), 15 (c), 20 (d) and 25 (e) wt.% TiC

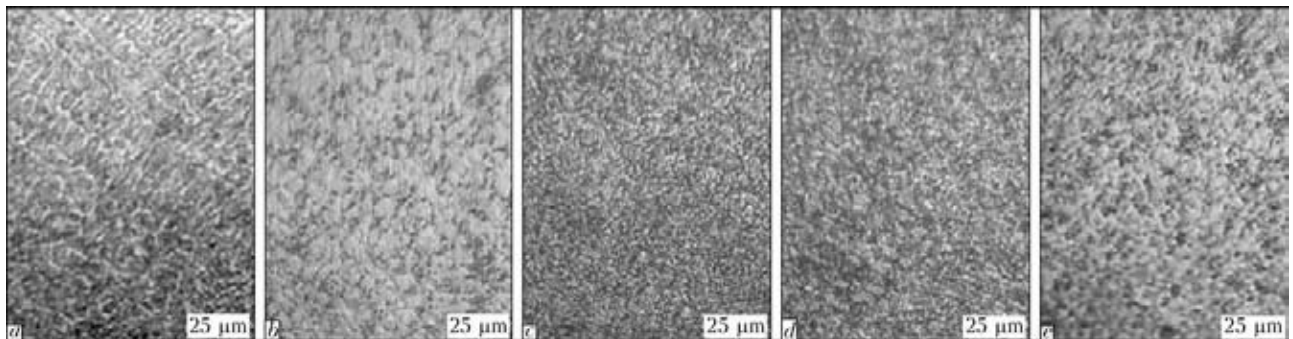


Figure 2. OM-images of laser-clad layers without (a) and with 10 (b), 15 (c), 20 (d) and 25 (e) wt.% TiC after heat treatment at 773 K

Microstructure of cladding layer after heat treatment. As shown in Figure 2, after heat treatment at 773 K, tempered martensites are found. A small amount of black network-like structures appear in the grain boundaries that is due to aggregation and growth of unmelted carbide, precipitation and segregation of alloy elements at defects of grain boundary [11]. The above carbides disperse in the cladding layer which may contribute to increasing the microhardness.

For the samples heat-treated at 773 and 873 K, the main microstructure is troostite with rough grains (Figures 3 and 4). More carbides precipitate in the grain boundary than at 573 K, which form bulk black aggregate (see Figures 3, a and 4, a). As can be found, the size of grain decreases with the increase of TiC contents. The main reason may be that TiC can disperse in the cladding layer to hinder the growth of grains at high temperature. So the thermal stability of H13/TiC composite coating can be promoted. The interface between H13 and TiC and mechanism of action of TiC are under further research.

Microhardness of cladding layer after heat treatment. The hardness curves of untreated and heat-treated samples at temperatures of 773, 873 and 973 K are shown in Figure 5, a–d, respectively. Compared with untreated sample, cladding layers can bear the heat treatment. As is known, H13 steel contains large amounts of alloy carbides, and under the high temperatures of laser cladding a large number of alloying elements dissolve in austenite which lead to form martensite with higher contents of alloying elements after cladding. On the other hand, for rapid heating and cooling in laser cladding, the higher degree of supercooling increases the rate of austenite nucleation, which results in imperceptible austenite crystalloid and, consequently, martensite crystalloid. So, the thermal stability of steel can be promoted.

As shown in Figure 5, increase of TiC content results in higher hardness of the cladding layer, so TiC has great influence on its microhardness. As hard carbides, the adding TiC can increase the coating microhardness. On the other hand, TiC can inhibit the growth of dendrites in grain boundaries in laser

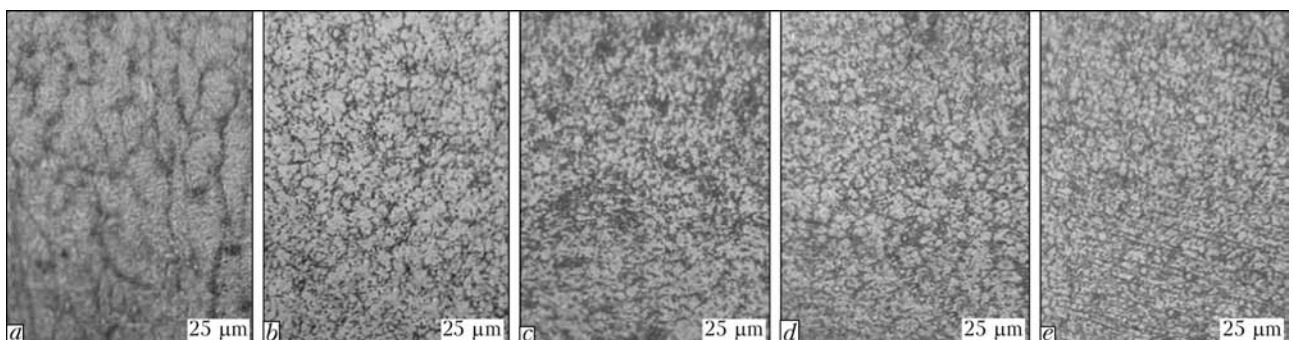


Figure 3. OM-images of laser-clad layers without (a) and with 10 (b), 15 (c), 20 (d) and 25 (e) wt.% TiC after heat treatment at 773 K

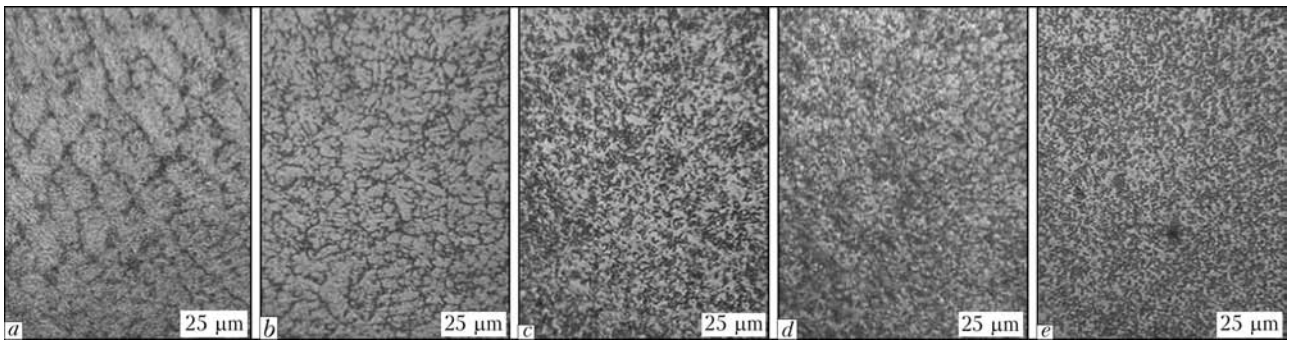


Figure 4. OM-images of laser-clad layers without (a) and with 10 (b), 15 (c), 20 (d) and 25 (e) wt.% TiC after heat treatment at 873 K

cladding, attenuate crystalloid, strengthen the cladding layer and increase the hardness of composite cladding layer. With the variety of temperature, the microhardness of cladding layer, heat-treated at 773 K, decreased less, while it was the larger at 873 K and the largest at 973 K. The composite cladding layer of H13/TiC has capability of tempering resistance at 773 K better than at 873 and 973 K. The cladding layer has different hardness after various treatment modes. Comparison the cladding layer after treatment at 773 K with untreated one show that microhardness of samples with different TiC contents has a little change of about HV0.2-30 MPa. This proves that cladding layer has high capabilities of

resistance to tempering after treatment at 773 K. Microhardness of the cladding layer with TiC, heat-treated at 873 K, had reducing of about HV0.2-100 MPa, while the decrease of cladding without TiC was of about HV0.2-120 MPa. Microhardness of the cladding layer with TiC, heat-treated at 973 K, had reducing of about HV0.2-190 MPa, while the decrease for cladding without TiC had been of HV0.2-240 MPa. So, it can be confirmed that TiC can improve the high-temperature strength of cladding layer. Meanwhile, at the higher temperature condition (for example, at 873 or 973 K), the microhardness of cladding layer has obviously reduced and has the worse tempering resistance.

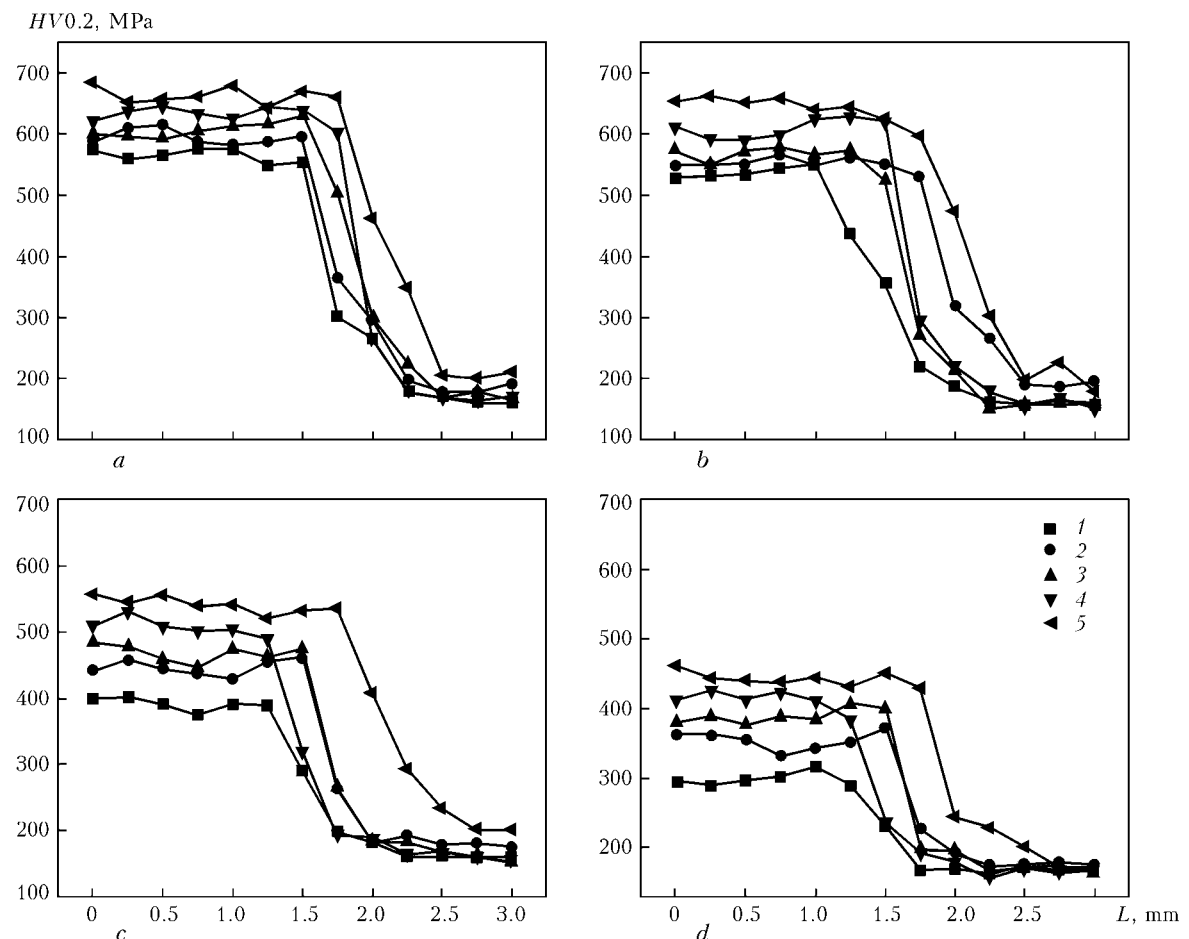


Figure 5. Microhardness distribution at different distance from the surface L for cladding layer without (1) and with 10 (2), 15 (3), 20 (4) and 25 (5) wt.% TiC untreated (a) and heat-treated at 773 (b), 873 (c) and 973 (d) K

CONCLUSIONS

1. After laser cladding, the composite coating are mainly composed of martensites and retained austenites which are dendritic. With the increase of TiC content, the grains become finer. TiC can effectively inhibit the growth of grains and their refine.

2. After heat treatment at different temperature, the microstructures of laser-clad coating changes differently. For the processing temperature of 773 K, the microstructure has no change significantly, remaining as dendrites, but for 873 or 973 K the small dendrites change into large cells.

3. TiC effectively increased the hardness of laser-clad composite coating. After treatment at 773 K, the hardness declined by about $HV0.2-30$ MPa and had good resistance to tempering stability. At 873 and 973 K, hardness declined more than at 773 K because decreasing tempering resistance.

Acknowledge. This work was supported Zhejiang Provincial Natural Science Foundation of China (Grant No. Y4090451).

1. Wang, M., Liu, Z.-D., Bao, Z.-J. (2008) Study on failure mechanism of H13 steel hot-forging dies for automobile. *Forging and Stamping Techn.*, 33(4), 83–85.
2. Shen, X.-L., Niu, J.-S. (2005) Application of cast dies steel H1 in thermal extruding die. *J. of Zhengzhou Institute Techn.*, 16(3), 66–68.
3. Zhang, J., Zhong, Y., Sun, S. et al. (2009) Heat treatment of H13 hot working die steel for die casting. *Special Casting & Nonferrous Alloys*, 29(3), 237–238.
4. Schweiger, H., Lengeretal, H. (1999) A new generation of toughest hot work tool steels for highest requirements. In: *Proc. of 5th ICT on Tool Steel in the Next Century* (Austria), 285–295.
5. Liu, Q.-B., Li, B.-Z. (2008) Study on failure forging mould of aeroengine pieces repaired by laser cladding. *Heat Treatment of Metals*, 33(4), 93–95.
6. Zhu, B., Peng, Y., Tao, Z. et al. (1994) Study on Co-base alloy laser-cladding of die steel H13. *Special Steel*, 15(5), 38–40.
7. Li, J., Zhong, M.-L., Liu, W.-J. (2006) Microstructures and properties of laser-clad in situ particle reinforced Ni-base composite coating on 55Mn steel. *Heat Treatment of Metals*, 31(11), 8–12.
8. Zhu, Z. (2001) Property data collection of common hot working die steels used in China. *Materials for Mechanical Eng.*, 25(1), 40–43.
9. Zhang, G., Zhang, Q. (2007) FeCrMn(Si) heat-stable steel for the industrial furnace and its melt dip silicon-aluminizing process. *Shanghai Metals*, 29(4), 29–33.
10. Mazumder, J., Choi, J., Nagarathnam, K. et al. (1997) The direct metal deposition of H13 tool steel for 3D components. *Research Summary*, May, 55–59.
11. Du, Z., Liu, Z., Zhu, W. et al. (2001) Study on the phase transformation of H13 steel during quenching and tempering. *J. of Baotou University of Iron and Steel Technology*, 20(3), 34–36.

HYBRID MICRO TIG-ASSISTED LASER (TIGAL) AND LASER-ASSISTED TIG (LATIG) WELDING INCLUDING WITH APPLICATION OF ACTIVATING FLUX OF STAINLESS STEEL

D. KOVALENKO, K. YUSHCHENKO, I. KRIVTSUN, I. KOVALENKO and V. NAKVASYUK
E.O. Paton Electric Welding Institute, NASU, Kiev, Ukraine

Technological peculiarities of utilisation of the advanced combined-activated processes of hybrid micro TIGAL and LATIG welding, including with application of activating fluxes (activators), are considered. Experimental rigs of the investigated welding processes are described. Comparative analysis of the results of investigations into the weld formation and TIG arc parameters was conducted by an example of the two hybrid micro TIGAL and LATIG welding processes on base of micro TIG welding with a low-amperage (5–35 A) argon arc, laser welding with a low-power (≤ 250 W) continuous-wave Nd:YAG laser. The above processes were studied both without and with the aerosol PATIG S-A activator. Welding was performed on type 304L stainless steel 1.2, 1.5 and 2.0 mm thick. It is shown the differences in the weld formation and TIG arc parameters (mainly in a substantial improvement of the arc stability and increasing of penetrating power of the arc) in hybrid micro TIGAL and LATIG welding processes, including application of the PATIG S-A activator, compared with a separate use of laser and micro TIG welding. In general, results of the investigations conducted form the basis for development of the technology and specialised equipment for hybrid micro TIGAL and LATIG welding, as well as for a further, more detailed investigation of its energy and technological characteristics, and development of a more adequate model for the given processes.

Hybrid technological processes are gaining now an increasingly wide acceptance, along with traditional welding processes for welding and treatment of materials using arc, plasma or laser heating. The hybrid processes are based on the simultaneous use of two different heat sources, e.g. laser beam and electric arc. One of the reasons of development of the hybrid laser-arc processes was to combine advantages and eliminate drawbacks of the known arc and laser technologies, when used separately.

Initial studies [1–5] of the laser-arc welding processes showed that they have a number of peculiarities which cannot be explained by simple superposition of properties of the used heat sources taken separately. For example, it was found that the combined effect on metals provides a substantial increase in the coefficient of utilisation of power of both laser and arc heat sources, as well as improvement of stability of the arc, especially in movement of its anode spot over the surface of a workpiece. This allows us to increase more than one and a half times maximal penetration depth (thickness of the metal being welded), compared with the existing laser process which is particularly important for the cases of using low-power lasers, as well as to improve the arc stability and almost doubling of the productivity of the corresponding arc process.

Publications dedicated to different laser-arc welding methods continuously grow in number [6, 7]. However, most of them considered the hybrid processes based on a combination of the electric arc and laser beam of a high enough power (0.5–2.0 kW). As

far as the peculiarities of interaction of a low-amperage arc and low-power laser are concerned, this issue is little investigated as yet (available are just a few studies [8, 9], which are dedicated primarily to laser-micro plasma welding of aluminium alloys).

Also, it is reported that the application of activating fluxes in TIG, plasma and laser welding leads, first of all, to an increased penetrating power of a welding heat source (arc, plasma and laser) [10–12].

Therefore, the main purpose of this study was to investigate technological peculiarities of the two hybrid micro TIGAL and LATIG welding processes of stainless steel of 12Kh18N10T type 1.2, 1.5 and 2.0 mm thick using a low-amperage (5–35 A) TIG arc and a low-power (≤ 250 W) continuous-wave Nd:YAG laser, including with the application of the aerosol PATIG S-A activating flux, as well as to give the theoretical explanation to interaction between components of the combined heat source under consideration and the associated peculiarities of metal penetration when using this type of micro hybrid welding.

1. Experimental materials and procedure. Samples of stainless steel 12Kh18N10T, measuring 150×40 mm and 1.2, 1.5 and 2.0 mm thick, were used as the materials to be welded. The samples chosen for experiments differed in the manufacturing technology and surface preparation, namely 1.2 mm steel was in the annealed state, 1.5 mm steel was non-polishing, and 2.0 mm steel — polished.

Activating flux PATIG S-A used for the experiments was of a spray type. The shielding gas was

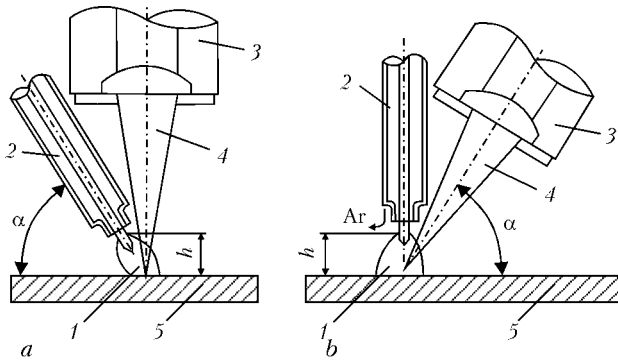


Figure 1. Scheme of hybrid TIGAL (a) and LATIG (b) welding processes: 1 – arc; 2 – TIG torch; 3 – laser; 4 – laser beam; 5 – workpiece

argon, and tungsten electrode was of the thoriated type of 2.0 mm in diameter.

Hybrid TIGAL welding was performed with the TIG torch located at an angle of 45° to the laser beam vertical axis (Figure 1, a). Hybrid LATIG welding was performed with the laser beam located at an angle of 45° to the TIG torch vertical axis (Figure 1, b). Length of the TIG arc was 2 mm. The laser beam focused onto the plate surface was positioned at the centre of the anode spot of the arc. The TIGAL welding process was also carried out by the forward angle (laser beam ahead of the tungsten electrode) and backward angle (laser beam behind the tungsten electrode) methods.

The experiments were conducted by using the experimental rig for hybrid micro welding using Nd:YAG laser and TIG torch. Schematic of the rig for TIGAL welding process is shown in Figure 2. The experimental rig comprises setup table with devices for arrangement of the laser system and combined welding head; laser power system SPIK-3; laser LTN 103; rotary mirror; combined welding head for

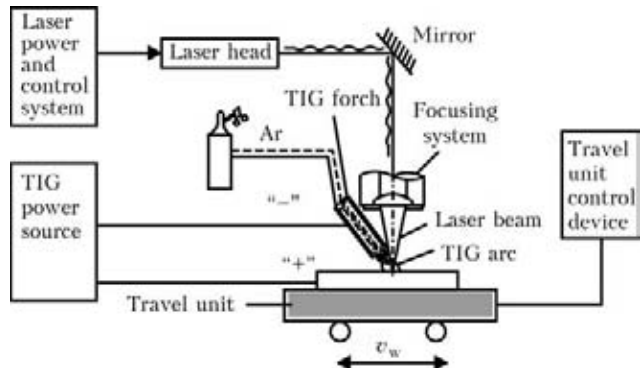


Figure 2. General scheme of experimental rig for TIGAL process

Nd:YAG laser welding and device for adjustment of the TIG welding torch; TIG welding power source INVERTEC V160; device for movement of welding sample and control unit; device for fixation of welding samples; and bottle with argon gas and reducer.

Specifications of rig are given below

Laser unit:

Laser	Nd:YAG
Laser power consumption, kW	12
Maximal laser radiation, W	250
Wavelength, μm	1.064
Initial beam diameter, mm	6–7
Beam diameter after focusing, mm	0.2–0.3

Power source INVERTEC V160:

Power at duty cycle 100 and 35 %, kW	5.4 and 7.0
Current adjustment range, A	5–160
Speed of movement of welding sample (welding speed), m/h	up to 20

General views of TIGAL and LATIG welding equipment are shown in Figure 3, a and b, respectively.

Two sets of investigations of the three welding processes were conducted for comparative evaluation of their technological capabilities. These included micro TIG, Nd:YAG laser and hybrid micro welding

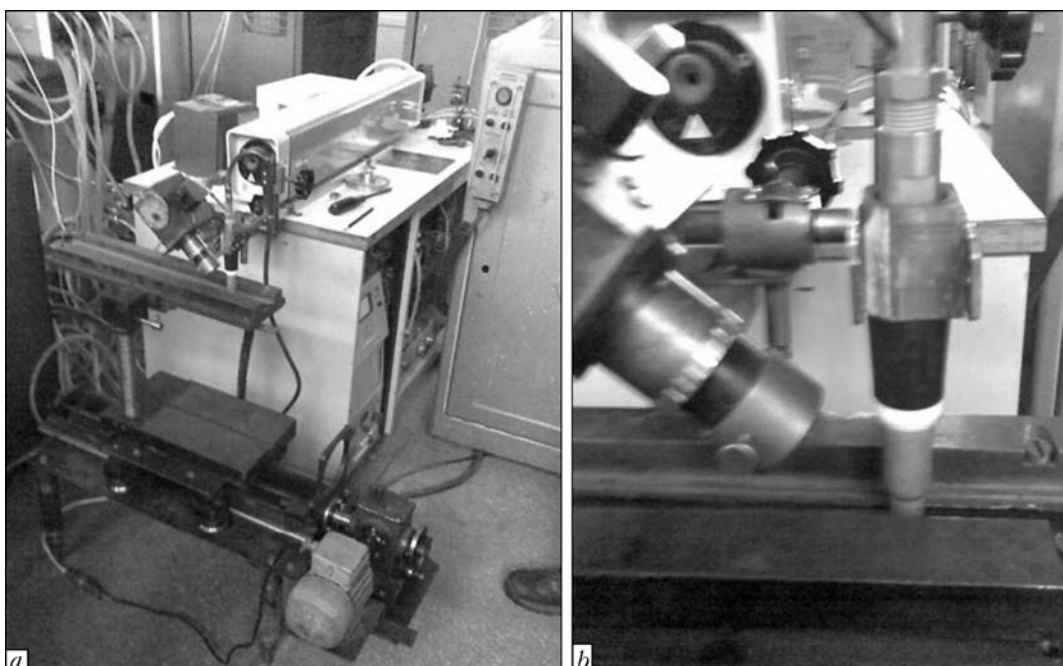


Figure 3. General view of LATIG welding equipment: a – experimental rig; b – welding head

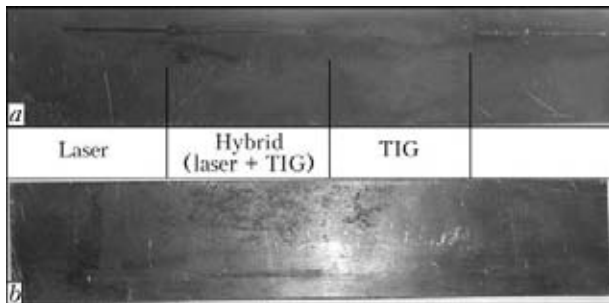


Figure 4. Top (a) and back (b) view of welded sample 1.2 mm thick ($P_L = 250\text{W}$, $I_a = 5\text{A}$, $v_w = 100\text{ mm/min}$, TIG torch is behind the laser beam)

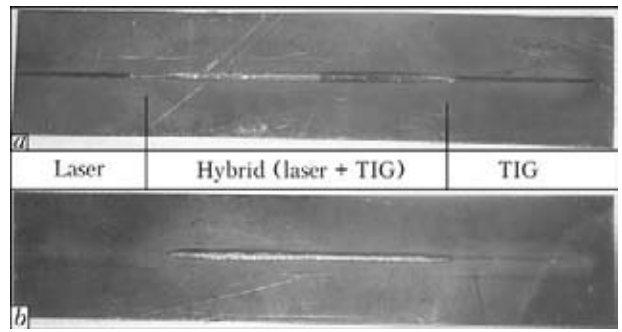


Figure 6. Top (a) and back (b) view of welded samples 1.2 mm thick ($P_L = 250\text{ W}$, $I_a = 20\text{ A}$, $v_w = 100\text{ mm/min}$, TIG torch is before the laser beam)

(using Nd:YAG laser and micro TIG arc) without activating flux; and A-micro TIG, A-laser and A-hybrid micro welding over the layer of activating flux. Totally, six welding processes were investigated.

TIG welding was performed at welding current $I_w = 5, 15, 20, 25, 30$ and 35 A ; laser power $Q_l^0 = 180$ and 250 W ; welding speed (specimen movement speed) was kept constant and equal to 100 mm/min in all the cases.

Specimens being welded were marked out along its length into regions, and welding was performed in a different sequence for all the six processes investigated. After the experiment, macro sections were made from the resulting welds, and geometric sizes of the welds, such as width, depth and penetration area, were measured.

2. Experimental results. 2.1. Hybrid micro TIGAL welding process. Plate thickness of 1.2 mm. TIG arc current of 5 A, Nd:YAG laser power of 250 W. Appearances of the welded specimens are shown in Figure 4. Laser welding provides a stable narrow weld 0.5 mm wide with insignificant (about 0.25 mm) penetration. In micro TIG welding, the arc leaves rare penetration spots on the specimen surface. The arc power is insufficient to provide the stable arc burning, not to mention the penetration of metal. The hybrid micro process provides a stable weld 0.75 mm wide with partial (about 0.4 mm) penetration of the plate. Laser stabilises the arc at the anode spot, thus ensuring the stable arc burning.

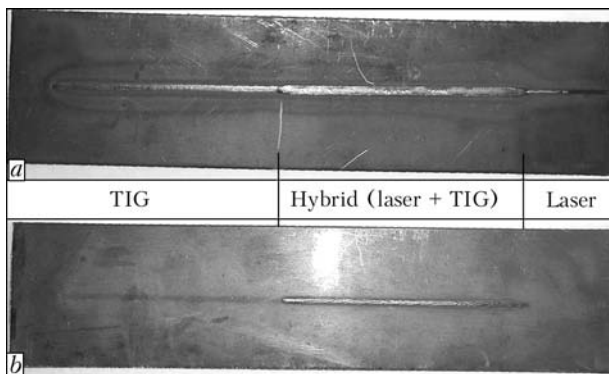


Figure 5. Top (a) and back (b) view of welded samples 1.2 mm thick ($P_L = 250\text{ W}$, $I_a = 20\text{ A}$, $v_w = 100\text{ mm/min}$, TIG torch is behind the laser beam)

TIG arc current of 20 A, Nd:YAG laser power of 250 W. Appearances of the welded specimens are shown in Figures 5–7. Laser welding provides a stable narrow weld 1.0 mm wide with insignificant (about 0.25 mm) penetration. Micro TIG welding results in a stable weld 1.5 mm wide with partial (0.75 mm) penetration of the plate, compared with hybrid welding. The hybrid micro process provides a stable weld with through penetration of the plate. In backward-angle welding, width of the weld on the external and reverse sides of the plate and, hence, the penetration area are somewhat bigger than in forward-angle welding (by about 20 %). In hybrid backward-angle micro welding, width of the weld on the external and reverse sides of the plate is equal to 2.4 and 2.2 mm, respectively, while in forward-angle welding it is equal to 2.0 and 1.8, respectively. Laser stabilises the arc at the anode spot, and arc burning is stable. The results of welding over an activating flux are similar to the above ones. A-micro hybrid welding provides the through-penetration weld.

Plate thickness of 1.5 mm. TIG arc current of 15 A, Nd-YAG laser power of 250 W. Laser welding provides a stable narrow weld 0.6 mm wide with insignificant (0.3 mm) penetration. Micro TIG welding provides a less stable weld 1.3 mm wide with partial (about 0.7 mm) penetration of the plate, compared with hybrid welding. Hybrid micro welding (forward-angle method) results in a stable weld 1.75 mm wide with partial (about 0.9 mm) penetration of the plate. Laser stabilises the arc at the anode spot, thus providing its stable burning.

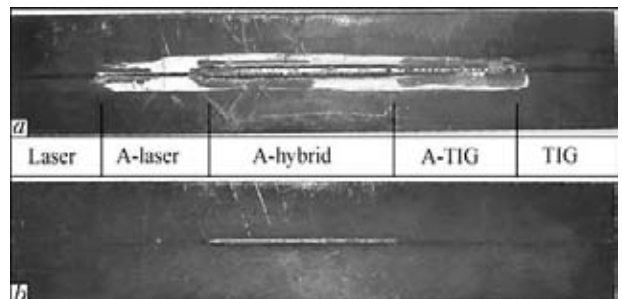


Figure 7. Top (a) and back (b) view of welded samples 1.2 mm thick ($P_L = 250\text{ W}$, $I_a = 20\text{ A}$, $v_w = 100\text{ mm/min}$, with flux)

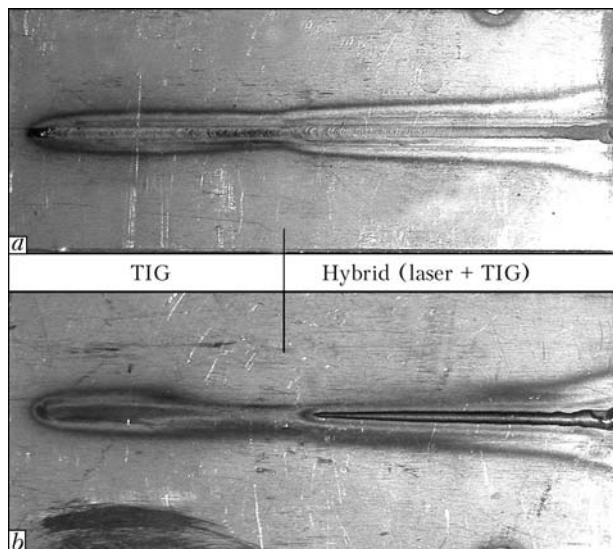


Figure 8. Top (a) and back (b) view of welded samples 1.5 mm thick ($P_L = 250$ W, $I_a = 25$ A, $v_w = 100$ mm/min, without flux)

TIG arc current of 25 A, Nd-YAG laser power of 250 W. Appearances of the welded specimens are shown in Figures 8 and 9, and macrosections are shown in Figure 10. Micro TIG welding provides a stable weld 1.9 mm wide with partial penetration (about 0.1 mm) of the plate. Hybrid micro welding (forward-angle method) provides a stable weld 3.1 mm wide with through penetration of the plate (penetration width on the back side is 3.0 mm). Laser stabilises the arc at the anode spot and provides its stable burning. The A-hybrid micro process is in the lead in the efficiency of penetration. The maximal penetration area in the case of through penetration is 9.3 mm^2 , compared with 8.0 mm^2 provided by the micro hybrid process.

TIG arc current of 30 A, Nd-YAG laser power of 180 and 250 W. TIG welding provides a stable weld

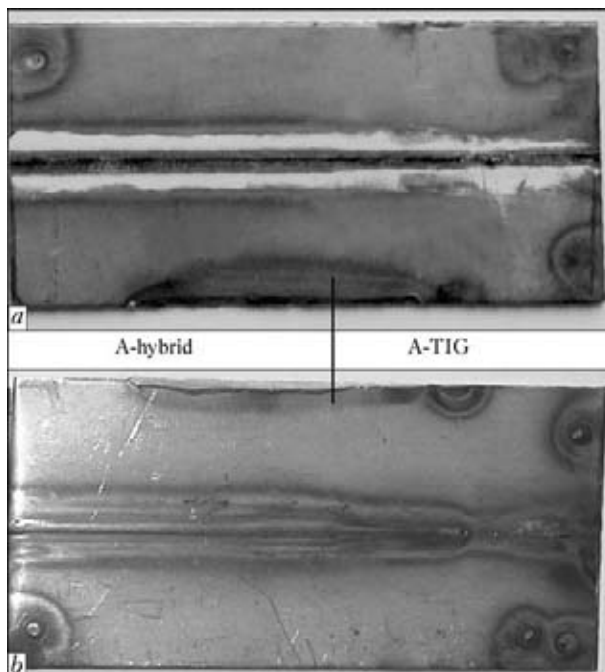


Figure 9. Top (a) and back (b) view of welded samples 1.5 mm thick ($P_L = 250$ W, $I_a = 20$ A, $v_w = 100$ mm/min, with flux)

2.75 mm wide with partial (about 1.4 mm) penetration of the plate. With the hybrid micro process (forward-angle method) the weld is stable and has the following parameters, depending upon the laser power:

- for 250 W: width of weld is 3.75 mm with through penetration and depth of sag is 0.5 mm (reinforcement (sag) on the external side of 0.5 mm, penetration width on the back side of 3.5 mm, and reinforcement of 0.6 mm);
- for 180 W: width of weld is 3.4 mm with through penetration and deep sag (reinforcement (sag) on the





	No flux		With flux
Laser welding		$B = 0.77 \text{ mm}$ $H = 0.4 \text{ mm}$ $S = 0.15 \text{ mm}^2$	—
TIG welding		$B = 1.9 \text{ mm}$ $H = 0.86 \text{ mm}$ $S = 0.8 \text{ mm}^2$	—
Hybrid TIGAL welding		$B = 3.1 \text{ mm}$ $H = 1.5 \text{ mm}$ $S = 8.0 \text{ mm}^2$ $b = 2.7 \text{ mm}$	
			$B = 3.43 \text{ mm}$ $H = 1.5 \text{ mm}$ $S = 9.3 \text{ mm}^2$ $b = 3.1 \text{ mm}$

Figure 10. Macrosections of welds on samples 1.5 mm thick ($P_L = 250$ W, $I_a = 25$ A, $v_w = 100$ mm/min)




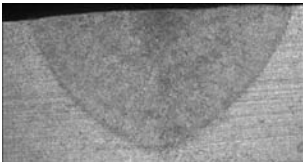
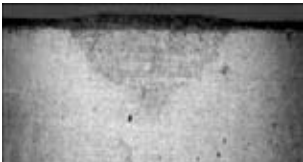
	No flux		With flux	
Laser welding		$B = 0.68 \text{ mm}$ $H = 0.28 \text{ mm}$ $S = 0.1 \text{ mm}^2$	–	
TIG welding		$B = 2.70 \text{ mm}$ $H = 0.5 \text{ mm}$ $S = 1.07 \text{ mm}^2$		$B = 2.58 \text{ mm}$ $H = 0.62 \text{ mm}$ $S = 0.92 \text{ mm}^2$
Hybrid TIGAL welding		$B = 3.48 \text{ mm}$ $H = 1.56 \text{ mm}$ $S = 3.17 \text{ mm}^2$		$B = 2.9 \text{ mm}$ $H = 1.0 \text{ mm}$ $S = 1.47 \text{ mm}^2$

Figure 11. Macrosections of welds on samples 2.0 mm thick ($P_L = 250 \text{ W}$, $I_a = 35 \text{ A}$, $v_w = 100 \text{ mm/min}$)

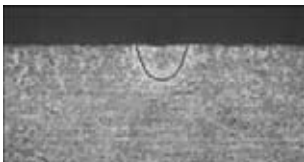

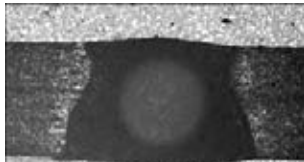

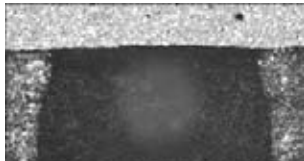
	No flux		With flux	
Laser welding		$H = 0.28 \text{ mm}$ $B = 0.68 \text{ mm}$ $S = 0.1 \text{ mm}^2$	–	
TIG welding		$H = 0.93 \text{ mm}$ $B = 2.48 \text{ mm}$ $S = 1.6 \text{ mm}^2$		$H = 2.0 \text{ mm}$ $B = 2.83 \text{ mm}$ $b = 3.57 \text{ mm}$ $S = 5.9 \text{ mm}^2$
Hybrid latig welding		$H = 2.0 \text{ mm}$ $B = 3.33 \text{ mm}$ $b = 1.41 \text{ mm}$ $S = 4.69 \text{ mm}^2$		$H = 2.0 \text{ mm}$ $B = 3.84 \text{ mm}$ $b = 4.1 \text{ mm}$ $S = 15.6 \text{ mm}^2$

Figure 12. Macrosections of welds on samples 2.0 mm thick ($P_L = 250 \text{ W}$, $I_a = 35 \text{ A}$, $v_w = 100 \text{ mm/min}$)

external side of 0.4 mm, penetration width on the reverse side of 3.0 mm, and reinforcement of 0.4 mm)

Laser stabilises the arc at the anode spot, arc burning is stable.

Plate thickness of 2.0 mm. TIG arc current of 30 and 35 A, Nd-YAG laser power of 250 W. Appearances of the macrosections are shown in Figure 11. Through penetration was not achieved at a current of both 30 and 35 A, when using the micro hybrid process (forward-angle welding), but penetration in this case was more than 3 times deeper than in micro TIG welding (for a current of 35 A — 1.56 and 0.5 mm, respectively). Compared with the results obtained in welding of 1.5 mm thick steel over the flux layers, the situation in this case is a bit different. The A-micro TIG and A-hybrid micro welds acquired a somewhat unusual penetration shape, which, at the same time, is typical of such welds (made over the activating flux layer). This shape was characterised by a deep penetration at the weld centre. In A-hybrid micro welding, compared with the conventional hybrid micro process, all the geometric sizes of the welds were decreased. A more detailed investigation is required to explain this effect. Results of the experiments are summarised in conclusions to this study.

2.2. Hybrid micro LATIG welding process. *Plate thickness of 2.0 mm. TIG arc current of 35 A, Nd-YAG laser power of 250 W.* Appearances of the macro sections are shown in Figure 12. Laser welding provides a stable narrow weld 0.7 mm wide with insignificant penetration (0.3 mm) and maximal penetration area of 0.1 mm². Micro TIG welding provides a stable weld 2.5 mm wide with partial (about 1.0 mm) penetration of the plate and maximal penetration area of 1.6 mm². A-micro TIG welding provides a stable weld 2.8 mm wide with through penetration of the plate (penetration width on the back side is 3.6 mm) and maximal penetration area of up to 6.0 mm². Hybrid micro welding results in a stable weld 3.3 mm wide with through penetration of the plate (penetration width on the back side is 1.4 mm) and maximal penetration area of up to 4.7 mm². A-hybrid micro welding results in a stable weld 3.8 mm wide with through penetration of the plate (penetration width on the back side is 4.1 mm) and maximal penetration area of 15.6 mm². In hybrid micro welding laser stabilises the arc at the anode spot, thus providing its stable burning. It can be preliminarily concluded that the impact of the low-power (250 W) Nd:YAG laser on the anode spot of the TIG arc (at a current of 35 A) in LATIG welding increases the penetrating power of the hybrid source, thus creating conditions for and providing the possibility of controlling the penetration effect.

CONCLUSIONS

1. The experimental rig for the hybrid micro TIGAL and LATIG welding processes using Nd:YAG laser

and TIG torch was developed, manufactured, assembled and tested.

2. As shown by the experimental studies, the use of laser for the hybrid micro welding processes using low-power (up to 250 W) Nd:YAG laser and micro TIG arc (arc current 5–35 A) allows stabilisation of the micro TIG arc and 2–4 times increase in its penetrating power, depending upon the arc current.

3. Application of the A-hybrid micro process using activating flux PATIG S-A leads to a change in the formation and shape of the weld. Compared with the conventional hybrid micro welding process, the penetrating power of the A-hybrid micro process is higher, at least in welding of stainless steel up to 1.5 mm thick.

4. The penetrating power of the micro hybrid heat source increases with increase in the TIG arc current and laser power.

5. In hybrid TIGAL micro welding by the backward-angle method the weld width on the external and reverse sides of the plate and, accordingly, the penetration area are bigger than in the forward-angle method, this being indicative of an increased efficiency of the former welding method.

6. It should be separately noted that the arc process could be stabilised and the weld could be formed by additionally using the low-power (up to 250 W) laser in micro TIG welding at a current of 5 A (the power of which was insufficient for formation of a continuous weld).

7. Affecting the anode spot of the micro TIG arc by the low-power Nd:YAG laser creates conditions and offers the possibility of controlling the penetration effect. Simultaneous application of the flux, i.e. using the A-hybrid micro welding process, provides extra possibilities for increasing the efficiency of the conventional hybrid micro welding process, which requires conducting additional investigations.

8. Results of theoretical investigations of the hybrid micro welding process show that the additional effect on the workpiece surface by the focused Nd:YAG laser beam can lead to substantial contraction of the anode region of the micro TIG arc. This can result in a substantial increase in density of the heat flow (more than 3 times) introduced by the arc into the metal welded, as well as increase in stability of the process. Theoretical calculations and experimental data proved this assumption.

9. As experimentally proved, to increase the penetrating power of the TIG arc it is recommended to apply the combined-activated hybrid TIGAL and LATIG welding processes, including by using the activating flux. The theoretical sense of using combinations of different activation methods lies in the possibility of combining and involving the positive effect of different penetration enhancement mechanisms peculiar to each activation method taken separately, namely contraction and screening of the anode spot

of the arc, increase of the arc efficiency, intensification of the centrifugal character of convection in the weld pool, etc.

10. In general, results of the investigations conducted form the basis for development of the technology and specialised equipment for hybrid micro welding, as well as for a further, more detailed investigation of its energy and technological characteristics, and development of a more adequate model for the given process.

1. Steen, W.M., Eboo, M. (1979) Arc augmented laser welding. *Metal Construction*, 11(7), 332–335.
2. Steen, W.M. (1980) Arc augmented laser processing of materials. *J. Appl. Phys.*, 51(11), 5636–5641.
3. Diebold, T.P., Albright, C.E. (1984) Laser-GTA welding of aluminium alloy 5052. *Welding J.*, 63(6), 18–24.
4. Matsuda, J., Utsumi, A., Katsumura, M. et al. (1988) TIG or MIG arc augmented laser welding of thick mild steel plate. *Joining and Materials*, 1(1), 31–34.
5. Gorny, S.G., Lopota, V.A., Redozubov, V.D. et al. (1989) Peculiarities of metal heating in laser-arc welding. *Avtomatich. Svarka*, 1, 73–74.
6. Kovalenko, V.S., Krivtsun, I.V. (2001) Combined laser-arc processes of materials treatment. Pt 1: Effects of combined treatment and methods for realising it. *Naukovi Visti KPI*, 5, 33–44.
7. Kovalenko, V.S., Krivtsun I.V. (2001) Combined laser-arc processes of materials treatment. Pt 2: Technological peculiarities of the combined heat source and interaction of its components. *Ibid.*, 6, 47–66.
8. Paton, B.E., Gvozdetsky, V.S., Krivtsun I.V. et al. (2002) Hybrid laser-microplasma welding of thin sections of metals. *The Paton Welding J.*, 3, 2–6.
9. Krivtsun, I.V. (2002) *Combined laser-arc processes of materials treatment and devices for realising them*: Thesis for Dr. Techn. Sci. Degree. Kiev: PWI, 393 pp.
10. Yushchenko, K.A., Savitsky, M.M., Kovalenko, D.V. (1993) A-TIG welding of carbon-manganese and stainless steel. In: *Proc. of Conf. on Welding Technology of the Paton Institute* (Abington. Oct. 1993), paper 2.
11. Lucas, W., Howse, D., Savitsky, M.M. et al. (1996) A-TIG – increasing the performance and productivity of the TIG process. *IIW Doc. XII-1448–96*.
12. Kuo, M., Sun, Z., Pan, D. (2001) Laser welding with activating flux. *Sci. and Techn. of Welding and Joining*, 6(1).

ОСОБЕННОСТИ ЛАЗЕРНОЙ СВАРКИ СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТОЙ ЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ

В.М. КУЛИК, В.Д. ШЕЛЯГИН, М.М. САВИЦКИЙ, В.П. ЕЛАГИН, А.В. СИОРА, В.Ю. ХАСКИН

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

Показано, что лазерной сваркой, которая характеризуется высокой концентрацией энергии, можно выполнять качественные сварные соединения высокопрочных легированных сталей толщиной от 3 до 10 мм без скола кромок. Экспериментально установлено, что при скорости лазерной сварки, в 10 раз большей скорости дуговой, обеспечивается меньшее тепловложение и меньшая ширина шва. Форма проплавления при высокоскоростной лазерной сварке не зависит от состава защитного газа, но он может влиять на порообразование и изменение состава металла шва, что, в свою очередь, отражается на уровне его твердости.

Различные сварные изделия ответственного назначения (сосуды высокого давления, корпуса электротрубопроводов, силовые конструкции и др.) изготавливают из высокопрочных сталей, используя для этого дуговую сварку, что негативно отражается на производительности процесса. Одним из путей повышения производительности может быть применение лазерной сварки. Однако этот способ отличается рядом особенностей, в первую очередь связанных с высокой скоростью нагрева и охлаждения свариваемого металла, что приводит к формированию твердой и хрупкой структуры.

С целью определения возможности применения лазерного способа для соединения высокопрочных сталей исследовали особенности сварки среднеуглеродистой стали системы легирования ХГС толщиной 3, 6 и 10 мм. Одно- и многопроходную сварку выполняли Nd:ИАГ лазером DY 044 («Рофин Синар», Германия) мощностью до 4,4 кВт с оптическими волокнами диаметром 0,4 и 1,2 мм (рис. 1).

Излучение фокусировали линзой с фокусным расстоянием $F = 300$ мм. В качестве защитного газа использовали Ar, He, CO₂, Ar + 17 % CO₂ + 1 % O₂ и N₂. Термические циклы сварки записывали с помощью вольфрамений-вольфрамениевой термопары ВР 20/5 и потенциометра КСП-4. Структурно-фазовые превращения оценивали методом скоростной дилатометрии.

Было установлено (рис. 2), что при мощности лазерного излучения 3 кВт и диаметре оптического волокна 1,2 мм сварка со сквозным проплавлением легированной стали толщиной 3 мм со скоростью 12 м/ч (равной скорости сварки А-ТИГ) возможна в CO₂ и неосуществима в среде инертных газов. При этом $P/v_{св} = 900$ Дж/мм в 2,5 раза превышает погонную энергию (360–380 Дж/мм) дуговой сварки. При повышении интенсивности лазерного воздействия путем уменьшения диаметра оптического волокна сквозное проплавление обеспечивается при $v_{св} = 30$ м/ч ($P/v_{св} = 360$ Дж/мм) как в среде

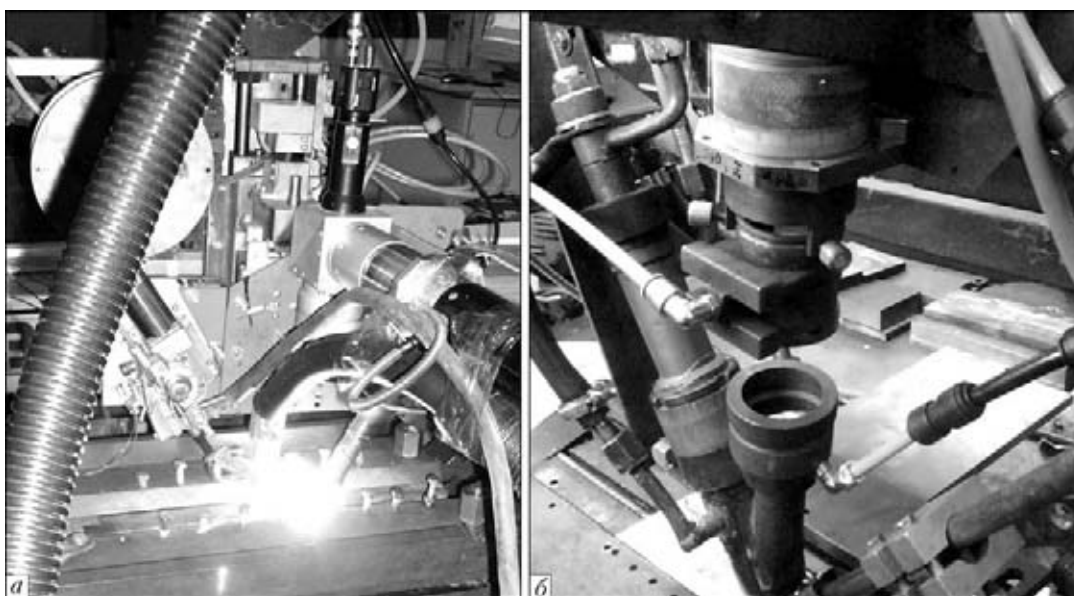


Рис. 1. Оборудование для лазерной (а) и лазерно-дуговой сварки (б) стали ХГС толщиной 3, 6 и 10 мм с использованием присадочной проволоки Св-18ХМА диаметром 1,2 мм и различных защитных газов

Таблица 1. Влияние режима лазерной сварки на проплавление (мм) легированной стали

Толщина стали, мм	Защитный газ	$v_{св}$, м/ч	$P/v_{св}$, Вт·ч/м	Параметры шва, мм		
				$W_{лиц}$	$W_{обр}$	H
3	CO ₂	90	49	1,6	1,2	Сквозное проплавление
	»	120	37	1,4	1,1	
	»	150	29	1,2	1,1	
	Ar	»	»	1,2	1,3	
	Ar + CO ₂ + O ₂	»	»	1,1	1,1	
6	Ar	36	122	3,5	1,8	Сквозное проплавление
	Ar + CO ₂ + O ₂	»	»	3,0	1,0	
	CO ₂	48	92	2,8	1,2	
	Ar	»	»	3,0	1,0	
	Ar + CO ₂ + O ₂	»	»	3,0	1,0	
	CO ₂	60	73	2,8	1,0	
	Ar	»	»	3,0	–	
10	CO ₂	13,6	323	6,5–7,0	»	8,2
	Ar	»	»	5,5	»	8,2
	Ar + CO ₂ + O ₂	»	»	5,0–5,5	»	7,8
	He	»	»	5,5	»	8,2
	N ₂	»	»	5,8–6,0	»	8,1
	CO ₂	12,0	366	5,0	3,5–4,5	Сквозное проплавление

Примечание. $W_{лиц}$ $W_{обр}$ H – ширина с лицевой и обратной стороны, глубина.

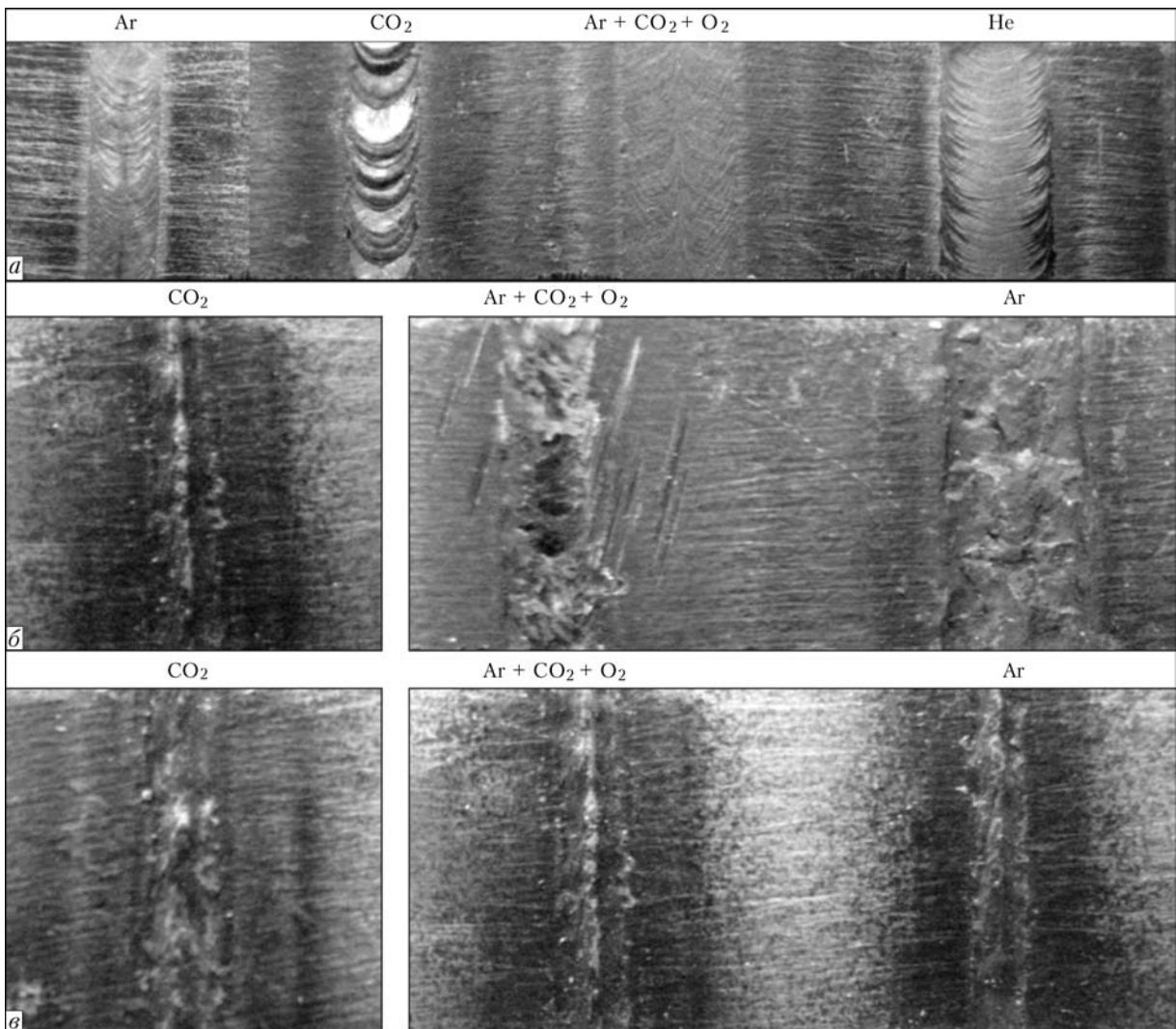


Рис. 2. Формирование поверхности шва на стали толщиной 3 мм при $P = 3$ кВт, $v_{св} = 12$ м/ч, $d_{опт.в} = 1,2$ мм (а); $P = 3$ кВт, $v_{св} = 30$ м/ч, $d_{опт.в} = 0,4$ мм (б); $P = 4,4$ кВт, $v_{св} = 150$ м/ч, $d_{опт.в} = 0,4$ мм (в)

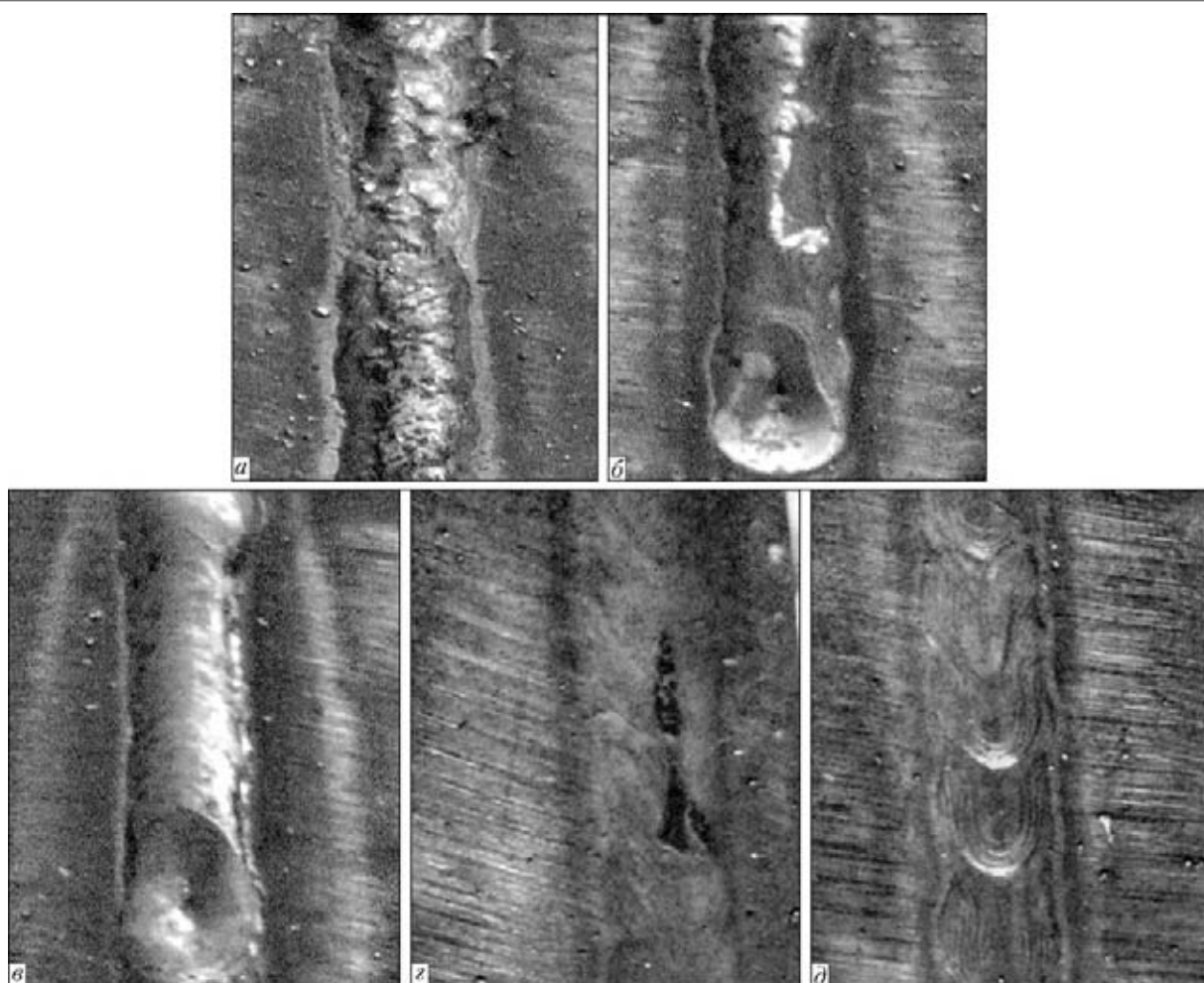


Рис. 3. Формирование поверхности шва на стали толщиной 6 мм при $P = 4,4$ кВт, $d_{\text{опт.в}} = 0,4$ мм, $\Delta F = -1,5$ мм, $v_{\text{св}} = 48$ (а, в), 60 (б, г), 72 (д) м/ч в CO_2 (а, б) и аргоне (в-д)

CO_2 , так и в аргоне. При увеличении мощности лазерного излучения до 4,4 кВт сварку стали толщиной 3 мм можно выполнять со скоростью 150 м/ч ($P/v_{\text{св}} = 104$ Дж/мм), а стали толщиной 6 мм — со скоростью 48–60 м/ч ($P/v_{\text{св}} = 331–263$ Дж/мм при лазерной сварке $< q/v_{\text{св}} = 1044–1188$ Дж/мм при дуговой сварке) (табл. 1). Повышение скорости сварки сопровождается уменьшением ширины и провисания шва, образованием узкого утолщения в его средней части и подрезов (рис. 3).

К формированию глубокого узкого проплавления при лазерной сварке приводит быстрый нагрев, расплавление, перегрев и интенсивное испарение стали в зоне лазерного воздействия в сочетании с реактивным выбрасыванием мелких капель расплава из парогазового канала. Расплавление стали у поверхности сварочной ванны перегретым расплавом и плазменным факелом увеличивает ее площадь. При $v_{\text{св}} = 13,8$ м/ч в легированной стали толщиной 10 мм формируется грибовидное проплавление глубиной 7,8–8,2 мм, ширина которого в зависимости от используемого защитного газа может составлять от 5 до 7 мм у поверхности и 1,5–2 мм на глубине больше 2 мм (рис. 4). На парамет-

ры проплавления не повлияли различные потенциалы ионизации защитных газов (13,2; 14,5; 15,7 и 24,5 В для CO_2 , N_2 , Ar и He соответственно), хотя температура факела в этих случаях должна отличаться. Однако наблюдалась четкая тенденция к увеличению ширины проплавления (5,5; 5,5–6,0; 6,5–7,0 мм) по мере повышения молярной теплоемкости используемых инертных газов, азота и углекислого газа ($C_p = 0,92–0,94; 1,30; 1,74$ кДж·м³/К соответственно). Очевидно, что на интенсивность поверхностного нагрева большое влияние оказывает конвективный теплообмен между факелом и металлом.

Интенсивное испарение обуславливает заметное снижение массовой доли легирующих элементов при сохранении относительно неизменного содержания углерода в расплавляемом металле. Максимальная кратность снижения содержания кремния, хрома и марганца (1,13 % Si, 1,22 % Cr, 1,41 % Mn) относительно их исходного содержания в основном металле при 0,33 % C (1,1 % Si, 0,98 % Cr, 1,0 % Mn) возрастает по мере уменьшения их теплоты испарения (87; 82; 62 ккал/моль). Такое изменение массовой доли химических элементов и достаточно равномерное их распределение в металле

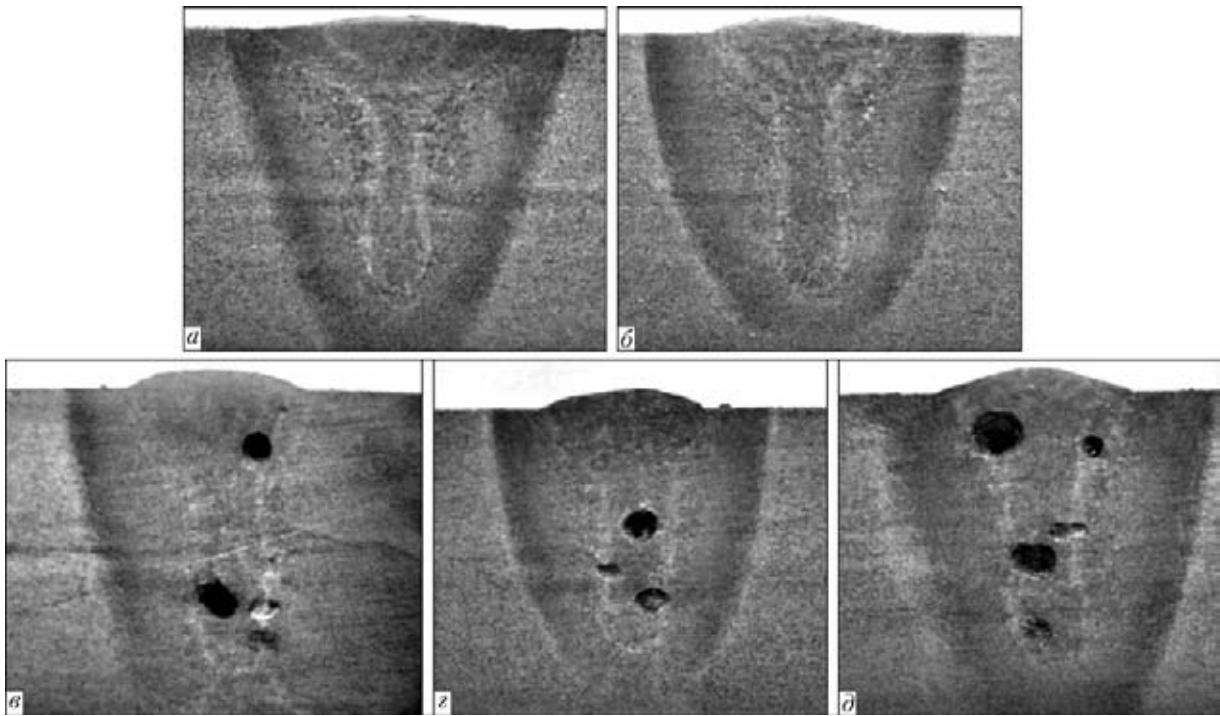


Рис. 4. Форма проплавления при лазерной сварке стали 30ХГСА толщиной 10 мм в CO₂ (а), N₂ (б), Ar (в), Ar + CO₂ + O₂ (г) и He (д)

шва практически не зависит от применяемого защитного газа (рис. 5), хотя тенденция снижения содержания хрома, марганца, а также кремния при приближении к поверхности наблюдается в случае использования инертных газов, а также CO₂. Это объясняется слабым химическим взаимодействием жидкого металла с газовой фазой и высокой интенсивностью перемешивания расплава в процессе лазерной сварки. При использовании инертных газов

в швах образуются поры, которые отсутствуют при сварке легированной стали в CO₂ и N₂ (см. рис. 4). Результаты многократных замеров через каждые 0,5 мм по высоте шва подтвердили зависимость твердости металла шва от состава защитного газа (табл. 2). Минимальной твердостью обладают швы, сваренные в аргоне, максимальной — в азоте. При многократном проплавлении в аргоне и CO₂ происходит снижение твердости шва, а в азоте, на-

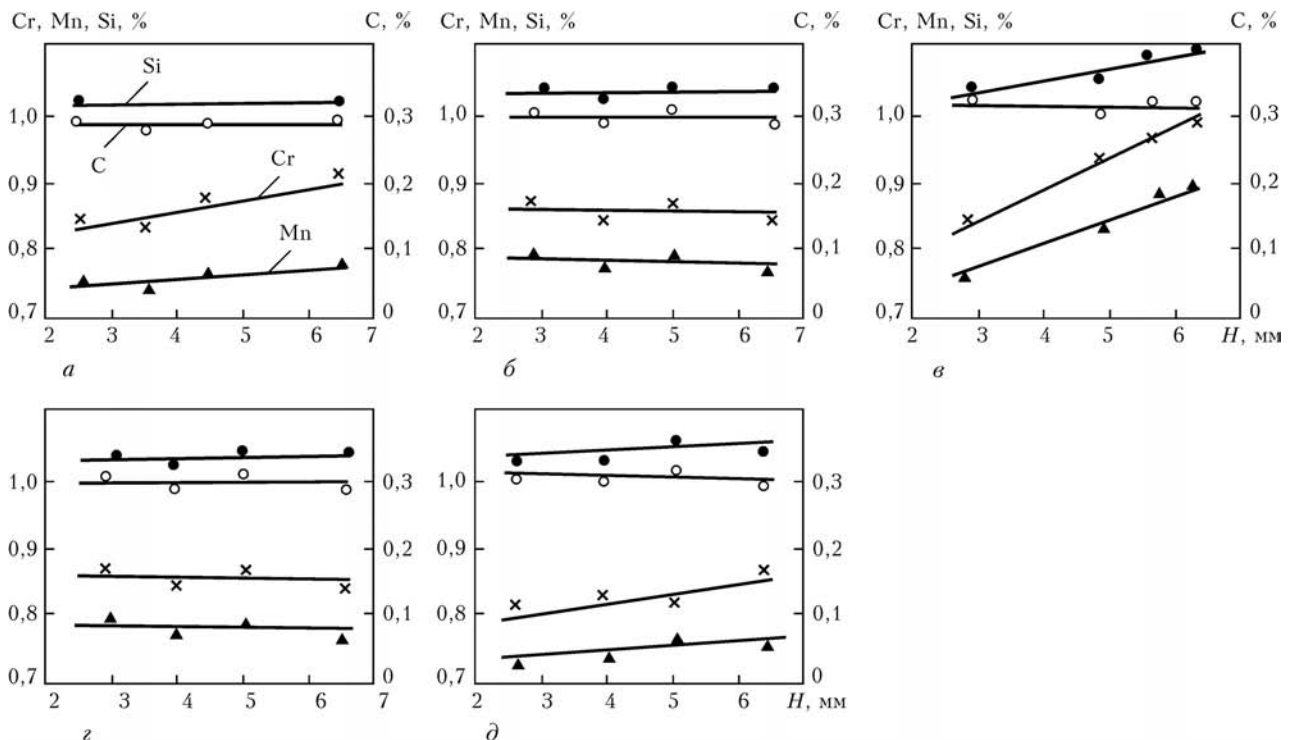


Рис. 5. Распределение углерода и легирующих элементов по глубине проплавления при лазерной сварке стали (0,33 C; 0,98 Cr; 1,0 Mn; 1,1 Si) в CO₂ (а), N₂ (б), Ar (в), Ar + 17% CO₂ + 1% O₂ (г) и He (д)

против, ее повышение, что свидетельствует о насыщении металла шва азотом.

Для сквозного проплавления легированной стали толщиной 10 мм в нижнем положении (рис. 6) необходимо было снизить скорость сварки в CO_2 до 12,0–10,5 м/ч ($P/v_{\text{св}} = 1318\text{--}1508$ Дж/мм) при заглублении фокуса лазерного излучения на 2–3 мм в металл. Швы шириной 5,0–5,5; 3,5–5,0 и 1,5–2,0 мм с лицевой и обратной стороны на глубине 3,0–3,5 мм имеют провисание на 2–3 мм и занижение на 1–2 мм. При меньшей скорости сварки происходит прожигание стыка, поэтому возможности односторонней сварки в нижнем положении без скоса кромок при $P = 4,4$ кВт крайне ограничены. Для сквозного проплавления стали большей толщины и улучшения формирования обратного валика путем увеличения скорости сварки целесообразно использовать более мощные лазеры. Уменьшение и устранение занижения шва, а также улучшение формирования соединения достигается дополнительными проходами с неполным проплавлением, при выполнении которых происходит автопрессовка металла, а также подачи в зону сварки присадочной проволоки.

Судя по данным термических циклов, при лазерной сварке легированной стали толщиной 10 мм в CO_2 со скоростью 10,5–12,0 м/ч (рис. 7) высокотемпературный нагрев с обратной стороны стыка происходит со скоростью $v_{\text{н}} = 700\text{--}800$ °C/с, пребывание металла при температурах интенсивного роста зерна 1100 °C и выше ограничивается 2–3 с, последующее охлаждение при температурах минимальной устойчивости аустенита 600–500 °C осуществляется с $w_{6/5} = 10\text{--}17$ °C/с. Сопутствующий подогрев факелом поверхности, осуществляемый по более широкой зоне, сдерживает охлаждение

Таблица 2. Влияние защитного газа на твердость металла шва

Количество проплавлений	Ar	CO_2	N_2
1	HV 230–310/270	HV 240–340/305	HV 290–350/325
3	HV 200–230/210	HV 230–280/265	HV 380–460/425

соединения с лицевой стороны. При сварке в CO_2 и Ar со скоростью 60 и 66 м/ч стали толщиной 3 мм $v_{\text{н}} \geq 1200$ °C/с, продолжительность пребывания при температурах перегрева сокращается до 1 с, а $w_{6/5} = 60\text{--}80$ °C/с. Указанные скорости охлаждения в процессе лазерной сварки являются закалочными для данной среднеуглеродистой легированной стали.

Согласно дилатометрическим исследованиям быстрый нагрев до температур перегрева 1330–1350 °C стали 30ХГСА вызывает повышение на 50–100 °C (по сравнению с температурой печного нагрева) температур аустенитного превращения ($A_{c1} = 830\text{--}845$ и $A_{c3} = 920\text{--}945$ °C). Последующее охлаждение сопровождается превращением аустенита и формированием в структуре 30–80 об. % мартенсита, 20–70 об. % бейнита и до 3–4 об. % феррита. Подобно формируется структура шва. Наличие структуры закалки предопределяет снижение (до уровня печного нагрева) температур аустенитного превращения при последующих сварочных нагревах и увеличение продолжительности пребывания металла шва и ЗТВ в аустенитном состоянии. Повторные нагревы до разных температур могут приводить к уменьшению в структуре металла ЗТВ доли мартенситной составляющей, которая остается большей, чем в металле шва.

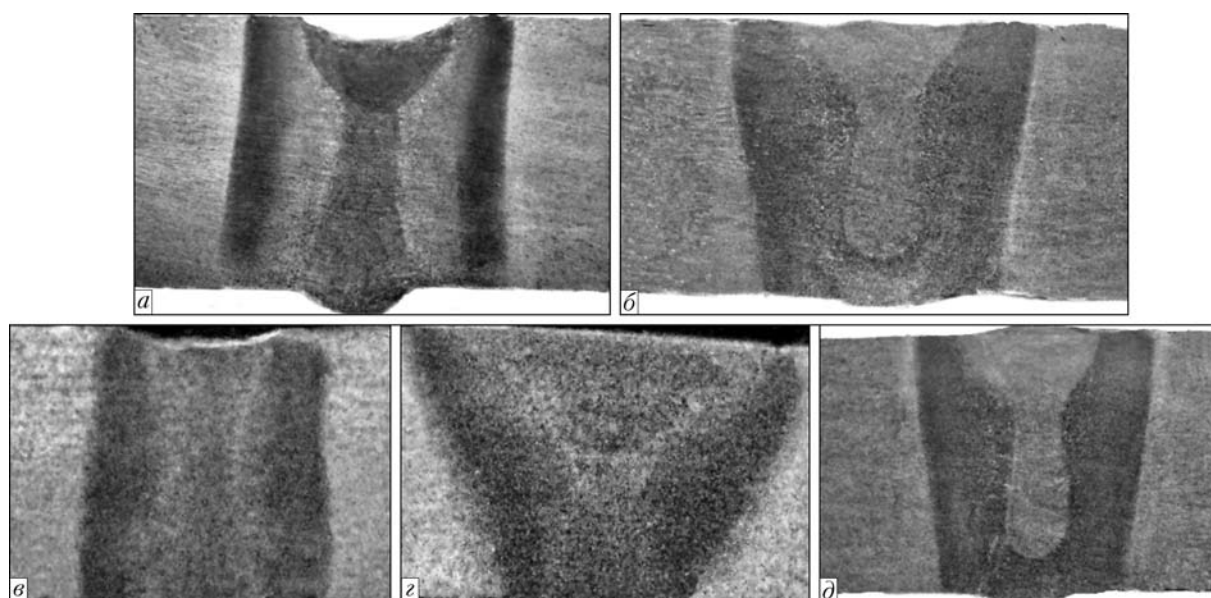


Рис. 6. Эффективность лазерного излучения для улучшенного формирования соединения при одно- (а) и трехпроходной (б) сварке без присадочной проволоки, односторонней сварке (в) и заполнении первого (з) и второго (д) слоя за два прохода с применением присадочной проволоки

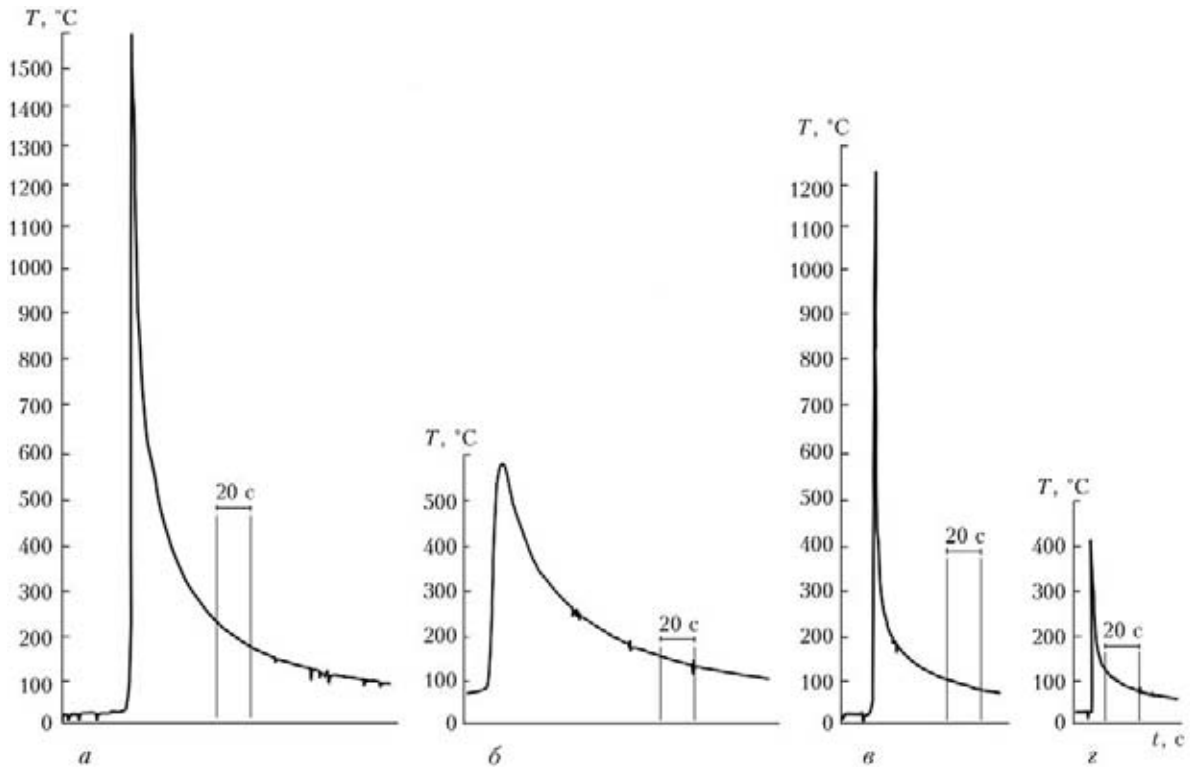


Рис. 7. Термические циклы лазерной сварки стали 30ХГСА толщиной 10 (а, б) и 3 (в, з) мм при $v_{св} = 12$ (а, б) и 66 (в, з) м/ч, $P = 4,4$ кВт на первом проходе (а), $P = 4$ кВт на втором проходе (б), $P = 2,8$ кВт на первом проходе (в) и $P = 1,5$ кВт на втором проходе (з)

Дюраметрические исследования показали, что в соединении легированной стали толщиной 10 мм, сваренном за один проход, происходит повышение твердости до $HV_{0,2-430}$ и $HV_{0,2-450-460}$ на прилегающих ко шву участках высокотемпературного

нагрева шириной до 3,0 и 4,5 мм с лицевой и обратной стороны. На расстоянии 0,4 и 0,5–1,0 мм от шва оно ослабевает до $HV_{0,2-380}$ и $HV_{0,2-420-430}$ вследствие перехода углерода в сварочную ванну (рис. 8). В ЗТВ на расстоянии 3,0–3,5 мм от шва сталь разупрочняется до $HV_{0,2-205-235}$ против $HV_{0,2-245-260}$ основного металла в результате обезуглероживания на участках сравнительно продолжительного нагрева до температур превращения и предпревращения. Твердость $HV_{0,2-220-230}$ и $HV_{0,2-310-320}$ металла шва с лицевой и обратной стороны значительно уступает максимальной твердости ЗТВ. Это обусловлено меньшей мартенситной составляющей в структуре литого металла с повышенной химической неоднородностью, а также пониженным вследствие испарения при сварке содержанием легирующих элементов, в первую очередь, хрома и марганца. На пограничных участках шва дальнейшее снижение количества легирующих элементов прекращается, но происходит науглероживание путем межфазного перераспределения углерода, поэтому тут наблюдается резкое повышение твердости металла шва до ее уровня в ЗТВ. В уменьшении твердости металла как шва, так и ЗТВ со стороны лазерного излучения проявляется термическое воздействие факела.

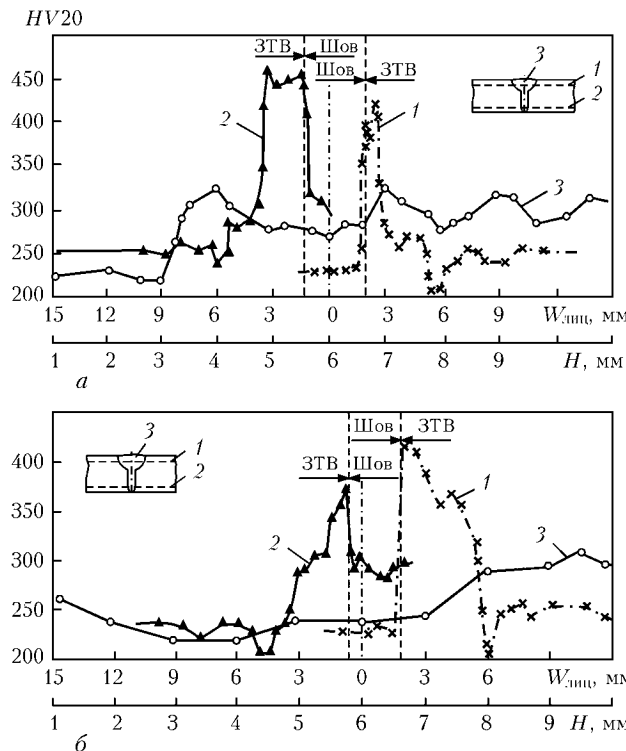


Рис. 8. Распределение твердости в соединении стали 30ХГСА толщиной 10 мм после одно- (а) и двухпроходной (б) лазерной сварки

Подобное распределение твердости наблюдается в соединениях стали толщиной 6 и 3 мм (рис. 9). При сварке с большей скоростью 54 и 66 м/ч она повышается до $HV_{0,2-390-470}$ и $HV_{0,2-430-470}$ в

швах и до $HV0,2-515$ в околошовной зоне, но снижается до $HV0,2-208$ и $HV0,2-194$ на расстоянии 1,5 и 3,0 мм от шва против $HV0,2-220-230$ и $HV0,2-205-215$ основного металла. При повышении скорости лазерной сварки от 12 до 150 м/ч твердость на поверхности шва на стали толщиной 3 мм возрастает от $HV0,2-350$ до $HV0,2-450-470$.

Кратковременный нагрев металла на втором проходе до температур аустенитизации является предпосылкой для измельчения зерна и восстановления структуры закалки. На участках нагрева ниже температур фазового превращения закалившийся при первом проходе металл претерпевает кратковременный отпуск при изменяющихся температурах. С уменьшением на 10 % мощности излучения и удалением фокуса от поверхности на втором проходе при сварке стали толщиной 10 мм шов приобретает твердость, пониженную до $HV0,2-210-250$ с лицевой стороны на глубине до 4 мм, $HV0,2-230-240$ на глубине 5–7 мм и $HV0,2-280-305$ на глубине 8 мм и больше (см. рис. 8). При этом твердость $HV0,2-420$ околошовной зоны с лицевой стороны изменяется незначительно, а ширина участка, подвергнутого повторной закалке, возрастает до 5,0–5,5 мм. С обратной стороны имеет место снижение твердости в околошовной зоне до $HV0,2-370$. Второй проход при сварке стали толщиной 3 мм, выполняемый со снижением в 1,4 раза мощности лазерного излучения (2 кВт) и в 3,3 раза скорости сварки (18 м/ч), вызывает уменьшение твердости металла околошовной зоны и шва до $HV0,2-480$ и $HV0,2-405-450$ соответственно. Очевидно, что дополнительные проходы при лазерной сварке оказывают смягчающее действие на металл сварного соединения.

При ограниченном повышении мощности выполнение стыкового соединения стали большей толщины без скоса кромок возможно двухсторонней лазерной сваркой с перекрытием проплавлений. При глубине проплавления 6 мм лазерная сварка легированной стали толщиной 10 мм осуществляется со скоростью 48 м/ч ($P/v_{св} = 331$ Дж/мм) с сокращением в 2–2,3 раза машинного времени и суммарного расхода электроэнергии. Шов формируется не только без занижений, но и с небольшим усилением. С обеих сторон он имеет ширину около 3,5 мм, а в средней части 1,5–2,0 мм (рис. 10, а). В узкой средней части шва наблюдается встречная направленность от основного металла кристаллитов, на расширенных приповерхностных участках появляется вертикальная составляющая их направленности.

Уменьшение погонной энергии сварки обуславливает повышение твердости шва до $HV0,2-260-380$, немного меньшее в центральной части и до $HV0,2-460-470$ в околошовной зоне, а также после первого прохода против $HV0,2-220-320$ шва при

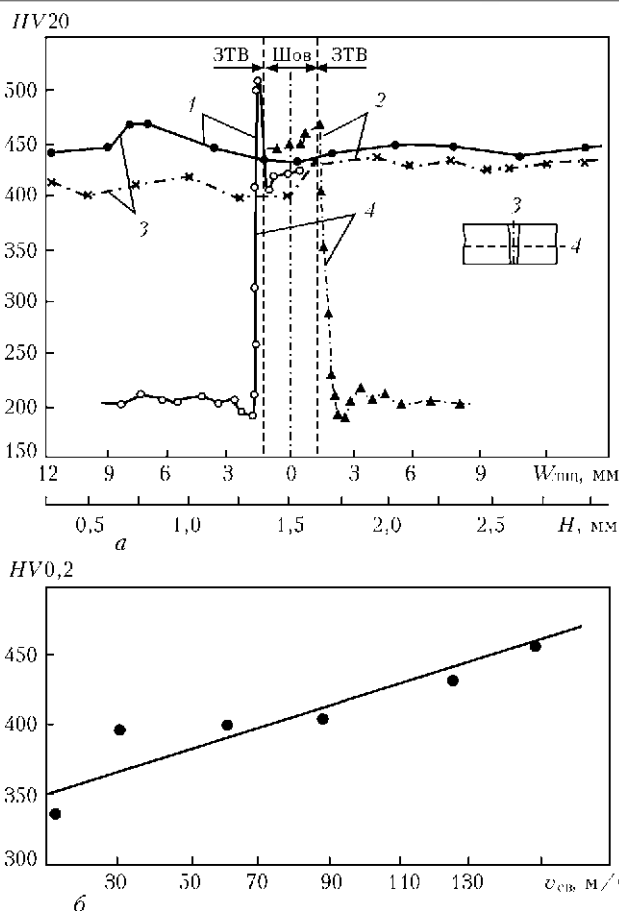


Рис. 9. Твердость соединения стали 30XГСА толщиной 3 мм, выполненного лазерной сваркой при $v_{св} = 60$ м/ч (а), и ее зависимость от скорости одно- (1) и двухпроходной (2) сварки (б)

однопроходной сварке со сквозным проплавлением. Разупрочнение до $HV0,2-205-225$ на расстоянии 0,7–1,0 мм от шва этой стали, термоупрочненной до $HV0,2-260-300$, соответствует минимальному уровню твердости на участке разупрочнения стали, термически не обработанной и сваренной при скорости 11 м/ч. После второго проплавления стыка с обратной стороны получены значения на уровне значений у поверхности и перекрытия слоев ($HV0,2-280-380$ для шва и $HV0,2-450-470$ для околошовной зоны). При этом со стороны первого прохода происходит снижение твердости до $HV0,2-220-270$ и $HV0,2-360$ (рис. 11). Распределение твердости в соединении после двухсторонней сварки такое же, как после односторонней. Понятно, что двухсторонняя лазерная сварка приемлема для выполнения соединений легированной стали повышенной толщины.

Увеличение глубины проплавления и скорости сварки возможно также для комбинации лазерного излучения и сварочной дуги неплавящегося электрода. За счет образования общей сварочной ванны и совместного воздействия на нее дуги и лазерного луча обеспечивается сквозное проплавление стали толщиной 10 мм при $v_{св} = 38-40$ м/ч (см. рис. 10, б), в то время как при воздействии этих источников

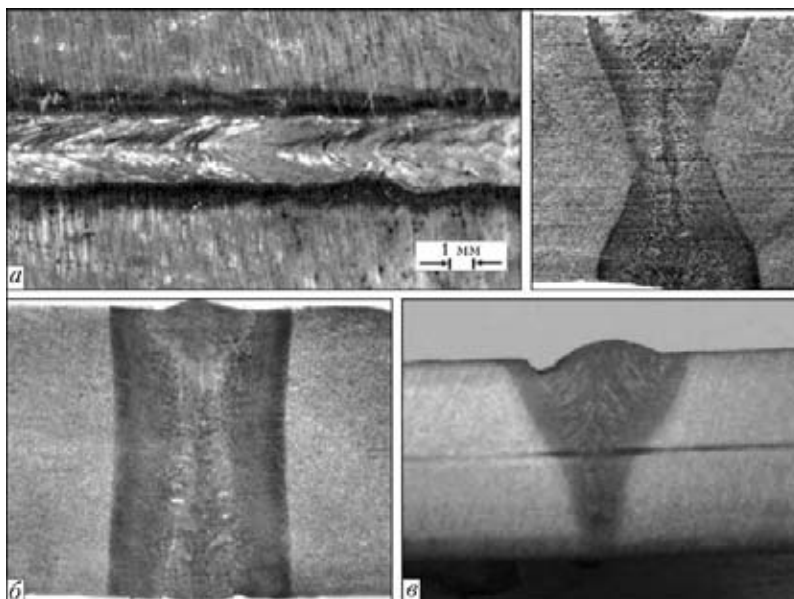


Рис. 10. Повышение эффективности двухсторонней при $v_{св} = 48$ м/ч (а), вертикальной при $v_{св} = 15,6$ м/ч (б) лазерной сварки и гибридной сварки при $v_{св} = 38-40$ м/ч (в)

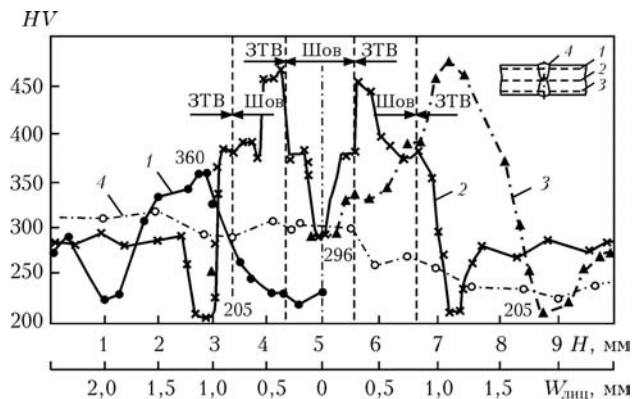


Рис. 11. Распределение твердости в соединении термоупрочненной стали 30ХГСА толщиной 10 мм, выполненном двухсторонней лазерной сваркой

энергии отдельно суммарная глубина проплавления составляет $(2,5-3,0) + (5,0-5,5) = 7,5-8,5$ мм.

Получение качественного стыкового соединения легированной стали повышенной толщины при ограниченной мощности лазерного излучения облегчается при выполнении вертикальной сварки. При перемещении лазерного луча снизу вверх высокая плотность мощности приходится непосредственно на основной металл, освобождаемый от стекаемого расплава, что способствует сквозному проплавлению. При этом последовательное затвердевание металла неглубокой сварочной ванны в условиях ослабленного лазерного воздействия облегчает естественное

формирование шва с небольшими боковыми усилениями. При $v_{св} = 15,6$ м/ч ширина шва составляет 5,0–6,0; 2,5–3,0 и 2,0–2,2 мм со стороны лазерного излучения, обратной стороны и на расстоянии 1,6–1,8 мм от лицевой поверхности (см. рис. 10). Форма соединения в целом такая же, как при односторонней сварке в нижнем положении, и для его выполнения не нужно применять сварочную проволоку.

Таким образом, применение лазерного излучения существенно повышает производительность сварки высокопрочных сталей по сравнению с дугowymi процессами. На интенсивность поверхностного нагрева швов при сварке в различных защитных газах оказывает влияние конвективный теплообмен между факелом и металлом. Отсутствие холодных трещин в сварных соединениях, выполненных лазерной сваркой, может объясняться формированием мелкодисперсной бейнитно-мартенситной структуры, уменьшением ширины шва и участков ЗТВ с закаленным металлом, снижением уровня растягивающих сварочных напряжений и небольшим размером аустенитного зерна. Снижению склонности к образованию трещин способствует также уменьшение уровня легирования металла шва за счет испарения. Для сварки сталей толщиной 10 мм и более целесообразно применять мощное (выше 4 кВт) лазерное излучение.

DESIGN OF ATOMIZING NOZZLE FOR LASER CLADDING SPECIAL POWDER

C.-H. LOU¹, H.-F. WU¹, Z.-H. LI¹, J.-H. YAO¹, Z.-J. CHEN¹, S.-R. GUO¹ and R. ZHUK²

¹Zhejiang University of Technology, Hangzhou, China

²NTUU «Kiev Polytechnic Institute», Kiev, Ukraine

In order to produce spherical alloy powders for laser cladding, a gas-atomizing nozzle with Laval outlet was designed. The airflow of outlet was simulated and measured, and pressure of centreline was measured. Nickel-base alloys were used for atomization experiments. The results show that the atomization process is very stable while airflow of outlet reaches supersonic, and atomizing efficiency has improved dramatically. The powders are almost spherical with good flowability and can be used in laser cladding.

It has been proved since 1980s that laser cladding technology can improve the surface properties of metal materials, especially used for components which must bear abrasion, impact, denudation, oxidation or corrosion [1, 2]. But powders for laser cladding are a bottle-neck problem which restricts industrial applications of laser cladding. Nowadays thermal spray powder is still used for laser cladding. For thermal spraying, alloy powder with a wide solidification temperature range is designed in case of liquid phase transition caused by small changes in spraying temperature. But for laser cladding, thermal spraying powder has poor flowability and brings porosity problem [2, 3]. Thus, research on special laser cladding powder will become important. Some researchers reported about effects of powder chemical composition and made some progress in improving the wettability of the cladding layer and reducing the tendency of cracks [3, 4]. In addition, there are special requirements on powder characteristics of good liquidity, concentrated granularity, and excellent service performance in laser cladding [5]. At present Fe-, Ni-, Co-based alloy powder are frequently used in laser cladding [6], most of them are produced by atomization. However atomization process parameters vary with material property and powder requirements [7]. And such research on preparation of powder special for laser cladding has been reported rarely. In our group, special laser cladding powder was made by using two-phase flow atomization technology. But the original nozzle brings many problems such as low efficiency, nozzle clogging, and poor powder. So, a new gas-atomizing nozzle with Laval outlet and ventilation hole was designed to solve the problems during the atomization process and achieve spherical powder with good liquidity and proper granularity.

Theoretical analysis. The atomization principle is that high-speed, high-pressure fluid medium produced by atomizing nozzle shatters melt flow into very fine droplets which will be then condensed into powder by means of convective heat transfer. According to actual

cladding experiments and related literatures [8, 9], the powder particle size used in laser cladding is generally required within -140 – $+320$ mesh. Lubanska [10] proposed the following semi-empirical formula to estimate powder particle size during atomization:

$$\frac{d_m}{D} = \beta \left[\left(1 + \frac{M}{A} \right) \frac{v_m}{v_g \omega_e} \right]^n, \quad (1)$$

where d_m is the diameter of droplet; D is the internal diameter of guiding pipe; M , A is the flow rate of melt and gas, respectively; v_m , v_g is the kinematic viscosity of melt and gas, respectively; $\omega_e = \rho_m \frac{v^2 D}{\gamma}$ is the surface tension of melt; ρ_m is the melt density; v is the velocity of gas impacting melt; γ is the surface tension; and β is the empirical constant. The formula reveals that the average droplet size is sensitive to flow rate, melt and gas flow rate ratio, diameter of guiding pipe etc. which means parameters above should be well optimized during nozzle design.

Atomizing nozzle design. According to nozzle structure, atomizing nozzle can be classified into two types, namely the free-fall and confined nozzle. Confined nozzle with the characteristic of higher atomization efficiency and complex structure is more applicable in low melting point alloy production. Free-fall atomizing nozzle with lower atomization efficiency and simple structure is more suitable to produce high melting point alloy of 50–300 mesh [11]. Alloy powder for laser cladding is always of high melting point alloy and should own characteristics of proper particle size, good sphericity, concentrated granularity. Thus, the new designed nozzle should possess the advantages of free-fall nozzle, and also improve atomization efficiency. The special nozzle for laser cladding is designed on the basis of original free-fall nozzle, as shown in Figure 1. Compared with original nozzle, the designed nozzle with Laval outlet and ventilation hole improves atomization efficiency and eliminates nozzle clogging [12].

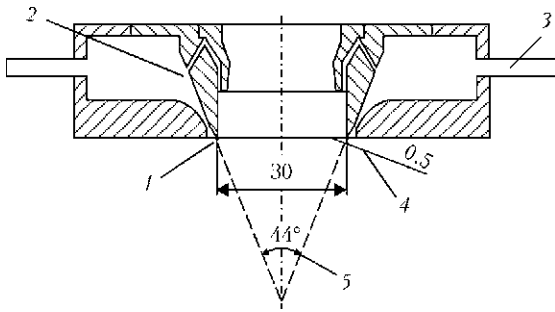


Figure 1. Scheme of designed nozzle: 1 – nozzle inner diameter; 2 – ventilation hole; 3 – gas inlet; 4 – throat wide; 5 – apex angle

Nozzle outlet simulation and design. During powder atomization process, high-pressure gas with small characteristic scale with high velocity can be regarded as ideal gas. Gas flow is assumed adiabatic, and the specific heat is supposed to be constant.

Better atomization can be achieved by increasing gas velocity. However the maximum velocity of atomizing gas from pressure reducing valve is sound velocity, namely $M_a = 1$ [13]. Thus, nozzle with Laval outlet was designed to gain supersonic airflow. According to the principle of nozzle design, nozzle with a gap of 0.5 mm was selected, and inner diameter at distal nozzle is 30 mm. So, the distance between throat and centerline is calculated to be 16 mm, which means throat area of nozzle is 50 mm^2 . Assuming Mach number at the outlet of nozzle to be 2, and taking specific heat ratio k of nitrogen as 1.4, the nozzle exist area should be 84 mm^2 calculated from isentropic area ratio formula [13]:

$$\frac{A}{A_{cr}} = \frac{1}{M_a} \left[\left(1 + \frac{k-1}{2} M_a^2 \right) \frac{2}{k+1} \right]^{\frac{k+1}{2(k-1)}}, \quad (2)$$

where A is the cross-section area; A_{cr} is the throat area; k is the specific heat ratio; and M_a is the Mach number at section A .

FLUENT was used to simulate designed and original nozzle velocity through Splart–Allmaras turbulence model [14], as shown in Figure 2, and a simplified 2D horizontal gas flow field was used to model actual gas flow. In the model, boundary condition is no-slip adiabatic wall, inlet boundary pressure is 7 MPa, and inlet gas temperature is 300 K. Estimated

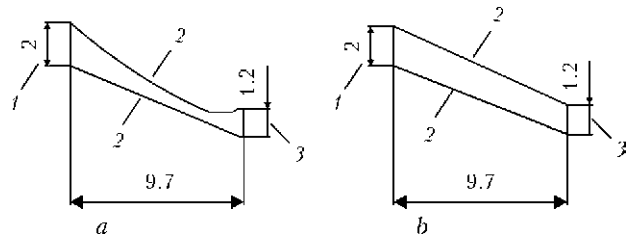


Figure 2. Computational domain and boundary condition for designed (a) and convergent (b) nozzle: 1 – pressure inlet; 2 – wall; 3 – pressure outlet

from inlet conditions [14], outlet boundary pressure of designed nozzle is set to be 1 MPa, and convergent one is 101 kPa. The gas viscosity is calculated using Sutherland formula [14].

From the simulation results shown in Figure 3 it can be seen that the outlet gas velocity of designed nozzle is 619 m/s, and the original one is 304 m/s, which reveals that the designed nozzle with Laval outlet can provide higher supersonic velocity. Outlet pressure of designed nozzle (Figure 4) is 72.3 kPa and less than the environmental pressure. While original one is 3 MPa, it is much higher than environmental pressure. Due to low pressure at Laval outlet, negative pressure and even reflux emerge, which may result in nozzle clogging. Temperature of designed nozzle outlet (Figure 5) has decreased about $100 \text{ }^\circ\text{C}$, while original one is less than $50 \text{ }^\circ\text{C}$. During atomization, the greater temperature decrease, higher melt cooling rate can be got and the more fine powder can be achieved.

From above simulations, Laval nozzle can improve the atomization efficiency, but may cause clogging problem. For the processing convenience and better atomization, atomizing angle was designed as 44° (see Figure 1).

Design of auxiliary ventilation hole. In consideration of clogging problem in simulation results and actual atomization experiments, solutions should be found to solve the problem in nozzle design. During atomization, excessive negative pressure will accelerate melt flow. But the lower velocity ratio between gas and melt, the better atomization can be gained. It is believed that the nozzle clogging is caused by turbulent flow, and excessive negative pressure results in the higher velocity ratio, finally leading to

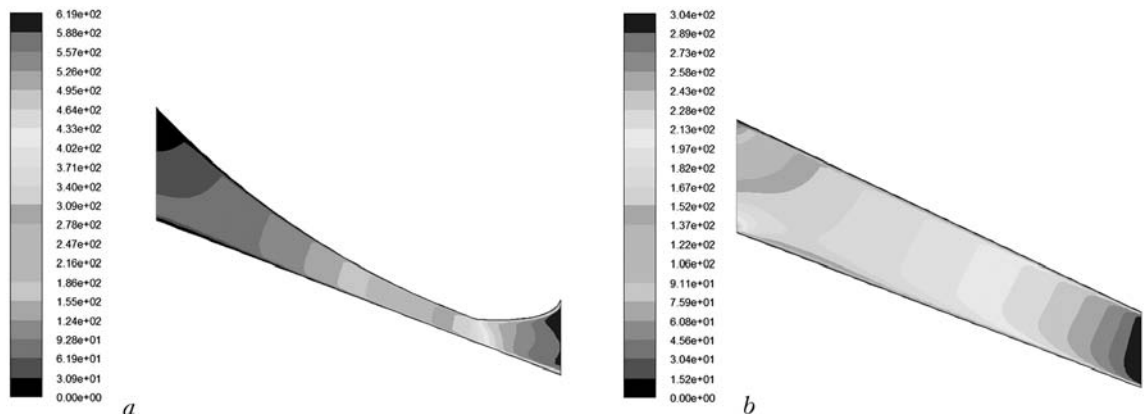


Figure 3. Simulation of outlet gas velocity for designed (a) and convergent (b) nozzle

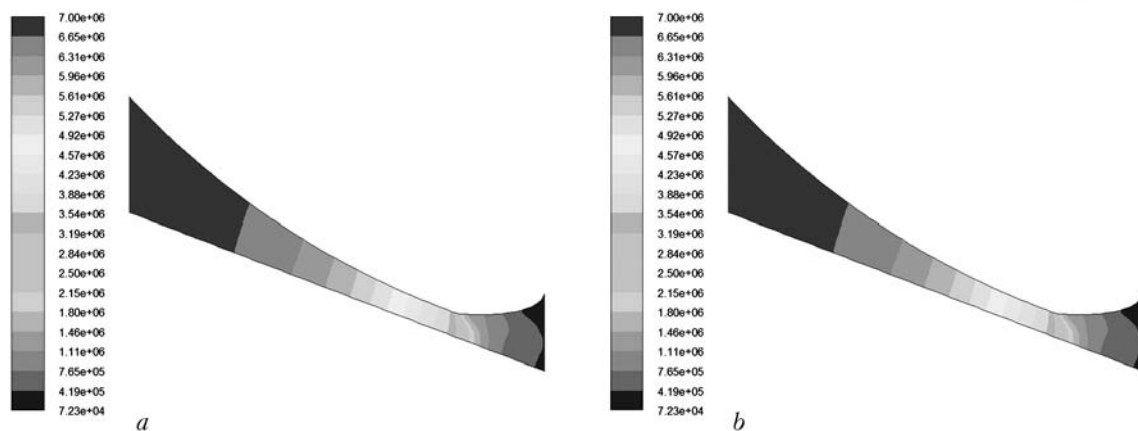


Figure 4. Simulation of outlet gas pressure for designed (a) and convergent (b) nozzle

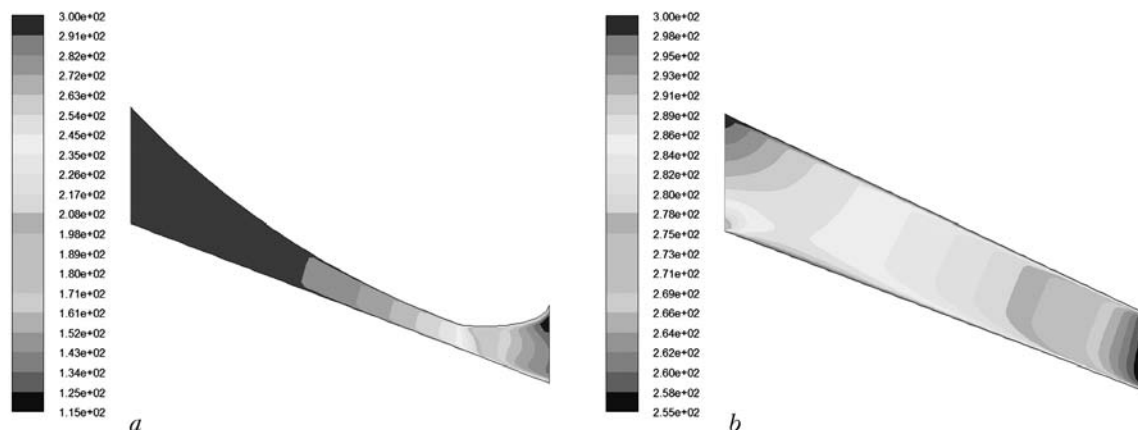


Figure 5. Simulation of outlet gas temperature for designed (a) and convergent (b) nozzle

poor atomization. However, negative pressure is formed at the designed Laval nozzle outlet. In order to solve nozzle clogging problems and reduce velocity ratio, two pairs of ventilation holes were added into the nozzle (see Figure 1). Small amount of gas flow through the holes can maintain the pressure balance and reduce turbulence to prevent melt droplet reflux and nozzle clogging.

Results and discussion. In order to verify nozzle simulation results, outlet velocity and centerline pressure were detected, and actual atomization tests were also conducted to examine nozzle atomizing performance.

Nozzle outlet velocity was measured by Pitot total pressure method. Stagnation pressure at nozzle outlet is measured with Pitot tubes, and then Mach number can be estimated from aerodynamic formula [13]

$$\frac{p^*}{p} = \left(1 + \frac{k-1}{2} M_a^2\right) \frac{k}{k-1}, \quad (3)$$

where p is the local atmospheric pressure, and p^* is the stagnation pressure at nozzle outlet.

The results show that outlet velocity of designed and original nozzle are 589 and 299 m/s, respectively, which basically tallies with the simulation results. The result show that compared with original nozzle, designed nozzle can provide much higher nozzle outlet velocity.

In order to test the function of auxiliary ventilation hole, centerline pressure distributions of nozzle with and without auxiliary ventilation hole were measured. Set air pressure was 7 MPa. A quartz glass tube connected with U-shaped water manometer

measures pressure at nozzle centerline every 10 mm from top to bottom without melt. The results obtained are shown in Figure 6.

From Figure 6 it can be found that centerline pressure of nozzle with auxiliary ventilation hole remains negative, while centerline pressure of nozzle without auxiliary ventilation hole becomes positive in the middle (consistent with [15]), which may bring reflux problem. Due to addition of auxiliary ventilation hole, positive pressure area is eliminated and negative pressure decreases steadily. Thus nozzle clogging as a result of gas reflux can be avoided.

In order to test the stability and atomization efficiency of designed nozzle, atomization experiments with original and designed nozzle were carried out 5 times each. Atomization material is the specially designed Ni-based alloys with high melting point and

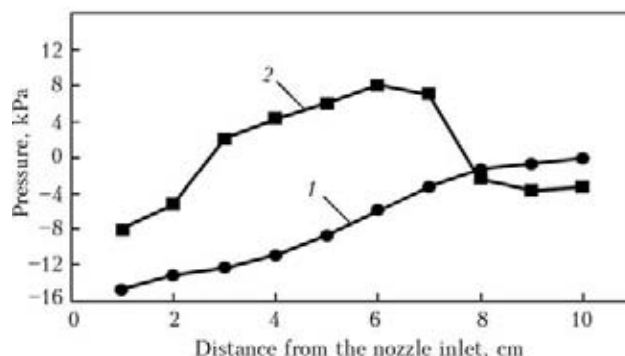


Figure 6. Pressure profiles along nozzle axis with (1) and without (2) auxiliary ventilation hole

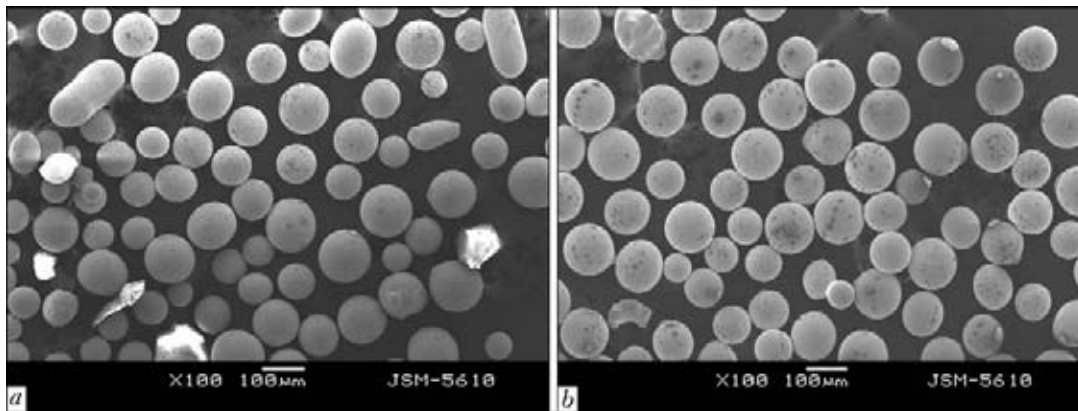


Figure 7. SEM-morphology of Ni-base powder produced by original (a) and designed (b) nozzle

Comparison results of efficiency of designed and original nozzle

	Granularity, mesh			
	-100~+140	-140~+320	-320~+500	-100~+140
	Powder mass, g			
Traditional nozzle	561.17	361.67	77.16	36.17 %
Designed nozzle	439.66	470.20	90.14	47.02 %

high hardness. Melt was superheated to 100–150 °C and then is poured into hopper preheated to 900 °C. Gas pressure was set as 7 MPa. High-speed nitrogen produced by atomizing nozzle shatters melt flow into very fine droplets which will be then condensed into powder. During the test, the blocking happened for original nozzle, while designed nozzle sprayed stably. 1 kg powder of -140~+500 mesh produced by original and designed nozzle respectively was taken in particle size analysis. Powder of -140~+320 mesh from designed nozzle is much more than that from original nozzle, and alloy powder down to 100 mesh produced by designed nozzle is nearly 30 % more than that of original (Table).

With the help of auxiliary ventilation hole, the centerline negative pressure decreases at the exit, and the melt flow rate is relatively slow, which contributes to better atomization. So, the designed nozzle with Laval outlet and auxiliary ventilation hole can obtain better atomization and higher efficiency.

Powder flowability was measured by Hall flow meter. 50 g powder of -140~+320 mesh produced by the original and designed nozzle, respectively, was extracted. Then the time required for the loss of all powder was measured 5 times each, and the mean time was calculated. The average time of traditional nozzle was 24.3 s, while it was 18.1 s for the designed nozzle.

SEM-morphology of Ni-based powder produced by original and designed nozzle is shown in Figure 7. The powder produced by original nozzle is not very regular, while the powders produced by designed nozzle are almost spherical and have good flowability, meeting the requirements of laser cladding. The reason is that atomization in improved nozzle is much more stable, and more uniform powder can be achieved by atomizing gas with higher velocity.

CONCLUSION

Simulation and experiment results and comparison with the contraction outlet show that nozzle with Laval outlet can double the flow rate. The pressure in the outlet is below atmospheric pressure, exit temperature decreases 50 °C. Thus the Laval design can improve the atomization efficiency. The function of auxiliary ventilation hole is to reduce the suction pressure and the effect of air turbulence, which contributes to fully atomization. Compared with original nozzle, nozzle with Laval outlet sprays stably and increases atomization efficiency by 30 %. And the high-temperature Ni-based alloy powder produced by the nozzle has the features such as proper particle size, good sphericity, concentrated granularity, and good flowability, meeting the requirements of laser cladding.

- Lamikiz, T.A., Martinez, S., Ukar, E. (2011) Evaluation of the mechanical properties of Inconel 718 components built by laser cladding. *Int. J. Machine Tools and Manufacture*, 51(6), 465–470.
- Majumdar, J.D., Kumar, A., Li, L. (2009) Direct laser cladding of SiC dispersed AISI 316L stainless steel. *Tribology Int.*, 42(5), 750–753.
- Tan, W., Liu, W., Jia, J. (2000) Research on laser cladding Fe–C–Si–B. *Heat Treatment of Metal*, 1, 15–18.
- Jia, J., Zhong, M., Liu, W. et al. (2000) The effect of titanium addition on generating composite coatings reinforced by laser cladding on the surface of Fe–C alloy. *Appl. Laser*, 8(4), 145–148.
- Xu, B., Liu, S. (2002) *New technologies of surface engineering*. Beijing: Defense Industry Press.
- Si, S., Yuan, X., He, Y. (2002) Microstructures and properties of laser clad Ni-based metal-ceramics layers. *Chinese J. Lasers*, 29(8), 759–762.
- Ouyang, H., Chen, X., Yu, W. et al. (2007) Progress and prospect on the gas atomization. *Powder Metallurgy Techn.*, 2(1), 53–58.
- Tang, Y., Yang, J. (2004) Study on laser cladding Ni-based alloy powder of coating. *Hot Working Techn.*, 2(2), 16–22.
- Sun, R., Guo, L. et al. (2001) Study on microstructure of laser-clad NiCrBSi–TiC coating on the surface of titanium alloy. *Chinese J. Lasers*, 28(3), 275–278.
- Peng, C. (2004) *Spray forming technology*. Hunan: Central South Un-ty, 74–75.
- Huang, P. (2004) *Powder metallurgy principle*. Beijing: Powder Metallurgy Press.
- Chen, Q., Fan, H., Su, J. et al. (2003) Investigation on the atomization characteristics of free atomizer. *Powder Metallurgy Industry*, 13(4), 10–13.
- Wang, Y. (2006) *The basis of gas dynamic*. Xi'an: Northwestern PU.
- Han, Z., Wan, G., Lan, X. (2010) *FLUENT-calculation examples and application of fluid engineering simulation*. Beijing: Beijing Institute of Technology.
- Chen, P., Liu, F. (2009) Improvement of the atomizer used for producing metal powder. *Metal Materials and Metallurgy Eng.*, 37(4), 46–49.

ВЛИЯНИЕ ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ НА СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ КРИСТАЛЛОВ

А.И. МАЖЕЙКА

Кировоградский национальный технический университет, Кировоград, Украина

Применение УФ лазеров открывает новые возможности в управлении процессом газовой эпитаксии. Экспериментально исследовано совместное влияние на процесс эпитаксии ксеноновой лампы, а также ксеноновой лампы в комбинации с непрерывным и импульсным УФ лазером. Полученные результаты обсуждаются с точки зрения оптимального управления свойствами образующихся структур.

Новые возможности в управлении процессом газовой эпитаксии открылись благодаря применению импульсных УФ лазеров. К отличительным особенностям их воздействия на кристаллы можно отнести высокое качество поверхности; увеличение постоянной решетки, характеризующее уменьшение числа вакансий; различную концентрацию дефектов в области лазерного пятна и вне его при одновременном облучении ксеноновой лампой всего образца; различную степень легирования при действии лазера и без него. Установлено, что в области действия лазера [1] ускоряется рост и образование непланарных структур (бугорков). При интерпретации результатов рассматривался механизм возникновения акустических волн за счет термооптического эффекта. В области поглощения света благодаря изменению плотности возникает импульс давления. Для УФ лазера с длительностью импульса 10^{-8} с и интенсивностью 10^4-10^5 Вт·см $^{-2}$ давление по порядку типичных значений для исследуемых веществ составляет 10^7 дин·см $^{-2}$ [2]. Появляющееся уплотнение среды приводит к уменьшению общего числа вакансий, а также различных дефектов структуры и обуславливает увеличение параметра решетки. Увеличение же скорости роста пленки, по-видимому, связано с уменьшением энергетического барьера роста на величину $P\Omega$ (P — амплитуда акустической волны; Ω — активационный объем) при возникновении акустической волны.

В реальных условиях приходится иметь дело с целой совокупностью механизмов, запускаемых электромагнитным излучением с различными пространственными, временными и спектральными характеристиками. Поэтому в ряде случаев оказалось целесообразным проводить подбор комбинированных режимов для оптимального управления свойствами образующихся структур. В работе [1] было экспериментально исследовано совместное влияние на процесс эпитаксии PbTe и $Pb_{1-x}Sn_xTe$ УФ излучения непрерывного He-Cd лазера ($\lambda = 0,43$ мкм, мощность 20 мВт), импульсного азотного лазера ($\lambda = 0,337$ мкм, длительность импульса 10^{-8} с, мощ-

ность в импульсе 10^4-10^5 Вт·см $^{-2}$) и ксеноновой лампы.

При облучении наблюдалось повышение скорости роста эпитаксиальных слоев PbTe: 2,5 мкм·мин $^{-1}$ при действии только ксеноновой лампы, 3,5 мкм·мин $^{-1}$ при совместном действии лампы и непрерывного лазера и 4,8 мкм·мин $^{-1}$ при совместном действии лампы и импульсного азотного лазера. В местах, подвергшихся лазерному воздействию, наблюдались бугорки, соответствующие по площади размерам пятна. Их толщина и структура зависели от условий облучения. При совместном действии лампы и непрерывного лазера высота бугорка над поверхностью пленки составляла 30 мкм. Толщина пленки, выросшей под лампой и импульсным лазером (с зеркально гладкой поверхностью), а также только под лампой была равна 60 мкм.

Поперечный размер деталей рельефа непланарных пленочных материалов определяется возможностями лазерной фокусировки, а высота — временем воздействия лазерного облучения. Выращивание тех или иных структур носило воспроизводимый характер, что указывает на возможность приготовления непланарных образований сложной формы, получения заданного рельефа, а также использования непланарных структур для различных форм записи информации.

Степень совершенства эпитаксиальных слоев, выросших в условиях облучения, оценивалась по плотностям ямок травления. Полученные результаты приведены в таблице.

Как видно из таблицы, пленки, выращенные под воздействием лампы и импульсного лазера, имели минимальную плотность дислокаций. Исследования пороговой температуры эпитаксии PbTe показали, что температура роста монокристаллических слоев теллурида свинца на подложках BaF_2 (111) в условиях воздействия лампы и импульсного лазера снижается от 800 до 300 °С практически без изменения высокой скорости роста (4,5–4,8 мкм·мин $^{-1}$), а пороговая температура начала роста монокристалла составляет 380 °С. В случае действия лампы и непрерывного УФ лазера пороговая температура составляет 450 °С, а при действии только ксеноновой

Плотность дислокаций в эпитаксиальных пленках, выросших под воздействием облучения

Эпитаксиальная пленка	Ксеноновая лампа	Ксеноновая лампа и непрерывный УФ лазер	Ксеноновая лампа и импульсный УФ лазер
PbTe-Ba (111)	$5 \cdot 10^4$	$2 \cdot 10^4$	$8 \cdot 10^3$
PbTe-PbTe (100)	$3 \cdot 10^4$	$1 \cdot 10^4$	$5 \cdot 10^3$

лампы она равна 550 °С. Под действием импульсного лазера наблюдалось также увеличение постоянной решетки, что, по-видимому, связано с уменьшением числа вакансий. Для областей, подвергавшихся и не подвергавшихся воздействию лазера, были установлены различия в концентрации дефектов, степени совершенства кристалла, степени легирования (что приводит, в частности, к образованию p - n -переходов), а также в распределении плотности заряда.

Избирательный характер лазерного воздействия проявляется и при образовании оксидных пленок на поверхности металлов. Эта проблема привлекла внимание в связи с попытками повысить поглощательную способность металлов, которая, как известно, падает с увеличением длины волны. Так, для CO₂-лазера с $\lambda = 10,6$ мкм поглощательная способность составляет лишь несколько процентов, но при наличии оксидных пленок она может возрастать до 50–90 %.

В работах [1, 2] было показано, что окисление металлов в воздухе под лазерным воздействием протекает намного быстрее, чем при простом нагреве. Была установлена двоякая природа этого эффекта. Во-первых, это фотопроцессы, характерные для лазерного окисления полупроводников или металлов, оксиды которых обладают полупроводниковыми свойствами. Нижняя граница такого воздействия зависит или от ширины запрещенной зоны оксида, или от энергии связи примесных уровней. Во-вторых, это термохимические процессы, обусловленные высокими скоростями изменения температуры и высокими градиентами в поверхностном слое. Значительное влияние на перенос реагентов в твердой фазе и кинетику окислительной реакции оказывают электрические поля, а также диффузия по границам зерен и микротрещин и генерация вакансий. Верхняя граница таких избирательных воздействий обусловлена нелинейностями и возникновением неустойчивостей.

Определенный диапазон временных характеристик излучения существует для процессов лазерного отжига. В микроэлектронике основным методом введения примесных атомов служит ионная имплантация, осуществляемая с помощью ионов высокой энергии (около 200 кэВ). При этом решетка кремния повреждается и частично аморфизуется [2]. Лазерный отжиг осуществляется с помощью коротких импульсов длительностью около 10^{-7} с или сканированием пучка непрерывного лазера. По окончании импульса образец быстро охлаждается и затвердевает, причем пространственное распределение ионов не успевает измениться за счет диффузии. Механизм отжига трактуется неоднозначно: рассматривается процесс нагрева с последующей рекристаллизацией и нетепловой процесс образования плотной плазмы свободных носителей, при этом температура электронов плазмы намного выше температуры решетки [3].

Селективные лазерные воздействия широко используются в микроэлектронике, в частности, для химического осаждения из газовой фазы слоев полупроводников, металлов, диэлектриков [2, 3]. Оказывается возможным получение покрытий сложной конфигурации и микронных размеров. В процессах осаждения применяется лазерный нагрев подложки и получение свободных атомов при лазерном воздействии на газовую фазу. Из конкретных технологий необходимо отметить получение кремниевых пленок, нанесение пленок SiO₂ [3] и металлизацию. В работе [3] для фотодиссоциации соединений SiH₄ и SiCl₄ применялись эксимерные лазеры ArF ($\lambda = 194$ нм) и KrF ($\lambda = 248$ нм). При осаждении металлических пленок фотодиссоциации подвергались металлоорганические молекулы.

Локальный нагрев подложки в процессе лазерного химического осаждения пленок приводит к пиролизу соединений, содержащихся в газовой фазе. Над подложкой при этом создают проток газообразных химических соединений, которые не реагируют с ней при комнатной температуре, а при нагревании разлагаются на компоненты, осаждающиеся на подложку. В результате пленки осаждаются в локальной области, например, в форме полосок или нитей с характерными размерами, определяемыми фокусировкой лазерного луча.

1. Мамедов Т.С., Мирзоев Ф.Х., Рзаев С.Г. и др. // Квант. электроника. — 1993. — № 20. — С. 714.
2. Wautelet M. // J. Appl. Phys. A. — 1990. — № 50. — P. 131.
3. Blum S.E., Brown K.H., Srinivasan R. // J. Appl. Phys. — 1983. — № 43. — P. 1026.

ОЦЕНКА НАПРЯЖЕНИЙ В ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ НИКЕЛИДА ТИТАНА ПРИ КОМБИНИРОВАННОЙ ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКЕ

А.И. МАЖЕЙКА

Кировоградский национальный технический университет, Кировоград, Украина

Показана перспективность использования комбинированного процесса лазерного сверхскоростного локального нагрева с расплавлением порошкового материала и механического пластического деформирования для обработки сплавов на основе никелида титана с эффектом памяти формы, применяемых в медицине благодаря близости их упруго-механических характеристик и упругих свойств биотканей. Представлены результаты рентгеноструктурных исследований неравновесных структурных и упругонапряженных состояний, сформировавшихся в приповерхностных слоях никелида титана в результате комбинированной лазерной обработки.

В настоящее время в мире активно разрабатываются методы модификации поверхности металлических материалов с использованием концентрированных потоков энергии, которые позволяют формировать поверхностные слои с новыми физическими свойствами и сохранением при этом исходных свойств материала в его внутреннем объеме [1]. Кристаллические и аморфные фазовые состояния внутри этих слоев, как правило, являются метастабильными, поскольку формируются в сильнонеравновесных условиях высоких температур, давлений и сверхвысоких скоростей нагрева и охлаждения [2]. Накопленные экспериментальные данные показывают, что именно эти синтезированные неравновесные состояния в приповерхностных областях обеспечивают появление новых нетипичных свойств материала, что можно эффективно использовать на практике. Однако данные о синтезированных структурно-фазовых состояниях, их взаимосвязи с изменением поверхностных свойств материалов крайне ограничены, а механизмы их формирования до сих пор слабо изучены.

Известно, что энергетические воздействия на поверхность материалов являются причиной возникновения значительных по величине полей внутренних напряжений, локализованных в приповерхностных объемах [2]. Кроме данных об изменении механических свойств в зонах локализации этих полей (упрочнения, повышения хрупкости, твердости) имеются данные об их отрицательном влиянии на химические свойства материалов, например, на коррозионную стойкость.

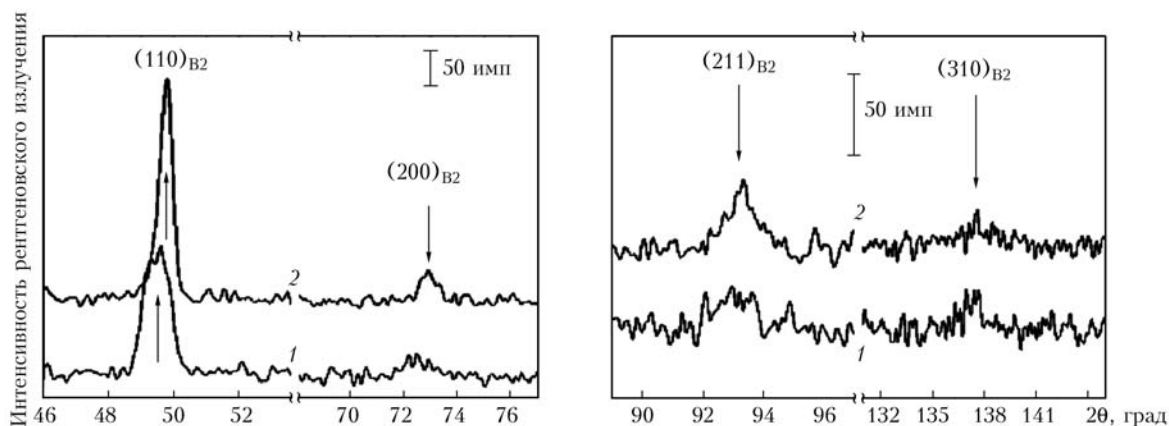
Сплавы на основе никелида титана с эффектом памяти формы успешно завоевывают право на применение в медицине благодаря близости их упруго-механических характеристик и упругих свойств биотканей. Проведенные ранее исследования [1] продемонстрировали перспективность использования для этих целей комбинированной ла-

зерной обработки. Было установлено, что в результате ее воздействия формируются неравновесные структурно-фазовые состояния, локализованные в приповерхностных зонах, с градиентами структурных параметров. Изменения тонкой атомно-кристаллической структуры в синтезированных слоях возможно исследовать только неразрушающими рентгеноструктурными методами.

В работе представлены результаты рентгеноструктурных исследований неравновесных структурных и упругонапряженных состояний, созданных в приповерхностных слоях никелида титана комбинированным процессом лазерного сверхскоростного локального нагрева с расплавлением порошкового материала и механического пластического деформирования. Такая комбинированная лазерная обработка (КЛО) позволяет в значительной мере решить проблемы, характерные как для чисто лазерной обработки, так и для поверхностного пластического деформирования. Другими словами, применять ее для формирования упрочненных слоев со структурами, обладающими всеми достоинствами структур лазерной закалки и имеющими характеристики, благоприятные с точки зрения усталостной прочности и износостойкости, а также анализа характера распределения микродеформации решетки В2-фазы, вызванной такими воздействиями.

Образцы сплава TiNi имели двухфазную структуру, состоящую из основной фазы со строением В2 (объемноцентрированная кубическая решетка, упорядоченная по типу CsCl; температура начала прямого мартенситного превращения $B2 \rightarrow \rightarrow B19'$ $M_n \approx 283$ К; параметр решетки $\alpha_{B2} \approx 0,30125 \pm 0,00005$ нм, соответствующей составу $Ti_{49,5}Ni_{50,5}$) и небольшого количества (< 5 об. %) интерметаллической фазы Ti_2Ni .

Исследования структурно-фазовых состояний, созданных в приповерхностных областях образцов TiNi в результате КЛО, проводили методом рентгеноструктурного анализа (РСА) на дифрактометре ДРОН-7 с использованием симметричной и асимметричной (с изменением угла скольжения α) схем



Фрагменты дифрактограмм сплава $Ti_{49,5}Ni_{50,5}$ с поверхностным слоем, модифицированным КЛО, полученные при использовании асимметричных схем отражения с углами скольжения $\alpha = 0,15^\circ$ (1) и 2° (2) (излучение $Co-K_\alpha$)

отражения и длины волн рентгеновского излучения $Co-K_\alpha$ и $Cu-K_\alpha$. Выбором угла α в асимметричных рентгеновских съемках обеспечивали одинаковую эффективную толщину отражающего слоя h при всех углах брэгговских отражений по методике, описанной в [2].

Величину микродеформации ϵ_Ψ^I решетки фазы B2 в приповерхностных областях (обусловленную напряжениями первого рода вдоль направления, зависящего от угла Ψ) определяли по изменению параметра решетки этой фазы в облученных образцах:

$$\epsilon_\Psi^I = \frac{a_\Psi - a_0}{a_0},$$

где a и a_Ψ параметры решетки фазы B2 соответственно в исходном и обработанном образце.

При использовании асимметричной схемы отражения угол α уменьшали до $0,1^\circ$ (без вращения образца), т. е. меньше, чем углы полного отражения рентгеновских лучей выбранных длин волн, теоретически рассчитанных для никелида титана (для обоих видов излучения $0,3^\circ < \alpha_{TiNi} < 0,4^\circ$). Однако даже при таком малом угле скольжения удавалось наблюдать четкую дифракционную картину с наличием 4–5 дифракционных B2-рефлексов с полуширинами около 1° , подобных приведенным на рисунке. Очевидно, что наблюдение дифракционной картины под углами, меньшими расчетного угла предельного отражения для данного материала, обусловлено наличием ненулевой шероховатости поверхности экспериментальных образцов. Для уменьшения инструментального уширения рентгеновских профилей использовали узкие (0,05 мм) выходные щели, а также уменьшали площадь поверхности образца, освещаемой рентгеновским пучком. Все это позволило оценить величину микродеформаций в поверхностном слое толщиной до 50 нм.

Ранее [1] было установлено, что на обработанной стороне образцов TiNi всегда образуется поверхностный слой, который отличается по своим структурным параметрам от исходного. Этот слой характеризуется однофазным структурным состоянием со структурой B2, имеющей меньший параметр решетки, чем до облучения, и острой текстурой, что проявляется на дифрактограммах как интенсивные сверхструктурные $(100)_{B2}$ и структур-

ные $(200)_{B2}$ рефлексы, которые полностью исчезают при изменении угловой ориентации образца относительно первичного рентгеновского пучка. Было показано, что этот слой имеет столбчатую структуру, состоящую из монокристаллов с размерами областей когерентного рассеяния по нормали к поверхности образца более 150 нм, которые значительно превосходят линейные размеры основания отдельного кристаллита. Оценка упругонапряженного состояния синтезированной столбчатой B2 структуры показала наличие в ней значительной микродеформации решетки $\epsilon^I \approx \pm 1\%$, обусловленной напряжениями первого рода, и сравнительно меньшей микродеформации решетки $\epsilon^{II} \approx 0,25\%$, обусловленной напряжениями второго рода. Напряжения первого рода, вероятно, возникают при изменении внешних условий, сопровождающих лазерное воздействие (распространение температурного фронта и упругой волны, скорость охлаждения, длительность и количество импульсов и др.), и уравниваются во всем объеме образца. Появление напряжений второго рода связано с микроискажениями в структуре, сформировавшейся после облучения.

Очевидно, упругонапряженный наружный слой является концентратором напряжений для нижележащих (промежуточных между наружным слоем с синтезированной структурой и внутренним объемом материала, оставшимся без изменения) слоев никелида титана и должен оказывать влияние на структурные состояния фазы B2 в этих слоях. Действительно, анализ картин рентгеновской дифракции от образцов после КЛО показал, что в слоях, лежащих под наружным перекристаллизованным слоем, параметр решетки фазы B2 закономерно изменяется в зависимости как от толщины анализируемого слоя, так и от взаимной ориентации первичного пучка и плоскости поверхности образца, т. е. от направления измерения.

При построении зависимостей параметра α_{B2} от функции $\sin^2 \Psi$, которые получают при использовании метода асимметричных съемок, было выявлено, что после облучения в образцах TiNi наблюдается линейное возрастание α_{B2} по мере роста $\sin^2 \Psi$. Углы наклона прямых $\alpha_{B2}(\sin^2 \Psi)$ зависят от толщины эффективно отражающего слоя, однако всегда положительны, так что $\alpha_{B2}(\Psi = 0) < (\alpha_{B2})_0 <$

$< \alpha_{B2}(\Psi = 90^\circ)$. Показано, что причиной такого поведения α_{B2} являются поля упругих напряжений, локализованные в приповерхностных слоях материала, находившихся в зоне воздействия КЛО. По наклону прямых $\alpha_{B2}(\sin^2 \Psi)$ определена ориентационная зависимость и тип (сжатие/растяжение) упругонапряженного состояния, которое формируется в исследуемой фазе. Показано также, что после КЛО в приповерхностном слое толщиной до 15 мкм вдоль нормали к плоскости поверхности индуцированы напряжения сжатия, а в касательных направлениях к ней — напряжения растяжения. При этом значения α_{B2} , измеренные под углом $\Psi = 45^\circ$, находятся на уровне значений в исходном образце, т. е. среднее значение параметра решетки фазы В2 в упругонапряженном слое осталось прежним, а, следовательно, и соотношение между концентрациями титана и никеля в этом слое не изменилось.

Оценка величины микродеформации ε_Ψ решетки фазы В2 (микронапряжений первого рода), проведенная сразу после КЛО, показала, что во внешнем слое толщиной до 1–3 мкм она достигает наибольших значений и уменьшается с увеличением толщины отражающего слоя. Небольшое расхождение значений $\varepsilon_\Psi = 0$ в диапазоне толщин 1–4 мкм, полученное через отмеченный временной интервал, по-видимому, обусловлено вкладом релаксирующего слоя в дифракционную картину.

Как отмечалось, сплав, из которого были сделаны образцы, испытывает мартенситное превращение $B2 \leftrightarrow B19'$, температуры которого приближаются к комнатной. Это означает, во-первых, что при возникновении внутренних полей упругих напряжений в образцах может появиться мартенситная фаза В19' в результате деформационного превращения $B2 \rightarrow B19'$, и, во-вторых, что фазу В19' можно наблюдать на рентгенограммах, снятых не в температурных камерах, а при комнатной температуре.

Действительно, на дифрактограммах, полученных методом асимметричных съемок, в диапазоне углов $38^\circ < 2\theta < 44^\circ$ (для излучения $Cu-K_\alpha$) наблюдаются достаточно четкие рефлексы от мартенситной фазы В19' [2], интенсивность которых изменяется в зависимости от угла скольжения α . Поскольку отмеченному угловому диапазону съемок соответствует толщина отражающего слоя 6–7 мкм (для излучений $Co-K_\alpha$ и $Cu-K_\alpha$ соответственно), это означает, что мартенситная фаза В19' появляется в слое, лежащем ниже наружного (со столбчатой структурой). Отношение суммарных интенсивностей выявленных рефлексов В19' и рефлекса $(110)_{B2}$, характеризующего соотношение объемных долей мартенситной и высокотемпературной фаз $v_{B19'}/v_{B2}$ внутри всего слоя, участвующего в отражении рентгеновских лучей, зависит от толщины отражающего слоя. Из этой зависимости следует, что объемная доля мартенситной фазы, которая вблизи поверхности минимальна, изменяется в приповерхностном объеме по кривой с максимумом, приходящимся на глубину 4–6 мкм от облученной поверхности, с тенденцией уменьшения в более глубоких слоях.

Из сопоставления зависимостей следует, что наблюдается корреляция в изменении микродеформации решетки ε_Ψ (обусловленной напряжениями первого рода) в фазе В2 и количества мартенситной фазы В19' при увеличении толщины анализируемого слоя. Так, на глубине 3–6 мкм от поверхности обе компоненты ε_Ψ значительно снижаются по абсолютной величине, в то время как отношение $I_{B19'}/I_{(110)_{B2}} \sim v_{B19'}/v_{B2}$ остается максимальным, т. е. ведет себя подобно модулю производной функции $v_{B19'}/v_{B2} \sim \varepsilon_\Psi^I(h)$. Иными словами, значительное снижение деформации решетки фазы В2 наблюдается, когда в слое происходит частичное деформационное мартенситное превращение $B2 \rightarrow B19'$, которое, очевидно, является причиной частичного снятия внутренних напряжений в основной фазе В2 внутри модифицированного слоя. Толщина слоя, в котором релаксационные процессы происходят по механизму, обусловленным мартенситными превращениями $B2 \rightarrow B19'$, по рентгеновским данным составляет 10–15 мкм. Следует отметить, что, несмотря на существенное снижение интенсивности всех дифракционных рефлексов при переходе к скользящим съемкам, на соответствующих дифракционных картинах от образцов TiNi после электронно-пучковых воздействий рефлексов В19' не наблюдалось. Это означает, что в наружном слое со столбчатой структурой В2 деформационное мартенситное превращение $B2 \rightarrow B19'$ не протекает.

Таким образом, установлено, что после КЛО образцов TiNi на их облученной стороне образуется перекристаллизованный поверхностный слой с острой текстурой, который находится в упругонапряженном состоянии и характеризуется микродеформацией решетки фазы В2, обусловленной напряжениями первого и второго рода ($\varepsilon^I \approx \pm 1\%$, $\varepsilon^{II} = 0,25\%$). Значительная по величине компонента микродеформации ε^I показывает, что синтезированный слой со столбчатой структурой является концентратором внутренних напряжений для никельсодержащих слоев материала.

Выявлено, что в упругонапряженном (промежуточном) слое, расположенном под наружным перекристаллизованным слоем, развивается процесс релаксации внутренних напряжений, индуцированных облучением. Установлено, что основным механизмом такой релаксации является частичное деформационное мартенситное превращение $B2 \rightarrow B19'$. Наличие мартенситной фазы В19' внутри промежуточного слоя приводит к снижению микродеформации решетки в соседней фазе В2, которое будет тем значительнее, чем больше будет объемная доля мартенситной фазы в слое. Толщина слоя, в котором развиваются релаксационные процессы по механизму деформационного мартенситного превращения $B2 \rightarrow B19'$, составляет 10–15 мкм.

1. Mazheika A.I. Application of combined laser treatment for hardening of critical parts // Abstr. of 4th Int. Conf. on Laser Technologies in Welding and Materials Processing (26–29 May, 2009). Kiev: PW1, 2009. — P. 24–25.
2. Мажейка А.И., Семенов А.П., Ковш И.Б. и др. Методы и средства упрочнения поверхностей деталей концентрированными потоками энергии. — М.: Наука, 1992. — 407 с.

СНИЖЕНИЕ ИЗНОСА ЦИЛИНДРОВ ДВИГАТЕЛЕЙ ВНУТРЕННЕГО СГОРАНИЯ ПОСЛЕ ЛАЗЕРНОЙ ТЕРМООБРАБОТКИ

В.С. МАЙОРОВ, Д.В. МАЙОРОВ

Институт проблем лазерных и информационных технологий РАН, Шатура, Россия

Интенсивность изнашивания основных деталей и узлов автомобиля, к которым относятся и детали цилиндро-поршневой группы, уменьшается с повышением твердости поверхностного слоя, которая при этом не всегда является определяющим фактором сопротивления износу. Как известно, эффективно использовать материалы с мягкой матрицей и включениями твердых частиц, способные работать в условиях трения как подшипники скольжения согласно правилу Шарпи, которое в данной работе предлагается использовать для прогнозирования макронеоднородности в распределении твердости на поверхности детали, упрочненной лазером.

Ресурс автомобиля и его пробег до капитального ремонта ограничивается сроком службы и износостойкостью ряда основных деталей и узлов, в частности, деталей цилиндро-поршневой группы. Увеличение износостойкости цилиндров является одной из основных задач в повышении долговечности как серийных бензиновых двигателей, так и перспективных дизельных двигателей. Лазерная обработка открывает новые возможности в этом направлении.

Выбор геометрии лазерной обработки гильз цилиндров. Поиску зависимостей между износостойкостью и физико-механическими свойствами материалов посвящено много исследований. Однако устойчивой корреляции при этом не обнаружено, хотя в отдельных случаях коэффициенты корреляции достигали больших значений. По данным работы [1] интенсивность изнашивания уменьшается с увеличением твердости поверхностного слоя. Однако, как показано в работах [2, 3], твердость не всегда является определяющим фактором сопротивления износу.

В работе [4] в качестве критерия оценки сравнительной износостойкости предлагается использовать статистический параметр

$$\beta = 3 + 6\nu^2, \quad (1)$$

где параметр $\nu = S_H/H^{cp}$ используется как отношение среднеквадратичного отклонения микротвердости S_H к ее среднему значению H^{cp} .

Между β и износостойкостью ферритно-перлитных чугунов существует связь, являющаяся математическим выражением правила Шарпи:

$$W = A \left(\frac{B}{\beta} - 1 \right), \quad (2)$$

где A и B — эмпирические коэффициенты, учитывающие характер нагружения и условия работы трущихся пар; W — характерный износ при опре-

деленном времени испытаний (эквивалентному конкретному пробегу автомобиля). Из (1) и (2) видно, что износ уменьшается при росте ν .

Приведенные рассуждения справедливы, если микроструктура рассматривается как мелкие вкрапления твердой фазы в мягкой матрице, причем включения должны быть изолированы и равномерно распределены в матрице, т. е. металлическая структура должна обладать полной инверсией фаз [5]. С помощью лазера также можно получить твердые закаленные зоны на значительно более мягкой основе, однако в этом случае мы будем иметь уже не микро, а макронеоднородности в распределении твердости на поверхности детали. Характерные размеры таких зон могут изменяться от нескольких миллиметров до нескольких сантиметров. Специальные исследования справедливости принципа Шарпи для таких макросистем не проводились. Тем не менее, предположим, что общие закономерности сохраняются и формулы (1) и (2) остаются справедливыми.

Рассмотрим поверхность, частично закаленную лазером. Ее микротвердость в произвольной точке является случайной величиной H с некоторой плотностью распределения вероятности $\varphi\{H\}$. Пусть площадь закаленных лазером участков, отнесенная к общей площади поверхности, равна ξ , а измерение микротвердости именно в закаленной зоне есть случайное событие Z . Очевидно, что вероятность этого случайного события составляет $\psi\{Z\} = \xi$; вероятность же попадания на незакаленную область будет $\psi\{\bar{Z}\} = 1 - \xi$. Предположим, нам известны $\varphi\{H/Z\}$ и $\varphi\{H/\bar{Z}\}$ — плотности распределения случайной величины H при условии, что измерения выполнены в закаленной и незакаленной зоне соответственно. Тогда возможно определить и $\varphi\{H\}$:

$$\begin{aligned} \varphi\{H\} &= \varphi\{[(H/Z) \cap Z] \cup [(H/\bar{Z}) \cap \bar{Z}]\} = \\ &= \varphi\{(H/Z) \cap Z\} + \varphi\{(H/\bar{Z}) \cap \bar{Z}\} = \\ &= \psi\{Z\}\varphi\{H/Z\} + \psi\{\bar{Z}\}\varphi\{H/\bar{Z}\} = \\ &= \xi\varphi\{H/Z\} + (1 - \xi)\varphi\{H/\bar{Z}\} \end{aligned} \quad (3)$$

(использованные обозначения приведены в главе 18 работы [6]).

Средняя микротвердость (среднее арифметическое большого числа измерений) должна быть близка к математическому ожиданию M случайной величины H :

$$\begin{aligned} H^{cp} &\approx M\{H\} = \int_{-\infty}^{\infty} H\varphi\{H\}dH = \\ &= \xi \int_{-\infty}^{\infty} H\varphi\{H/3\}dH + (1 - \xi) \int_{-\infty}^{\infty} H\varphi\{H/\bar{3}\}dH = \quad (4) \\ &= \xi M\{H/3\} + (1 - \xi)M\{H/\bar{3}\} \approx \xi H_3^{cp} + (1 - \xi)H_M^{cp}. \end{aligned}$$

Таким образом, средняя микротвердость всей поверхности определяется значениями средних микротвердостей закаленной и незакаленной зон и отношением их площадей.

Дисперсия случайной величины H представима в виде [6]

$$M\{H - M(H)\}^2 = M\{H^2\} - M^2\{H\} \quad (5)$$

или, что то же, как

$$\begin{aligned} S^2 &= M\{H - M(H)\}^2 = \\ &= \int_{-\infty}^{\infty} H^2\varphi\{H\}dH - M^2\{H\} = \\ &= \xi \int_{-\infty}^{\infty} H^2\varphi\{H/3\}dH + (1 - \xi) \times \\ &\times \int_{-\infty}^{\infty} H^2\varphi\{H/\bar{3}\}dH - M^2\{H\}. \quad (6) \end{aligned}$$

В простейшем случае можно считать твердости в закаленных лазером зонах и в незакаленной матрице постоянными и равными H_3 и H_M соответственно, т. е. положить $\varphi\{H/3\} = \delta\{H_3\}$ и $\varphi\{H/\bar{3}\} = \delta\{H_M\}$. Этого, наверное, и достаточно для оценок в рамках данной модели, т. к. H_3 и H_M различаются значительно, а их дисперсии невелики. Тогда из (4) и (6) следует, что средняя микротвердость и ее среднеквадратичное отклонение описываются формулами

$$\begin{aligned} H_{cp} &= \xi H_3 + (1 - \xi)H_M, \\ S_H &= (H_3 - H_M)\sqrt{\xi(1 - \xi)}. \quad (7) \end{aligned}$$

Отсюда получаем простую оценочную формулу для параметра β , определяющего величину износа по правилу Шарпи (2):

$$\beta = 3 + 6 \frac{(H_3 - H_M)^2 \xi(1 - \xi)}{[\xi H_3 + (1 - \xi)H_M]^2}. \quad (8)$$

Из экспериментов известно, что у перлитного серого чугуна с исходной микротвердостью $H_M \approx 200$ кгс/мм² участки с лазерной закалкой имеют $H_3 \approx 800$ кгс/мм². В этом случае по формуле (8)

параметр β максимален (и соответственно износ должен быть минимален), если $\xi \sim 0,20-0,25$. Следовательно, площадь закаленных лазером зон в гильзе цилиндров из этого чугуна должна составлять 20–25 % полной площади поверхности трения.

Остается выбрать размеры, геометрию и расположение закаленных лазером дорожек на зеркале цилиндра. Технически наиболее просто вести лазерную обработку либо по окружностям, либо серийной полос вдоль цилиндра. Однако в процессе работы двигателя будет наблюдаться неравномерный износ цилиндра в первом случае и поршневых колец с поршнем во втором. Поэтому оптимальным оказывается нанесение серии спиральных дорожек, когда износ деталей цилиндра-поршневой группы равномерен. Известно, что основной износ у цилиндров двигателей наблюдается в области компрессии. Для повышения производительности процесса лазерное упрочнение следует выполнять только в этой, наиболее подверженной износу области. Глубину зон лазерной закалки нужно выбирать из условий допустимого износа детали в процессе эксплуатации и дальнейшей возможности перешлифовки их под ремонтные размеры.

Износостойкость гильз двигателя внутреннего сгорания после лазерной обработки. Чугунные гильзы цилиндров ДВС имеют не слишком высокий моторесурс, и уже давно ведутся разнообразные исследования возможностей его повышения. Так, заменяли сам чугун, применяли закалку ТВЧ, азотирование, вибронакатку и другие способы [7, 8]. Хотя некоторые положительные результаты и были получены, все эти способы не отвечали или заданным техническим требованиям, или требованиям массового производства. Часто для повышения моторесурса в 2–3 раза используется комбинированная гильза цилиндров с нирезистовой вставкой (в верхнюю часть гильзы запрессовывается вставка из специального чугуна «нирезист», содержащего 16 % никеля и 6 % меди). Но стоимость таких гильз почти в 2 раза выше, чем монолитных.

Лазерному упрочнению подвергали гильзы цилиндров автомобилей семейства ЗИЛ из специального серого перлитного чугуна СЧ-44. Было выбрано два режима закалки: глубина закаленных дорожек 0,3 и 0,7 мм при ширине дорожек 3,5 и 4,0 мм соответственно (партии гильз № 1 и № 2). Первый режим соответствовал работе гильз до капитального ремонта двигателя, второй выбирали с учетом двух ремонтных расточек. Лазерную обработку зеркала цилиндра проводили по многозаходной спирали (рис. 1). При диаметре гильзы около 100 мм в области 5–45 мм от ее верхнего буртика наносили 15 дорожек под углом 45° к образующей. Таким образом, площадь закаленных лазером зон составляет 22–27 % полной площади поверхности трения зоны максимального износа, что соответствует полученному из уравнения (8) теоретическому выво-



Рис. 1. Гильзы цилиндров с лазерной закалкой зоны компрессии

ду. После лазерной обработки гильзы подвергали окончательному хонингованию.

На испытательном стенде в двигатель через одну устанавливали 4 серийных гильзы с нирезистовой вставкой и 4 гильзы с лазерным упрочнением. Для проверки противозадирных свойств опытных гильз двигатель проходил получасовую обкатку с последующей работой в течении часа на режиме максимальной мощности. При осмотре цилиндро-поршневой группы двигателя установлена хорошая прирабатываемость опытных гильз из первой и второй партий, а также поршней и поршневых колец, работающих с ними. Задиры, риски и натирки на рабочей поверхности гильз отсутствовали.

Испытания двигателя в условиях абразивного износа (с добавкой кварцевой пыли во впускной воздушный патрубок) проводили в течении 150 ч. Износ гильз и поршневых колец определяется относительно первичного микрометража. Эпюры износов гильз цилиндров в плоскостях параллельной и перпендикулярной оси коленчатого вала показаны на рис. 2. Средние значения величины износа деталей цилиндро-поршневой группы сведены в табл. 1.

Из приведенных данных следует, что абразивная износостойкость обработанных лазером опытных гильз цилиндров всего лишь на 10 % ниже, чем у серийных гильз с нирезистовой вставкой. Износ поршневых колец в опытных гильзах фактически равен износу колец в серийных гильзах.

Испытания на износостойкость деталей цилиндрико-поршневой группы в условиях коррозионно-механического изнашивания проводили с гильзами из партии № 1. Стендовые испытания длились 150 ч с многократным повторением цикла из 4-х режимов: холостой ход; нагрузка 50 %; нагрузка 75 %; останов и остывание двигателя. Эпюры износов гильз цилиндров показаны на рис. 3. Средние значения износа деталей цилиндрико-поршневой группы даны в табл. 2.

Испытания показали, что коррозионная износостойкость опытных гильз цилиндров, обработанных лазером, на 17 % ниже, чем у серийных с нирезистовой вставкой, а износ поршневых колец в опытных гильзах намного больше по сравнению с

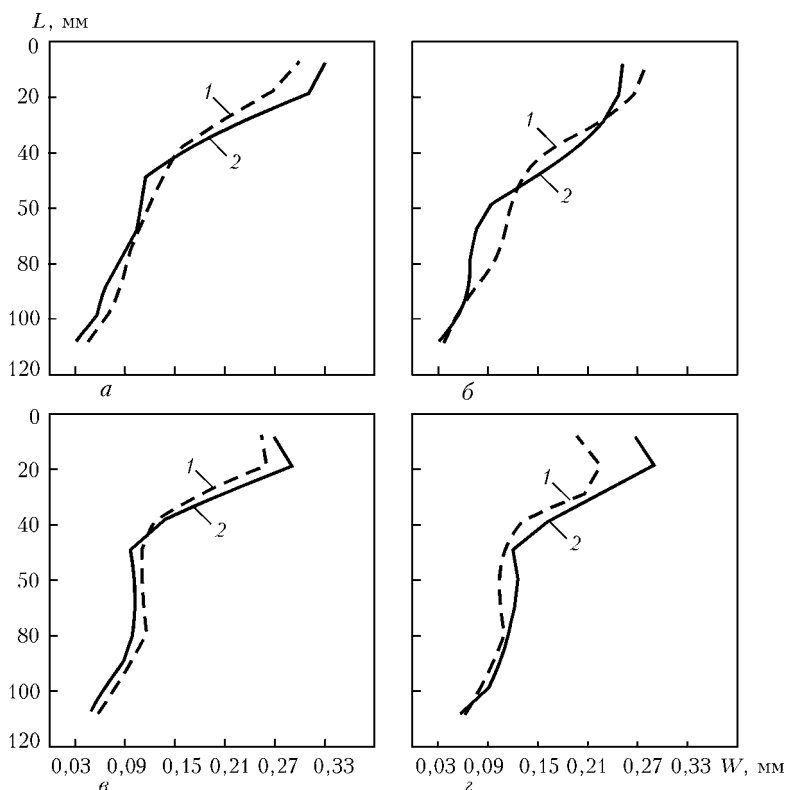


Рис. 2. Средний абразивный износ W гильз цилиндров на различных расстояниях L от верхнего торца гильзы: $a, б$ – партия гильз № 1; $в, г$ – № 2; $a, в$ – износ в плоскости, перпендикулярной оси коленвала; $б, г$ – параллельной оси коленвала; 1 – износ серийных гильз; 2 – опытных после лазерной закалки

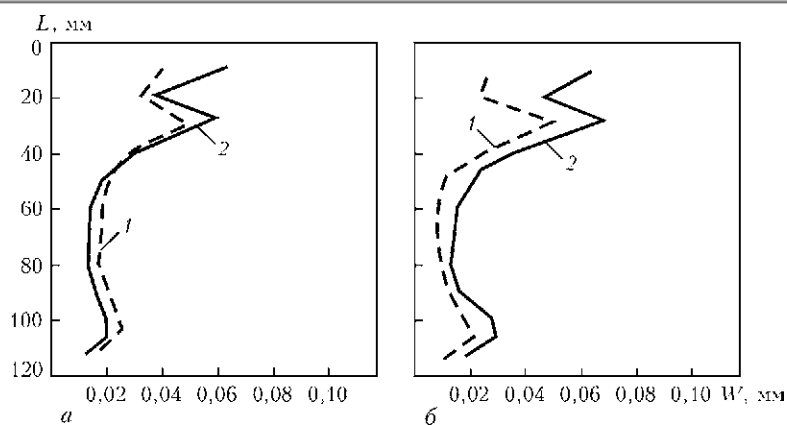


Рис. 3. Средний коррозионный износ W гильз цилиндров из партии № 1 на различных расстояниях L от верхнего торца гильзы: a – износ в плоскости, перпендикулярной оси коленвала; b – параллельной оси коленвала; 1 – износ серийных гильз; 2 – опытных после лазерной заковки

Таблица 1. Абразивный износ деталей цилиндро-поршневой группы

	Износ опытных гильз, мкм			
	Партия № 1		Партия № 2	
	Обработанные	Серийные	Обработанные	Серийные
Гильзы цилиндров	260	240	295	262
Компрессионные кольца:				
первые	1625	1628	1705	1846
вторые	872	824	995	617
третьи	1410	1447	1259	1242
Диски маслосъемных колец:				
верхние	820	815	582	679
нижние	707	669	554	664

серийными. Другими словами, лазерное упрочнение поршневых колец для повышения их износостойкости оказалось эффективным.

Выводы

Лазерная заковка распределенных поверхностей, работающих в условиях трения скольжения и абразивного износа, является весьма эффективным способом, но оказывается, что целиком закалывать рабочую поверхность нецелесообразно не только из экономических соображений, но и исходя из особенностей работы пар трения. Выведена формула для расчета части рабочей поверхности детали, которую нужно подвергать лазерному упрочнению. Приведены экспериментальные данные испытаний на износостойкость гильз цилиндров ДВС, упроч-

Таблица 2. Коррозионно-механический износ деталей цилиндро-поршневой группы

	Износ гильз, мкм	
	Обработанные	Серийные
Гильзы цилиндров	66	56
Компрессионные кольца:		
первые	194	113
вторые	65	42
третьи	433	372
Маслосъемные кольца	132	111

ненных лазером в соответствии с выведенными закономерностями. Полученные результаты показали эффективность лазерной обработки.

1. Хрущов М.М., Бабичев М.А. Исследование изнашивания металлов. – М.: АН СССР, 1960.
2. Таненбаум М.М. Сопротивление абразивному изнашиванию. – М.: Машиностроение, 1976.
3. Митрович В.П. Новые критерии износостойкости чугуна направляющих скольжения металлорежущих станков // Исследование износа с целью выявления путей повышения срока службы и качества выпускаемых машин: Сб. ст. – М.: МВТУ им. Н.Э. Баумана, 1971.
4. Васильев В.А., Николаев В.Г. Повышение износостойкости чугунных деталей холодильной техники // Литейное пр-во. – 1980. – № 2. – С. 145.
5. Жуков А.А., Эшттейн Л.З., Сильман Г.И. Микроструктура стали и чугуна и принцип Шарпи // Изв. АН СССР. Металлы. – 1971. – № 2. – С. 6.
6. Корн Г., Корн Т. Справочник по математике для научных работников и инженеров. – М.: Наука, 1978.
7. Клецкин Я.Г., Левитан М.М., Османцев А.Г. Исследование износостойкого чугуна для гильз цилиндров автомобильных двигателей // Конструирование, исследование, технология и экономика производства автомобиля: Сб. ст. / Под. ред. С.М. Степашкина и А.М. Кригера. – М.: Машиностроение, 1982. – С. 14–154.
8. Григорьев М.А., Костецкий Б.Н., Карпенко В.В. и др. Износостойкость деталей цилиндро-поршневой группы автомобильных двигателей // Автомобильная пром-сть. – 1978. – № 2. – С. 3–6.

ОЦЕНКА РЕЖИМОВ ЛАЗЕРНОЙ ГАЗОПОРОШКОВОЙ НАПЛАВКИ

Д.В. МАЙОРОВ

Институт проблем лазерных и информационных технологий РАН, Шатура, Россия

Даны простые теоретические оценки основных параметров газопорошковой лазерной наплавки металлических материалов с применением в оценочной модели энергетического подхода. Используются усредненные и интегральные критерии и характеристики процесса. Такой подход позволяет адекватно описать основные закономерности и дает основания для рекомендаций по оптимизации технологических режимов лазерной обработки.

Лазерная наплавка является естественным продолжением и развитием электродугового и плазменного способов. Технологии лазерной наплавки начали активно разрабатываться в начале 80-х гг. прошлого века, когда появились технологические лазеры с мощностью в несколько киловатт. При наплавке процесс ведут с минимальным подплавлением основы, а состав и свойства металла поверхности практически полностью определяются свойствами присадочного материала. Для лазерной наплавки присадочный материал можно или предварительно наносить на поверхность детали, или подавать в зону обработки газовой струей в виде порошка одновременно с воздействием лазерного излучения. Обобщенные результаты таких исследований изложены во многих работах и монографиях, например, [1–3].

Новый импульс лазерная наплавка получила в конце XX века и стала активно развиваться в начале XXI века в связи с появлением новых мощных лазерных источников излучения (например, волоконных лазеров), многокоординатных прецизионных станочных манипуляторов и роботов, систем дистанционной диагностики и информационных технологий. Общая идея состоит в возможности получать с помощью лазерной наплавки объемные изделия. К ним относится, в частности, технология селективного лазерного спекания предварительно нанесенных послойно на поверхность тонких слоев порошков, которая позволяет изготавливать изделия из различных материалов, например, металла, керамики, порошкообразных пластиков. Отметим разработанный американской компанией POM процесс, при осуществлении которого цельнометаллическая деталь создается послойно путем перемещения луча лазера и струи порошка под управлением компьютера в соответствии с траекториями движения инструмента, созданными по трехмерной CAD-модели. Такая технология прямого нанесения металлов (DMD от англ. Direct Metal Deposition) позволяет изготавливать, ремонтировать и переделывать промышленную оснастку, наносить упроч-

няющие покрытия и строить опытные образцы изделий из стандартных промышленных металлов. Технология DMD сочетает в себе особенности стереолитографии и лазерной наплавки. Необходимое оборудование уже не один год выпускается серийно такими фирмами, как Trumpf, Precitec, POM Group, Electro Optical Systems, Phenix Systems и другими.

Способ лазерной наплавки при оплавлении покрытий описывается тепловой задачей нагрева и плавления двухслойной среды с учетом процессов тепломассопереноса, когда плавление идет от поверхностного слоя к материалу основы. Экспериментальные и теоретические основы такой технологии подробно описаны в литературе (например, в [4]). Газопорошковая наплавка имеет другой механизм. Тут основную роль играют процессы нагрева и плавления летящих через лазерный пучок частиц порошка и их взаимодействие с нагретой лазерным излучением подложкой, за счет чего происходит постепенное наращивание наплавляемого слоя. Здесь отметим теоретические модели [5, 6] и программный пакет LaserCAD [7]. Однако при всем многообразии известных работ ощущается определенный дефицит простых моделей, необходимых для начального обучения технологов и практического использования техническим персоналом, обслуживающим лазерное оборудование на производстве.

В настоящей работе сделаны простые теоретические оценки основных параметров газопорошковой лазерной наплавки металлических материалов. В рамках настоящей оценочной модели применяется энергетический подход. Используются усредненные и интегральные критерии и характеристики процесса, необходимые для решения начальные и граничные условия носят очевидный характер. Оказалось, что такой подход позволяет не только адекватно описать основные закономерности лазерной газопорошковой наплавки, но и дать достаточно ценные и иногда нетривиальные рекомендации по оптимизации технологических режимов лазерной обработки.

Основные формулы. Общая схема газопорошковой лазерной наплавки приведена на рис. 1.

Задаваемые параметры процесса газопорошковой лазерной наплавки

Параметр	Принятое характерное значение	Диапазон изменения параметра
Радиус лазерного пучка R , см	0,5	0,2–1,2
Расстояние от сопла до детали L , см	2,5	1–6
Радиус частицы порошка r , см	$2 \cdot 10^{-3}$	$2 \cdot 10^{-4}$ – $1 \cdot 10^{-2}$
Скорость полета частиц порошка (скорость газовой струи) v , см/с	200	$1-10^3$

В расчетах используем известные табличные данные следующих теплофизических постоянных материала: плотность вещества ρ , удельная теплоемкость C , теплопроводность K , температуропроводность $a = K/(\rho C)$, температура плавления $T_{пл}$, удельная теплота плавления $H_{пл}$, постоянная Стефана–Больцмана σ , коэффициент теплоотдачи α , поглощательная способность A . Будем для упрощения считать, что подложка и наплавляемый порошок имеют одинаковый состав и для численных оценок возьмем параметры железа.

Как оказалось, достаточно задать всего несколько параметров процесса (таблица), чтобы рассчитать все остальные.

Обратимся к расчетам режимов и оценке результатов лазерной наплавки. Принципиально используемый подход очень похож на модель поперечного лазерного облучения газопорошковой среды [8]. Приведенные ниже формулы очевидны и не нуждаются в пояснениях.

За единицу времени вдувается n частиц радиуса r со скоростью v (скоростью газовой струи). Масса одной частицы

$$m = \rho \frac{4}{3} \pi r^3. \tag{1}$$

Поперечное сечение одной частицы

$$s = \pi r^2, \tag{2}$$

а их общее суммарное сечение экранировки лазерного излучения (сечение поглощения лазерного излучения) для случая достаточно разреженного потока

$$S = sN, \tag{3}$$

где N — число частиц порошка в струе.

Расстояние L частицы пролетают за время

$$\tau = \frac{L}{v}. \tag{4}$$

Объем газопорошковой струи

$$W = \pi R^2 L, \tag{5}$$

и ее поперечное сечение

$$S_0 = \pi R^2. \tag{6}$$

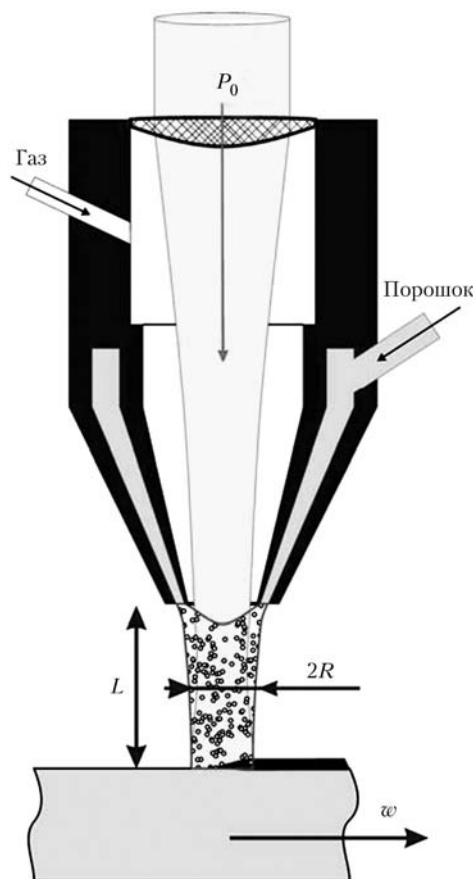


Рис. 1. Схема газопорошковой лазерной наплавки (обозначения см. в тексте)

Введем понятие коэффициента прозрачности газопорошковой струи как отношение мощности попадающего на деталь (прошедшего сквозь струю) излучения к полной мощности лазерного излучения, что определяется через сечения S и S_0 :

$$k_s = \frac{S_0 - S}{S_0}. \tag{7}$$

Для достаточно разреженного потока (пренебрегаем взаимной экранировкой частиц) должно выполняться условие

$$k_s \geq 0,75. \tag{8}$$

В дальнейшем для численных оценок примем $k_s = 0,75$, т. е. $S = \frac{1}{4} S_0$, поэтому

$$N \pi r^2 = \frac{1}{4} \pi R^2, \tag{9}$$

откуда получаем общее число частиц в струе

$$N = \frac{1}{4} \left(\frac{R}{r} \right)^2. \tag{10}$$

Но, с другой стороны, в объеме W всего находится частиц

$$N = n\tau, \tag{11}$$

поэтому из (9) и (10) находим число вдуваемых в единицу времени частиц

$$n = \frac{1}{4} \left(\frac{R}{r} \right)^2 \frac{v}{L}. \quad (12)$$

Массовый расход порошка составит

$$M = nm = \frac{\pi}{3} \rho r R^2 \frac{v}{L}. \quad (13)$$

Средняя интенсивность лазерного излучения в струе

$$I_{cp} = \frac{1}{2} (I_0 + I_0 k_s). \quad (14)$$

За время пролета частица поглощает энергию

$$q = AI_{cp} \tau s, \quad (15)$$

которая идет на нагрев до температуры плавления и на частичное плавление:

$$q = CmT_{пл} + H_{пл} \xi m = m(CT_{пл} + H_{пл} \xi), \quad (16)$$

где ξ — объемная доля расплава.

Для полного сплавления (без пор в наплавленном слое) доля объема жидкой фазы ξ должна быть не менее

$$\xi \geq 1 - \frac{\pi}{3\sqrt{3}} \approx 0,4 \quad (17)$$

(шар, вписанный в шестигранную призму), а лучше

$$\xi \geq \frac{8r^3 - \frac{4}{3} \pi r^3}{8r^3} \approx 0,47 \quad (18)$$

(шар, вписанный в куб).

На нагрев частиц, находящихся в объеме струи, расходуется энергия

$$Q = Nq \quad (19)$$

и, соответственно, для этого требуется доля мощности лазерного излучения

$$P_{погл} = \frac{Q}{A\tau} = \frac{Nq}{A\tau}. \quad (20)$$

Оставшаяся мощность расходуется на нагрев детали. Для качественной наплавки на поверхности детали должен быть (микро)слой расплавленного металла, т. е. на поверхности детали интенсивность лазерного излучения должна быть больше критической плотности мощности для плавления:

$$I \geq I_{пл} = KT_{пл} \sqrt{\frac{\pi}{4at}}, \quad (21)$$

где $t = \frac{2R}{w}$ — характерное время нагрева детали лазерным пучком.

Учитывая, что $I_{пл} = \frac{A P_{под}}{\pi R^2}$, найдем скорость перемещения пучка по детали

$$w = \frac{8a}{\pi^3} \left(\frac{AP_{под}}{KT_{пл}} \right)^2 \frac{1}{R^3} = \frac{8a}{\pi^3} \left(\frac{Aqv}{KT_{пл}L} \right)^2 \frac{1}{R^3}. \quad (22)$$

За единицу времени объем наплавленного металла составляет

$$V = \frac{M}{\rho} = h_{напл} \delta_{напл} w. \quad (23)$$

Считая, что ширина наплавленной дорожки $h_{напл}$ равна диаметру лазерного пучка $2R$, найдем толщину наплавленного слоя:

$$\delta_{напл} = \frac{V}{2Rw} = \frac{M}{2R\rho w}. \quad (24)$$

Можно оценить значения и других второстепенных параметров лазерной газопорошковой наплавки, но в данном случае это вряд ли целесообразно.

Численные оценки. Поглощенная частицей энергия (16) с учетом (18) должна составлять

$$q = \rho \frac{4}{3} \pi r^3 (CT_{пл} + \xi H_{пл}) = 7,9 \frac{4 \cdot 3,14}{3} (0,45 \cdot 1540 + 0,47 \cdot 250)r^3 = 33,1 \cdot 810 (2 \cdot 10^{-3})^3 = 2,15 \cdot 10^{-4} \text{ Дж}. \quad (25)$$

Из (12) находится количество частиц N в струе

$$N = \frac{1}{4} \left(\frac{R}{r} \right)^2 = 0,25 \left(\frac{0,5}{2 \cdot 10^{-3}} \right)^2 = 0,25 \cdot 6,25 \cdot 10^4 = 1,56 \cdot 10^4 \quad (26)$$

и полная, поглощенная этими частицами энергия (19)

$$Q = Nq = 1,56 \cdot 10^4 \cdot 2,1 \cdot 10^{-4} = 3,3 \text{ Дж}, \quad (27)$$

а также с учетом (4) и (20) находится мощность лазерного излучения, затрачиваемая на нагрев порошка в струе,

$$U_{погл} = \frac{Q}{\tau} = \frac{Qv}{L} = \frac{3,3 \cdot 200}{2,5} = 260 \text{ Вт}. \quad (28)$$

Учитывая поглощательную способность A , получим значение для мощности лазерного пучка, затраченной на нагрев порошка в струе (разность между $P_{погл}$ и $U_{погл}$ — это отраженное частицами и рассеянное лазерное излучение):

$$P_{погл} = \frac{U_{погл}}{A} = \frac{260}{0,2} = 1300 \text{ Вт}. \quad (29)$$

Из этого с учетом (7), (8) следует, что полная мощность лазерного излучения должна быть

$$P_0 = \frac{P_{погл}}{(1 - k_s)} = \frac{1300}{0,25} = 5200 \text{ Вт}, \quad (30)$$

а мощность лазерного излучения, падающего на деталь, составит

$$P_{пад} = P_0 - P_{погл} = 5200 - 1300 = 3900 \text{ Вт}. \quad (31)$$

(Заметим, что мы использовали значение поглощательной способности $A \approx 0,2$, характерное для поглощения черными металлами излучения технологических CO_2 -лазеров с $\lambda \approx 10$ мкм). Для современных мощных волоконных лазеров ($\lambda \approx 1$ мкм) значение поглощательной способности будет близко к $A \approx 0,5$ и, соответственно, КПД процесса лазерной наплавки будет значительно выше, а необходимая полная мощность лазерного излучения составит около 2100 Вт.

Из (4) находим время полета частицы

$$\tau = \frac{L}{v} = \frac{2,5}{200} = 0,0125 \text{ с или } \sim 10 \text{ мс.} \quad (32)$$

Из (22) получаем скорость перемещения пучка по детали

$$\begin{aligned} \omega &= \frac{8 \cdot 0,21}{3,14^3} \left(\frac{0,2 \cdot 3900}{0,75 \cdot 1540} \right)^2 \frac{1}{0,5^3} = \\ &= 0,054 \cdot 0,46 \cdot 8 = 0,2 \text{ см/с.} \end{aligned} \quad (33)$$

Массовый расход порошка по (13) составляет

$$\begin{aligned} M &= nm = \frac{\pi}{3} \rho r R^2 \frac{v}{L} = \\ &= \frac{3,14}{3} 7,9 \cdot 2 \cdot 10^{-3} \cdot 0,5^2 \frac{200}{2,5} = 0,33 \text{ г/с,} \end{aligned} \quad (34)$$

объем наплавленного в единицу времени металла (21)

$$V = \frac{M}{\rho} = \frac{0,33}{7,9} \approx 0,042 \text{ см}^3/\text{с}, \quad (35)$$

ширина наплавленной дорожки

$$h_{\text{напл}} \approx 2R = 1 \text{ см}, \quad (36)$$

а толщина наплавленного слоя (24) будет

$$\delta_{\text{напл}} = \frac{V}{2R\omega} = \frac{0,042}{2 \cdot 0,5 \cdot 0,2} \approx 0,2 \text{ см.} \quad (37)$$

Таким образом, мы получили следующий режим лазерной газопорошковой наплавки:

- полная мощность лазерного излучения $P_0 = 5200$ Вт;
- радиус лазерного пучка $R = 0,5$ см;
- скорость перемещения пучка по детали $\omega = 0,2$ см/с;
- массовый расход порошка $M = 0,3$ г/с;
- радиус частицы порошка $r = 2 \cdot 10^{-3}$ см;
- расстояние от сопла до детали $L = 2,5$ см;
- скорость газовой струи $v = 200$ см/с.

Такой режим может дать следующий ожидаемый технологический результат:

- ширина наплавленной дорожки $h_{\text{напл}} = 1$ см;
- толщина наплавленного слоя $\delta_{\text{напл}} = 0,2$ см;
- объем наплавленного в единицу времени металла $V = 0,04$ см³.

Понятно, что полученные численные оценки хорошо коррелируют с экспериментальными данными.

Обоснование сделанных приближений. Хотя форма частиц порошка достаточно случайная, при появлении жидкой фазы их форма за счет сил поверхностного натяжения все более приближается к шаровидной. В полете частицы хаотически вращаются, расстояние пролета примерно на 3 порядка больше их размера, естественно, число оборотов частицы во время полета весьма велико, поэтому можно считать, что в среднем нагрев частицы происходит со всех сторон.

Для учета поглощения сознательно взята не площадь ее сферической поверхности, а площадь поперечного сечения частицы, т. к. это есть сечение экранировки лазерного излучения частицей. Количественные расхождения убираются правильным выбором эффективной поглощательной способности, потому что это экспериментально трудно измеряемая величина и в принципе свободный, т. е. определяемый лишь из эксперимента, параметр. И в любом случае поглощение пропорционально квадрату радиуса.

Считается, что температура внутри частицы достаточно равномерная (адиабатическое приближение). Действительно, характерная глубина проникновения тепла в материал $\chi \approx \sqrt{2a\tau} = \sqrt{2 \cdot 0,21 \cdot 0,0125} \approx 0,07$ см, что гораздо больше размера частицы r . Значит, частицы успевают достаточно равномерно прогреваться. В расчетах не учитывались тепловые потери нагретых частиц порошка. Покажем, что они относительно невелики и в приведенных оценках этими потерями можно пренебречь.

Теплоотдача за счет конвективного охлаждения частицы струей газа составляет

$$\begin{aligned} \Delta Q_{\text{конв}} &= \alpha s_{\text{пов}}(T_{\text{пл}} - T_0)\tau = \\ &= 10^{-2}(4 \cdot 3,14 \cdot 10^{-6})1540 \cdot 0,0125 = 9,7 \cdot 10^{-6} \text{ Дж} \end{aligned}$$

(здесь $\alpha \approx 10^{-2}$ Вт/(см²·°С) — коэффициент теплоотдачи на границе металл–быстрый поток газа).

Теплоотдача за счет излучения составляет

$$\begin{aligned} \Delta Q_{\text{изл}} &= s_{\text{пов}}\sigma T_{\text{пл}}^4\tau = (4 \cdot 3,14 \cdot 10^{-6}) \times \\ &\times 5,67 \cdot 10^{-12} \cdot 1813^4 \cdot 0,0125 = 38,3 \cdot 10^{-6} \text{ Дж.} \end{aligned}$$

Итого потери

$$Q_{\text{пот}} = Q_{\text{конв}} + Q_{\text{изл}} = 48 \cdot 10^{-6} \text{ Дж,}$$

что составляет около 20 % поглощенной энергии, если считать частицы изначально имеющими температуру $T_{\text{пл}}$. Начальная температура $T_0 \approx 20$ °С, поэтому потери следует оценить как почти 10 %-ные от поглощенной энергии. Кстати, поглощательную способность в этой задаче мы знаем с гораздо меньшей точностью.

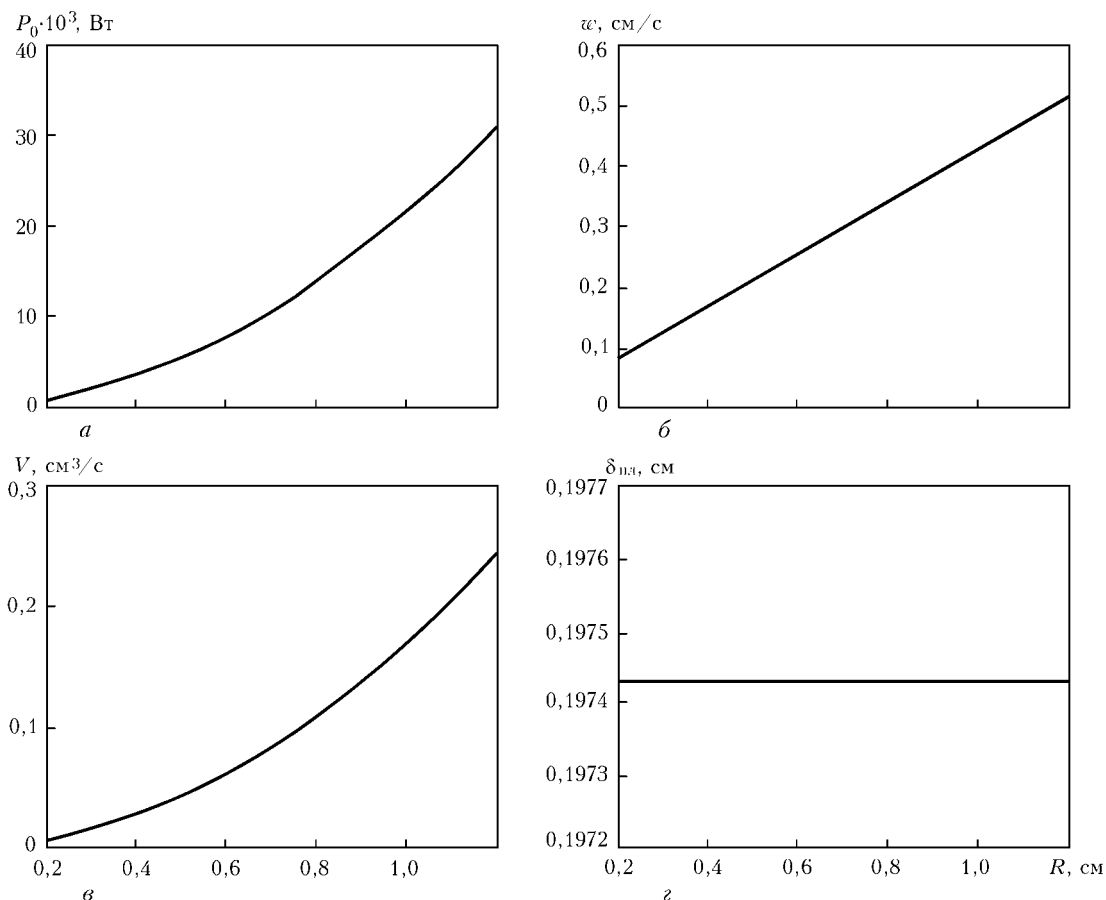


Рис. 2. Возможности варьирования параметров процесса при изменении радиуса лазерного пучка R в диапазоне от 0,2 до 1,2 см

Возможности варьирования параметров процесса. Покажем, как на основании сделанных оценок можно давать рекомендации по управлению процессом лазерной газопорошковой наплавки, оптимизации процесса и выбору оптимальных режимов. Расчеты проведены в программе Mathcad и представлены в форме графиков.

Будем по очереди варьировать параметры из приведенной выше таблицы, при этом один параметр меняется в указанном в правом столбце диапазоне, другие считаются постоянными и равными их принятому характерному значению.

Посмотрим, как при этом будут меняться режимы и результаты процесса лазерной газопорошковой наплавки, и прокомментируем результаты расчета.

Из представленных графиков можно сделать следующие выводы:

- технологические лазеры обычно имеют $P < 10$ кВт. Очевидно, что при лазерной наплавке радиус пучка R не должен быть больше 0,7 см (рис. 2, а);
- скорость перемещения лазерной наплавочной головки w относительно детали нужно увеличивать пропорционально R (рис. 2, б);
- массовый расход наплавочного порошка M нужно увеличивать пропорционально поперечному сечению пучка, т. е. R^2 . В результате объем наплавленного в единицу времени металла V будет

пропорционален поперечному сечению пучка, т.е. R^2 (рис. 2, в);

- толщина наплавленного слоя будет оставаться постоянной независимо от R (рис. 2, г).

Очевидно, что:

- мощность лазерного излучения P_0 следует изменять обратно пропорционально расстоянию L от сопла до детали и оно должно быть $L \geq 1,5$ см (рис. 3, а);

- скорость перемещения лазерной наплавочной головки w относительно детали нужно уменьшать пропорционально L^2 (рис. 3, б);

- массовый расход наплавочного порошка M нужно изменять как $1/L$. В результате объем наплавленного в единицу времени металла V будет почти обратно пропорционален L (рис. 3, в);

- толщина наплавленного слоя линейно растет при увеличении L , что на первый взгляд несколько неожиданно (рис. 3, г).

Понятно, что:

- из условия $P_0 < 10$ кВт следует, что радиус частиц порошка r не должен быть больше 40 мкм, т. е. дисперсность порошка не должна превышать 80 мкм (рис. 4, а);

- характерные скорости перемещения лазерной наплавочной головки w относительно детали должны быть меньше 1 см/с. Чем выше дисперсность порошка (меньше r), тем ниже должна быть скорость w (рис. 4, б);

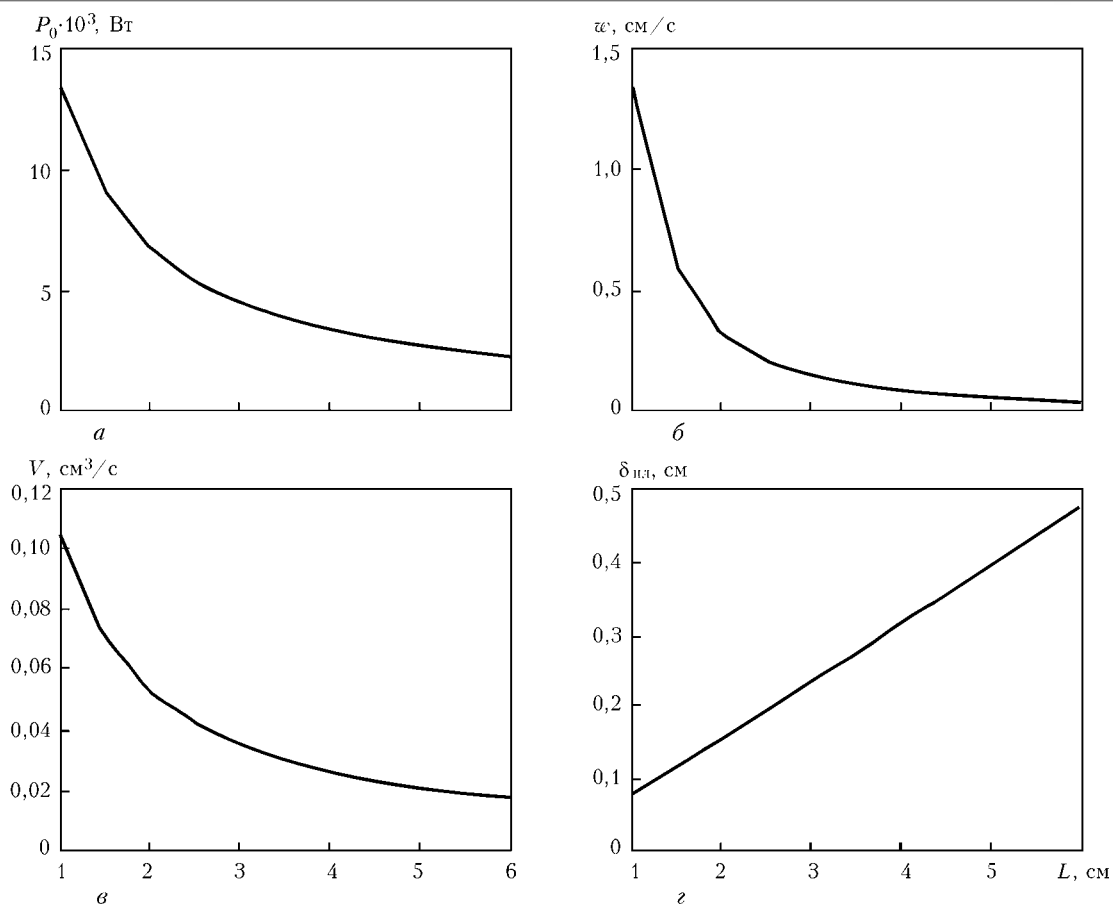


Рис. 3. Возможности варьирования параметров процесса при изменении расстояния от сопла до детали L в диапазоне от 1 до 6 см

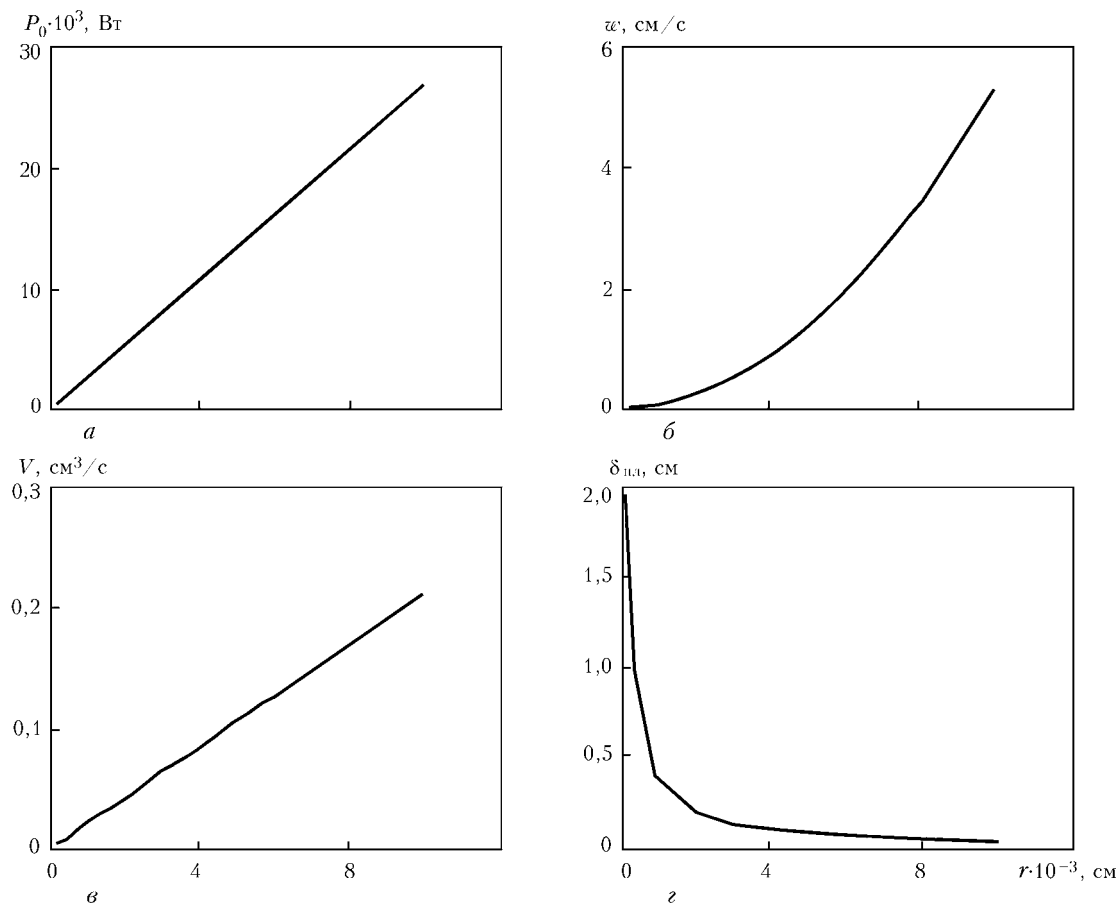


Рис. 4. Возможности варьирования параметров процесса при изменении радиуса частицы порошка r в диапазоне от $2 \cdot 10^{-4}$ до $1 \cdot 10^{-2}$ см

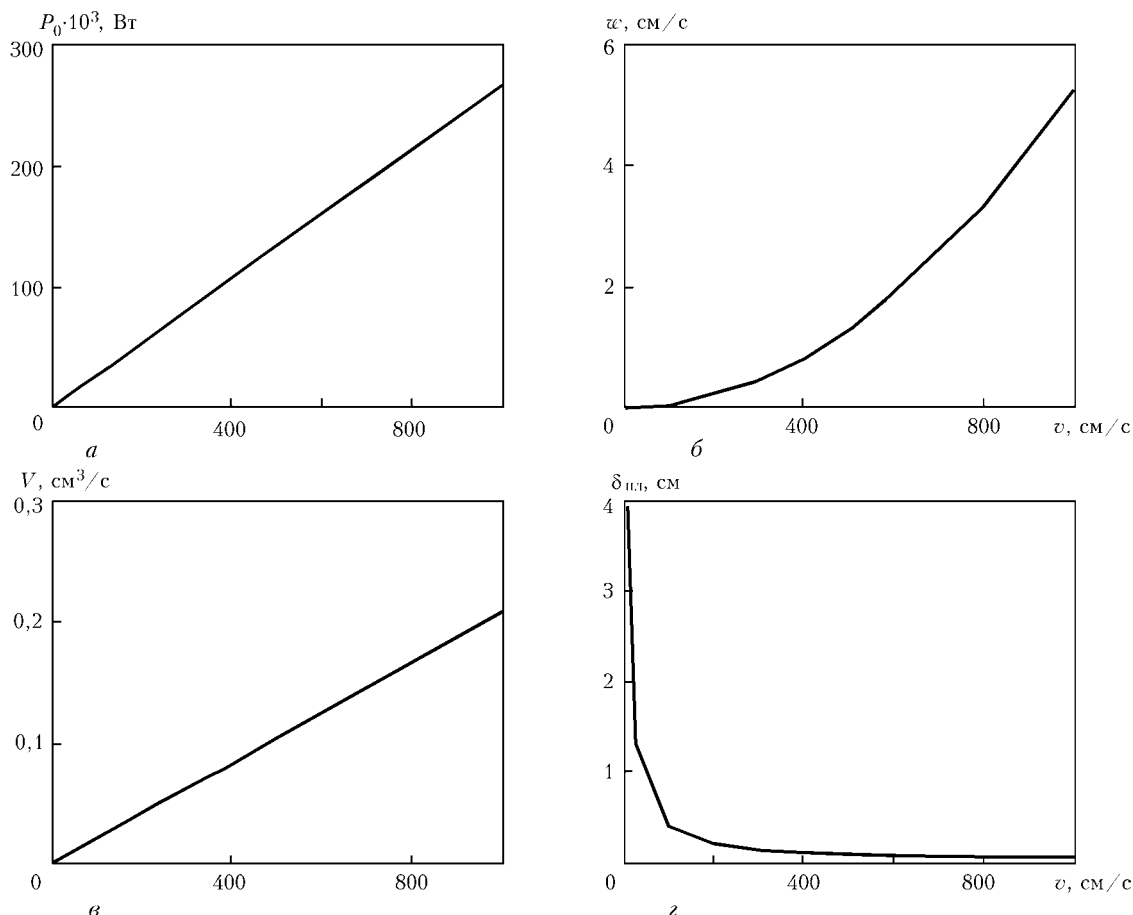


Рис. 5. Возможности варьирования параметров процесса при изменении скорости полета частиц порошка (скорости газовой струи v) в диапазоне от 1 до 10^3 см/с

- массовый расход наплавочного порошка M почти пропорционален r . В результате объем наплавленного в единицу времени металла V будет пропорционален r . При этом нужно иметь в виду, что при увеличении r следует значительно увеличивать P_0 , а также изменять некоторые другие параметры (рис. 4, ϵ);

- для получения большей толщины наплавленного слоя следует использовать мелкодисперсные порошки (рис. 4, z).

В данном случае можно также сделать следующие выводы:

- высокие скорости газовой струи ($v > 10^3$ см/с) и полета частиц порошка неприемлемы, т. к. при этом нужно применять слишком мощные лазеры (рис. 5, a);

- характерные скорости перемещения лазерной наплавочной головки w относительно детали должны быть меньше 1 см/с (рис. 5, $б$);

- массовый расход наплавочного порошка M пропорционален v . В результате объем наплавленного в единицу времени металла V будет пропорционален v . При этом нужно иметь в виду, что при увеличении v следует значительно увеличивать P_0 , а также изменять некоторые другие параметры (рис. 5, ϵ);

- чем больше скорость полета частиц порошка, тем тоньше будет наплавленный слой (рис. 5, z).

Итак, несмотря на очевидную простоту и множество упрощений, предложенная модель адекватно описывает процесс лазерной газопорошковой наплавки, позволяет сформулировать критерии оптимизации технологических режимов и сделать некоторые количественные оценки. Полученные зависимости могут быть использованы для сравнения с данными специально поставленных экспериментов.

1. Григорьянц А.Г., Сафонов А.Н. Методы поверхностной лазерной обработки: Уч. пос. для вузов / Под ред. А.Г. Григорьянца. — М.: Высшая школа, 1987.
2. Абыльситов Г.А., Голубев В.С., Майоров В.С. и др. Технологические лазеры: Справ. / Под общ. ред. Г.А. Абыльситова. — Т. 1. — М.: Машиностроение, 1991.
3. LIA Handbook of laser materials processing / Ed. by J.F. Ready. — Magnolia Publ., 2001.
4. Шишковский И.В. Лазерный синтез функционально-градиентных мезоструктур и объемных изделий. — М.: ФИЗМАТЛИТ, 2009.
5. Wen Sh., Shina Y.C. Modeling of transport phenomena during the coaxial laser direct deposition process // J. Appl. Phys. — 2010. — **108**.
6. Qia H., Mazumder J. Numerical simulation of heat transfer and fluid flow in coaxial laser cladding process for direct metal deposition // Ibid. — 2006. — **100**.
7. Туричин Г.А., Валдайцева Е.А., Цибульский И.А. и др. Развитие и применения системы инженерного компьютерного анализа процессов лучевой обработки материалов LaserCAD // Сб. докл. российско-германского семинара-совещания по вопросам внедрения лазерных технологий в отечественную промышленность (27–28 ноября 2008 г., Санкт-Петербург). — С. 32–38.
8. Глова А.Ф., Лысков А.Ю., Смакотин М.М. Непрерывный оптический разряд в смеси воздуха с углеродными микрочастицами: Препринт ТРИНИТИ А-128. — Троицк: ЦНИИАТОМИНФОРМ, 2006.

EXPERIMENTAL PLANT FOR SELECTIVE LASER SINTERING DEVELOPED IN RUSSIA. PRODUCTION OF MATERIALS

V.Ya. PANCHENKO¹, V.V. VASILTSOV¹, E.N. EGOROV¹, I.N. ILYICHEV¹, V.S. MAYOROV¹,
A.I. MISYUROV², V.G. NIZIEV¹ and M.N. PAVLOV¹

¹Institute on Laser and Information Technologies, RAS, Shatura, Russia

²N.E. Bauman Moscow State University, Moscow, Russia

The domestic experimental technological plant has been developed to perform the processes of selective laser sintering of metallic, metal-ceramic and composite powders for producing materials which feature high operational characteristics. A specially designed high-power (up to 2 kW) waveguide technological CO₂-laser of GIBRID series has two operating modes. It can generate the mean power up to 1 kW with single-mode diffraction distribution of radiation and the mean power up to 2 kW with multi-beam generation and uniform (super-Gaussian) distribution of power density over the processing area. The samples of materials produced by the selective laser sintering from various powders and the results of their examination, metallographic analysis in particular, are presented. Computational modeling has shown that if the particles of different sizes are present in the powder, they will have different temperatures and aggregate states when arriving at the substrate, which will undoubtedly affect the quality of surfacing, and physical, chemical and functional properties of the built-up material.

In recent years the selective laser sintering (SLS) technologies have been actively developed in the advanced countries. Despite the considerable experience gained by Russia both in the theoretical research and experimental activities nowadays the country actually lacks industrial equipment and technologies in the SLS field. The method of SLS presents a up-to-date technique of producing 3D articles. There is good reason to expect high efficiency of this method at the cost of cheapness of the domestic powder materials, as well as to hope for developing the models featuring improved durability and high functionality [1–6]. Selectivity implies a possibility of laser beam scanning over the free surface of a powder material by a specified contour with regard to radiation dosing at each point, or direct delivery of the powder material to the beam coverage area. The wide choice of powder materials permits the production of materials possessing high operational characteristics. The SLS technologies can find wide use in metallurgy, aerospace engineering, automotive and other industries.

Experimental setup for selective laser sintering.

The plant has been built around a specially designed high-power (to 2 kW) waveguide technological CO₂-laser of GIBRID series with working medium excitation by sound-frequency ac discharge [7]. A three-axis table with powder delivery through a coaxial nozzle, a flying-optics plotter handler for layered loading of powders and a three-axis handler based on the factory-made VISP 125A table for powder delivery through the feeder and coaxial nozzle are used as the manipulators. Experimental setup to perform the SLS process is shown in Figure 1, in the centre of which — the technological GIBRID CO₂-laser, on the left —

the plotter handler, and next — the VISP 125A table based three-axis handler.

The GIBRID laser is the technological diffusion-cooled waveguide CO₂-laser excited by sound-frequency ac discharge. It can be operated in the continuous-wave and periodically pulsed regimes. The laser design permits generating single-mode diffraction limited radiation of the power up to 1 kW, and radiation of about 2.5 kW with power density distribution of «shelf» type (super-Gaussian) over the processing area. Shaping of laser radiation is realized in the resonator with waveguide propagation of radiation through the tubes (Figure 2), the resonator being designed as a monolithic block comprising the discharge tubes. The resonator incorporates the deflecting mirrors, rear and output mirrors fastened in the prismatic housings on the plates of the resonator. The plates are connected by four invar bars being the carrier rods of the resonator.



Figure 1. Experimental setup for the SLS process



Figure 2. Optical scheme of the GIBRID laser head for single beam generation: 1 – 20 discharge tubes; 2, 3 – deflecting mirrors; 4 – non-transmitting mirror; 5 – output mirror

Table 1. GIBRID laser technical data

Design	Single-beam	Multi-beam
Wavelength, μm	10.6	10.6
Rated power, W	1000	2500
Radiation power instability, %, not more than	2	2
Power control limits, W	400–1000	700–2500
Aperture, mm	7	85
Beam aperture (with telescope), mm	14	40
Beam axis divergence (full angle at telescope output), mrad	≤ 0.8	≤ 4.5
Power consumption in rated regime, kW	≤ 12	≤ 25

For high power generating with parallel arrangement of 44 discharge tubes, the use is made of the Fabry–Perot resonator containing two plane mirrors. The technical data of the laser are given in Table 1.

In accordance with the scheme in Figure 3, in the single-beam variant the GIBRID laser radiation is delivered to the technological table (Figure 4). The parameters of the handlers are given in Table 2. Figure 5 presents the three-axis handler with the powder material delivery through the feeder and coaxial nozzle.

Production of laboratory samples. The laboratory samples of materials were produced from the PG-SR3.4 powders (%: 6.03 W, 28.57 Cr, 1.54 Fe, 30.56 Co, 33.29 Ni) with the additives of titanium oxide, nickel oxide, carbon nanotubes, and from various powders of metals (W, Mo, Ni, Ti, TiSi_2 , TiN) and their compounds.

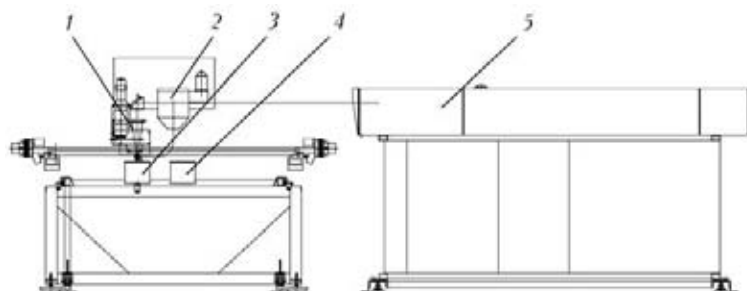


Figure 3. Scheme of technological complex with plotter handler: 1 – beam focusing unit; 2 – feeder; 3 – powder processing zone; 4 – powder collection container; 5 – laser head

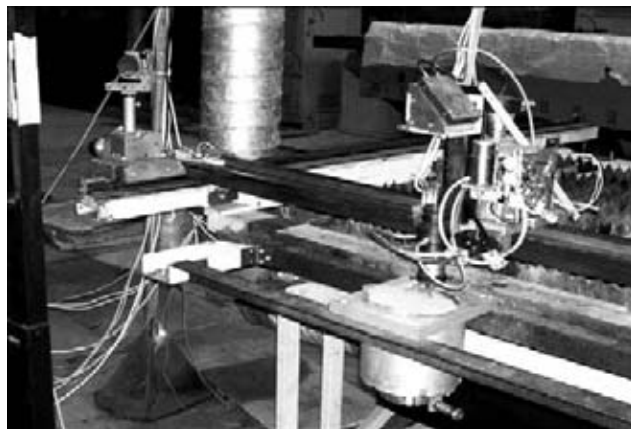


Figure 4. Appearance of plotter handler table (at the top, left – deflecting mirrors of flying optics; in the centre – focusing head; at the bottom – device for powder loading and flattening)

Table 2. Parameters of the handlers

Parameter	Three-axis handler	Plotter handler
Number of coordinates	3	3
Weight of product, kg, up to	30	10
Control system	Computer	Computer
Product dimensions, mm	300 × 300 × 100	100 × 100 × 100
Processing speed, m/min	0.2–8.0	0.6–15.0
Weight of handler, kg	400	120
Operating area (X × Y × Z), mm	300 × 300 × 100	100 × 100 × 100
Idling speed, m/min, up to	20	30
Range of lens focus position adjustment, mm	-17 – +17	-7 – +7

Figure 6 shows the sample faced with the PG-SR3.4 powder containing carbon nanotubes. The mean size of powder particles amounts to 100–150 μm . The carbon nanotubes are the extended cylindrical structures having the diameter of one to several tens of nanometers. They are composed of one to several piped hexagonal graphite planes (graphenes) and usually have a hemispherical head. The nanotubes possess unique features, so we decided to examine how the hardness of the faced layer will be changed after their addition to the powder. The material of nanotubes is



Figure 5. Appearance of the three-axis handler

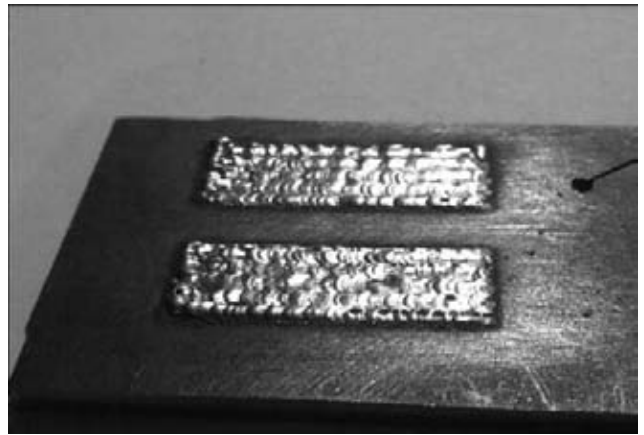


Figure 6. Workpiece of steel faced with the PG-SR3.4 powder containing carbon nanotubes

uncommonly resistant both to tension and bending. Moreover, when subjected to mechanical stresses exceeding the critical value the nanotubes become rearranged rather than «broken». This known property is the subject of the experimental study.

The parameters of facing are as follows: $p = 510 \text{ W/mm}^2$, distance to the processing area of 139 mm, speed $v = 5 \text{ mm/s}$. The faced stripes are observable, but they are not separated from each other. The height of the built-up layer was about 0.5 mm. We failed to watch pronounced nanotubes even with $\times 60,000$ magnification. The surface of the built-up layer is as uniform and plane as in facing with the conventional composition. Most probably, the nanotubes have entered the structure of the metal, so they are not seen even with large magnification. Table 3 contains the results of measuring the hardness of the produced samples.

It is seen from the Table that the composition containing nanotubes possesses the highest hardness. Thus, the obvious supposition that the nanotubes have entered the metal structure is supported by the experimental results. It was the presence of nanotubes that mostly affected the value of hardness of the faced material.

The next series of experiments made use of the powders from metals and their compounds: W, Mo, Ni, Ti, TiSi_2 , TiN. Figure 7 demonstrates the samples of different geometries produced from these powders. The layer-by-layer growing of materials was performed with the use of single-component powders.

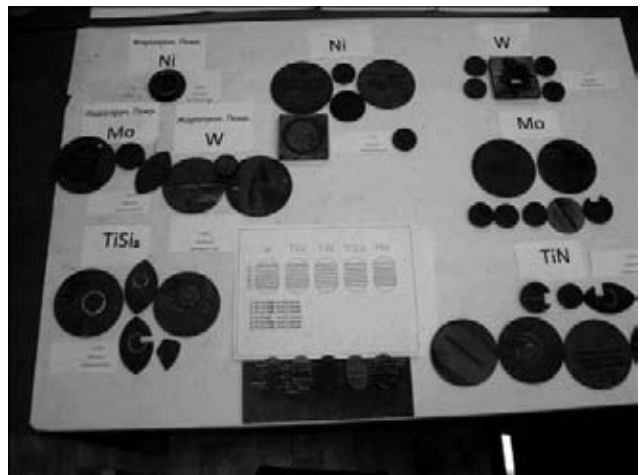


Figure 7. Samples of materials obtained in the SLS process

This eliminates the possibility of formation of intermetallic substances and alloys. A probability of interaction of the strongly heated powder or melted particles with the environment may constitute a certain threat. In this case the built-up material can considerably change both its composition and physical and chemical properties as compared with the initial powder. In all the experiments conducted a protective gas was used in the interaction zone in order to isolate it from the environment, the laboratory air with considerable content of chemically active oxygen. So the chemical composition of the faced material turned out equivalent to that of the powder material. As for the structure of the faced samples, they were not always

Table 3. Measured hardness of produced samples

Number of measurements	Hardness, <i>HV</i>					Average
	1	2	3	4	5	
Initial material	198.2	203.4	201.1	199.5	197.3	199.90
PG-SR3.4 (Cr, Co, Ni, Fe, W)	529.2	537.1	534.3	538.8	535.4	534.96
PG-SR3.4 + titanium oxide	547.9	555.4	546.1	556.3	547.8	550.70
PG-SR3.4 + nickel oxide	569.4	564.1	570.1	565.7	559.1	565.68
PG-SR3.4 + carbon nanotubes	700.1	698.2	702.1	704.9	703.8	701.82

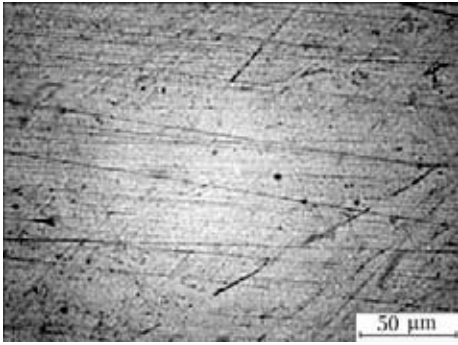


Figure 8. Molybdenum sample obtained at $P = 2$ kW, $v = 0.3$ m/min

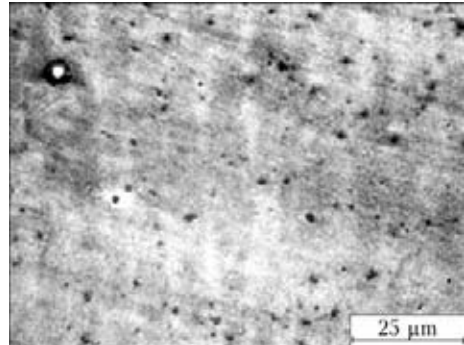


Figure 9. Nickel sample obtained at $P = 1.5$ kW, $v = 0.6$ m/min

absolutely uniform. The microanalysis of some samples revealed the cavities and microcracks in their sections, which will be illustrated by several examples in the description of the metallographic analysis results.

When facing with the molybdenum powder, a comparatively uniform structure is produced (Figure 8). The reduced etch resistance of the cast metal can suggest low chemical inhomogeneity, which, in principle, is expected to ensure high structure-sensitive properties. In passing from layer to layer, the solid phase grows from the melted surface thus favoring the formation of a close-packed structure.

With the nickel powder, a directed cellular-dendritic structure is generated that is uniform through the whole volume. The reduced etch resistance is evidence of low chemical inhomogeneity of the built-up material (Figure 9) which could result in high structure-sensitive properties, corrosion stability, for example. In passing from layer to layer, the growth of the solid phase proceeds from the melted elements of the primary structure. This offers high properties of

the transition zone. Some areas of the faced metal reveal pores. This can be due to the filler powder being poorly calcinated.

When the tungsten powder is used, the faced layers exhibit the structure typical of the cast tungsten (Figure 10, a). The poorly pronounced orientation of the structure shows up in the zones of fusion of individual rolls (Figure 10, b). The examination of the fusion line confirms that thermoconcentration overcooling offering successive solidification in the form of flat front, cells, dendrites or polyhedrons is a determining factor affecting the structure formation in the process of solidification.

In facing with the TiN powder, the built-up layer possesses a typically cast oriented structure that does not considerably change in passing from layer to layer. The deposited volume displays a directed growth of the solid phase (Figure 11). A new layer starts from the melted elements of the previous layer primary structure. This material is expected to have high service and strength properties. The variation of operating conditions to an increase in heat input results in the emergence of pores and shrinkage discontinuities.

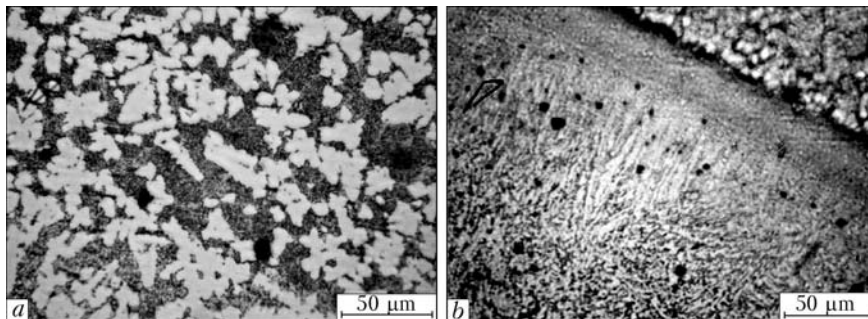


Figure 10. Structure (a) and structure orientation (b) in tungsten samples obtained at $P = 2.5$ kW, $v = 0.2$ m/min

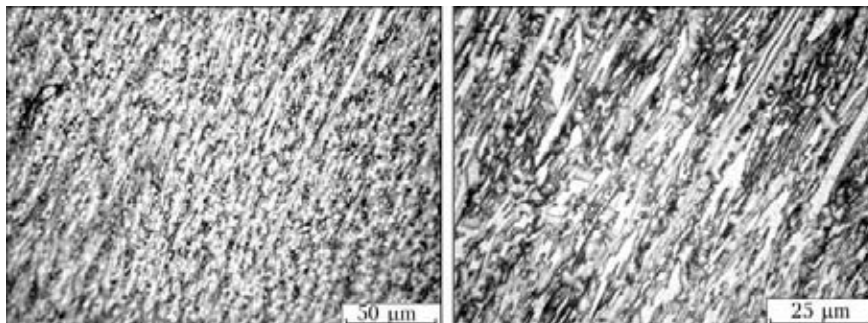


Figure 11. TiN sample obtained at $P = 2.0$ kW, $v = 0.3$ m/min

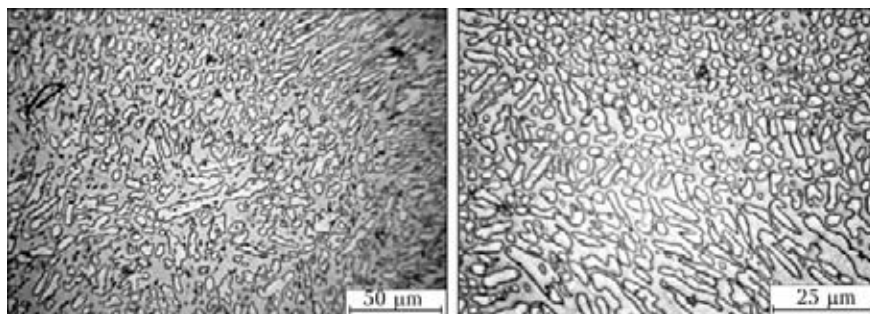


Figure 12. TiSi_2 sample obtained at $P = 1.5 \text{ kW}$, $v = 0.5 \text{ m/min}$

When facing with the TiSi_2 powder is carried out in the optimal conditions chosen experimentally, a typically eutectic structure is formed that is homogeneous through the whole volume (Figure 12). This suggests a low participation of the basic metal in the deposited material. The line of fusion of the individual layers is homogeneous in its structure and differs in the dimensions of the structural components. This material is expected to have high structure-sensitive properties. In some conditions the built-up layers show a number of pores. This can be explained by excess moisture accumulated in the powder on long-term storage in an untight container or by non-optimal conditions of powder calcination.

CONCLUSIONS

1. The samples of various materials have been obtained which possess a reasonably homogeneous structure, among them, the built-up layers of TiSi_2 display the highest hardness, the molybdenum and TiN layers contain no pores.

2. The samples of nickel and TiSi_2 powders show the homogeneous structure through the volume and

have pores. The pores can be both small and rounded and rather extended. In facing with the tungsten powder the built-up lasers have the structure typical for the cast tungsten.

1. Hejmadi, U., McAlea, K. (1996) Selective laser sintering of metal molds: the RapidTool Process. In: *Solid Freeform Fabrication Symp. Proc.* University of Texas, 97–104.
2. Shiganov, I.N. (2005) Up-to-date methods of rapid prototyping with the use of laser radiation. *Tekhnologiya Mashinostroeniya*, **10**, 65–71.
3. Grigoriantz, A.G., Misyurov, A.I. (2005) Possibilities and prospects of laser facing application. *Ibid.*, **10**, 52–56.
4. Abilsiitov, G.A., Andriyakhin, V.M., Safonov, A.N. (1983) Modification of material surfaces with laser radiation. *Izvestiya AN SSSR, Series Physics*, **47(8)**, 1468–1478.
5. Panchenko, V.Ya., Vasiltsov, V.V., Golubev, V.S. et al. (2003) Application of laser technology in die tool work surface upgrading. In: *Proc. of Int. Conf. on Laser Technologies in Welding and Material Processing* (Katsiveli, Ukraine, May 19–23, 2003). Kiev: PWI, 92–95.
6. Vasiltsov, V.V., Panchenko, V.Ya., Grezev, A.N. et al. (2007) Development of technologies for layer-by-layer laser synthesis of 3D parts in Russia and Belarus. In: *Proc. of SPIE*, 54–60.
7. Alexandrov, V.O., Vasiltsov, V.V., Panchenko, V.Ya. *Electric-discharge multichannel laser with diffusion cooling of working mixture*. Pat. 2410810 for Appl. 200814949496. Priority 15.12.2008. Publ. 27.01.2011.

INVESTIGATION OF FACTORS FOR DEFECT-FREE WELD FORMATION BY NON-VACUUM ELECTRON BEAM WELDING

U. REISGEN¹, M. SCHLESER¹, A. ABDURAKHMANOV¹, G. TURICHIN², E. VALDAITSEVA²,
F.-W. BACH³, T. HASSEL³ and A. BENIYASH³

¹RWTH Aachen University, Welding and Joining Institute, Aachen, Germany

²St-Petersburg State Polytechnic University, Institute of Welding and Laser Technology, St-Petersburg, Russia

³Leibniz University of Hannover, Institute of Materials Science, Garbsen, Germany

In these investigations, the influence of welding parameters on dynamic defects formation such as humping and undercuts is examined via non-vacuum electron beam welding (NV-EBW). To achieve this purpose, detailed practical experiments with simultaneous examination of weld pool dynamic by means of the modern measuring techniques have been made. The analysis of weld metal quality has been carried out which allowed investigating influence of single welding parameters. At that, the welding speed, its threshold for humping formation, electron beam power and its distribution were measured by means of the DIABEAM system. The Langmuir method had been used to build a volt-ampere characteristic of the plasma induced by electron beam for measurement and calculation of the local electron density and temperature, floating and plasma potential. This allowed calculating the plasma contribution as an additional thermal source in thermal field formation. Weld pool dynamic was fixed by means of a high-speed video recording for estimation of melt flow speed on the weld pool surface and humping growth rate.

Nowadays, modern technologies of electron beam welding (EBW) are sufficiently good tool for materials processing. One of original methods of electron beam use is non-vacuum electron beam welding (NV-EBW) which possesses good potential for application in mass production of lightweight constructions [1] and has been developed already more than 40 years ago. Now NV-EBW finds its application in the field of the automobile industry for joining tailored blanks, tailored tubes, exhaust systems, transmission and other components [2], as well as in manufacture of pipes and thick hot-rolled strips. The main advantages of NV-EBW in comparison with usual EBW in vacuum are the absence of necessity of vacuum creation in the working chamber, high welding speed, short production cycle time, inexpensive, good overlapping of weld gap, and high equipment efficiency. As disadvantage it is possible to name X-ray radiation and ozone that demands work on the closed protected chamber with exhaust system.

Thanks to available high reserve capacity it is theoretically possible to reach very high speed in NV-EBW of sheet metal. However, preliminary works have

shown that the intensive weld pool dynamic at increasing welding speed leads to the formation of weld defects, in particular humping and undercuts (Figure 1, *a* and *b*). That depends on the equipment accelerating voltage in welding of steel sheet metals at $v_w > 8$ m/min, aluminum materials with $v_w > 15$ m/min and leads, depending on power, to decrease of the weld strength and to the deterioration of its appearance. Therefore, the full power potential of the NV-EBW technology and its economic efficiency cannot be used

Experimental. For the experimental investigations in the Institute of Materials Science of the Hannover University, the PTR-Precision Technology installation of NV-EBW 25-175 TU type was used. Maximum beam power of the system is 25 kW with an acceleration voltage of 175 kV, maximum welding speed is 20 m/min. Besides, the welding process can be carried out with continuous as well as with pulsed beam current. In addition, the EB gun can be tilted stepless in an angle of 0–90°. In the ISF, for experimental investigation the Steigerwald NV-EBW installation was used. Maximum beam power of this

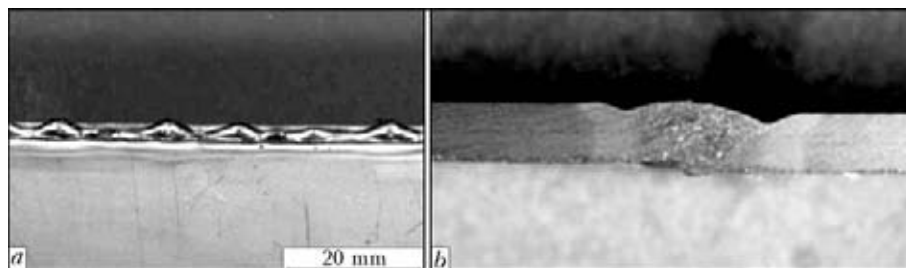


Figure 1. Dependence of humping (*a*) and undercuts (*b*) formation on NV-EBW speed at $v_w = 10$ and 12 m/min, respectively

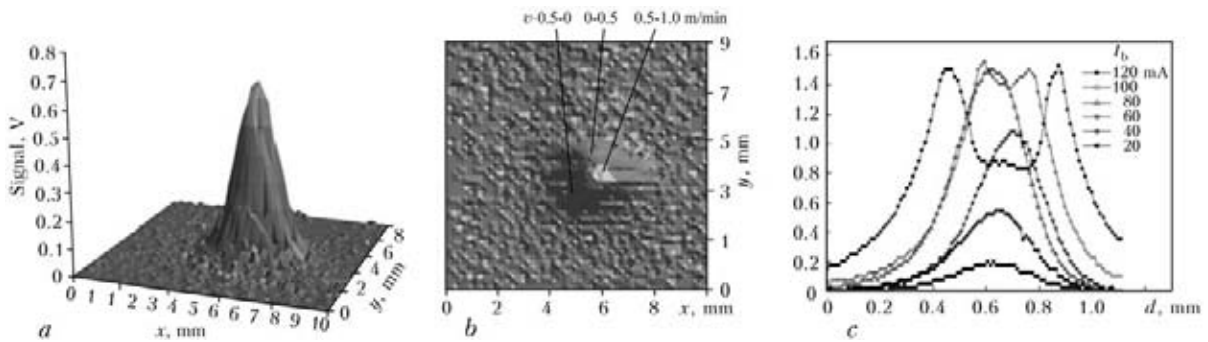


Figure 2. 3D (a) and 2D (b) representations of beam power density distribution at $U_{acc} = 150$ kV, $I_b = 60$ mA, $A = 10$ mm, and results of beam measurement at various beam currents, $U = 150$ kV, $A = 12$ mm and helium flow rate of 40 l/min (c)

system is about 30 kW with an acceleration voltage of 150 kV, and maximum welding speed reaches 57 m/min.

Results and discussion. *Electron beam characteristics.* The measurement of the electron beam characteristic was carried out with the help of the method of a rotation wire sensor. A signal from the sensor is registered by a DIABEAM system [3] in the form of electron beam power distribution in voltage. Detailed experimental research on measurement of electron beam characteristics are presented in work [4]. In addition, the measurement of the electron beam was carried out with the help of a measuring needle [5]. 2D as well as 3D graphic representations of the power density distribution of the electron beam is shown in Figure 2, a and b.

The electron beam diameters measured with three methods lie close together (0.9–1.1 mm at 10 mm working distance). The measurements were carried out in the free atmosphere as well as during the welding. Resulting from these measurements the phenomenon of the double splitting of the measured signal by 80 mA beam current could be observed (Figure 2, c). This can be explained by formation of a cylinder-shaped area around the beam axis which is filled with slow electrons from the atmospheric plasma. To check this assumption the experiments with two earthed steel rings placed under the outer nozzle (Figure 3, a) is carried out. Through the orifice of these rings the beam was transmitted. The sensor control regis-

tered a beam signal between these rings. At that the double splitting of signals was not observed, because the slow electrons were guarded by the ground rings (Figure 3, b).

The Langmuir probe method was taken as a measurement method for determination of plasma parameters induced by electron beam. The key element of the method is a rotating thin tungsten wire, which intersects the beam transversely on its axis and collects part of the current by itself. Bias voltages were given to the wire in range from -12 up to +12 V. At the same time signals, which are registered in the DIABEAM system as a voltage, were taken in the form of amplitude. As the material for welding was the DC05 steel, $v_w = 1.5$ m/min was chosen. The Langmuir probe, with respect to the specimen located above the weld zone, has a distance 7 and 5 mm under the outer nozzle of beam gun in order to reproduce the welding conditions. The results of the measurement are shown in Figure 4, a.

The conversion of the probe current (the distribution along the span) into the distribution along the beam radius was realized using the Abel's method numerically. Figure 4, b represents the typical dependence of the collected electron current on given bias potential U_{bias} . Points of given curves correspond to the height of obtained signal amplitude for electron beam power distribution under different bias voltage on the probe. The local electron density as well as the electron temperature, the floating potential and

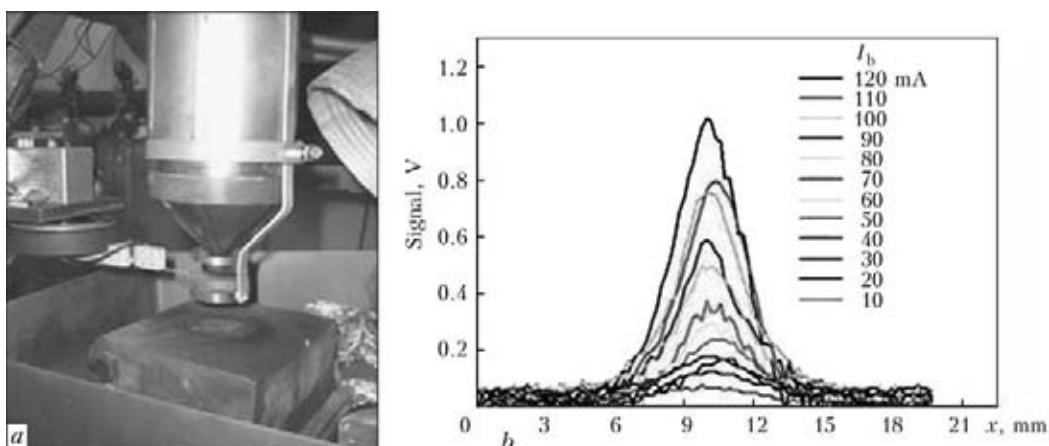


Figure 3. Installation of two steel rings under the outer nozzle of EB gun (a), and measured beam signal of power distribution at $A = 12$ mm (b)

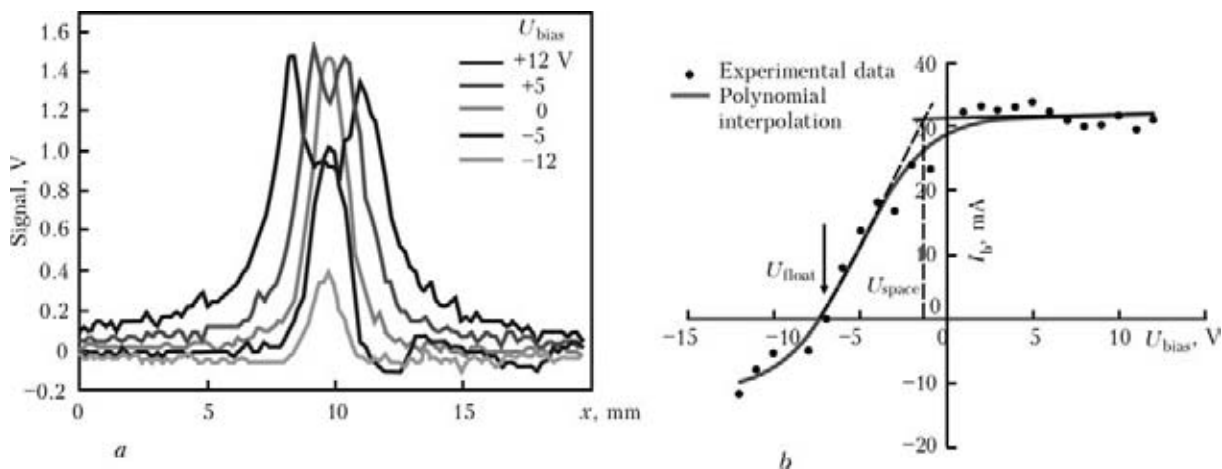


Figure 4. Signal of electron beam power density distribution from DIABEAM system during welding at beam current of 60 mA (a), and voltage-current characteristic (b)

the plasma potential were measured and calculated by means of this characteristic [6]. After the calculations the electron temperature was $T_e = 16200$ K, electron and ion density are $1.018 \cdot 10^{14}$ and $1.332 \cdot 10^9 \text{ cm}^{-3}$.

Investigation of dependence of weld defect formation on critical process parameters. The basis of the investigations about the process parameters concerning appearing weld defects like humping, undercut, punch tape, root concavity is the determination of the highest possible welding speeds at which no weld defects are observed. This depends on the beam current, working distance and welding atmosphere. Also the material, its purity and the seam shapes play an important role.

Identification of critical welding speed at different welding parameters. The identification of critical welding speed was carried out on steel plate DC05. The results show that the welding speed is the critical factor for undercuts or humping formation. By the increasing of the speed first originate the undercuts and with achievement of the critical speed for the given parameters the humping with at first irregular distance between the bubbles is formed. At rising welding speed there grows the number of the humps per length unit of the seam and at the same time periodicity of the effect increases, so that a nearly steady droplet distance arises. The following important parameter is the beam current. With its increasing the weld pool instability grows and with the achievement of the humping threshold the whole structure expands. The third-most important factor is the working distance which has influence particularly on the beam power density. As results show, the beam current must be reduced by reduction of the working distance at the same time, so that the penetration depth remains unchanged. Thereby, the penetration profile becomes narrow, nevertheless, the humping threshold changes only slightly.

Effect of materials on the critical welding speed and weld defect formation. The definition of the humping threshold for different materials was carried

out just like the methodology, which was mentioned above for steel DC05. The investigations have proved that a clear dependence of the critical welding speed on the welded material exists. While the humping threshold steels lies between 10 and 12 m/min and hardly depends on its chemical composition, no humps could be observed for aluminum and lead up to the welding speed of 20 m/min. The definition of the humping threshold for the alloy AlMg3 was carried out with the help of rotary test cylinders with a diameter of 220 mm, highest possible orbiting speed of 60 m/min and wall thickness of 3.2 mm showed beginning humping with this maximum speed. On specimens with a wall thickness of 1.7 mm no humping could be observed. Obviously the humping threshold depends on the physical properties of the welded material, primarily, on the surface tension and the density of the materials. The evaluation of the described weld experiments together with the material parameters suggests that the surface tension is a prevailing factor for the humping threshold.

Effect of material sheet thickness on weld defect formation. The experimental results to the definition of the metal thickness influence on the weld pool dynamic are listed in the Table.

It was determined that the welding speed threshold for humping falls with increasing material thickness. This can be explained by the change of the heat transfer mechanisms in the metal sheet during the transition from 2D into 3D case how, for example, Rykalin [7] defined it for the arc welding processes in the form of the transitional metal sheet thickness, that is dependent on the process and material parameters.

Effect of process gas on weld defect formation. Surface active substance matter as for example oxygen during the welding of steels takes effect as surface tension reductive element, whereby according to Rayleigh's theory the decay length increases and humping can be avoided or its appearance shifted to the side of higher speeds. The influence of shielding gas on the humping formation on overlap joint is

Effect of material sheet thickness on threshold of humping formation

Material	Thickness, mm	Beam current, mA	Working distance, mm	Helium flow rate, l/min	Welding speed, m/min	Weld quality
DC05	0.7	57	15	90	20	Good
DC05	1.5	80	15	90	12	Undercuts, humping
DC05	3.5	75	15	90	6	Undercuts, humping
AlMg3	1.5	40	15	90	20	Good, small undercuts
AlMg3	4.0	70	15	90	10	Undercuts, humping
Lead	1.0	12.5	15	90		Good, small undercuts
Lead	5.5	40	15	90	15	Undercuts, humping

determined. In the welding without secondary gas the melt loses directly at the beginning of the weld the binding to the upper metal, as soon as target welding speed is reached, and sinks on the bottom plate. The investigations showed that by application of secondary gas an increasing of the welding speed is possible about from 2 to 12 m/min before humping appears. In comparison to overlap joint the application of secondary gas with blind seams has a lesser influence. This is another evidence to the fact that the weld pool shape is an essential factor.

Effect of beam slope angle on weld defect formation. During the welding experiments, the tilting angle of the beam gun was also varied beside welding speed, beam current and working distance. Because the best results were achieved with a working distance of 8 mm and with dragging beam, all other experiments have been carried out with these parameters. With the increasing of the welding speed, the instability of the process rises. During the welding this appears as humping formation and root concavity. Both defects are caused by the weld pool dynamic. During the welding with inclined beam gun it was found out that by an optimized angle setting (about 3°, dragging) the suppression of the humping formation is possible, however, at the same time with increasing of the angle the grade of the root concavity grows. Summing up, it can be held on that the inclination of the beam gun is no effective means against the defect.

Influence of beam pulse on weld bead formation. The weld pool dynamic can be influenced by specific

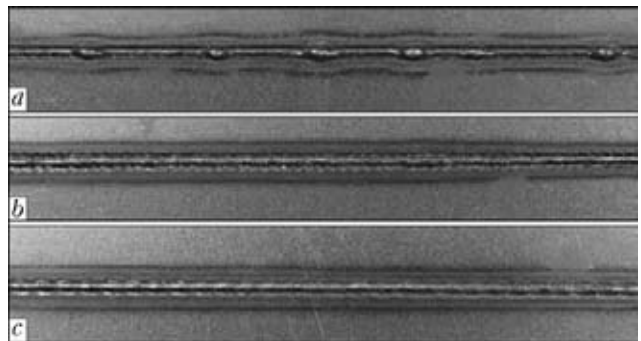


Figure 5. Bead on the DC05 plate 1.5 mm thick at $v_w = 14$ m/min, $A = 15$ mm, constant beam current of 90 mA (a), pulsed-beam current of 114 mA, $f_p = 100$ Hz, $t_p = 70$ % (b) and offset-pulsed beam current of 98 mA, $I_g = 60$ mA, $f_p = 55$ Hz, $t_p = 50$ % (c)

energy input in the workpiece substantially. This principle is the base for the investigations to the avoidance of humping by means of beam pulses. The decrease of the humping effect by the welding with pulsed beam current could be proved. By suitable choice of the frequency f_p and the pulse control factor t_p it is possible to produce weld on steel DC05 1.5 mm thick without humping at welding speeds of up to 14 m/min (Figure 5).

Nevertheless, the addition to the undercuts could not be changed or suppressed. By pulse process it is a disadvantage, that the limitation has an effect on the frequency of pulse. If required of a continuous weld at $v_w = 14$ m/min the minimum pulse frequency lies at $f_p \approx 100$ Hz. With lower frequency one receives a tack weld. Better results show the experiments at the pulse handling with offset (Figure 5, c). By the

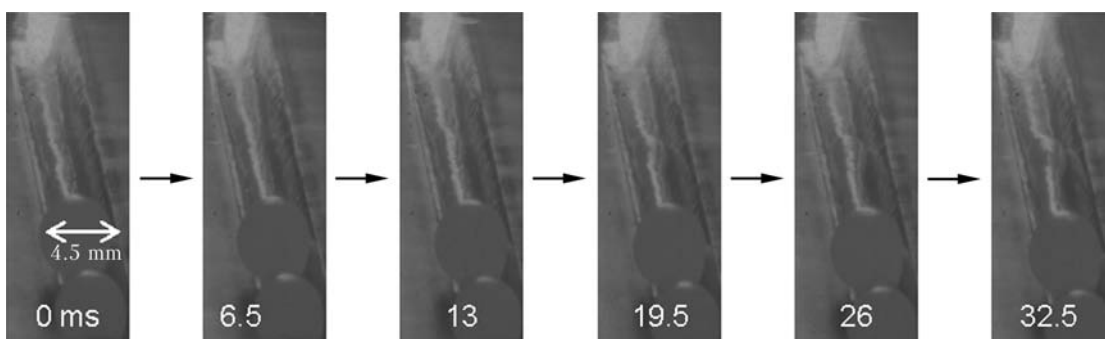


Figure 6. High-speed video recording of weld pool surface for evaluation of single hump formation

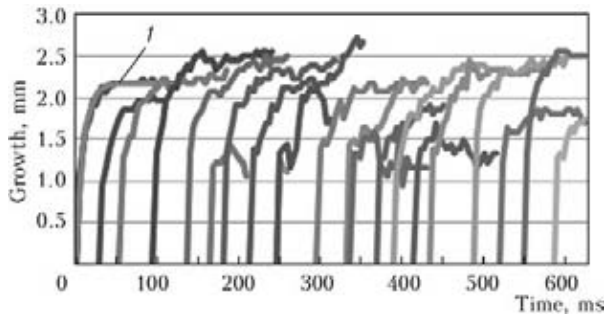


Figure 7. Size of humping bubbles during their formation: 1 – example of numerically fitted data laid on the first resulted data

lower frequency, compared with Figure 5, *b*, the ripples on the toe becomes particularly clear. Also undercuts are observable. The combination of pulsed-beam current and offset-beam current offers an actual possibility purposefully to influence the weld pool and to avoid therefore weld defect on the basis of humping.

Recordings of weld pool surface by means of high-speed video camera. Within the framework of the investigations video recordings of the weld pool were made. A typical sequence of the video recordings is shown in Figure 6.

The evaluation of the pictures contain first of all the definition of typical parameters of the dynamic processes in the weld pool in particular in the presence of humping. It was observed that humping bubbles

have generally a relative speed to the workpiece if they appear as a surface feature on the weld pool. The speed was determined, while the position change of a workpiece feature was put in relation to growing humping bubbles. Humping growth speeds up to the five-fold of welding speed were measured. This speed is reduced in further developing of the humping growth steadily up to the welding speed. To define the speed of the melt flow in the weld pool, video recordings were made at pulsed mode of the electron beam. Besides, the weld pool surface shows areas with slightly different brightness whose local change from picture to picture provide a basis to the calculation of the flow speed in the weld pool. The average speed of the melt flow in the middle part of the weld pool was of about 40 m/min relatively to the metal sheet surface. Furthermore the diameter of single humps was determined during their growth (Figure 7). It appears that the humps grow during their formation first very fast. With increasing size the growth rate clearly decreases. The resulted data rows were fitted numerically with the suitable exponential function $\Delta\gamma = ae^{-\gamma t}$. As a middle measure of the subdued growth of the humping bubbles ensue under the observed welding parameters $\gamma = 90$ 1/s. Sporadically exist recognizable early forms of the humping formation on the weld pool surface which engage its growth and lose again clearly to volumes. At the same time the

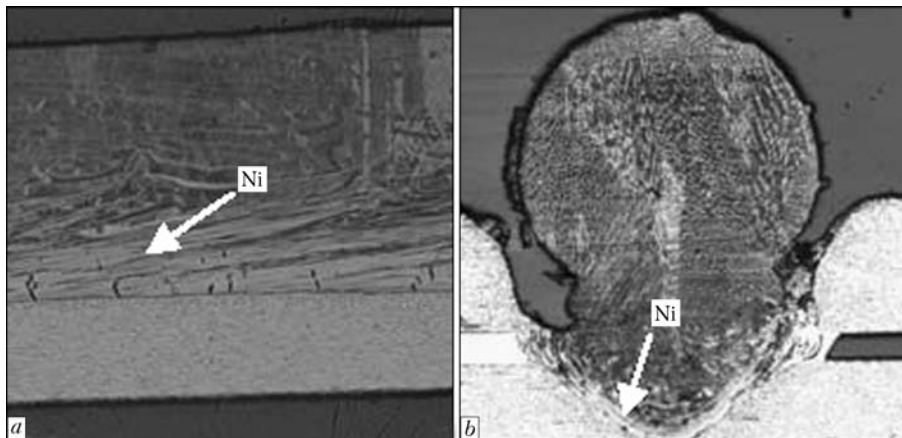


Figure 8. Longitudinal (*a*) and cross section (*b*) polish of the humping with nickel as indicator

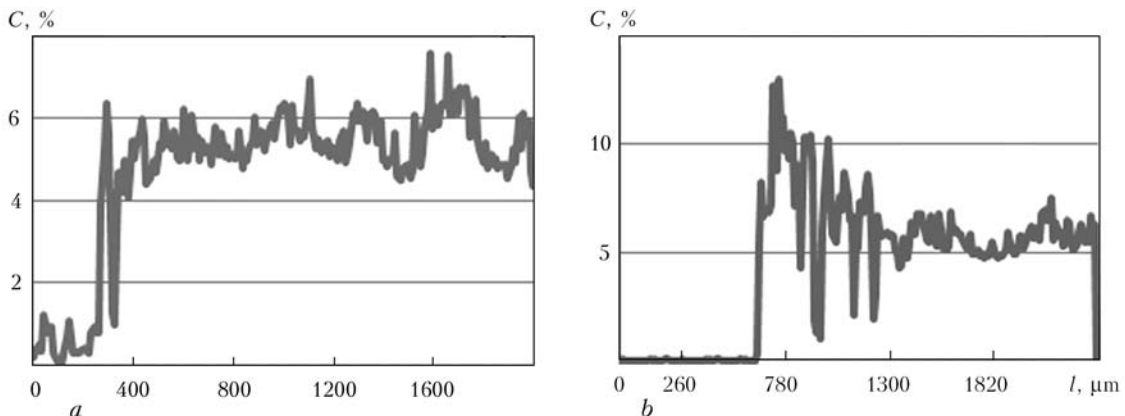


Figure 9. Concentration *C* of the indicator material in humping bubble horizontally (*a*) and vertically (*b*)

second, originating hump finds out a clear growth push, it is fed at the moment by the first, smaller growing droplet. So a process is clear, for example to pursue in the interval between 200 and 300 ms with the help of the measuring curves in Figure 7.

Experimental determination of melt flow in weld pool through indicator material. For the visualization of the movement of the liquids in the weld pool the welding experiments were carried out on the sheets of composite workpiece. The test arrangement consisted of two steel sheets and an interlaid nickel tape 100 μm thick. Similar experiments were carried out earlier in thick-walled materials [8] and have proved the presence of vertically arranged liquid flows in the weld pool. During the investigations described these flows cannot be observed. In the experiment only parallel flows could be observed in horizontal direction (Figure 8).

It types another dynamic of the weld pool. Except optical and metallographic investigations the distribution of the indicator material (Figure 9) was examined with the help of the method of the microprobe analysis which could not cover any areas of abnormal fortified indicator material in the section plane of the humping segments by which the absence of the vertically arranged flows of the liquid could be confirmed once again.

CONCLUSIONS

1. As a result of measurement of power density distribution at high beam currents the phenomenon of double splitting of the measured signal was observed. The investigations have shown that this splitting is caused by action of secondary electrons as a result of plasma ionization which has effect on results of measurement and does not influence results of welding.

2. Experiments were performed to characterize EB-generated plasmas in air during the welding. Using the Langmuir probe method the plasma parameters such as electron and ion densities and also electron temperatures was measured. These results can be used, for example, for further calculation of plasma contribution on temperature distribution as additional heat source.

3. Threshold of welding speed in dependence on beam current and working distance, at which there is an humping effect and undercuts, have been defined. It has been established that with increasing of beam current the instability of weld pool grows. With reduction of working distance, the beam intensity increases and consequently the beam current must be reduced. Thus the penetrations profile is narrowed, also a speed threshold of humping formation changes slightly.

4. Thresholds of humping formations for deferent materials have been defined. Thereby the important factor is the surface tension force.

5. With increasing of material sheet thickness the speed threshold of humping formation decreases. The reason for that is the change of a mode of heat conductivity and hydrodynamics for fusion.

6. Use of shielding gas suppresses effect of humping formations by influence on surface tension coefficient.

7. The tilting angle of the beam gun concerning a metal plate allows humping at certain angle to be suppressed, however, at the same time with increasing of the angle the grade of the root concavity grows. Summing up, it can be held on that the inclination of the beam gun is no effective means against the weld defect.

8. The combination of pulsed-beam current and offset-beam current offers an actual possibility to purposefully influence the weld pool and to avoid therefore weld defect on the basis of humping, but the undercuts could not be changed or suppressed.

9. The high-speed video recording has allowed us to estimate growth rates and the sizes of humping bubbles.

10. Use of indicator material in the weld pool has allowed a flow fusion to be revealed. Parallel flows in a horizontal direction were observed, that proves to be true by spectroscopic analysis of cross and longitudinal sections.

Acknowledgments. *This research was performed under the auspices of DFG (Deutsche Forschungsgemeinschaft) within a co-operative research project №.Di.434/88-1.*

1. Bach, Fr.-W., Szelagowski, A., Versemann, R. et al. (2002) Non vacuum electron beam welding of light sheet metals and steel sheets. *IIW Doc. IV-823-02*.
2. Powers, D.E., Schumacher, B.W. (1989) Using the electron beam in air to weld conventionally produced sheet metal parts. *Welding J.*, 68(2), 48-53.
3. Dithely, U., Goumeniuk, A., Böhm, S. et al. (2001) Electron beam diagnostics: A new release of the diabeam system. *Vacuum*, 62, 77-85.
4. Reising, U., Schleser, M., Abdurakhmanov, A. et al. (2010) Messung der Strahlqualität einer Elektronenstrahlanlage in Umgebungsatmosphäre. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, 41(1), 45-52.
5. Bach, Fr.-W., Beniyash, A., Hassel, T. et al. (2009) Experimental investigation of electron beam characteristics in atmosphere. In: *Proc. of 6th Int. Conf. on Beam Technologies and Laser Application* (St-Petersburg, Russia, 23-25 Sept. 2009), 239-249.
6. Reising, U., Schleser, M., Abdurakhmanov, A. et al. (2009) Measurement method of electron beam plasma parameters by non-vacuum electron beam welding. In: *Ibid.*, 259-266.
7. Rykalin, N. (1957) *Berechnung der Wärmevergänge beim Schweißen*. Berlin: Technik.
8. Sievers, E.-R. (2006) Schmelzbadinstabilitäten beim Elektronstrahlschweißen von Grobblechen. *Schweißen und Schneiden*, 58(6), 288-295.

PARAMETER OPTIMIZATION OF LASER BEAM MACHINING PROCESS USING HYBRID ABC-SA ALGORITHM

R.V. RAO¹, V.S. KOVALENKO², V. KOLPAKOV², V.D. KALYANKAR¹ and D. SINGH¹

¹Sardar Vallabhbhai National Institute of Technology, Surat, India

²NTUU «Kiev Polytechnic Institute», Kiev, Ukraine

The optimum selection of process parameters is essential for advanced machining processes as these processes incur high initial investment, tooling cost, operating and maintenance costs. Laser beam machining is a widely accepted advanced material removal process for various machining applications such as cutting of metallic and non-metallic sheets, drilling, welding, turning, etc. In this paper, a new optimization hybrid ABC-SA algorithm (artificial bee colony (ABC) and simulated annealing (SA) ones) is proposed and applied to find the optimal combination of process parameters of laser beam machining. Three application examples are presented to illustrate the proposed algorithm and the results are compared with the previously published results.

In recent years an increasing demand for machining of complex shapes made of hard and difficult-to-machine materials with exact tolerances and surface finish resulted in the development of many advanced machining processes based on thermal, electrothermal, chemical, electrochemical, mechanical and other means of material removal. Laser beam machining (LBM) is one of the advanced machining processes used for shaping almost whole range of engineering materials. The laser beams are widely used for cutting, drilling, marking, welding, milling, turning, sintering and heat treatment. The schematic of LBM process is shown in Figure 1 [1]. As shown, when a high energy density laser beam is focused on work surface the thermal energy is absorbed which heats and transforms the work volume into a molten, vaporized or chemically changed state that can easily be removed by flow of high pressure assist gas jet. LBM has been gaining wide acceptance in cutting of metallic and

non-metallic sheets, drilling, welding, and heat treatment applications.

LBM users always want to achieve higher machining productivity with a desired accuracy and surface finish. Performance of the LBM process, however, is affected by many factors, such as air pressure, lamp current, pulse frequency, pulse width, cutting speed, and a single parameter change will influence the process in a complex way. Because of many variables, complex and stochastic nature of the process, achieving the optimal performance, even for a highly skilled operator with a state-of-the-art laser cutting machine is rarely possible. An effective way to solve this problem is to discover the relationship between the performance of the process and its controllable input parameters by modeling the process through suitable mathematical techniques and optimization using suitable optimization algorithm. In the present work, response surface methodology is used to model the proc-

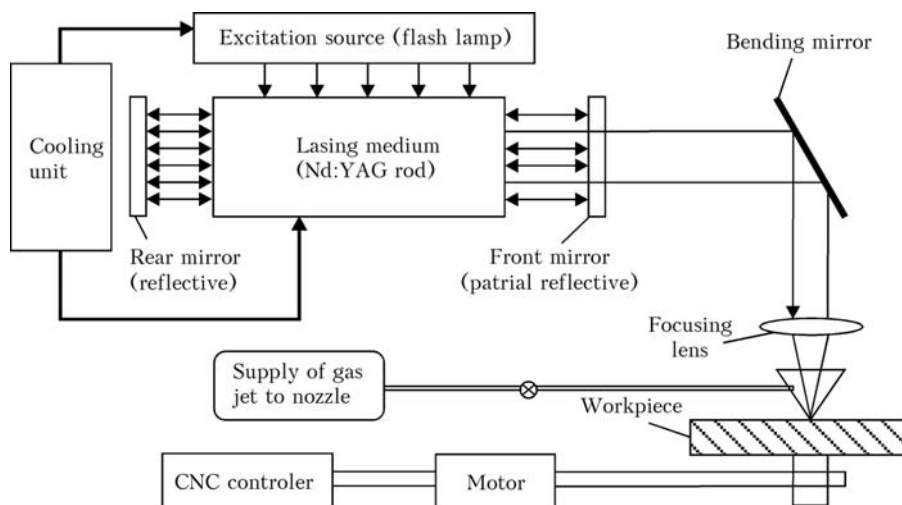


Figure 1. Schematic of LBM process [1]

ess. A new evolutionary optimization algorithm, known as hybrid ABC-SA algorithm, is proposed in this work to achieve the optimum parameter setting in LBM process.

Review of research work on optimization of process parameters of LBM. The literature related to modeling and optimization of LBM is mainly using statistical design of experiments such as Taguchi method and response surface method (TMRSM). Tam et al. [2] applied the Taguchi method to study the laser cutting process for 4.5 mm thick mild steel sheet. The signal-to-noise ratio of overall figure-of-merit was considered as quality function. This quality function integrated the weighted effects of quality characteristics (kerf width, surface roughness, microhardness, slope of cut edge and HAZ) and cost components (cutting speed, oxygen pressure and beam power). Mathew et al. [3] performed parametric studies on pulsed Nd:YAG laser cutting of fiber-reinforced plastic composite sheet 2 mm thick. A central composite design with uniform precision was used for experimental design and a second-order response surface model for HAZ zone and kerf taper was developed. The input process parameters were the cutting speed, pulse energy, pulse duration, pulse repetition rate and gas pressure.

Lim et al. [4] applied the Taguchi method for the study of the surface roughness obtained during high-speed laser cutting of stainless steel sheets. Almeida et al. [5] applied factorial design approach to determine the effects of pulse energy, overlapping rate and type of assist gas on the surface roughness and dross formation (edge irregularity) during Nd:YAG laser cutting of pure titanium and titanium alloy. Li et al. [6] also applied Taguchi robust design methodology to study the width of cut and HAZ during laser cutting using a diode-pumped solid-state laser system. The cutting parameters considered were the laser current, laser frequency and cutting speed.

Dubey and Yadava [7] used hybrid TMRSM for the multi-response optimization of a laser beam cutting process, in which Taguchi quality loss function was used to find the optimum level of input cutting parameters such as assist gas pressure, pulse width, pulse frequency and cutting speed. Two quality characteristics, kerf width and material removal rate, were selected for simultaneous optimization. The results showed considerable improvement in both the quality characteristics when the hybrid approach was used, as compared to the results of a single approach. However, the second-order response surface model developed in this work for kerf width is incomplete as it does not include the interaction effects terms of certain input cutting parameters. As these interaction effects are significant, the model presented in [7] provides wrong values of kerf width, and hence the optimum value of kerf width obtained by them is erroneous. In the next work [8], Dubey and Yadava ap-

plied a hybrid approach of Taguchi method and principal component analysis for multi-objective optimization of pulsed Nd:YAG laser cutting of nickel-based super alloy sheet to achieve better cut qualities within existing resources. Three-quality characteristics, namely: kerf width, kerf deviation and kerf taper, were considered for simultaneous optimization. Dubey and Yadava [9] optimized two kerf qualities such as kerf deviation and kerf width using Taguchi quality loss function during pulsed Nd:YAG laser cutting of aluminium alloy sheet. Rao and Yadava [10] presented a hybrid optimization approach for the determination of the optimum laser cutting process parameters, such as oxygen pressure, pulse width, pulse frequency and cutting speed, to minimize the kerf width, kerf taper and kerf deviation together during pulsed Nd:YAG laser cutting of thin sheet of nickel-based super alloy using a hybrid approach of Taguchi methodology and grey relational analysis. Li and Tsai [11] used grey relational analysis for multi-objective optimization of laser cutting for flash memory modules with special shapes.

Dhupal et al. [12] investigated the relationship of processes parameters of pulsed Nd:YAG laser-turning operation, such as lamp current, pulse frequency, pulse width, assist air pressure and cutting speed of workpiece, on upper deviation, lower deviation and depth characteristics of laser-turned microgrooves produced on the Al_2O_3 cylindrical workpiece. This work was extended further by the same authors by developing a model using feed-forward artificial neural network and optimization by genetic algorithm (GA) [13]. A few investigations on optimization of laser welding process parameters for mechanical and metallurgical properties of work material were also reported [14–18].

The optimization of process variables is a major area of research in LBM process. It is observed from the literature that either Taguchi methods or hybrid TMRSM approaches have been employed so far for optimization of process parameters of LBM. However, Taguchi proposes a short-term, one-time improvement technique to reduce the number and cost of experimentations, which may eventually lead to suboptimal solutions. Very few researchers had tried GA for optimization of process parameters of LBM. However, GA provides a near optimal solution for a complex problem having large number of variables and constraints due to difficulty in determination of optimum controlling parameters such as population size, crossover rate and mutation rate. Therefore, the efforts must be continued to use more recent optimization techniques, to modify the existing algorithms, and to develop hybrid algorithms which are more powerful, robust and able to provide accurate solutions. Hence, in this work an effort is made to develop a new optimization algorithm, namely hybrid ABC-SA algo-

rithm. The proposed algorithm is applied for optimization of process parameters of LBM.

Hybrid ABC-SA algorithm. Hybrid ABC-SA algorithm is developed by combining the good characteristic of two existing non-traditional optimization algorithms, namely artificial bee colony and simulated annealing ones, which are briefly discussed below.

ABC algorithm is developed to model the intelligent behaviors of honeybee swarm [19–22], which consists of two essential components (food sources and foragers) and defines two leading modes of the behavior (recruitment to a nectar source and abandonment of a source). The value of food source depends on different parameters such as its proximity to the nest, richness of energy and ease of extracting this energy. Foragers can be unemployed, employed or experienced. There are two possibilities for an unemployed forager: scout bee (if the bee starts searching spontaneously without any knowledge), and recruit (if the unemployed forager attends to a waggle dance done by some other bee, the bee will start searching by using the knowledge from waggle dance). When the recruit bee finds and exploits the food source, it will raise to be an employed forager who memorizes the location of the food source. Experienced foragers use their historical memories for the location and quality of food sources. It can be an inspector, which controls the recent status of food source already discovered. There is a greater probability of onlookers choosing more profitable sources since more information is circulating about the more profit able sources. Employed foragers share their information with a probability, which is proportional to the profitability of the food source, and the sharing of this information through waggle dancing is longer in duration. Hence, the recruitment is proportional to profitability of a food source.

SA algorithm is a probabilistic hill climbing soft computing algorithm. According to this algorithm, if i is the current configuration with cost $E(i)$ then using the Metropolis algorithm [23], the probability of accepting j as next configuration depends on the difference in the function value at these two points or on $\Delta E = E(i + 1) - E(i)$ and is calculated using the Boltzman probability distribution as

$$\Pr \{ \text{new} = j \mid \text{current} = i \} = \begin{cases} 1 & \text{if } \Delta E \leq 0 \\ e^{-\Delta E/KT} & \text{otherwise} \end{cases}. \quad (1)$$

If $\Delta E \leq 0$, this probability is one and the solution is always accepted. The interesting situation happens when ΔE is bigger than zero, which implies that the new function value is worst than existing one. According to many traditional algorithms, the solution should not be chosen. According to the Metropolis algorithm, there is some finite probability of selecting this worst solution. However the probability is not same in all situations. This probability depends on

the magnitude of controlling temperature T and temperature decrement factor ΔT .

As mentioned above, ABC and SA algorithms are both independently valid approaches with certain strengths and weaknesses. ABC algorithm combines both the stochastic selection scheme carried out by onlooker bees, and greedy selection scheme used by onlookers and employed bees to update the source position. Also the neighbor source production mechanism in ABC is similar to the mutation process, which is self-adapting. The random selection process carried out by the scout bees maintains diversity in the solution. However, ABC algorithm suffers from drawback of inferior local selection strategy and poor local convergence speed [21].

SA algorithm has better convergence property if starting temperature is sufficiently high and cooling rate is low. Because of the discrete nature of the function and construction evaluations, the convergence or transition characteristics are not affected by the continuity of differentiability of the function. The convergence is also not influenced by the convexity status of the feasible space. This algorithm can be used to solve mixed-integer, discrete, or continuous problems. However as SA algorithm does not begin with the population of solutions, parallelism can not be easily exploited in SA [24]. Rao and Pawar [25] used ABC and SA algorithms for grinding process parameter optimization and reported their performance.

Hence an effort is made in this work to develop a new hybrid ABC-SA algorithm to overcome the drawbacks of existing ABC and SA algorithms and to combine the benefits of both the ABC and SA algorithm. The algorithm begins with allocation of the onlooker bees to the employed bees based on the fitness values of employed bees. In conventional ABC algorithm the best onlooker bee will replace the employed bee only if it has better fitness value. In hybrid ABC-SA algorithm, a local selection strategy of SA algorithm is applied to select the onlookers' probability related to current temperature. The hybrid ABC-SA algorithm is shown in Figure 2.

In LBM process, improvement in material removal rate, reduction in kerf width and dimensional accuracy are the important objectives. The optimization aspects related to these objectives are considered through the following three examples to demonstrate and validate the proposed hybrid ABC-SA algorithm.

Example 1 presents the multi-objective optimization of process parameters of LBM such as gas pressure GP, pulse width PW, pulse frequency PF, and cutting speed CS so as to achieve minimum kerf width KW and maximum material removal rate MRR. The optimization model in this example is formulated based on the second-order response surface model (RSM) developed by Dubey and Yadava [7] for KW and MRR. The RSM equations developed by Dubey and Yadava [7] for KW and MRR are given by

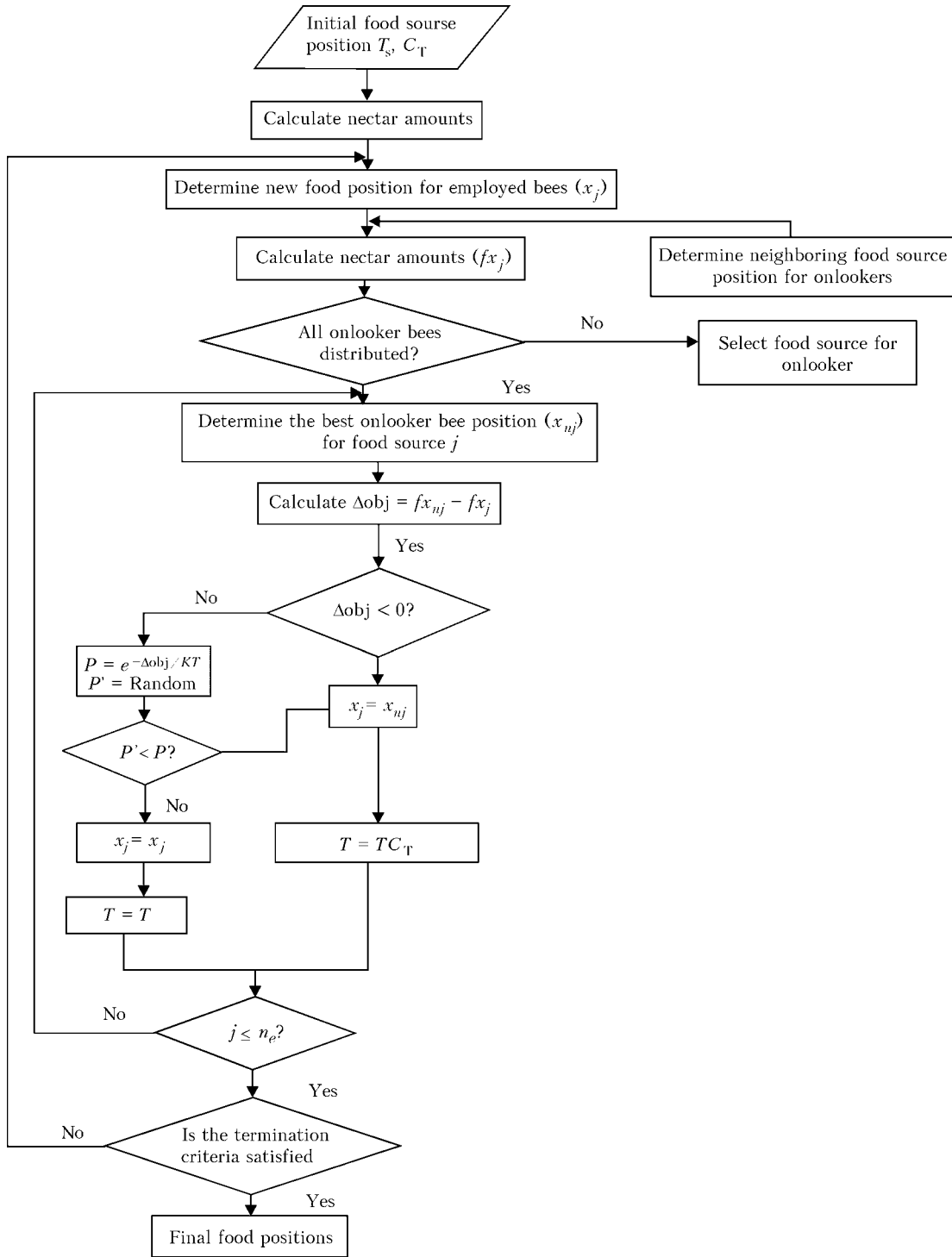


Figure 2. Flowchart for hybrid ABC-SA algorithm

$$\begin{aligned}
 KW = & 0.1511 + 0.0746x_1 + 0.3736x_2 - \\
 & - 0.0191x_3 + 0.0021x_4 + 0.0013x_1^2 - \\
 & - 0.1274x_2^2 + 0.0008x_3^3 - 0.0126x_1x_2 - \\
 & - 0.0029x_1x_3 + 0.0010x_2x_3;
 \end{aligned} \tag{2}$$

$$\begin{aligned}
 MRR = & -97.6352 - 23.5623x_1 + 47.6419x_2 + \\
 & + 9.0159x_3 + 1.4135x_4 + 2.2470x_1^2 - 23.45604x_2^2 - \\
 & - 0.1721x_3^2 - 0.0027x_4^2 + 11.2499x_1x_2 + \\
 & + 0.0417x_1x_3 - 0.1050x_1x_4 - 1.4063x_2x_3 + \\
 & + 0.2750x_2x_4 + 0.0175x_3x_4,
 \end{aligned} \tag{3}$$

Table 1. Coded values of the LBM process variables for example 1

Factor	Coded level				
	-2	-1	0	+1	+2
Gas pressure, kg/cm ²	2.5	3.0	3.5	4.0	4.5
Pulse width, ms	0.6	0.8	1.0	1.2	1.4
Pulse frequency, Hz	20	22	24	26	28
Cutting speed, mm/min	25	50	75	100	125

where x_1, x_2, x_3, x_4 are the values of the process variables GP, PW, PF and CS, respectively (Table 1).

It is observed from (2) that the RSM does not contain the square term x_4^2 as well the interaction terms x_2x_4 and x_3x_4 . Therefore, (2) is reformulated to include the terms x_4^2, x_1x_4, x_2x_4 and x_3x_4 by

$$\begin{aligned}
 KW = & 0.1511 + 0.0746x_1 + 0.3736x_2 - \\
 & - 0.0191x_3 + 0.0021x_4 + 0.0013x_1^2 - 0.1274x_2^2 + \\
 & + 0.0008x_3^2 + 4.526 \cdot 10^{-6}x_4^2 - 0.0126x_1x_2 - \\
 & - 0.0029x_1x_3 + 0.003x_1x_4 + 0.0010x_2x_3 - \\
 & - 0.00017x_2x_4 - 0.00012x_3x_4.
 \end{aligned} \tag{4}$$

It is observed from (4) that interaction effects play a significant role for the present example. As these interaction terms are ignored in the model presented by Dubey and Yadava [7], it provides wrong values of KW and therefore the optimum value of KW obtained by Dubey and Yadava in 2008 is erroneous.

Then let us formulate an optimization model. The objective functions are the minimize KW (4) and maximize MRR (3). Combined objective function Z is then formulated as

$$\text{Minimize } Z = \frac{w_1 KW}{KW_{\min}} - \frac{w_2 MRR}{MRR_{\max}}, \tag{5}$$

where $KW_{\min} = 0.231$ mm is the minimum value of KW obtained when single objective optimization problem considering only minimization of KW as an objective; $MRR_{\max} = 196$ mg/min is the maximum value of MRR when single objective optimization

problem considering only maximization of material removal rate as an objective; w_1 and w_2 are the weightages assigned to the objective functions KW and MRR, respectively. The values of weightages can be decided by the user. However, in the present example, same weightages, as considered by Dubey and Yadava [9], $w_1 = 0.8$ and $w_2 = 0.2$ are used for comparison purpose.

In this work the following bounding values are considered for process variables:

$$2.5 \leq GP \leq 4.5 \text{ kg/cm}^2; \tag{6}$$

$$0.6 \leq PW \leq 1.4 \text{ ms}; \tag{7}$$

$$20 \leq PF \leq 28 \text{ Hz}; \tag{8}$$

$$25 \leq CS \leq 125 \text{ mm/min}. \tag{9}$$

Optimization is then carried out using hybrid ABC-SA algorithm for the following optimum parameter setting: number of iterations – 150; number of employed bees – 5; number of onlookers bees – 11; number of scout bees – 1; initial temperature – 200; decrement factor – 0.01. This parameter setting is arrived at after conducting a number of trials.

The results of optimization obtained by various optimization methods are presented in Table 2. It is observed that the improvement in MRR obtained by using hybrid ABC-SA method over that obtained using Taguchi approach and hybrid TMRSM approach is 43.48 and 5.32 %, respectively. The results obtained by using hybrid ABC-SA algorithm also shows a significant reduction in KW by 45.72 % over that obtained by using Taguchi approach. The results obtained by using of hybrid ABC-SA algorithm also show better accuracy of solution than those obtained by using ABC and SA algorithms when applied independently.

The results of optimization using hybrid ABC-SA algorithm can be confirmed from Figures 3–6. Figure 3 shows variation of KW and MRR with GP. It is shown that as KW is slightly decreasing up to $GP = 3 \text{ kg/cm}^2$ and thereafter increases with GP. MRR also decreases with increase in GP. Hence, the value of $GP = 2.526 \text{ kg/cm}^2$ provided by hybrid ABC-SA algorithm is appropriate. Figure 4 shows variation of

Table 2. Results of optimization of LBM process for example 1

Method	GP, kg/cm ²	PW, ms	PF, Hz	CS, mm/min	KW, mm	MRR, mg/min
Taguchi [7]	3.5	1.0	24	75	0.3733	124.109
Taguchi [7]	3.5	1.0	24	75	0.341	124.109
Hybrid TMRSM [7]	3.5051	0.6	28	125	0.3267	169.166
Hybrid TMRSM [7]	3.5051	0.6	28	125	0.234	169.166
Hybrid ABC-SA	2.526	0.6	25.8	125	0.234	178.980
ABC	2.5	0.6	25.76	125	0.236	175.308
SA	2.516	0.6	25.69	125	0.236	174.975

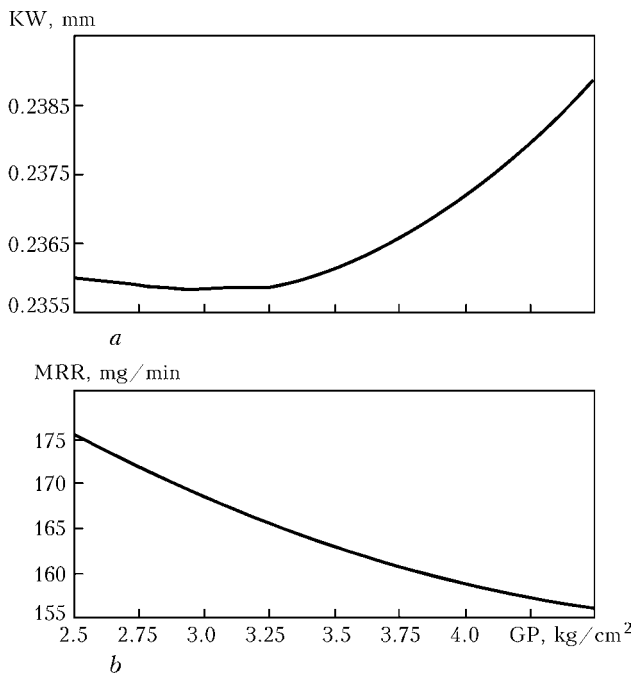


Figure 3. Variation of kerf width (a) and material removal rate (b) with gas pressure

KW and MRR with PW. KW and MRR both increases with increase in PW. Thus from the KW point of view lower bound value of PW is better whereas from MRR point of view upper bound value of PW is better. However, as higher weight is assigned to KW (i.e. 0.8) than that of MRR (i.e. 0.2), more priority is given to KW reduction. Hence selection of lower bound value of PW is appropriate. Figure 5 shows variation of KW and MRR with PF. It is clearly indicated that minimum KW and maximum possible MRR occurs at PF = 25.8 Hz. Figure 6 shows variation of KW and MRR with CS. As shown, KW

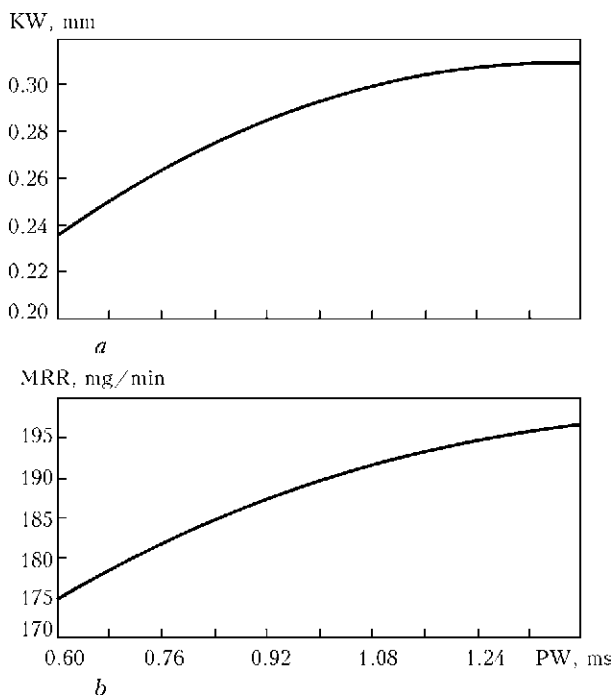


Figure 4. Variation of kerf width (a) and material removal rate (b) with pulse width

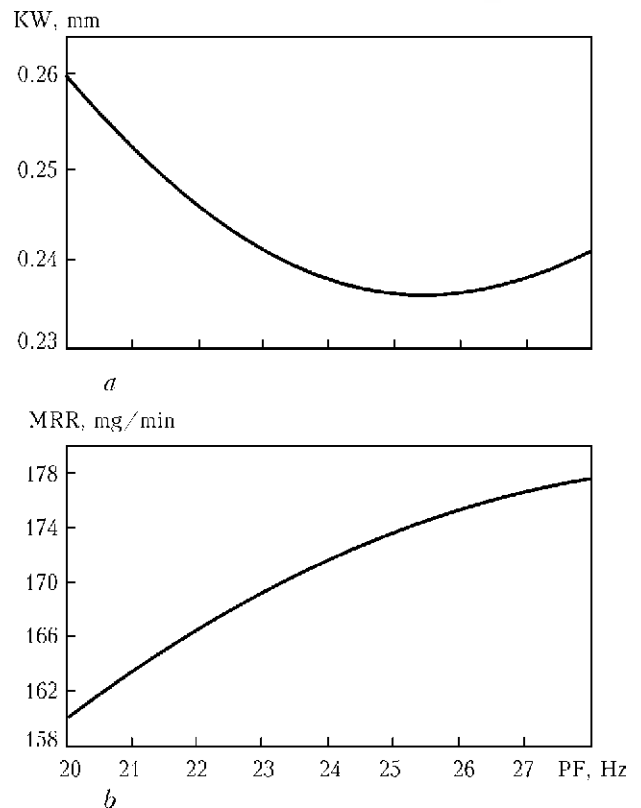


Figure 5. Variation of kerf width (a) and material removal rate (b) with pulse frequency

decreases and MRR increases with increase in the CS. From this point of view the upper bound value of CS = 125 mm/min provided by hybrid ABC-SA algorithm is appropriate. The convergence of hybrid ABC-SA, ABC and SA algorithms is shown in Figure 7.

Example 2 presents the multi-objective optimization of process parameters of LBM, such as oxygen pressure OP, PW, PF and CS so as to achieve mini-

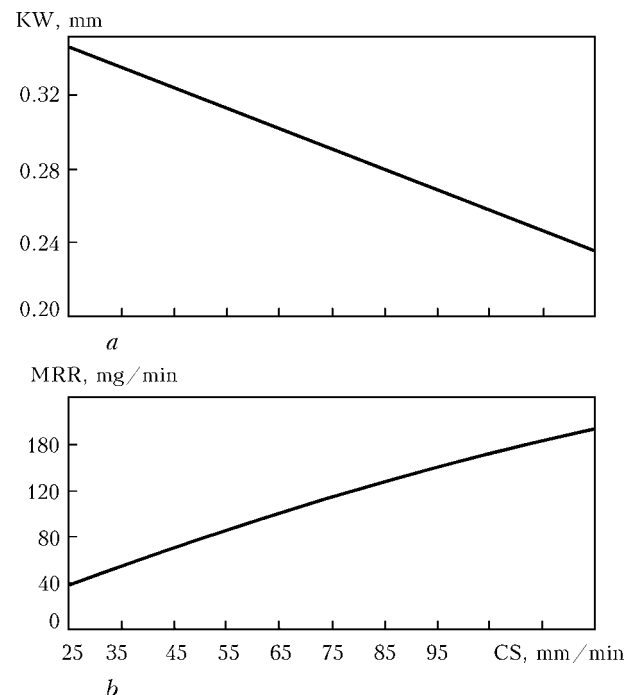


Figure 6. Variation of kerf width (a) and material removal rate (b) with cutting speed

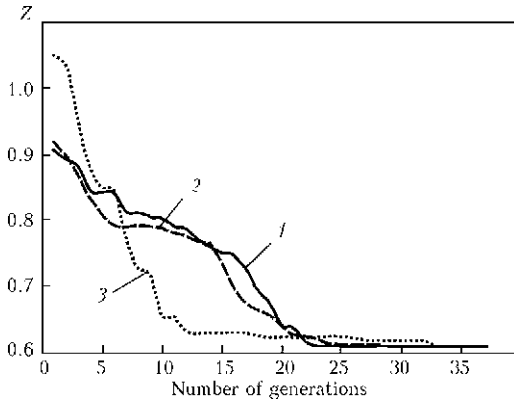


Figure 7. Convergence of hybrid ABC-SA (1), ABC (2) and SA (3) algorithms for example 1

mum KW at top (KW_{top}) as well as minimum KW at bottom (KW_{bot}). The optimization model in this example is formulated based on the second-order RSM developed by Sharma and Yadava [26]. The RSM developed for KW_{top} and KW_{bot} are respectively given by

$$\begin{aligned}
 KW_{top} = & 0.41303 + 0.00285x_1 + 0.0177x_2 + \\
 & + 0.00452x_3 - 0.0009x_4 - 0.000103x_1^2 - \\
 & - 0.002103x_2^2 - 0.002053x_3^2 + 0.003297x_4^2 + \quad (10) \\
 & + 0.00035x_1x_2 + 0.000525x_1x_3 + 0.0012x_1x_4 - \\
 & - 0.00575x_2x_3 - 0.002075x_2x_4 - 0.00065x_3x_4;
 \end{aligned}$$

$$\begin{aligned}
 KW_{bot} = & 0.408314 + 0.001325x_1 + 0.016742x_2 + \\
 & + 0.004075x_3 - 0.002008x_4 + 0.000074x_1^2 - \\
 & 0.001401x_2^2 - 0.001626x_3^2 + 0.001749x_4^2 - \quad (11) \\
 & - 0.001287x_1x_2 + 0.000387x_1x_3 + 0.000638x_1x_4 - \\
 & - 0.005312x_2x_3 - 0.002362x_2x_4 + 0.000312x_3x_4,
 \end{aligned}$$

where x_1, x_2, x_3, x_4 are the coded values of OP, PW, PF and CS, respectively (Table 3). Here, objective functions are minimize KW_{top} (10) and minimize KW_{bot} (11), and combined objective function Z is then formulated as

$$\text{Minimize } Z = \frac{w_1 KW_{top}}{KW_{top, \min}} + \frac{w_2 KW_{bot}}{KW_{bot, \min}}, \quad (12)$$

where $KW_{top, \min} = 0.326$ mm is the minimum value of KW at the top obtained when single objective optimization problem considering only minimization of KW at the top as an objective; $KW_{bot, \min} =$

$= 0.327$ mm is the minimum value of KW at the bottom obtained when single objective optimization problem considering only minimization of KW at the bottom as an objective; w_1 and w_2 are the weightages assigned to the objective functions KW_{top} and KW_{bot} , respectively. The values of weightages can be decided by the user. However, in the present example, equal weightages are used.

The variables and their bounds are as follows:

$$1 \leq OP \leq 3 \text{ kg/cm}^2; \quad (13)$$

$$0.8 \leq PW \leq 1.2 \text{ ms}; \quad (14)$$

$$21 \leq PF \leq 29 \text{ Hz}; \quad (15)$$

$$10 \leq CS \leq 30 \text{ mm/min}. \quad (16)$$

Optimization is then carried out using hybrid ABC-SA algorithm for the optimum parameter setting as decided in example 1. Table 4 shows the optimum values of process variables for minimum KW. It is observed that for the present example, the accuracy of solution for hybrid ABC-SA and ABC algorithm is the same. However, the convergence rate of the hybrid ABC-SA is better than ABC algorithm. The hybrid ABC-SA algorithm outperforms the SA algorithm also in terms of both the accuracy of solution and convergence rate. The result of optimization obtained by using non-traditional algorithms (i.e. hybrid ABC-SA, ABC and SA) are compared with the one of the traditional optimization method, namely generalized reduced gradient (GRG) method. It is observed from Table 4 that the significant improvement of 24 % in combined objective functions Z is obtained by using hybrid ABC-SA method than that obtained by using GRG method. In fact, the solution obtained by using GRG method is one the local optimum solution obtained by considering initial solution as $x_1 = 3, x_2 = 1.2, x_3 = 29$ and $x_4 = 30$. This clearly justifies the need of non-traditional optimization for the present example due to multi-modal nature of the presented model.

The results of optimization using hybrid ABC-SA algorithm can be confirmed from Figures 8–11. Figures 8–10 show variation of top KW and bottom KW with OP, PW and PF, respectively. As shown, the top and bottom KW increase with increase in OP, PW and PF. From this point of view lower bound

Table 3. Coded values of the LBM process variables for example 2

Factor	Coded level				
	-2	-1	0	+1	+2
Oxygen pressure, kg/cm ²	1	1.5	2	2.5	3
Pulse width, ms	0.8	0.9	1.0	1.1	1.2
Pulse frequency, Hz	21	23	25	27	29
Cutting speed, mm/min	10	15	20	25	30

Table 4. Results of optimization of LBM process for example 2

Method	OP, kg/cm ²	PW, ms	PF, Hz	CS, mm/min	KW_{top} , mm	KW_{bot} , mm	Z
Hybrid ABC-SA	1	0.8	21	19.60	0.326	0.327	1
ABC	1	0.8	21	18.57	0.326	0.327	1
SA	1	0.8	21	27.13	0.327	0.328	1.002
GRG	1	1.2	29	27.99	0.402	0.410	1.240

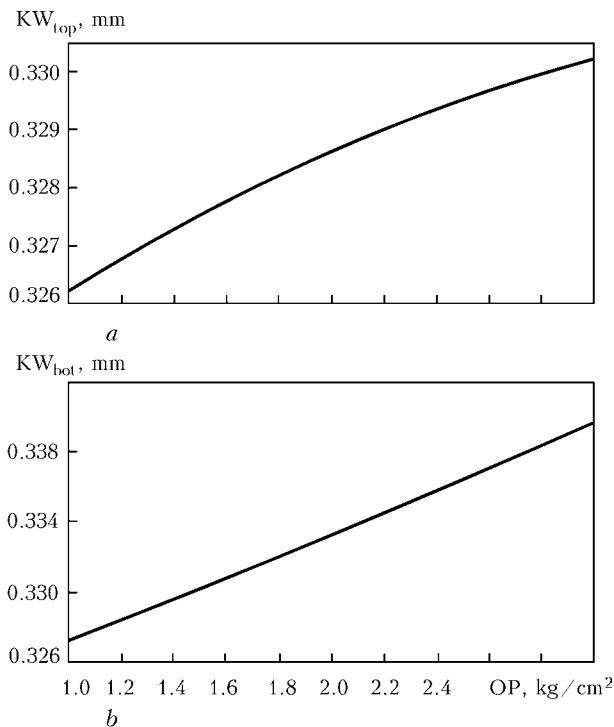


Figure 8. Variation of top (a) and bottom (b) kerf width with oxygen pressure

values of $OP = 1 \text{ kg/cm}^2$, $PW = 0.8 \text{ ms}$ and $PF = 21 \text{ Hz}$ obtained by using hybrid ABC-SA algorithm are appropriate. Figure 11 shows variation of top and bottom KW with CS. As shown, the top and bottom KW reduce with increase in CS up to 19.6 mm/min , but with further increase of CS the KWs again start increasing. From this point of view the selection of $CS = 19.6 \text{ mm/min}$ is appropriate. The convergence of hybrid ABC-SA, ABC and SA algorithms is shown in Figure 12.

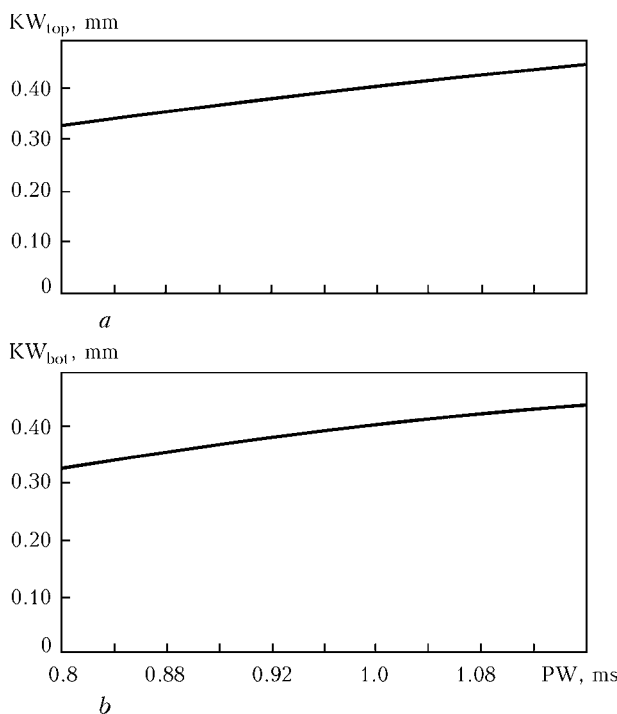


Figure 9. Variation of top (a) and bottom (b) kerf width with pulse width

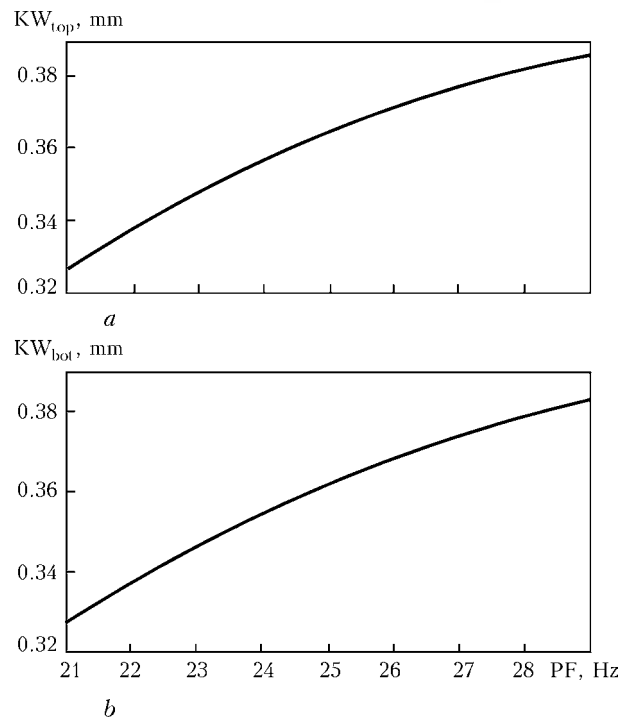


Figure 10. Variation of top (a) and bottom (b) kerf width with pulse frequency

Example 3 presents the multi-objective optimization of process parameters of LBM such as air pressure AP, lamp current LC, PF, PW and CS so as to achieve minimum deviations of upper width $Y_{u,w}$, lower width $Y_{l,w}$ and depth Y_d . The optimization model in this example is formulated based on the second-order RSM developed by Dhupal et al. [13]. However it is observed that the second-order RSMs developed by Dhupal et al. [13] for deviations of $Y_{u,w}$, $Y_{l,w}$ and Y_d are

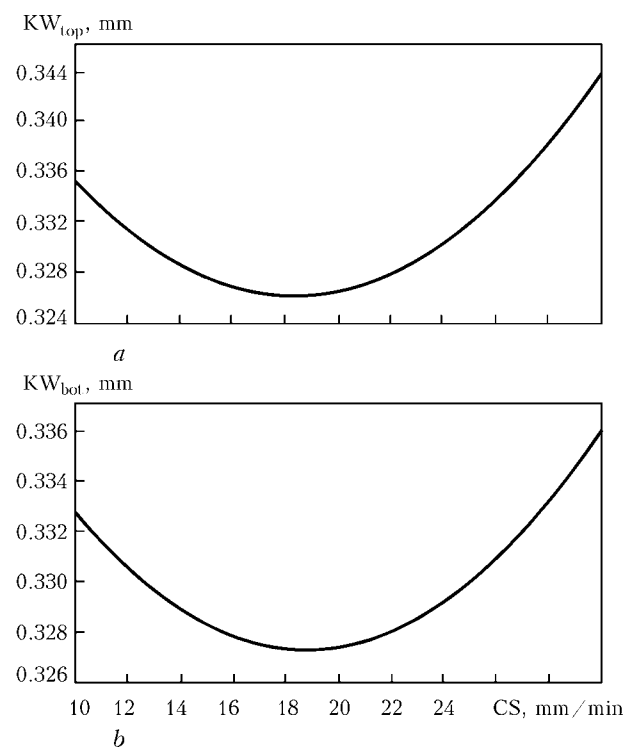


Figure 11. Variation of top (a) and bottom (b) kerf width with cutting speed

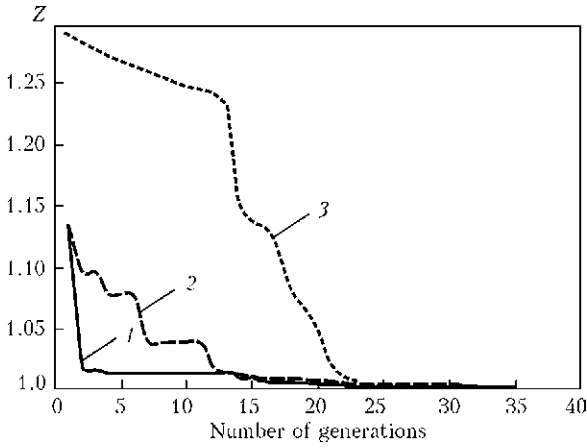


Figure 12. Convergence of hybrid ABC-SA (1), ABC (2) and SA (3) algorithms for example 2

inappropriate as indicated by large deviation in the calculated values and experimental data values for a given combination of process variables. Hence in this work new RSMs are developed for all the three responses, i.e. $Y_{u,w}$, $Y_{l,w}$ and Y_d considering the same data as provided in [13]. The newly developed mathematical models for $Y_{u,w}$, $Y_{l,w}$ and Y_d are given by

$$Y_{u,w} = -0.0006 + 0.0022x_1 - 0.0028x_2 - 0.0017x_3 + 0.0052x_4 - 0.0135x_5 - 0.0016x_1^2 - 0.0006x_2^2 + 0.0053x_3^2 + 0.0014x_4^2 + 0.0069x_5^2 + 0.0041x_1x_2 - 0.0021x_1x_3 - 0.0048x_1x_4 - 0.0026x_1x_5 - 0.0073x_2x_3 + 0.0068x_2x_4 + 0.0050x_2x_5 + 0.0005x_3x_4 - 0.0032x_3x_5 + 0.0036x_4x_5; \quad (17)$$

$$Y_{l,w} = 0.0206 + 0.0035x_1 + 0.0045x_2 - 0.0005x_3 + 0.0052x_4 - 0.0031x_5 + 0.0037x_1^2 + 0.0001x_2^2 - 0.0010x_3^2 + 0.0011x_4^2 - 0.0053x_5^2 + 0.0096x_1x_2 - 0.0002x_1x_3 - 0.0050x_1x_4 + 0.0095x_1x_5 - 0.0065x_2x_3 + 0.0029x_2x_4 + 0.0028x_2x_5 + 0.0035x_3x_4 - 0.0078x_3x_5 - 0.0115x_4x_5; \quad (18)$$

$$Y_d = 0.0146 + 0.0005x_1 + 0.0079x_2 - 0.0007x_3 + 0.0107x_4 + 0.0091x_5 - 0.0038x_1^2 + 0.0032x_2^2 + 0.0028x_3^2 + 0.0003x_4^2 + 0.0078x_5^2 - 0.0199x_1x_2 - 0.0009x_1x_3 - 0.0076x_1x_4 - 0.0178x_1x_5 + 0.0124x_2x_3 - 0.0123x_2x_4 + 0.0088x_2x_5 - 0.0037x_3x_4 - 0.0146x_3x_5 + -0.0152x_4x_5; \quad (19)$$

where x_1, x_2, x_3, x_4, x_5 are the coded values of AP, LC, PF, PW and CS, respectively (Table 5).

As the values of standard error of estimates S of the regression analysis for $Y_{u,w}$, $Y_{l,w}$ and Y_d are less

Table 6. Results of optimization of LBM process for example 3

Method	AP, N/mm ²	LC, A	PF, kHz	PW, %	CS, rpm	$Y_{u,w}$	$Y_{l,w}$	Y_d
Hybrid ABC-SA	0.13	19	3.8	2	17	-0.00417	0.00044	0.001552
GA [13]	0.13	19	3.2	6	22	-0.0101	0.0098	-0.0069

Table 5. Coded values of the LBM process variables for example 3

Factor	Coded level				
	-2	-1	0	+1	+2
Air pressure, N/mm ²	0.03	0.08	0.13	0.18	0.23
Lamp current, A	13	16	19	22	25
Pulse frequency, kHz	1	2	3	4	5
Pulse width, %	2	4	6	8	10
Cutting speed, rpm	7	12	17	22	27

than their standard deviations, it indicates that regression models for all responses have merit. The actual extent of improvement, by using regression analysis rather than describing data as an average value, is quantified by coefficient of determination R^2 , which varies from 0 to 1. Value of $R^2 = 1$ indicates perfect fit, whereas $R^2 = 0$ indicates no improvement. For $Y_{u,w}$, $Y_{l,w}$ and Y_d , R^2 values are calculated as 0.76, 0.99 and 0.99, respectively. The R^2 value is moderately high for $Y_{u,w}$ and is very high for $Y_{l,w}$ and Y_d . Hence, the models developed for $Y_{u,w}$, $Y_{l,w}$ and Y_d fit the data well.

In this case objective function are the minimize $Y_{u,w}$ (17), minimize $Y_{l,w}$ (18) and minimize Y_d (19), and the variables and their bounds are as follows:

$$0.03 \leq AP \leq 0.23 \text{ N/mm}^2; \quad (20)$$

$$13 \leq LC \leq 25 \text{ A}; \quad (21)$$

$$1 \leq PF \leq 5 \text{ kHz}; \quad (22)$$

$$2 \leq PW \leq 10 \text{ %}; \quad (23)$$

$$7 \leq CS \leq 27 \text{ rpm}. \quad (24)$$

Optimization is then carried out using hybrid ABC-SA algorithm for the optimum parameter setting decided in example 1. Table 6 shows the optimum values of process variables considering RSM equations developed in this work. As shown, the result obtained by using hybrid ABC-SA method outperformed those obtained by using GA [13] showing significant reduction in $Y_{u,w}$, $Y_{l,w}$ and Y_d . For the present example, the results obtained by ABC and SA algorithms are the same as those of ABC-SA algorithm. The results of optimization using hybrid ABC-SA algorithm are also confirmed. However, these details are not given here for space reasons. Hence the optimum values of these process variables obtained by using hybrid ABC-SA algorithm are appropriate.

CONCLUSION

In the present work, multi-objective optimization aspects of LBM process are considered using a hybrid non-traditional optimization algorithm known as hybrid ABC-SA one. The performance of the hybrid ABC-SA algorithm is studied in terms of convergence rate and accuracy of solution through three examples. It is observed that the hybrid ABC-SA algorithm outperformed the traditional methods of optimization, i.e. Taguchi approach and hybrid TMRSM approach as well as non-traditional methods of optimization like GA. It is also observed that the hybrid ABC-SA algorithm is superior to ABC algorithm and SA algorithm in terms of both the convergence rate and accuracy of solution. This improvement is due to the fact that the hybrid ABC-SA algorithm combines the benefits of both ABC and SA algorithm including parallelism aspect of ABC algorithm and the local selection strategy of SA algorithm. The proposed ABC-SA algorithm is flexible, simple to use and robust optimization algorithm, which can be used effectively in the optimization of multi-modal and multi-variable problems. The algorithm can also be easily modified to suit optimization of process parameters of other advanced machining processes such as electrochemical machining, electric discharge machining, plasma arc machining etc.

- Dubey, A.K., Yadava, V. (2008) Laser beam machining: A review. *Int. J. Machine Tools and Manufact.*, **48**, 609–628.
- Tam, S.C., Lim, L.E.N., Quek, K.Y. (1992) Application of Taguchi method in the optimization of the laser-cutting process. *J. Materials Proc. Technology*, **29**, 63–74.
- Mathew, J., Goswami, G.L., Ramakrishnan, N. et al. (1999) Parametric studies on pulsed Nd:YAG laser cutting of carbon fiber reinforced plastic composites. *Ibid.*, **89/90**, 198–203.
- Lim, S.H., Lee, C.M., Chung, W.J. (2006) A study on optimal cutting condition of a high speed feeding type laser cutting machine by using Taguchi method. *Int. J. Precision Eng. and Manufact.*, **7(1)**, 18–23.
- Almeida, I.A., Rossi, W., Lima, M.S.F. et al. (2006) Optimization of titanium cutting by factorial analysis of the pulsed Nd:YAG laser parameters. *J. Materials Proc. Technology*, **179**, 105–110.
- Li, C.H., Tsai, M.J., Yang, C.D. (2007) Study of optimal laser parameters for cutting QFN packages by Taguchi's matrix method. *Optics and Laser Technology*, **39**, 786–795.
- Dubey, A.K., Yadava, V. (2008) Multi-objective optimization of laser beam cutting process. *Ibid.*, **40**, 562–570.
- Dubey, A.K., Yadava, V. (2008) Multi-objective optimization of Nd:YAG laser cutting of nickel-based super alloy sheet using orthogonal array with principal component analysis. *Optics and Lasers in Eng.*, **46**, 124–132.
- Dubey, A.K., Yadava, V. (2008) Optimization of kerf quality during pulsed laser cutting of aluminum alloy sheet. *J. Materials Proc. Technology*, **204**, 412–418.
- Rao, R., Yadava, V. (2009) Multi-objective optimization of Nd:YAG laser cutting of thin super alloy sheet using grey relational analysis with entropy measurement. *Optics and Laser Technology*, **41**, 922–930.
- Li, C., Tsai, M. (2009) Multi-objective optimization of laser cutting for flash memory modules with special shapes using grey relational analysis. *Ibid.*, **41**, 634–642.
- Dhupal, D., Doloi, B., Bhattacharyya, B. (2008) Pulsed Nd:YAG laser turning of micro-groove on aluminum oxide ceramic (Al_2O_3). *Int. J. Machine Tools and Manufact.*, **48**, 236–248.
- Dhupal, D., Doloi, B., Bhattacharyya, B. (2009) Modeling and optimization on Nd:YAG laser turned micro-grooving of cylindrical ceramic material. *Optics and Lasers in Eng.*, **47**, 917–925.
- Padmanaban, G., Balasubramanian, V. (2010) Optimization of laser beam welding process parameters to attain maximum tensile strength in AZ31B magnesium alloy. *Optics and Laser Technology*, **42**, 1253–1260.
- Liming, L., Jifeng, W., Gang, S. (2004) Hybrid laser-TIG welding, laser beam welding and gas tungsten arc welding of AZ31B magnesium alloy. *Materials Sci. and Eng. A*, **381(1/2)**, 129–133.
- Zhu, J., Li, L., Liu, Z. (2005) CO_2 and diode laser welding of AZ31 magnesium alloy. *Appl. Surface Sci.*, **247(1-4)**, 300–306.
- Coelho, R.S., Kostka, A., Pinto, H. et al. (2008) Microstructure and mechanical properties of magnesium alloy AZ31B laser beam welds. *Materials Sci. and Eng. A*, **485**, 20–30.
- Quan, Y.J., Chen, Z.H., Gong, X.S. (2008) Effects of heat input on microstructure and tensile properties of laser welded magnesium alloy AZ31. *Materials Characterization*, **59(10)**, 1491–1497.
- Karaboga, D. (2005) *An idea based on honey bee swarm for numerical optimization*: Techn. Report-TR06. Erciyes University.
- Karaboga, D., Basturk, B. (2007) A powerful and efficient algorithm for numerical function optimization: artificial bee colony (ABC) algorithm. *J. Global Optimization*, **39(3)**, 459–471.
- Karaboga, D., Basturk, B. (2008) On the performance of artificial bee colony (ABC) algorithm. *Appl. Soft Computing*, **8**, 687–697.
- Karaboga, N. (2009) A new design method based on artificial bee colony algorithm for digital IIR filters. *J. of the Franklin Institute*, **346**, 328–348.
- Metropolis, N., Rosenbluth, A., Rosenbluth, M. et al. (1953) Equation of state calculations by fast computing machines. *J. Chemical Phys.*, **21(6)**, 1087–1092.
- Wang, Z.G., Rahman, M., Wong, Y.S. et al. (2005) Optimization of multi-pass milling using parallel genetic algorithm and parallel genetic simulated annealing. *Int. J. Machine Tools and Manufact.*, **45(15)**, 1726–1734.
- Rao, R.V., Pawar, P.J. (2010) Grinding process parameter optimization using non-traditional optimization algorithms. In: Proc. of IMech. *J. Eng. Manufact.*, **224(6)**, 887–898.
- Sharma, A., Yadava, V. (2010) Modeling and analysis of pulsed Nd:YAG laser cutting of thin Ni-based superalloy sheet. In: Proc. of 3rd Int. Conf. on Advances in Mechanical Engineering (Surat, India), 722–726.

РАЗРАБОТКА И ПРИМЕНЕНИЕ АДАПТИВНЫХ ОПТИЧЕСКИХ СИСТЕМ В ЛАЗЕРНОЙ ТЕХНОЛОГИИ

В.В. РОМАНЕНКО, В.Л. ДУБНЮК

НТУУ «Киевский политехнический институт», Киев, Украина

Разработан оригинальный способ фокусировки, заключающийся в формировании фокусирующего элемента с помощью двух упругих мембран, прозрачных для лазерного излучения, при подаче в полость между ними преломляющей жидкости под требуемым давлением. Показано, что путем варьирования давления жидкости можно изменять фокусное расстояние линзы в требуемом диапазоне. Замена по предлагаемому способу широко применяемых стеклянных линз и объективов, используемых с наборе для варьирования их фокусных расстояний, позволяет значительно снизить стоимость оптических элементов лазеров.

Фокусирование лазерного излучения в зоне обработки фактически формирует требуемый режущий инструмент для реализации необходимой технологии лазерной обработки (резки, сварки, термообработки, прошивки отверстий). Традиционно используемые в лазерной обработке стеклянные и монокристаллические линзы или объективы, с одной стороны, ограничивают диапазон варьирования их фокусных расстояний, с другой стороны, при использовании целого набора этих элементов существенно повышается стоимость такой технологической оснастки. Значительно эффективнее применение адаптивной оптики, позволяющей не только заменить дискретный набор значений фокусных расстояний на непрерывный ряд, но и снизить стоимость рассматриваемой оснастки.

Попытки применения адаптивной оптики в лазерной технологии предпринимались и раньше. Хороший результат может дать применение метода фокусирования, когда преломление излучения осуществляется жидкой средой, заполняющей полость между двумя выпуклыми стеклянными основаниями

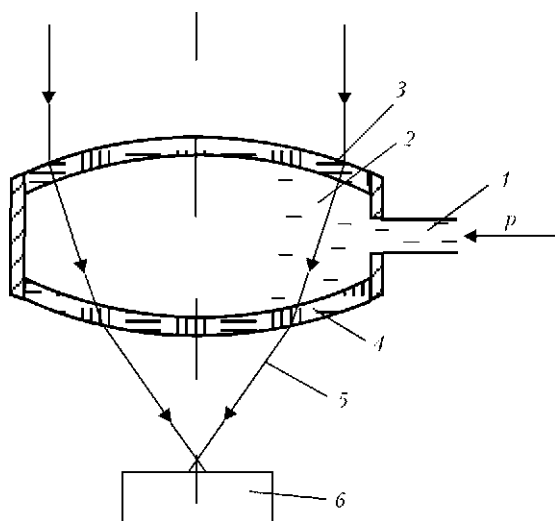


Рис. 1. Схема метода фокусировки лазерного излучения (обозначения см. в тексте)

ми [1]. В данном случае эффект изменения фокусного расстояния основывается на изменении толщины жидкой преломляющей среды в результате перемещения одного из стеклянных оснований без изменения кривизны преломляющей поверхности. Для определения фокусного расстояния такой толстой линзы можно использовать зависимость [2]

$$\frac{1}{f} = (n - 1) \left(\frac{1}{R_1} - \frac{1}{R_2} \right) + \frac{d(n - 1)^2}{nR_1R_2}, \quad (1)$$

где f — фокусное расстояние; R_1 и R_2 — соответственно радиус кривизны верхнего и нижнего основания; d — показатель преломления лазерного излучения жидкой средой; n — толщина фокусирующего жидкого слоя.

Недостатком такого устройства является узкий диапазон варьирования фокусного расстояния. Для расширения диапазона регулирования фокусного расстояния при фокусировке лазерного излучения нами предложен способ, включающий преломление лазерного луча жидкой средой, заключенной в полости, сформированной двумя жестко закрепленными по периферии упругими мембранами. Такие мембраны должны быть прозрачными для лазерного излучения. Преломляющая жидкость подается в полость под давлением, обеспечивающим требуемый прогиб мембран с целью образования фокусирующего оптического элемента с заданным фокусным расстоянием.

На рис. 1 представлена схема, поясняющая сущность данного метода фокусировки. Через патрубок 1 жидкая преломляющая среда 2 подается под давлением p в полость, образованную двумя упругими мембранами 3 и 4, и формирует фокусирующий элемент, преломляющий лазерное излучение 5 для его фокусировки на деталь 6. Повышение давления в преломляющей среде 2 выше атмосферного способствует тому, что упругие мембраны 3 и 4 прогибаются и приобретают сферическую форму (при условии постоянности упругости этих мембран вдоль их диаметра) в результате действия равно-

мерно распределенной нагрузки, обеспеченной жидкостью под давлением.

Как следует из теории упругости [3], текущий угол поворота φ жестко закрепленной по краям мембраны при равномерно распределенном давлении p для текущего радиуса r (рис. 2) может быть найден из системы уравнений

$$\varphi = -\frac{dW}{dr}; \quad (2)$$

$$\varphi = -\frac{p}{2Br} \int (r^2 dr) + C_1 r + \frac{C_2}{r}, \quad (3)$$

где W – текущая величина прогиба мембраны; $B = \frac{E\delta^3}{12(1-\nu^2)}$ – цилиндрическая жесткость мембраны;

E – модуль упругости материала мембраны; ν – коэффициент Пуассона; δ – толщина мембраны; C_1 и C_2 – постоянные, характеризующие состояние мембраны соответственно в ее центре и по краям.

При этом $C_2 = 0$ (из условия конечности длины закрепленной по краям мембраны), и из зависимости (3) в нашем случае получаем

$$\varphi = \frac{-pr^3}{16B} + C_1 r. \quad (4)$$

В свою очередь, значение C_1 для мембраны диаметром $2r_M$ в ее центре ($(\varphi)_{r=r_M} = 0$) равно

$$C_1 = \frac{pr_M^2}{16B}. \quad (5)$$

Из (4) с учетом (5) для текущего значения угла поворота мембраны получаем соотношение

$$C_1 = \frac{pr}{16B} (r_M^2 - r^2). \quad (6)$$

Для определения текущего значения величины прогиба мембраны воспользуемся зависимостями (2) и (6) и получим

$$dW = -\frac{pr}{16B} (r_M^2 - r^2) dr. \quad (7)$$

Отсюда

$$W = -\frac{pr}{16B} \int_0^r (r_M^2 r - r^3) dr + C_3, \quad (8)$$

где C_3 – постоянная, характеризующая прогиб мембраны в ее центре.

Для условия $W_{r=r_M} = 0$ получаем

$$-\frac{p}{16B} \left(\frac{r_M^2}{2} - \frac{r_M^4}{2} \right) + C_3 = 0. \quad (9)$$

Следовательно, из (9) можно установить, что величина прогиба в центре мембраны равна

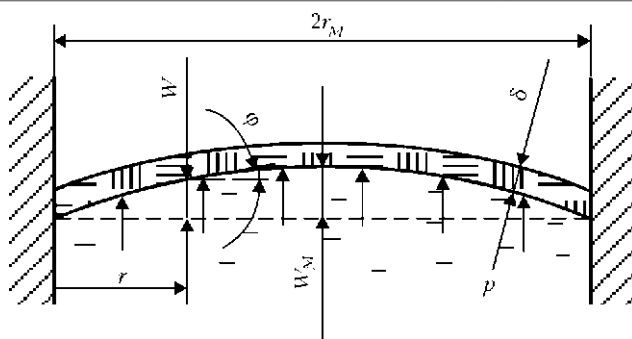


Рис. 2. Расчетная схема для определения величины прогиба упругой мембраны

$$W_M = C_3 = \frac{pr_M^4}{64B}. \quad (10)$$

Зная величину прогиба мембраны в ее центре W_M , мы можем определить радиус кривизны преломляющей поверхности, образованной этой мембраной (рис. 3).

Из прямоугольного треугольника, образованного сторонами r_M , $(R - W_M)$ и R , произведя несложные преобразования, имеем

$$R = \frac{r_M^2}{2W_M} + \frac{W_M}{2}. \quad (11)$$

Используя зависимость (10), в итоге получаем

$$R = \frac{32B}{r_M^2} + \frac{pr_M^4}{128B}. \quad (12)$$

В результате взаимного прогиба двух мембран (см. рис. 1) образуется фокусирующая линза с радиусами кривизны R_1, R_2 и с фокусным расстоянием, которое можно определить по зависимости (1).

Особый интерес представляет случай применения данного способа для получения тонкой линзы с острым краем, когда можно не учитывать реальную толщину линзы. В данном случае фокусное расстояние тонкой линзы определяется как [2]

$$f = \frac{R_1 R_2}{(n-1)(R_1 + R_2)}. \quad (13)$$

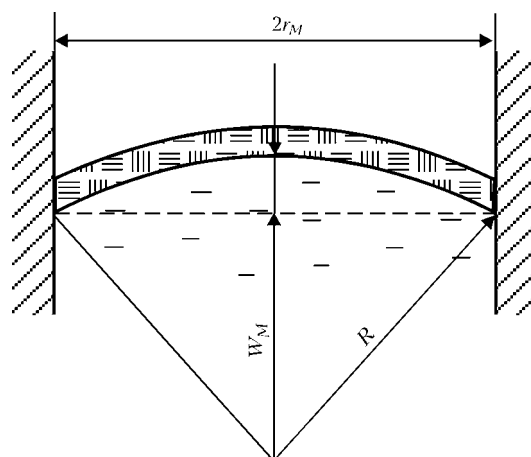


Рис. 3. Расчетная схема для определения радиуса кривизны преломляющей поверхности

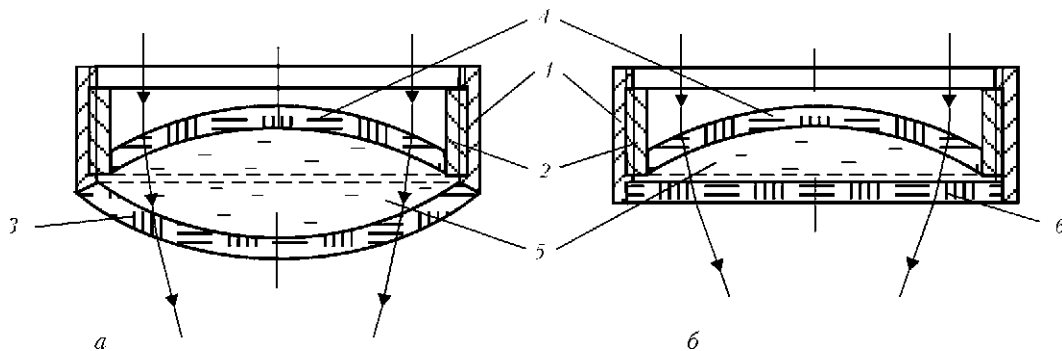


Рис. 4. Конструкция адаптивной двояковыпуклой (а) и выпуклоплоской (б) линзы (пояснения см. в тексте)

Давление преломляющей среды, необходимое для формирования линзы с одинаковой упругостью материала верхней и нижней мембраны и с заданным значением фокусного расстояния f , можно определить из (12) и (13):

$$p = \frac{63B}{r_M^2} [2f(n - 1) - \sqrt{4f^2(n - 1)^2 - r_M^2}]. \quad (14)$$

Легко установить необходимые значения радиусов кривизны преломляющих поверхностей в двух наиболее распространенных случаях.

Во-первых, представляет интерес двояковыпуклая линза, широко применяемая для работы с лазерами на неодиме и гранате с длиной волны излучения $\lambda = 1,06$ мкм. Для этого случая ($R^{DB} = R_1 = R_2$) имеем

$$R^{DB} = 2(n - 1)f. \quad (15)$$

Во-вторых, для газовых CO_2 -лазеров с $\lambda = 10,6$ мкм применима выпукло-плоская линза, обращенная выпуклой стороной в сторону лазерного луча. В данном случае ($R^{OB} = R_1; R_2 = \infty$) и

$$R^{OB} = (n - 1)f. \quad (16)$$

Система уравнений для оценки максимальной величины прогиба мембран при формировании линз в рассматриваемых случаях имеет вид

$$W_M^{DB} = \frac{r_M^2}{4(n - 1)f}, \quad W_M^{OB} = \frac{r_M^2}{2(n - 1)f}. \quad (17)$$

Наиболее простая конструкция адаптивных линз, изготовленных по предложенному принципу, может быть следующая. Двояковыпуклая линза (рис. 4, а) формируется с помощью наружного 1 и винченного в него внутреннего 2 цилиндра с помощью герметичного резьбового соединения. На нижних концах как внутреннего, так и наружного цилиндров жестко и герметично закреплены (например, приклеены) одинаковые упругие мембраны 3 и 4. Наружный цилиндр заполняется преломляющей жидкостью 5 высотой 5,6 мм. При завинчи-

вании внутреннего цилиндра в наружный цилиндр преломляющая жидкость деформирует упругие мембраны 3 и 4, образуя двояковыпуклую линзу. В нашем случае при завинчивании внутреннего цилиндра до упора с наружным края мембран касаются друг друга и образуется линза с фокусным расстоянием $f = 20$ мм. При вывинчивании внутреннего цилиндра из наружного прогиб мембран уменьшается и, соответственно, уменьшается фокусное расстояние линзы.

Для образования выпукло-плоской линзы (рис. 4, б) на наружный цилиндр 1 закрепляется неупругая плоскопараллельная пластинка 6, прозрачная для излучения с $\lambda = 10,6$ мкм. К внутреннему же цилиндру 2 жестко крепится упругая мембрана 4, также прозрачная для излучения с $\lambda = 10,6$ мкм. Наружный цилиндр заполняется преломляющей жидкостью 5 высотой 32 мм, если показатель преломления жидкости $n = 1,5$. В рассматриваемой конструкции при герметичном завинчивании двух цилиндров деформируется лишь верхняя мембрана и в крайнем положении, когда упругая мембрана 4 краями касается нижней пластинки 2, образуется линза с фокусным расстоянием $f = 50$ мм.

Таким образом, разработан оригинальный способ фокусировки, заключающийся в формировании фокусирующего элемента с помощью двух упругих мембран, прозрачных для лазерного излучения, при подаче в полость между мембранами под требуемым давлением преломляющей жидкости. Варьирование давления жидкости ведет к изменению значения фокусного расстояния линзы в требуемом диапазоне. При этом экономические оценки показали, что замена по предлагаемому способу широко применяемых стеклянных линз и объективов, которые для варьирования их фокусных расстояний используются в наборах, позволяет снизить стоимость оптических элементов лазеров в 3–5 раз.

1. А.с. СССР 13769. МКИ G02b 03/12. Опубл. 1971 г.
2. Федосов И.В. Геометрическая оптика. — М.: Сателлит, 2008.
3. Тимошенко С.П., Гудьер Дж. Теория упругости. — М.: Наука, 1975.

УСОВЕРШЕНСТВОВАННЫЙ СПОСОБ УПРОЧНЕНИЯ ВЫРУБНЫХ ШТАМПОВ ЛАЗЕРНЫМ ИЗЛУЧЕНИЕМ

В.В. РОМАНЕНКО, А.С. КОЗЫРЕВ, Р.О. ЖУК
НТУУ «Киевский политехнический институт», Киев, Украина

Предложен усовершенствованный способ лазерной термообработки для упрочнения рабочих кромок вырубных штампов, заключающийся в предварительной вырубке пробной детали штампом и последующей ее установке в полость матрицы штампа. При этом повышение интенсивности лазерного облучения позволяет увеличить глубину упрочненного слоя, а дополнительный теплоотвод от облучаемых рабочих кромок обеспечивает улучшение его качества.

Термообработка рабочих кромок разделительных и вырубных штампов с использованием лазерного излучения широко применяется в различных отраслях современного производства. Известные способы лазерного упрочнения штампов заключаются в облучении их рабочих кромок лазерным лучом без оплавления во избежание порчи штампа и необходимости его последующей переточки. Процесс термообработки обеспечивается, с одной стороны, концентрированным нагревом лазерным излучением и, с другой, быстрым охлаждением облученной поверхности в результате последующего самоотвода тепла в тело штампа за счет механизма теплопроводности [1]. При этом важно обеспечить значительную глубину упрочнения и требуемую структуру рабочих кромок, что, в свою очередь, требует значительного ввода тепла и надежного последующего теплоотвода. Для достижения первого условия применяются режимы облучения, при которых нагрев почти приближается к температурам оплавления. Второе условие обеспечивают дополнительным теплоотводом.

Вместе с тем, кромка штампа подвергается лазерному облучению как с верхней, так и с боковой поверхности штампа, что ведет к ее перегреву и, как следствие, требует смягчения режимов упрочнения. Это снижает глубину упрочненного слоя, а теплоотвод обеспечивается только в одном направлении — в тело штампа. Этого недостаточно для получения более износостойких структур, необходимых для повышения эксплуатационных характеристик штампа.

Известен метод упрочнения штампов, который включает лазерную термообработку рабочих кромок матриц и пуансонов, составляющих такие штампы, с обеспечением дополнительного теплоотвода с помощью массивного металлического тела, находящегося в тепловом контакте с облучаемой матрицей или пуансоном [2]. Обычно такое массивное тело устанавливается под обрабатываемой деталью, при этом некоторое увеличение скорости отвода тепла в результате увеличения теплоотводя-

щей массы обеспечивает незначительное улучшение закалочной структуры рабочей кромки. Однако такое усовершенствование не решает главной проблемы. Упрочняемая кромка штампа по-прежнему испытывает значительный перегрев из-за двухстороннего (сверху и сбоку) облучения, тогда как отвод тепла от рабочей кромки обеспечивается только в одностороннем направлении (через тело штампа).

Разработан также способ лазерного упрочнения штампов, включающий лазерную термообработку их кромок с дополнительным теплоотводом за счет подачи в зону облучения охлаждающей жидкости [3]. Такое усовершенствование позволяет обеспечить двухсторонний отвод тепла как в тело штампа, так и за счет контакта с охлаждающей жидкостью. Однако скорость такого дополнительного теплоотвода намного ниже скорости теплоотвода при контакте с металлом, при этом не устраняется также двухстороннее облучение кромок штампов (жидкость должна быть прозрачна для лазерного излучения, иначе облучение будет в принципе невозможно), что требует снижения интенсивности облучения, а, значит, и глубины упрочненного слоя на кромках штампов. Это усложняет как сам метод обработки, так и требуемую технологическую оснастку из-за необходимости присутствия жидкости в зоне обработки.

Авторами теоретически обоснован и предложен принципиально новый метод лазерного термоупрочнения кромок матриц вырубных штампов путем облучения без оплавления их рабочих кромок более энергоемким лазерным излучением с дополнительным отводом тепла не только в штамп, но и в альтернативном направлении с помощью вспомогательного металлического тела для обеспечения идеального теплового контакта такого тела с облучаемой кромкой штампа.

Для реализации поставленной задачи нужно предварительно, непосредственно перед лазерной термообработкой выполнить следующие операции. Вновь изготовленным штампом, прошедшим общую предварительную термообработку, вырубают несколько деталей из заготовки, толщина которой установ-

ливается из приведенных ниже соображений. Оценивая качество вырубленных деталей (наличие заусенцев и пр.), определяют качество изготовления штампа и принимают решение о необходимости его доводки или возможности его дальнейшей эксплуатации. Далее вырубленную этим штампом деталь устанавливают в полости матрицы штампа, где она удерживается силой трения. При установке соблюдают обязательное условие — облучаемая поверхность матрицы должна находиться в одной плоскости с верхней поверхностью расположенной внутри вырубленной детали. При этом лазерное излучение на верхней рабочей поверхности кромки матрицы экранируется от попадания на ее боковую поверхность, поглощаясь установленной деталью. Это препятствует чрезмерному перегреву рабочих кромок и позволяет повысить интенсивность облучения по кромке и, следовательно, увеличить глубину упрочненного слоя на ней. Таким образом, термоупрочнение матрицы возможно производить на энергетически повышенных режимах, но без оплавления поверхности материала штампа независимо от места облучения (тело штампа или его кромка).

Упрочнение пуансонов (в отличие от облучения матриц) производится по боковым поверхностям рабочих кромок, и лазерная термообработка выполняется по обычной схеме.

Необходимо обратить внимание, что новый метод обеспечивает максимально надежный тепловой контакт дополнительного металлического тела с упрочняемыми рабочими кромками матрицы в любом месте облучения (деталь идеально плотно контактирует с кромками матрицы), что ведет к возрастанию скорости теплоотвода. Это способствует получению более мелкодисперсной закалочной структуры упрочненного слоя, а, значит, и большей износостойкости штампа. Обычно для повышения КПД лазерной термообработки на рабочие кромки штампа предварительно наносят поглощающее покрытие, тогда как установленные дополнительные детали и заготовка (для обеспечения их высокой отражательной способности) остаются без покрытия. После завершения лазерного упрочнения деталь удаляют из полости матрицы, а с кромок штампа и пуансона устраняют остатки поглощающего покрытия, и штамп готов к эксплуатации.

Таким образом, приведенный набор действий позволяет, с одной стороны, увеличить глубину упрочненного слоя рабочих кромок матриц штампов за счет увеличения интенсивности лазерного облучения и, с другой стороны, повысить качество упрочненного слоя благодаря обеспечению дополнительного теплоотвода от облучаемых рабочих кромок. За счет этого в итоге возрастает износостойкость упрочненных таким способом штампов.

Остановимся теперь на выборе материала и толщины заготовки для обеспечения предлагаемого метода термоупрочнения. Желательно, чтобы такая

заготовка была металлической и, к тому же, из металла, обладающего высокой способностью к отражению используемого лазерного излучения и высокой теплопроводностью. Это максимально снизит поступление ненужного тепла и ускорит его теплоотвод.

Выбор толщины заготовки для достижения цели нашего метода может быть обоснован следующими соображениями. С одной стороны, толщина вырубленной из заготовки детали должна быть достаточной, чтобы выделенного вблизи кромки штампа тепла не хватило на расплавление облучаемого края этой детали. В противном случае произойдет приваривание детали к кромке матрицы штампа, что повлечет за собой его порчу. Кроме того, чем больше толщина заготовки и детали, тем лучше условия реализации дополнительного теплоотвода. С другой стороны, для облегчения установки детали в полости матрицы и дальнейшего ее изъятия после облучения толщину детали целесообразно выбирать слишком большой.

Рассмотрим более подробно условие, при котором на облучаемой поверхности установленной в полости матрицы детали не достигается температура плавления. При воздействии лазерного излучения на металлы ограниченной толщины температура на их поверхности зависит как от параметров облучения, так и от толщины облучаемой заготовки. Если время воздействия лазерного излучения на пластину материала (заготовку) t будет больше времени прогрева пластины, равного h^2/a , где h — толщина пластины, a — температуропроводность материала пластины, то по механизму теплопроводности температура по толщине заготовки успеет выравняться, и для расчета температур на поверхности такой пластины можно будет применить упрощенные зависимости. При применении импульсного лазерного излучения время его воздействия на пластину равно длительности лазерного импульса τ_u , т. е. $t = \tau_u$. При использовании же непрерывного излучения время t равно времени, за которое лазерный источник со скоростью обработки v проходит расстояние, равное диаметру сфокусированного лазерного луча $2r_0$, т. е. $t = 2r_0/v$.

Из этих рассуждений понятно, что при облучении заготовок на режимах, характерных для лазерного упрочнения, такое выравнивание температуры по толщине пластины имеет место (в зависимости от теплопроводности материала) при ее толщине не более 1–3 мм. Такое ограничение вполне нас устраивает, и дальнейшие расчеты будем производить исходя из условия выравнивания температур по толщине пластины за время действия теплового источника. Из теории тепловых источников известно, что температура в центре зоны облучения в рассматриваемом нами случае равна [4]:

- для импульсного излучения

$$T = \frac{W_p r_0^2}{2kh} \ln \frac{1,13a\tau_u}{r_0^2}, \quad (1)$$

- для непрерывного излучения

$$T = \frac{W_p r_0^2}{2kh} \ln \frac{2,25a}{r_0 v}, \quad (2)$$

где W_p — плотность поглощенной лазерной мощности; k — теплопроводность материала.

В нашем случае температура на поверхности материала не должна превышать температуру его плавления $T_{пл}$. Положив, что температура центра пятна облучения равна $T_{пл}$, и решив уравнения (1) и (2) относительно h , можно установить ограничения на минимально допустимую толщину заготовки, при которых температура на облучаемой поверхности не достигнет $T_{пл}$. При этом учитываем, что плотность поглощенной поверхностью заготовки лазерной мощности равна:

для импульсного излучения

$$W_p = \frac{AE_u}{4\pi r_0^2 \tau_u}, \quad (3)$$

для непрерывного излучения

$$W_p = \frac{AW}{4\pi r_0^2}, \quad (4)$$

где E_u — энергия импульсного лазерного излучения; W — мощность непрерывного излучения; A — коэффициент поглощения излучения поверхностью материала заготовки.

Из (1) и (2) с учетом (3) и (4) получаем:

для импульсного излучения

$$h \geq \frac{AE_u}{8\pi T_{пл} \tau_u} \ln \frac{1,13a\tau_u}{r_0^2}, \quad (5)$$

для непрерывного излучения

$$h \geq \frac{AW}{8\pi T_{пл}} \ln \frac{2,25a}{r_0 v}. \quad (6)$$

Выполнение неравенств (5) и (6) обеспечивает упрочнение матрицы штампа без приваривания к ней установленной детали, что позволяет избежать порчи штампа.

Предлагаемый способ можно применять для повышения износостойкости вырубных штампов из инструментальных сталей У8, 9ХС, ХВГ, ШХ15, Х12М и др. Так, данный способ был применен при упрочнении рабочих кромок вырубных штампов, выполненных из стали Х12М. Детали различной конфигурации вырубали такими штампами из латуни или конструкционной стали, они имели максимальный диаметр (или максимальное сечение по периметру) не больше 10–20 мм. Лазерное облуче-

ние матриц таких штампов по предложенному методу проводили (после предварительного чернения химическим травлением для повышения поглощательной способности) импульсным излучением на режимах $E_u = 30$ Дж, $\tau_u = 8$ мс, $r_0 = 2,5$ мм, шаг обработки между отдельными лазерными импульсами $S = 3,5$ мм. Расчет толщины заготовки, необходимой для реализации данного способа, делали по зависимости (5). Он показал, что ее толщина для латуни должна быть $h \geq 0,65$ мм, а для стали $h \geq 2$ мм. Поэтому для обработки по нашему методу в качестве заготовки был выбран лист латуни толщиной $h = 1$ мм.

После вырубки из латунной заготовки указанной толщины пробной детали последнюю вставляли в полость матрицы штампа на одной плоскости с ее рабочими кромками и она удерживалась там за счет сил трения. Затем проводили лазерное облучение кромок матрицы и пуансона на указанных выше режимах. Применение предложенного способа упрочнения позволило без оплавления кромок штампа получить глубину упрочнения до 250 мкм и микротвердость кромок штампа $H_{\mu} = 1200$ кгс/мм². При этом эксплуатационная стойкость штампа повысилась в 3–4 раза по сравнению с его стойкостью после традиционной (объемной) термообработки. При лазерной термообработке обычным методом (без установки детали) во избежание оплавления кромок матрицы энергию облучения пришлось уменьшить в 1,5 раза. Это повлекло за собой уменьшение глубины упрочненного слоя до 150 мкм с одновременным снижением его микротвердости до $H_{\mu} = 1000$ кгс/мм². Стойкость штампа в данном случае повысилась только в 2–3 раза по сравнению с получаемой при объемной закалке.

Таким образом, на основе анализа возможных технологических методов лазерного термоупрочнения рабочих кромок вырубных штампов предложен усовершенствованный способ термообработки, заключающийся в предварительной вырубке пробной детали штампом и последующей (перед лазерным облучением) установке детали в полости матрицы штампа. Это позволило, с одной стороны, увеличить глубину упрочненного слоя рабочих кромок матриц штампов за счет повышения интенсивности лазерного облучения и, с другой стороны, улучшить качество упрочненного слоя благодаря обеспечению дополнительного теплоотвода от облучаемых рабочих кромок. В результате эксплуатационная стойкость штампов возросла в 3–4 раза по сравнению с получаемой после традиционной термообработки.

1. Григорьянц А.Г. Технические процессы лазерной обработки. — М.: МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2006.
2. А.с. СССР 194130. МКИ В23к 26/00. Опубл. 1965 г.
3. Pat. 3894208 USA. Int. Cl. В23к 15/00. Publ. 1975.
4. Лазеры в технологии / Под общ. ред. М.Ф. Стельмаха. — М.: Энергия, 1975.

NUMERICAL STUDY OF CONDENSED-PHASE NUCLEUS GROWTH IN VAPOR-GAS JET UNDER LASER WELDING

I.L. SEMENOV and I.V. KRIVTSUN

E.O. Paton Electric Welding Institute, NASU, Kiev, Ukraine

Mathematical model of motion, growth and heating of condensed-phase nucleus in vapor-gas jet is proposed. Kinetics of nucleus radius and temperature is examined for fixed surrounding conditions and during its motion along vapor-gas jet. Final size of condensed-phase nucleus is obtained for different surrounding conditions, and distributions of metal vapor concentration in vapor-gas jet are presented. In addition, influence of laser radiation absorption on condensation process is discussed.

It is known that for deep penetration laser welding there exists a narrow hole, called keyhole, filled with metal vapor. Above this hole a vapor-gas jet is formed. As reported in [1], the metal vapor, flowing out of the keyhole, is substantially oversaturated. It results in forming and growing of condensed-phase nuclei in vapor-gas jet. According to theoretical estimations [2] sizes of the nuclei can vary from 0.01 to 0.10 μm . Volume condensation process exerts great influence on gas-dynamic processes in vapor-gas jet and changes its basic characteristics. On the other hand, formation of condensed-phase nuclei affects propagation of laser radiation through the vapor-gas jet. Absorption and scattering of laser radiation by the nuclei attenuate laser radiation intensity and decrease the power of laser beam, directed into a metal surface. This is why the investigation of condensed-phase nuclei growth in vapor-gas jet is of great interest for further development of laser welding technologies.

In the present work we propose a mathematical model of motion, growth and heating of condensed-phase nucleus in a vapor-gas jet. Distributions of gas-dynamics parameters were taken from study [1]. The proposed model consist of equations of motion along axis of the jet, equations describing kinetics of nucleus radius and temperature, and continuity equation for metal vapor, taking into account process of volume condensation. The initial radius of nucleus and concentration of nuclei are calculated in terms of Zeldovich theory [3]. Mass and energy fluxes through the nucleus surface are found from the solution of kinetic equations for metal vapor and gas particles. As an example, Ar-Fe mixture is considered. Results obtained in this work allow one to analyze dynamics of nucleus growth and heating and provide quantitative estimations of final condensed-phase nuclei sizes in vapor-gas jet.

Mass and energy fluxes on the nucleus surface.

First, let us consider expressions for mass and energy fluxes on the nucleus surface. For typical values of collision cross-sections ($\sigma_{\text{Ar}} = 4 \cdot 10^{-19} \text{ m}^{-2}$, $\sigma_{\text{Fe}} = 2 \cdot 10^{-19} \text{ m}^{-2}$) and concentrations of vapor and gas particles ($n_{\text{Fe, Ar}} \approx 10^{-24} \text{ m}^{-3}$), estimated value of mean free paths $\lambda_{\text{Fe, Ar}}$ varies from 1 to 10 μm . These values are much greater than estimated sizes of condensed-phase nuclei. Thus, a vapor-gas flow around the nucleus can be treated

as collisionless and have to be examined on the basis of kinetic equations for vapor and gas particles. Assuming a spherical shape of the nucleus, the kinetic equations can be considered in a spherically symmetric form. These equations are not presented here for brevity, because the steady-state collisionless solution of these equations is quite simple and can be obtained in a closed analytical form. According to this solution the distribution function of particles falling onto the surface is equal to the distribution function at infinity (i.e. far from the nucleus). The distribution function at infinity represents undisturbed state of vapor-gas mixture at a certain point of the jet. This function is assumed to equal to equilibrium Maxwell function with zero velocities, temperature T_0 , and concentrations $n_{g, v}^0$, where g and v – gas and vapor particles, respectively. The distribution function of outgoing particles is also assumed to have Maxwell form with zero velocities, temperature T_s and concentrations $n_{g, v}^s$. Here, T_s is the temperature of the nucleus, and values of concentrations $n_{g, v}^s$ depend on the type of boundary conditions. Finally, mass and energy fluxes at the nucleus surface read as

$$q_m = \sqrt{\frac{2k}{\pi m_{g, v}}} (n_{g, v}^s \sqrt{T_s} - n_{g, v}^0 \sqrt{T_0}); \quad (1)$$

$$q_e = \sqrt{\frac{2k^3}{\pi m_{g, v}}} (n_{g, v}^s T_s^{3/2} - n_{g, v}^0 T_0^{3/2}), \quad (2)$$

where q_m is the mass flux; q_e is the energy flux; and $m_{g, v}$ are the masses of gas and vapor particles.

Model of nucleus growth and heating. Further, we present the model of nucleus growth and heating. This model consists of two equations. The first one describes kinetics of nucleus radius, and is written as

$$\rho_m \frac{dr_n}{dt} = - \sqrt{\frac{2k}{\pi m_e}} (n_v^s \sqrt{T_s} - n_v^0 \sqrt{T_0}), \quad (3)$$

where ρ_m is the density of liquid phase (i.e. liquid iron in our work), and r_n is the nucleus radius.

The second equation describes kinetics of nucleus temperature, and is given as

$$\frac{d}{dt} (C_p T_s) = -4\pi r_n^2 (q_c + q_g + q_v), \quad (4)$$

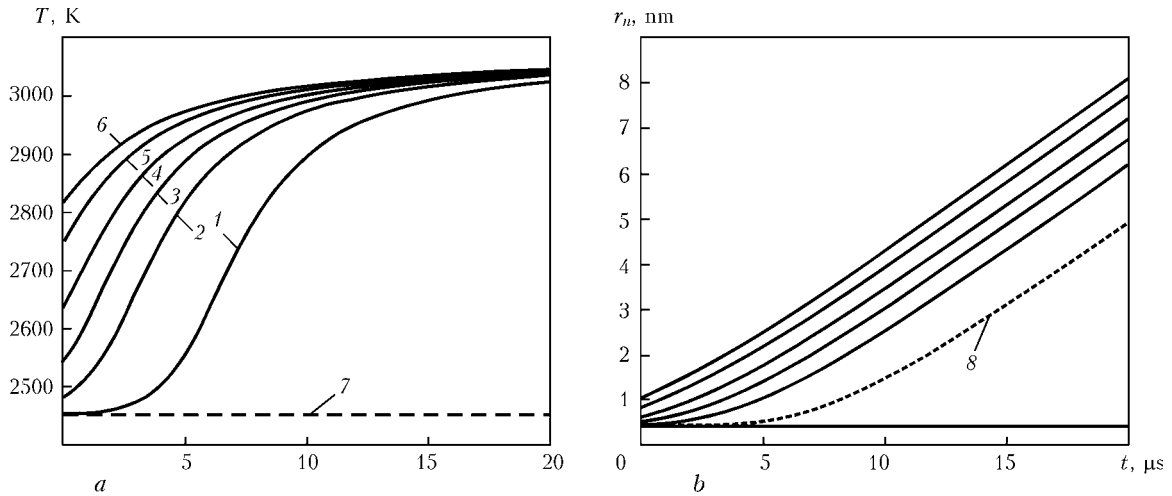


Figure 1. Kinetics of nucleus temperature (a) and radius (b) for $T_0 = 2450$ K, $\gamma_{\text{Fe}} = 0.8$, $\theta = 0.2$, initial radius of 0.43 (1), 0.45 (2), 0.50 (3), 0.60 (4), 0.80 (5) and 1 (6) nm; 7 – initial temperature; 8 – critical radius, and the rest curves – same by Zeldovich theory

where C_p is the total heat capacity of the nucleus, and heat fluxes q_c , q_g and q_v read as

$$q_c = \lambda_v \sqrt{\frac{2k}{\pi m_v}} (n_v^s \sqrt{T_s} - n_v^0 \sqrt{T_0}), \quad (5a)$$

$$q_g = \sqrt{\frac{2k^3}{\pi m_g}} (n_g^s T_s^{3/2} - n_g^0 T_0^{3/2}), \quad (5b)$$

$$q_v = \sqrt{\frac{2k^3}{\pi m_v}} (n_v^s T_s^{3/2} - n_v^0 T_0^{3/2}), \quad (5c)$$

where λ_v is the specific evaporation heat. The heat flux q_c corresponds to condensation and evaporation of vapor particles, and heat fluxes q_g and q_v correspond to heat conduction between nucleus and surrounding mixture. For the gas particles we use simple impermeability condition $n_g^s = n_g^0 \sqrt{T_0/T_s}$, and for the vapor particles we assume that concentration n_v^s is equal to concentration of saturated vapor at temperature T_s :

$$n_v^s = \frac{P_a}{kT_s} \exp\left(\frac{\lambda_v}{kT_0} - \frac{\lambda_v}{kT_s}\right) \exp\left(\frac{2\sigma_m m_v}{kT_s \rho_m r_n}\right), \quad (6)$$

where P_a is the atmospheric pressure, and σ_m is the surface tension of liquid metal. Equation (6) takes

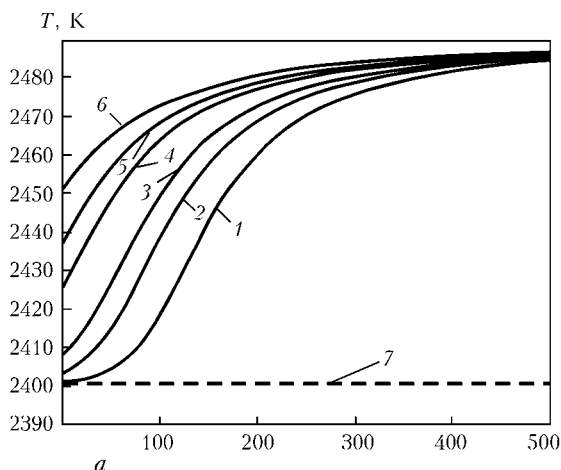


Figure 2. Kinetics of nucleus temperature (a) and radius (b) for $T_0 = 2400$ K, $\gamma_{\text{Fe}} = 0.05$, $\theta = 0.05$, initial radius of 1.8 (1), 1.9 (2), 2.0 (3), 2.5 (4), 3.0 (5) and 4.0 (6) nm; 7, 8, rest curves – the same as in Figure 1

into account the influence of surface tension, since it is important for micron sized nuclei. Equations (3) and (4) can be solved numerically with appropriate initial conditions.

We firstly demonstrate kinetics of nucleus growth and heating with fixed ambient conditions. These conditions can be defined by temperature T_0 of the surrounding mixture, mass fraction of metal vapor in the mixture $\gamma_{\text{Fe}} = m_{\text{Fe}} n_{\text{Fe}} / (m_{\text{Fe}} n_{\text{Fe}} + m_{\text{Ar}} n_{\text{Ar}})$ and supercooling degree θ . The supercooling degree is defined as $\theta = (T^* - T_0) / T^*$, where T^* is the temperature of saturated vapor for given concentration of metal vapor particles n_v^0 . Note that pressure is assumed to be equal to one atmosphere.

In Figure 1 we show kinetics of nucleus temperature and radius for $T_0 = 2450$ K, $\gamma_{\text{Fe}} = 0.8$, and $\theta = 0.2$. Curves for different initial nucleus radius are presented. In Figure 2 the same dependencies are shown for $T_0 = 2400$ K, $\gamma_{\text{Fe}} = 0.05$, $\theta = 0.05$. One can observe that nucleus temperature increases rapidly due to condensation during some period of time and then goes asymptotically to temperature T^* , corresponding to given supercooling degree θ . Slowing down of temperature kinetics can be explained by increasing of evaporation heat losses when temperature becomes

sufficiently high. Nucleus radius increases with constant rate, because at this stage we do not take into account loss of vapor in surrounding mixture due to condensation. On the whole, qualitative picture of radius and temperature kinetics does not depend on supercooling degree and amount of vapor in the mixture, but note the difference in time scales in Figures 1 and 2. For smaller mass fraction of metal vapor the condensation process is much slower due to small amount of vapor.

Nucleus growth and heating during its motion in the vapor-gas jet. Further, let us consider nucleus growth and heating during its motion in the vapor-gas jet. Firstly, we write additional equations of nucleus motion along jet axis in the following form:

$$\frac{dz}{dt} = v(t); \quad (6a)$$

$$m_n \frac{dv}{dt} = -\rho \pi r_n^2 C_d (v - u)^2, \quad (6b)$$

where v is the velocity of nucleus; ρ is the density; u is the velocity of vapor-gas mixture at current spatial point z ; m_n is the nucleus mass; c_d is the drag coefficient, which for collisionless flows equals 2. The initial conditions for equations (6) read as $z(0) = z_0$, $v(0) = u(z_0)$. Here z_0 is the injection point, i.e. point, where condensed phase nuclei initially arise. The distributions of gas-dynamic parameters in vapor-gas jet were taken from work [1]. In addition, we write the

continuity equation taking into account condensation of metal vapor:

$$\frac{d}{dz} (m_v n_v u) = -4\pi r_n^2 j_n \rho_m N_n, \quad (7)$$

where N_n is the concentration of injected nuclei. According to Zeldovich theory of condensation [3], this concentration can be assumed to remain constant along jet axis after the injection point. The reason is the supercooling degree decreases rapidly after the injection point and consequently the probability of new nuclei appearing is very low. The concentration N_n and initial radius of injected nucleus can also be calculated by means of Zeldovich theory [3]. The initial (or critical) radius is given as

$$r_{cr} = \frac{2\sigma_m \omega}{k\theta}, \quad (8)$$

where $\omega = m_v / \rho_m$. The concentration of injected nuclei is calculated by the following integral:

$$N_n = \int_{z^*}^{z_0} v(z) / u(z) dz, \quad (9)$$

where v is the probability of nucleus injection, and point z^* corresponds to that point of jet axis where supercooling degree becomes greater than zero. The probability v is defined as

$$v = k_v \exp\left(-\frac{T_v}{T} \frac{1}{\theta^2}\right), \quad (10)$$

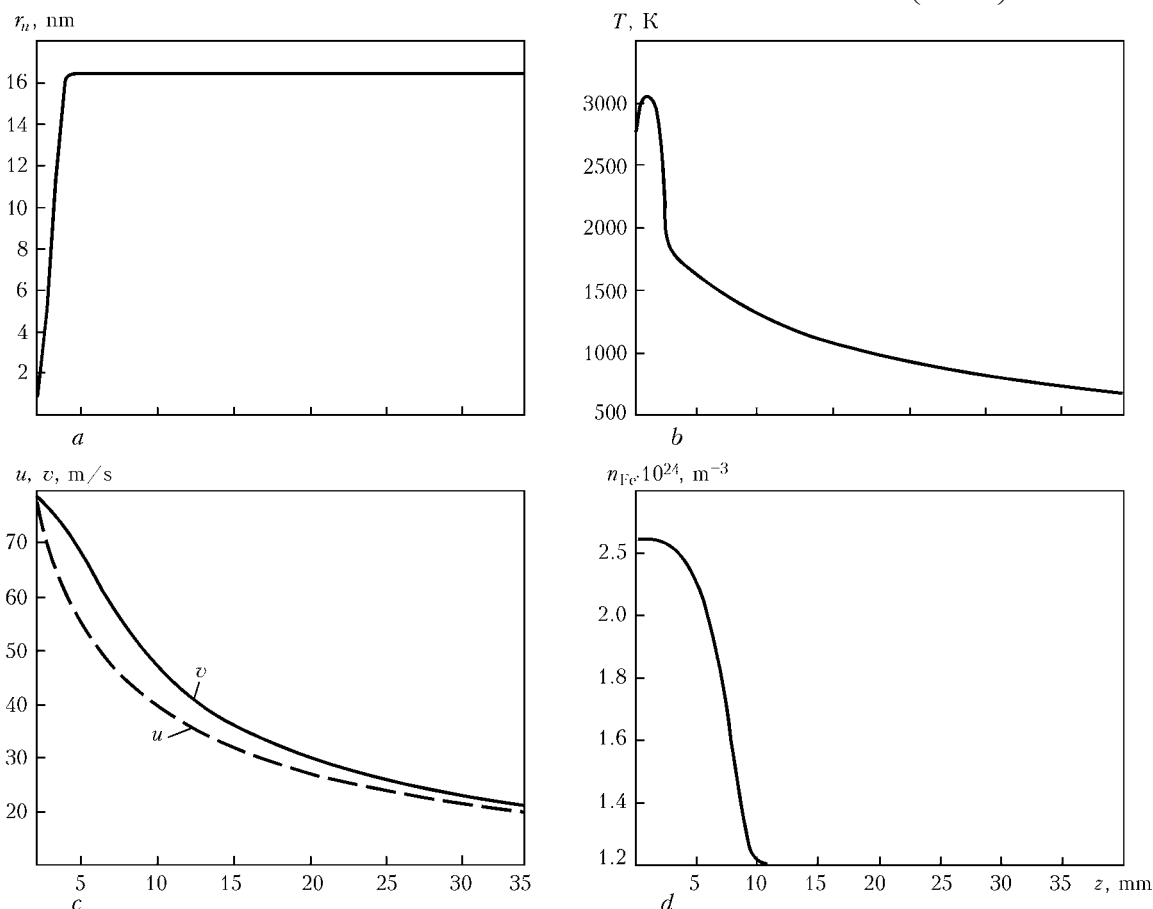


Figure 3. Kinetics of nucleus radius (a), temperature (b), difference between nucleus and mixture velocities (c) and distribution of metal vapor concentration (d) for $z_0 = 2$ mm, $r_0 = 0.31$ nm, $N_n = 1.68 \cdot 10^{18} \text{ m}^{-3}$ and $\theta = 0.3$

where $k_v = 4 \frac{n_v^2 m_v}{\rho_m} \sqrt{\frac{2\sigma_m}{\pi m_v}}$ and $T_v = \frac{16\pi\sigma_m^3 m_v^2}{3k^3 \lambda_v^2 \rho_m^2}$. Some

more details and related physical discussions can be found in work [4]. The position of injection point z_0 can not be defined explicitly within the framework of Zeldovich theory, but estimated value of supercooling degree at this point approximately equals 0.3 ([4]). Equations (6), (7) were solved along with equations (3), (4) for different positions of initial injection point.

Let us show results for the first set of parameters: distance from the metal surface $z_0 = 2$ mm, $r_0 = 31$ nm, $N_n = 1.68 \cdot 10^{18} \text{ m}^{-3}$, $\theta = 0.3$. In Figure 3, *a* and *b*, we demonstrate kinetics of nucleus radius and temperature along axis of the jet. The difference between nucleus velocity v and mixture velocity u is shown in Figure 3, *c*, and, finally, the distribution of metal vapor concentration is shown in Figure 3, *d*. One can observe that the nucleus radius grows rapidly and then remains constant. The explanation of such behavior is that growth of nuclei causes metal vapor concentration to decrease and after a certain point on the axis the vapor concentration becomes negligibly small (see Figure 3, *d*). Hence, after this point the condensation process and subsequent nucleus growth stop due to insufficient amount of metal vapor in the mixture. The nucleus temperature is quite high (near the boiling temperature) in the region where condensation process takes place, and drops rapidly after

decreasing of condensation rate. The subsequent nucleus cooling is related to heat conduction between hot nucleus and cold atmosphere. The difference between nucleus velocity and mixture velocity is not noticeable because the nucleus is not large enough, i.e. its inertia is comparable with drag force.

Further, in Figure 4, *a-d* we demonstrate the same dependencies for another set of parameters. In this case the concentration of injected nucleus is smaller due to smaller value of initial supercooling degree. In result the condensation process becomes slower and injected nucleus might grow during longer period of time. Thus, the final nucleus size is larger than in previous case and the point, where sharp decrease in metal vapor concentration takes place, goes downstream. In addition one can observe that the nucleus velocity differs visibly from the mixture velocity, since nucleus inertia prevails over drag force due to greater nucleus size.

In Figure 5, *a-d*, we also demonstrate the influence of laser radiation absorption on nucleus growth and heating during its motion along the jet axis. The laser radiation is assumed to have Gaussian distribution $I(z) = I_0(r_0^2/r_z^2)$, where $r_z^2 = r_0^2(1 + z^2/z_0^2)$; $r_z = \pi r_0^2/\lambda$; λ is the laser radiation wave length; r_0 is the focus radius; and I_0 is the total intensity of laser radiation. In order to examine the influence of laser radiation absorption we add the term describing absorption heating in equation (4). This term reads as $q_L =$

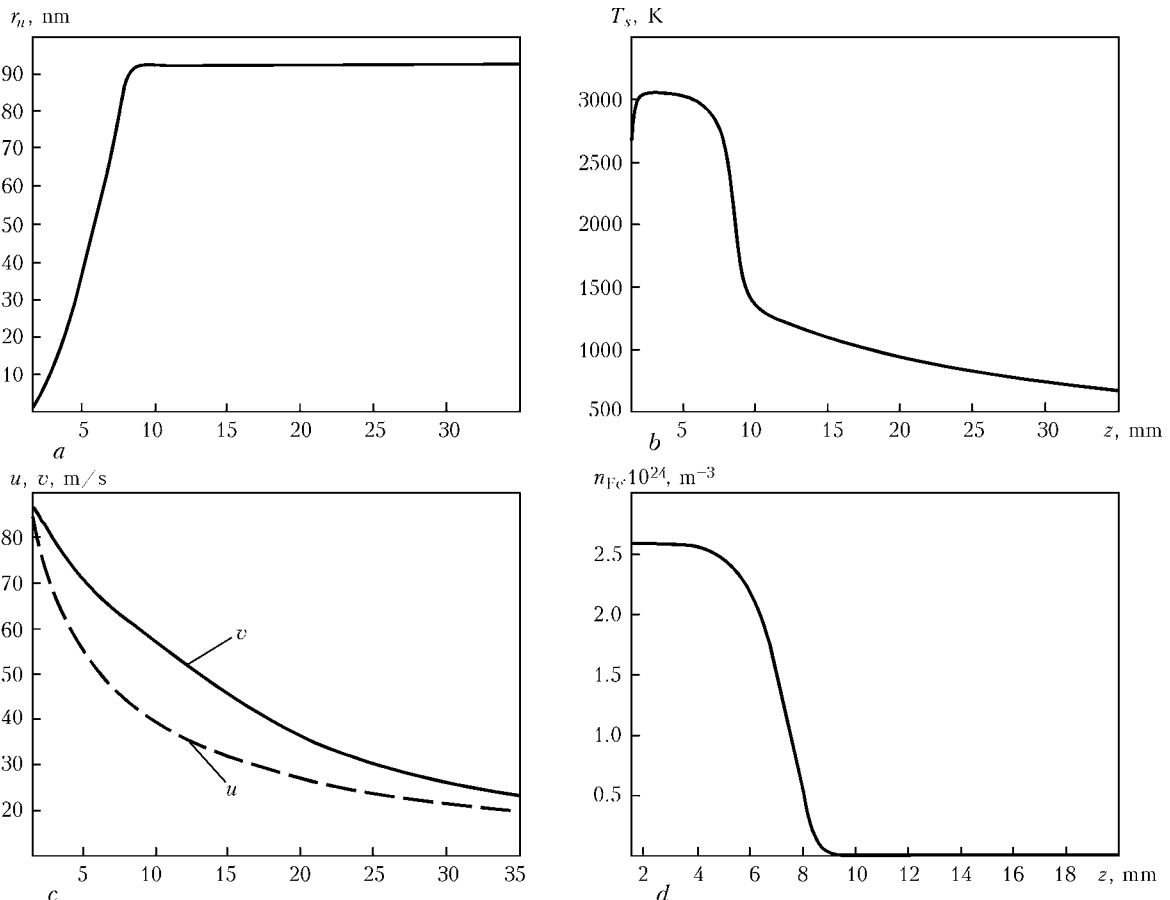


Figure 4. Kinetics of nucleus radius (*a*), temperature (*b*), difference between nucleus and mixture velocities (*c*) and distribution of metal vapor concentration (*d*) for $z_0 = 1.5$ mm, $r_0 = 0.34$ nm, $N_n = 7.9 \cdot 10^{15} \text{ m}^{-3}$, $\theta = 0.26$

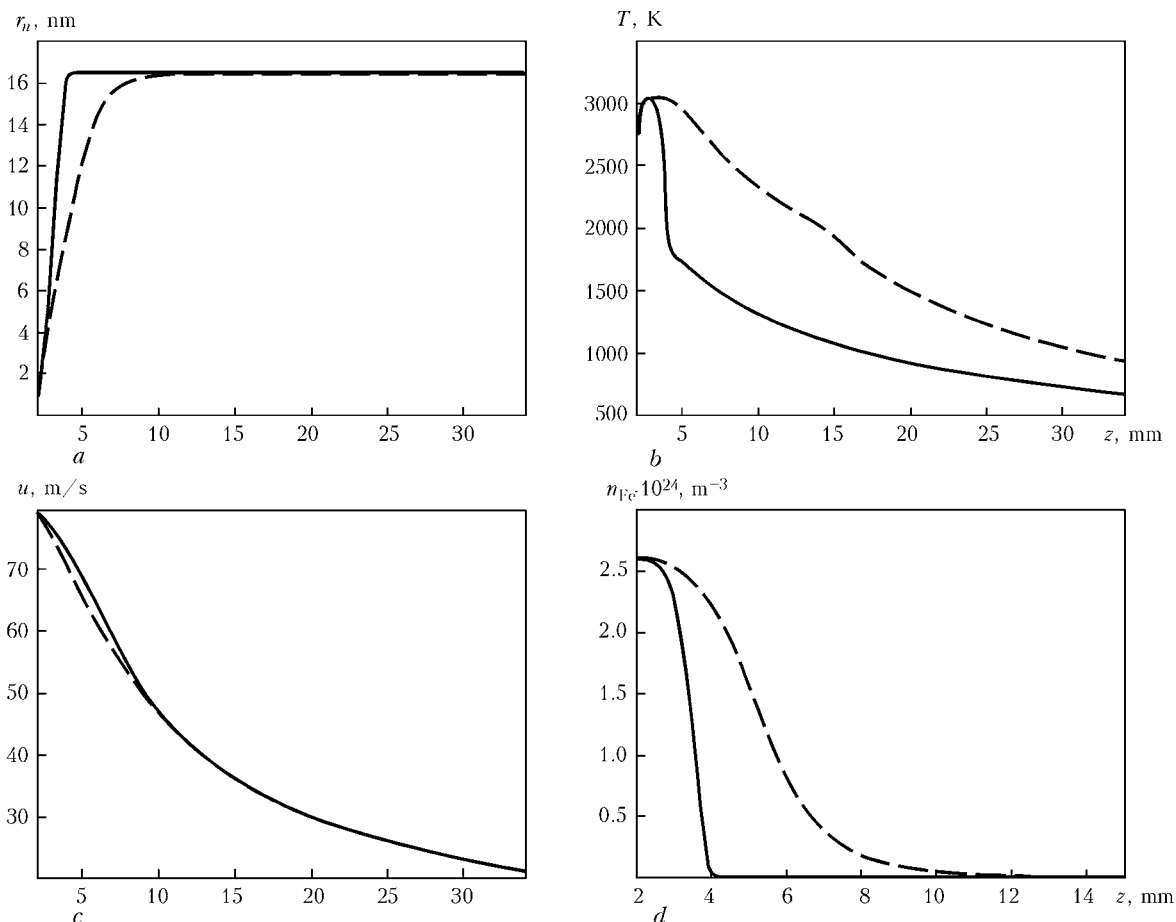


Figure 5. Kinetics of nucleus radius (a), temperature (b), distribution of nucleus velocity (c) and distribution of metal vapor concentration (d) for $z_0 = 2$ mm, $r_0 = 0.31$ nm, $N_n = 1.68 \cdot 10^{18} \text{ m}^{-3}$, $\theta = 0.3$: solid and dashed line — results obtained without and with laser radiation, respectively

$= I\pi r_n^2 Q_{abs}$, where Q_{abs} is the absorption coefficient calculated by means of Mie scattering theory for small particles. The laser radiation wave length was chosen to be equal to $1 \mu\text{m}$, and total intensity of laser radiation was 10^6 W/cm^2 . The parameters of injection point were the same as for Figure 4. One can observe from Figure 5 that absorption of laser radiation makes condensation process slower. Additional heating leads to intensive evaporation and related mass losses but, at the same time, depletion of metal vapor also becomes weaker. In result, the absorption of laser radiation has such a self-consistent influence, so the final size of injected nucleus does not change (in comparison with condensation without laser radiation). Thus, we can conclude that absorption of laser radiation does not influence final radius of condensed nuclei, but increases size of the region where condensation process takes place.

CONCLUSION

To sum up, growth and heating of condensed phase nucleus during its motion in vapor-gas jet was investigated on the basis of developed mathematical model. The model consists of equations for nucleus radius and temperature kinetics, equations of nucleus motion and continuity equation taking into account loss of metal vapor due to condensation. The mass

and energy fluxes on the nucleus surface are calculated by means of formulae obtained from the collisionless solution of kinetic equations. Kinetics of nucleus radius and temperature with fixed surrounding conditions is demonstrated for different values of supercooling degree and mass fraction of metal vapor. Kinetics of nucleus radius and temperature during its motion along vapor-gas jet axis is shown along with distribution of metal vapor concentration. The influence of initial injected nuclei concentration is demonstrated. The final size of injected nucleus is obtained. In addition, the influence of laser radiation absorption on the condensation process and final nucleus size is examined. Results obtained in this work allow analyzing dynamics of nucleus growth and heating during its motion in vapor-gas jet and providing quantitative estimations of final condensed-phase nuclei sizes.

1. Sukhorukov, S.B., Krivtsun, I.V., Sidorets, V.N. (2008) Mathematical modeling of gas-dynamic, heat and mass transfer processes in vapor-gas jet under deep penetration laser welding. In: *Proc. of 4th Int. Conf. on Mathematical Modeling and Information Technologies in Welding and Related Processes* (Katsiveli, Ukraine, 2008). Kiev: PWI, 155–164.
2. Turichin, G., Zemlyakov, E., Pozdeeva, E. et. al. (2009) Volume condensation in plasma jet. *Fotonika*, **1**, 12–14.
3. Zeldovich, Ya.B., Raizer, Yu.P. (1966) *Physics of shock waves and high-temperature hydrodynamic phenomena*. Moscow.
4. Luk'yanchuk, B.S., Marine, W., Anisimov, S.I. (1998) Condensation of vapor and nanoclusters formation within the vapor plume, produced by ns-laser ablation of Si. *Laser Physics*, **8**(1), 291–302.

ЛАЗЕРНОЕ ПОВЕРХНОСТНОЕ УПРОЧНЕНИЕ ТИТАНОВОГО СПЛАВА Т110

В.Ф. ТОПОЛЬСКИЙ, В.Д. ШЕЛЯГИН, С.В. АХОНИН, В.Ю. ХАСКИН,
И.К. ПЕТРИЧЕНКО, А.В. БЕРНАЦКИЙ, А.В. СИОРА

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

Данная работа посвящена изучению возможности применения лазерного азотирования для получения поверхностных покрытий с высокой прочностью. Упрочнение титанового сплава Т110 проводили по поверхности с окалиной в состоянии непосредственно после проката и по зачищенной поверхности в различных газообразных средах без дополнительной подачи присадочного металла. Установлено, что наличие окислы на поверхности образца обеспечивает лучшее поглощение лазерного излучения с одновременным повышением твердости в 1,5–3 раза, что может использоваться для упрочнения деталей машин и механизмов, а также броневых элементов.

В настоящее время существует необходимость устанавливать броневые элементы в легковых автомобилях, самолетах, вертолетах, а также изготавливать бронированные жилеты. Во всех этих случаях требуется прочная и вместе с тем легкая броня. Для этой цели применяли высокопрочные титановые сплавы, но и их прочности со временем оказалось недостаточно в связи с повышением мощности и качества оружия, в первую очередь, стрелкового. Сегодня такие подходы к увеличению прочности бронееlementов, как разработка новых титановых сплавов и их термическая обработка (печная и ТВЧ) в основном исчерпали свои возможности и уже нужны новые технологии. Одной из таких технологий может быть лазерное азотирование.

Данная работа посвящена применению лазерного азотирования для получения высокопрочных поверхностных покрытий, в частности, возможностям применения лазерного излучения для нанесения покрытий высокой твердости на высокопрочный титановый сплав Т110 с целью упрочнения броневых элементов.

Поверхностное лазерное легирование титановых сплавов может выполняться такими материалами, как газообразный азот, порошкообразные карбиды, бориды. Вводить материалы в зону действия лазерного излучения возможно различными способами: в виде защитного газа, путем нанесения порошка на обрабатываемую поверхность или подачи материала в сварочную ванну непосредственно во время лазерной обработки. Легирование газообразным азотом позволяет в широких пределах не только варьировать его количество в переплавленных слоях, но и изменять способ подведения, например, осуществлять поддув под некоторым углом к оси лазерного излучения, коаксиальный с ним, поддув в остывающую часть сварного шва.

Проведенные ранее исследования показали, что максимальную твердость при легировании поверхностных слоев титана и его сплавов обеспечивают

соединения TiN. Недостаток этого процесса состоит в формировании сетки микротрещин на обработанной поверхности. Известно, что образование трещин можно предотвратить лишь при значительном снижении количества TiN в наплавленных слоях.

В данных исследованиях использовали лазерную установку ЛТ-104 (СО₂-лазер, длина волны излучения 10,6 мкм). Упрочнение сплава Т110 проводили в среде газообразного азота по схеме, приведенной на рис. 1, без дополнительной подачи присадочного металла. Применяли три типа газовых сред: азотную, с подачей азота к сварочной ванне и ее хвостовой части; азотно-воздушную, с подачей азота только к головной части сварочной ванны (в парогазовый канал); азотно-аргоновую, с подачей азота к сварочной ванне и аргона к хвостовой части. Кроме того, для оценки влияния состояния поверхности образцов на результаты упрочнения все исследования проводили для двух типов поверхности: с окалиной в состоянии непосредственно после проката и очищенной.

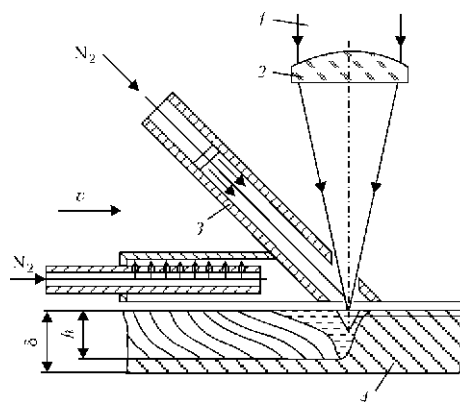


Рис. 1. Технологическая схема лазерного азотирования пластин титанового сплава Т110: 1 – лазерное излучение; 2 – фокусирующая линза; 3 – система подачи газообразного азота N₂; 4 – образец; v – скорость перемещения системы азотирования относительно образца; h – глубина азотированного слоя; δ – толщина образца

Режимы лазерного азотирования титанового сплава Т110

№ режима	P, кВт	V, м/г	ΔF, мм	Глубина проплавления, мм	
				Максимальная	Минимальная
1	2,5	60	+21	0,86	0,10–0,12
2	2,5	60	+26	0,86	0
3	2,5	60	+31	1,26	0
4	3,0	30	+31	1,30	0
5	2,5	30	+31	0,80–1,24	0,50
6	2,5	40	0	0,72	0
7	2,8	40	0	0,92	0
8	2,5	30	0	0,70	0
9	2,8	30	0	0,90	0
10	3,0	30	0	0,60–0,76	0,30–0,50

В результате проведенных исследований было установлено, что лучше всего поглощение лазерного излучения с одновременным дополнительным повышением твердости обеспечивает наличие окалины на поверхности образца.

В таблице приведены десять режимов азотирования. Исследования проводили при мощности излучения 2–3 кВт и скорости сварки 30–60 м/ч. Азотирование по режимам № 1–5 проводили без предварительной зачистки окалины с поверхности металла, по режимам № 6–10 — с зачисткой поверхности.

Для образцов с окалиной глубина дорожек упрочнения составляла 1,0–1,2 мм, в то время как для очищенной поверхности лишь 0,5–0,6 мм. Лучшие результаты с точки зрения однородности распределения нитридов в наплавленных дорожках были получены при использовании полностью азотной защитной среды. Азотированный слой на всех десяти образцах имеет в сечении неравномерную глубину. Максимальная глубина проплавления получена по оси дорожки, минимальная — в участках перекрытия соседних дорожек. В большинстве случаев перекрытий между соседними дорожками не было.

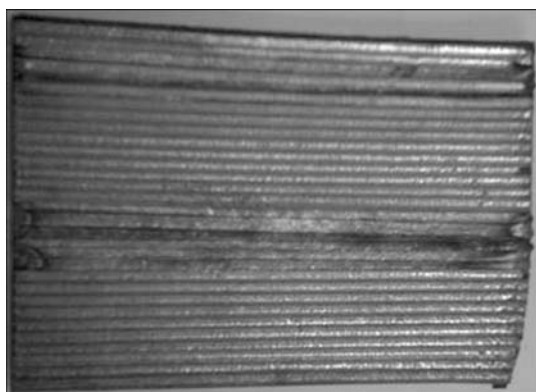


Рис. 2. Внешний вид азотированного образца бронеелемента

Применение лазера в азотсодержащей атмосфере приводит к насыщению оплавленного металла азотом вплоть до образования на поверхности α-TiN золотистого цвета, который имеет очень высокую твердость. Характерный внешний вид азотированной пластины показан на рис. 2. Лазерное азотирование незащищенной поверхности металла, на которой присутствует окалина, приводит к насыщению расплавленного металла кислородом. По мере удаления от поверхности фазовый состав наплавленного металла может изменяться в такой последовательности: TiN, α-Ti + TiN, твердый раствор азота в α-Ti, концентрация которого уменьшается с удалением от поверхности, (α + β)-Ti. Возможно также взаимодействие азота и кислорода с легирующими компонентами, которые входят в состав сплава Т110.

Наиболее характерным дефектом легированной поверхности образцов сплава Т110 является наличие волосяных микротрещин с раскрытием 10–20 мкм в дорожках упрочнения, а также порообразование. Трещины не распространяются в основной металл и расположены поперек наплавленного дорожкам. Для минимизации этого дефекта к хвостовой части зоны наплавленного остывающего металла целесообразно подавать аргон вместо азота, однако такой прием отрицательно влияет на повышение твердости.

Полученные значения твердости составляли HV0,05-6000–7000 МПа в случае применения азота и HV0,05-5000–6000 МПа в случае применения аргона (при твердости основного металла HV0,05-3500–4500 МПа).

Оптимальный режим упрочнения позволяет получить мелкозернистые равновесные структуры, при этом скорость сварки целесообразно подбирать таким образом, чтобы глубина упрочненной зоны составляла приблизительно 1 мм. Для лучшего насыщения дорожек упрочнения нитридом титана азот под давлением 0,1–0,2 МПа нужно подавать отдельно в зону действия лазерного излучения и в хвостовую часть остывающего наплавленного металла. При этом расход азота, подаваемого в зону действия лазерного излучения и в хвостовую часть,

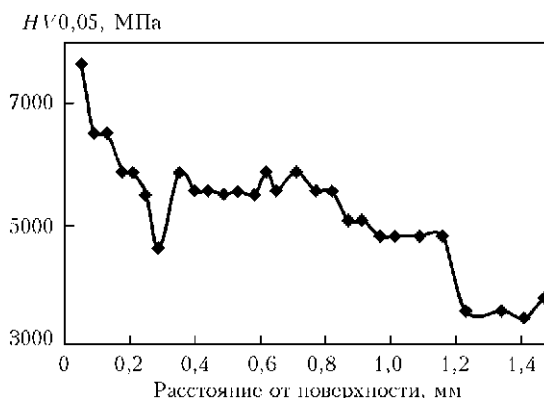


Рис. 3. Распределение микротвердости по глубине азотированного слоя

составляет 7–15 л/мин и до 30 л/мин соответственно.

Исследование микротвердости азотированного слоя проводили на микротвердомере ПМТ-3 под нагрузкой 50 г. В образце № 1 (см. таблицу) повышенная (больше 5000 МПа) твердость расплавленного слоя металла наблюдается до глубины 0,75 мм, № 2 — до 0,62 мм, № 4 — до 0,87 мм, № 5 — до 0,9 мм (рис. 3), № 10 — до 0,59 мм. В других образцах глубина слоя с повышенной твердостью составляла менее 0,5 мм.

В приповерхностном слое практически всех исследованных образцов наблюдается дендритная структура. Следует отметить, что приповерхностный слой всех образцов глубиной до 0,05 мм характеризуется очень высокой твердостью (от 6000 до 10000 МПа и выше), что подтверждает образование нитридов. Однако определить действительную твердость поверхностного пласта непосредственно вблизи поверхности оказалось затруднительно из-за резкого градиента твердости. Нужно отметить, что структура образцов, азотированных по не зачищенной от окалины поверхности металла, отличается большей однородностью, чем структура образцов с предварительно зачищенной поверхностью.

Выводы

1. Лазерное азотирование титановых сплавов повышает их твердость в 1,5–3 раза и может использоваться для упрочнения деталей машин и механизмов, а также броневых элементов.

2. Эффективность процесса лазерного азотирования прямо пропорциональна поглощающей способности обрабатываемой поверхности, для повышения которой предложено азотировать титановые сплавы по поверхности непосредственно после прокатки (с окалиной). В этом случае по сравнению с лазерным азотированием зачищенной поверхности глубина упрочненных дорожек увеличивается вдвое (от 0,5–0,6 до 1,0–1,2 мм), а твердость — на 20–25 %.

3. На титановом сплаве Т110 получена микротвердость поверхностных слоев 6000–7000 МПа при глубине упрочненного слоя 1 мм.

4. Технология лазерного азотирования может найти применение для упрочнения титановой брони средств индивидуальной защиты, повышения эксплуатационных характеристик деталей машин и медицинских имплантатов, снижения вязкости поверхностей готового изделия непосредственно перед их финишной механической обработкой.

РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ И ОБОРУДОВАНИЯ ДЛЯ ЛАЗЕРНОЙ И ЛАЗЕРНО-ДУГОВОЙ СВАРКИ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Г.А. ТУРИЧИН, И.А. ЦИБУЛЬСКИЙ, Е.В. ЗЕМЛЯКОВ, Е.А. ВАЛДАЙЦЕВА, М.В. КУЗНЕЦОВ

Санкт-Петербургский государственный политехнический университет,
Институт лазерных и сварочных технологий, Санкт-Петербург, Россия

При лазерной сварке с глубоким проплавлением часто наблюдается порообразование в швах, причина которого заключается в развитии автоколебаний парогазового канала и сварочной ванны. Проведенные вычислительные эксперименты показали нестационарность процесса гибридной сварки, нестабильность прикорневой части парогазового канала и канала проплавления. Результаты анализа порообразования и полученных экспериментальных данных позволяют рекомендовать применение кругового сканирования лазерного луча для предотвращения этих нежелательных явлений.

Высокая концентрация энергии лазерного излучения предопределяет значительную интенсификацию процессов обработки материалов. Концентрированный ввод энергии дает возможность обрабатывать материалы с более высокими скоростями и меньшими остаточными тепловыми деформациями. Достижения последних лет в области физики и техники позволили создать новые источники лазерного излучения с существенно более высокой энергетической эффективностью.

При сварке сплавов, особенно легких на основе алюминия, проблема расчета параметров сварного соединения, предсказания его химического состава и механических свойств достаточно сложна из-за необходимости учитывать удаление таких легколетучих добавок, как магний, литий или цинк, которые во многом определяют весь комплекс механических свойств. При сварке часть этих добавок испаряется, в результате чего химический состав и механические свойства металла шва могут отличаться от состава и свойств основного материала.

Система Al-Mg является одной из самых перспективных при разработке свариваемых сплавов. Механические свойства как сварных соединений, так и основного металла зависят от содержания магния в сплаве. С увеличением его содержания возрастает прочность сплава. Литий значительно влияет на свойства алюминиевых сплавов, а изменение его концентрации сказывается как на механических свойствах сплавов, так и на их склонности к трещинообразованию.

Для повышения эффективности разработки технологии лазерно-дуговой сварки и оборудования была применена компьютерная модель, построенная на основе технологически применимых математических описаний процессов, протекающих при лазерно-дуговой сварке [1].

Одним из результатов многолетней работы является разработанная в Институте лазерных и сварочных технологий Санкт-Петербургского государственного политехнического университета компьютерная программа LaserCad для моделирования лазерной, дуговой и гибридной сварки, позволяющая рассчитывать геометрические характеристики сварного шва, термические циклы в металле шва и ЗТВ, а также количество легирующих элементов в металле шва.

Для анализа причин возникновения хампинг-эффекта при гибридной сварке и выбора путей его предупреждения наиболее целесообразным является математическое моделирование процесса на основе физически адекватной модели, позволяющее проанализировать связь различных физических явлений, ответственных за развитие неустойчивости сварочной ванны. Вообще процессы гибридной лазерно-дуговой сварки с глубоким проплавлением, как и родственные процессы лазерной сварки, часто сопровождаются появлением пористости и формированием корневых пиков в сварных швах [2]. В соответствии с современными представлениями о физической природе процессов лазерной сварки причиной этого является развитие автоколебаний парогазового канала и ванны при сварке с глубоким проплавлением [3].

Многочисленные экспериментальные результаты подтверждают, что процесс сварки с глубоким проплавлением не является стационарным даже при стабилизации всех внешних факторов, влияющих на сварочную ванну [4]. В частности, высокоскоростная киносъемка лазерной сварки составных образцов из металла и оптически прозрачного материала [5] показала непрерывное изменение формы канала, квазипериодическое движение зоны с максимальной яркостью по глубине канала, а также наличие таких зон на задней стенке канала. Съемка



Рис. 1. Оптический блок системы «Регистратор» (а), цифровая высокоскоростная камера CENTURIO C100 (б) и линзовый спектрограф SL100M (в)

плазменного факела также показывает наличие его квазипериодических флуктуаций [6].

Сравнительные исследования движения жидкого металла на поверхности сварочной ванны и процесса образования корневых пиков подтверждают соответствие между пикообразованием и выплескиванием расплавленного металла из сварочной ванны. Такие же результаты были получены позднее при рентгеновской съемке [7].

Экспериментальная установка для исследования технологического процесса лазерно-дуговой сварки. В экспериментах была использована гибридная лазерно-дуговая сварочная установка, разработанная и собранная в Институте лазерных и сварочных технологий Санкт-Петербургского государственного политехнического университета. В качестве источника лазерного излучения использовался иттербиевый волоконный лазер ЛС-15 с максимальной выходной мощностью 15 кВт. Излучение транспортировалось по волоконному кабелю к оптической сварочной головке лазерно-дугового модуля. Для фокусировки излучения использовали

сварочную головку YW50 ZK фирмы «Precitec» с фокусным расстоянием 400 мм и фокальным диаметром 0,4 мм, оснащенную однокоординатным сканатором DC-Scanner с максимальной частотой 600 Гц и амплитудой до 10 мм. Экспериментальная установка также укомплектована источниками питания дуги ВДУ-1500ДС и EWM Phoenix 520 RC PULS. Для подачи присадочного материала использовали механизмы подачи проволоки ПДГО-511 и РНОЕ-NIX DRIVE 4 ROB 2.

В ходе экспериментов проплавливали и сваривали встык плоские образцы размером 100×50 мм из сплавов АМг6 толщиной 10 мм и 1424 (Al-4,5 % Mg-1,7 % Li-0,6 % Zn) толщиной 4 мм. Сварку осуществляли прямолинейными стыковыми швами в нижнем положении. Для защиты сварочной ванны и металла шва использовали аргон и смесь аргона с гелием. В качестве присадочного материала в экспериментах использовали проволоку AlMg6.Zr.

Качество всех сварных швов оценивали визуально по их внешнему виду и результатам металлографических исследований поперечных шлифов. Оп-

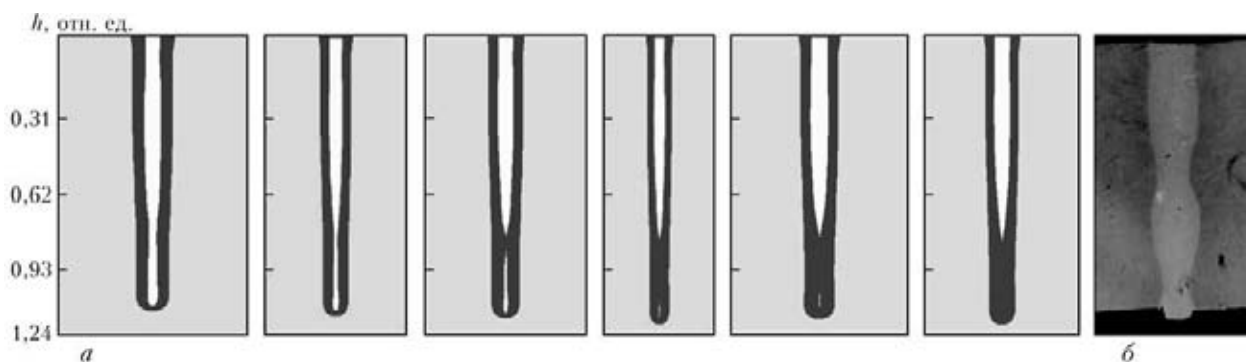


Рис. 2. Результаты расчетов по динамической модели через 1 мс (а) и поперечный макрошлиф сварного шва (б), выполненного при $N = 15$ кВт и $v_{св} = 10$ см/с

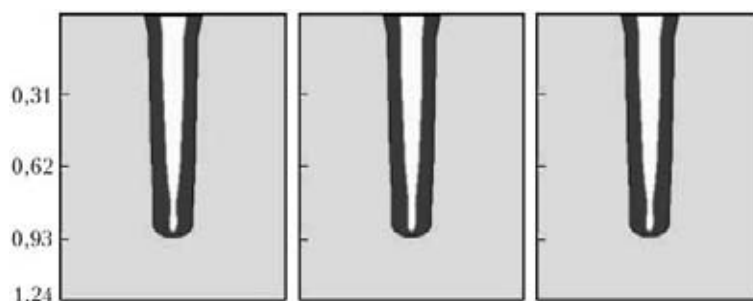


Рис. 3. Результаты расчетов через 3 мс при выполнении кругового сканирования ($N = 12$ кВт, $v_{св} = 10$ см/с)

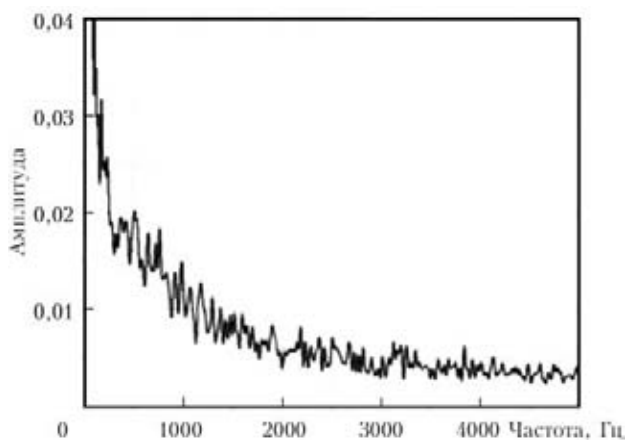


Рис. 4. Частотный спектр колебаний расплава

ределяли глубину проплавления и другие параметры геометрии шва.

Для определения временных характеристик динамических процессов в зоне гибридного разряда над поверхностью изделия применяли систему регистрации плазменного факела (рис. 1), включающую блок оптической регистрации с объективом, кассетой для светофильтров и CCD-матрицей для регистрации сигнала и модуль цифровой обработки сигнала, а также высокоскоростную видеокамеру CENTURIO C100, позволяющую производить съемку со скоростью до 100 000 кадров в секунду. Для исследования спектра оптической эмиссии плазменного факела применяли линзовый спектрограф с компенсацией астигматизма SL100M (см. рис. 1).

Результаты экспериментов и моделирования.

Результаты компьютерного моделирования, полученные с помощью динамической модели (рис. 2, а), показывают, что, несмотря на стабилизацию всех параметров технологического режима, процесс

высокоскоростной сварки металлов большой толщины является нестационарным. При этом наиболее нестабильна прикорневая часть пароголового канала и канала проплавления. На рис. 2, б приведен снимок поперечного сечения сварного шва, выполненного лазерной сваркой на таком же режиме. На фото видно характерное сужение шва, которое может привести к образованию дефекта. Стабилизировать сварочную ванну возможно введением кругового сканирования лазерного луча с небольшими (до 0,5 мм) радиусами и высокой (свыше 300 Гц) частотой сканирования (рис. 3). При отсутствии такой стабилизации в результате коллапса пароголового канала возможно формирование пор большого диаметра и корневых пиков.

Экспериментально доказано, что динамическое поведение яркости излучения расплава характеризуется наличием низкочастотных колебаний. Значения частоты определяли с помощью компьютерного моделирования с использованием динамической модели, а также экспериментально с применением фотодиодов, направленных на сварочную ванну. Характерный частотный спектр сигнала с фотодиодов представлен на рис. 4.

Скорость видеосъемки определяется частотой колебаний расплава. Анализ динамического поведения жидкой ванны показал, что в расплаве отсутствуют колебания с частотами более 500 Гц. Таким образом, можно сделать вывод, что для визуального исследования поверхности сварочной ванны необходимо проводить съемку со скоростью не менее 1000 кадров в секунду.

Расчет количества легирующих элементов проводился в программе LaserCAD. Результаты, полученные для различных толщин образцов сплава

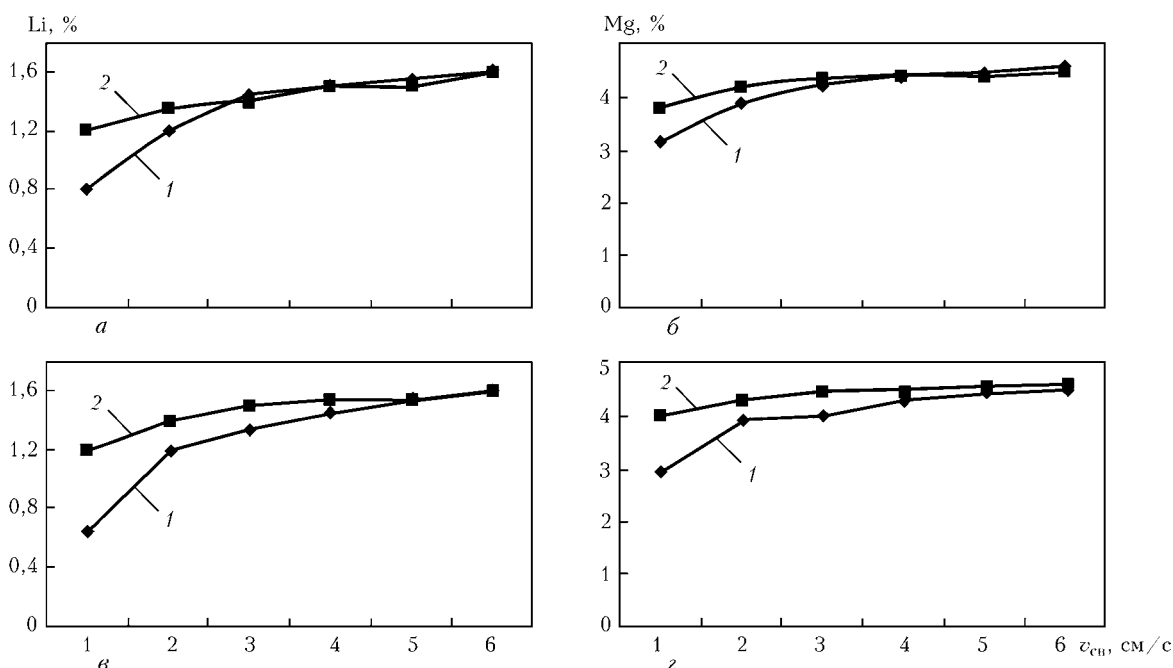


Рис. 5. Расчет изменения содержание лития и магния в металле шва при лазерной сварке образцов алюминиевого сплава 1424 толщиной 4 (1) и 10 (2) мм при $d = 0,3$ мм, $N = 3500$ (а, в, г) и 3000 (б) Вт

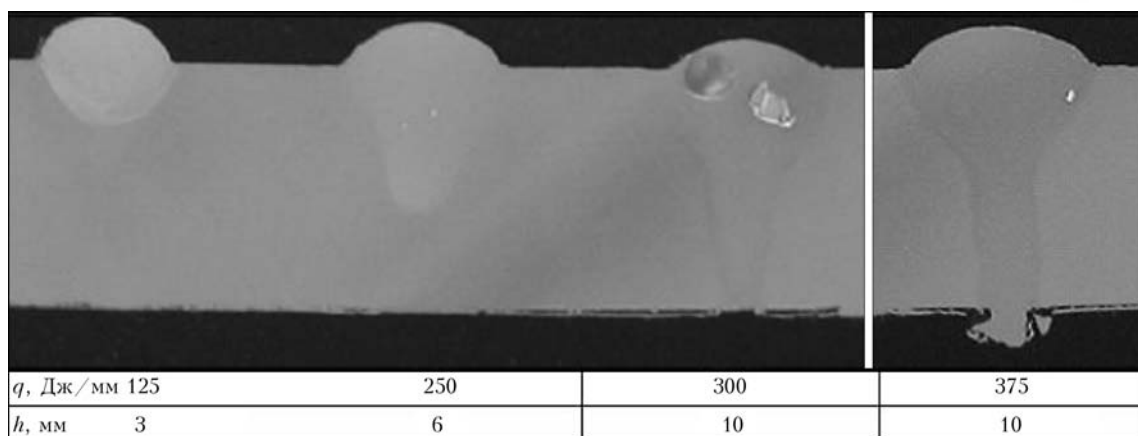


Рис. 6. Проплавление пластины сплава АМг6 при применении лазерной сварки с присадочной проволокой с $v_{пл} = 19$ м/мин

1424 и параметров режима сварки, приведены на рис. 5.

Снижение скорости сварки приводит к увеличению потерь легколетучих легирующих элементов, которые обеспечивают высокие эксплуатационные характеристики сплавов, что и приводит к разупрочнению сварного шва. Содержание примесей в металле шва при сварке на пониженных скоростях из-за испарения существенно отличается от их содержания в основном металле, в особенности в верхней части расплавленной зоны, где радиус канала максимален. Поскольку верхняя часть парогазового канала является определяющей для про-

цесса многократных переотражений в канале, испарение примесей приводит к значительному изменению формы и размеров зоны проплавления. Пример такого уширения можно увидеть на рис. 6. Увеличение погонной энергии привело к значительному увеличению ширины зоны проплавления при лазерной сварке с присадочным материалом.

Анализ кадров скоростной видеосъемки позволил определить положение электрода относительно лазерного луча. Помимо этого проводили расчеты термических циклов и измерения микротвердости в зоне лазерного воздействия. Результаты представлены на рис. 7.

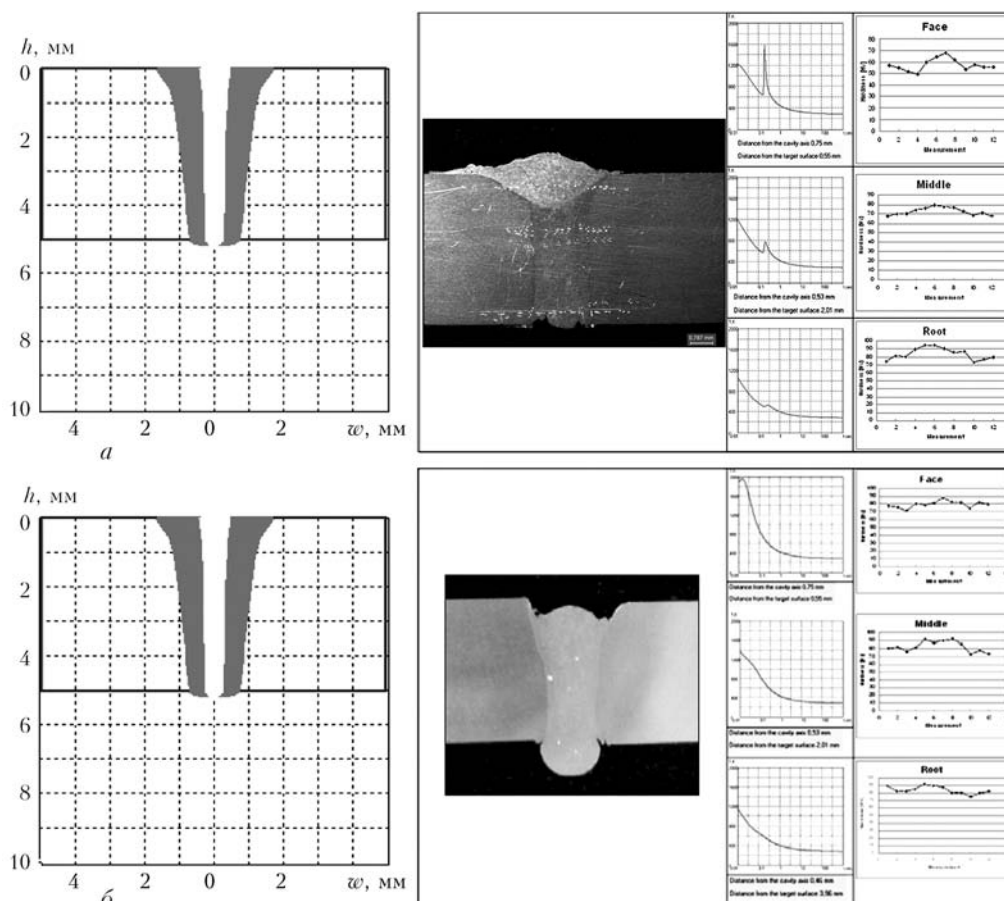


Рис. 7. Результаты расчета формы поперечного сечения и термических циклов и измерения микротвердости образцов, выполненных лазерно-дуговой сваркой при $q = 100$ Дж/мм и расстоянии между лазерным лучом и электродом 15 (а) и 2 (б) мм

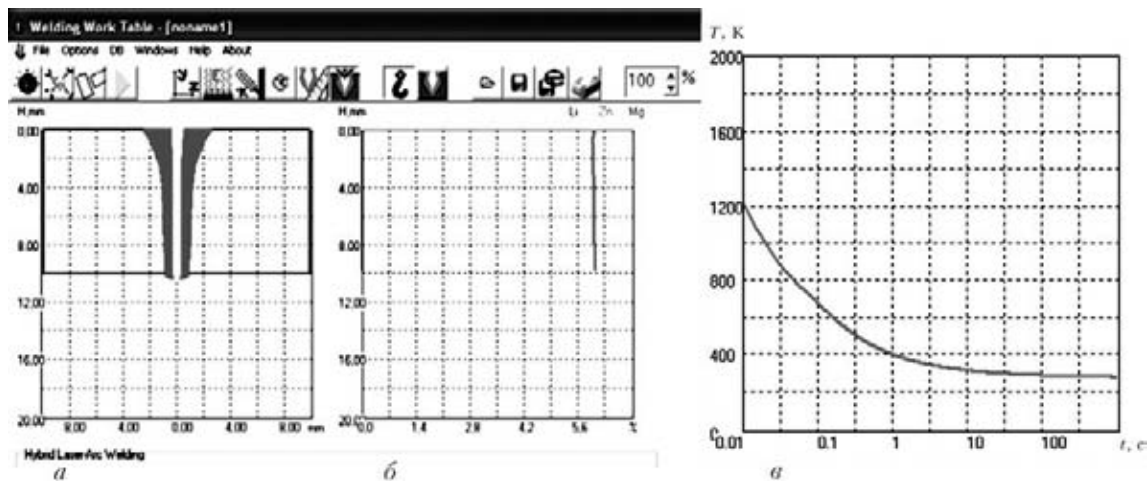


Рис. 8. Результаты расчета поперечного сечения зоны проплавления (а), распределения магния по глубине шва (б) и термического цикла (в) для гибридной сварки алюминиевого сплава АМг6

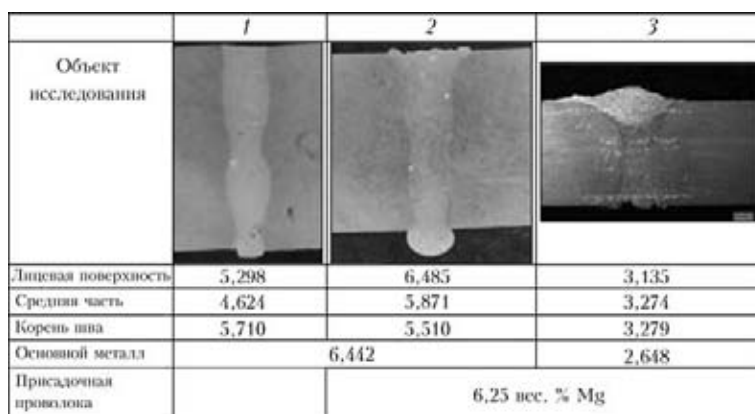


Рис. 9. Распределение магния по глубине шва при лазерной (1), гибридной лазерно-дуговой (2) и лазерно-дуговой (3) сварке алюминиевых сплавов

При применении гибридной сварки наблюдается однородная по всему сечению шва структура, состоящая из мелких дендритов. В случае увеличения расстояния между тепловыми источниками металл шва дольше находится под воздействием повышенных температур и, как следствие, наблюдается огрубление дендритов в верхней части шва. Микротвердость металла шва находится на уровне значений для основного металла, что обусловлено как его мелкодендритной структурой, так и более высоким содержанием магния. Дальнейшие эксперименты проводили при максимальных скоростях сварки с расстоянием между лазерным лучом и

электродом 2 мм. Результаты расчета для гибридной сварки сплава АМг6 приведены на рис. 8. Результаты микрорентгеноспектрального анализа, представленные на рис. 9, подтвердили расчетные данные. Очевидно, что применение присадочного материала позволяет компенсировать потери легирующих элементов. На рис. 10 представлены снимки поперечных шлифов стыковых соединений со сквозным проплавлением, выполненных из сплава АМг6 толщиной 10 мм, 1424 толщиной 4 мм и Al-Mg3 толщиной 5 мм.

Разработка оборудования для лазерно-дуговой сварки. В ходе работы был разработан и изго-

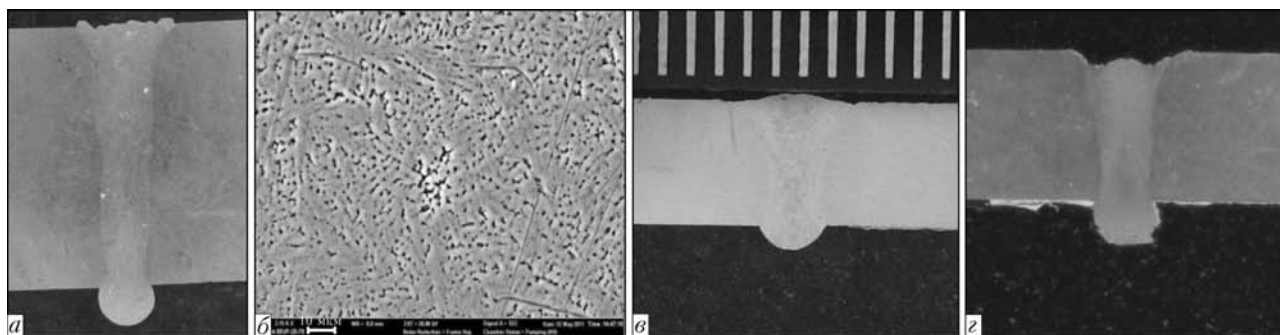


Рис. 10. Поперечное сечение (а) и микроструктура (б) шва стыкового соединения сплава АМг6, выполненного лазерно-дуговой сваркой при $q = 175$ Дж/мм, а также поперечные сечения соединений сплава 1424 (в) и Al-Mg3 (д), полученных при $q = 100$ Дж/мм



Рис. 11. Общий вид ЛДТК

товлен лазерно-дуговой технологический комплекс (ЛДТК) (рис. 11), в состав которого входит лазерная установка (волоконный лазер), комплекс дугового оборудования, модуль лазерно-дуговой (рабочий инструмент), манипулятор, блок подготовки и распределения газов, подсистема мониторинга свариваемого стыка (наведения на стык), подсистема мониторинга технологического процесса и система автоматического управления.

ЛДТК оснащен системой наведения лазерно-дугового модуля на свариваемый стык на основе триангуляционного лазерного датчика, которая осуществляет контроль геометрических характеристик стыка, слежение за координатами стыка при скорости сварки до 6 м/мин с параметрами $\pm 0,5$ мм в поперечном направлении к стыку и $\pm 0,2$ мм в вертикальном направлении.

Результаты исследований динамики поведения сварочной ванны и пароплазменного факела позволили разработать оборудование для контроля тех-

нологического процесса, интегрированное в систему мониторинга параметров процесса сварки.

Выводы

В работе показана возможность повышения качества сварных швов с помощью сканирования и установлены требуемые частоты сканирования, соответствующие флуктуациям сварочной ванны. Показана зависимость характера проплавления и свойств металла шва от расстояния между лазерным лучом и дугой. Установлено, что содержание легирующих элементов в металле шва уменьшается при снижении скорости сварки, а присадочный материал при лазерно-дуговой сварке компенсирует потери. Получены сварные соединения алюминиевых сплавов с высоким отношением глубины к ширине, отличающиеся высоким качеством и малыми деформациями.

1. *Turichin G.* Model of laser welding for technology application // Proc. of RAS, Series Physics. — 1997. — **61**, № 8. — P. 1613–1618.
2. *Matsunawa A., Mizutani M., Katayama S. et al.* Porosity formation mechanism and its prevention in laser welding // Welding Int. — 2003. — **17**, № 6. — P. 431–437.
3. *Lopota V., Turichin G., Tzibulsky I. et al.* Theoretical description of the dynamic phenomena in laser welding with deep penetration // Proc. of SPIE, Series 3688. — 1999. — P. 98–107.
4. *Forsman T., Powell J., Magnusson C.* Process instability in laser welding of aluminum alloys at the boundary of complete penetration // J. Laser Appl. — 2001. — **13**, Issue 5. — P. 193–198.
5. *Bashenko V.V., Mitkevich E.A., Lopota V.A.* Peculiarities of heat and mass transfer in welding using high energy density power sources // Proc. of 3rd Int. Coll. on EBW (Lion). — 1983. — P. 61–70.
6. *Лопота В.А., Смирнов В.С.* Структура материала и его параметры в зоне действия луча при лазерной сварке с глубоким проплавлением // ФиХОМ. — 1989. — № 2. — С. 104–115
7. *Matsunawa A., Kim J.D., Seto N. et al.* Dynamics of key-hole and molten pool in laser welding // J. Laser Appl. — 1998. — **10**, Issue 6. — P. 247–254.

ТЕХНОЛОГІЯ ПРИСКОРЕНОГО СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО СПІКАННЯ ВИРОБІВ З ПОРОШКОВИХ СУМІШЕЙ

К.І. ХМЕЛЬНИЦЬКА¹, А.В. КРИВОШЕЯ², О.Я. НІКІТІН¹

¹НТТУ «Київський політехнічний інститут», Київ, Україна

²Інститут надтвердих матеріалів ім. В.Н. Бакула НАНУ, Київ, Україна

Description of laser sintering of powder mixtures by equipment Vanquard SI2 SLS is presented, the main feature of which consists in superficial layer with abrasive particles formed a honeycomb-like structure. It helps to minimize damage of the item during processing and to use cooling liquids.

Об'єктом досліджень є генеративна технологія селективного лазерного спікання функціональних деталей з порошкових сумішей за методом rapid prototyping (RP), а предметом — технологія виготовлення алмазполімерних (АП) композитів інструментального призначення із застосуванням RP-технології. Метою досліджень є прискорене виготовлення малих серій складнопрофільних АП інструментів нової якості. RP-технологія через значну вартість може бути ефективна при необхідності прискореного виготовлення складнопрофільних виробів або виробів з поліпшеними функціональними показниками. Прикладами таких складних виробів є АП зубчасті хони для фінішної обробки зубчастих коліс і спеціальні алмазні інструменти для обробки куль ендопротезів. В результаті виконання роботи встановлено, що на сучасному етапі виготовлення функціональних АП композитів на установці Vanquard SI2 SLS із застосуванням RP-технології можливо нанесення на вирощений з гумонаповненого поліаміду складнопрофільний корпус шару з АП композитів певної глибини та їх закріплення за використанням капілярного ефекту або вирощування з склонаповненого поліаміду сот з розміром осередку 1–2 мм і подальшого інкапсулювання в соти різних АП структур.

Традиційні технології вже не можуть забезпечувати отримання принципово нового рівня властивостей виробів. Виготовлення виробів за традиційними технологіями також не в змозі своєчасно реагувати на швидкі зміни вимог ринку в частині освоєння нового виробу свідчить про те, що у всіх його фазах — від виникнення ідеї до виходу на ринок — необхідні прототип або модель. На їх проектування і виготовлення йде в середньому до 25 % загального часу, до 60 % прототипів вимагають тривалого — кілька місяців — часу виготовлення. Таким чином, в системі підготовки виробництва прототипування і створення дослідних зразків виробу вимагають досить відчутною частки витрат ресурсів і, головне, часу. Зрозуміло, що зараз об'єктивно необхідний перехід в іншу технологічну область — інтегрова-

них комп'ютеризованих технологій, що базуються на останніх досягненнях матеріалознавства, інформаційних, лазерних, іонно-плазмових та інших наукоємних технологій, теорії управління та оптимізації, сучасних технологій лиття, прецизійної і ультраточної обробки.

Нині можна виділити три напрямки створення інтегрованих технологій виготовлення деталей, які базуються на:

- генеративних методах виготовлення;
- принципово вдосконалених традиційних методах виготовлення, що забезпечують різке зниження собівартості проектування, виготовлення, експлуатації, ремонту та утилізації виробів, а також підвищення їх функціональних, якісних і екологічних показників;
- комбінованих методах, тобто що поєднують перший і другий напрямки.

До генеративних технологій відносяться технології прискореного пошарового лазерного прототипування (RP-технології). В даний час ця технологія є дорогою і може бути економічно обґрунтованою при оптимальному проектуванні складнопрофільних алмазних інструментів нової якості, наприклад, для чистової й фінішної обробки складнопрофільних зубчастих коліс, а також кульок ендопротезів.

Проведені дослідження порошкових сумішей, які використовуються в RP-технології, на установці Vanquard SI2 SLS дозволили встановити, що на ній не вдається виготовити безпосередньо АП композити зернистістю більше 10/7 з-за низької потужності лазера (100 Вт), а при чистовій обробці як зубчастих коліс, так і деталей ендопротезів необхідно застосовувати і більш великі алмази зернистістю до 100/80. Тому були запропоновані конструктивні і технологічні прийоми з урахуванням постпроцесів, тим більше, що в RP-технології вони існують і їх можна використовувати для нанесення АП композитів на складнопрофільному корпусі, використовуючи капілярний ефект, т. я. спечений корпус має підвищену пористість і розплав полімеру, проникаючи в пори завдяки капілярам, міцно закріплює алмазозносний шар на складному корпусі зубчастого хона. Процес взаємодії молекул або атомів рідини і твердого тіла на межі розділу двох середовищ приводить до ефекту змочування поверхні.

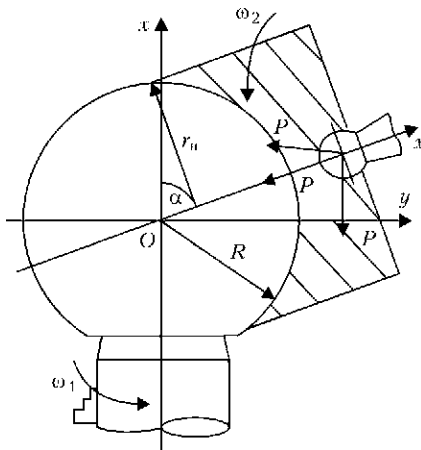


Рис. 1. Схема алмазної обробки керамічної головки

Змочування — це явище, при якому сили тяжіння між молекулами розплавленого полімеру і спеченої полімерної матриці вище, ніж внутрішні сили притягання між молекулами розплавленого полімеру, тобто рідина «просочує» шар на певну глибину. Чим тонше капіляр, тим сильніше виражений даний ефект. Як визначено в наших дослідженнях, при лазерному спіканні матриці з поліамідів утворюється пориста структура і при нанесенні алмазоносного шару на матрицю він складає рідкий полімер і алмаз, який міцно закріплюється в порах матриці. Даний ефект дозволяє полімеру рівномірно насичувати поверхню матриці на певну глибину.

Другий спосіб виготовлення АП інструменту — це лазерне вирощування корпусу інструменту з сотовими отворами у січenni і інкапсулювання в соти АП композитів з будь-якою зернистістю алмазів. Експериментально встановлено, що величина сот повинна бути в межах 1–2 мм. Після нанесення або інкапсулювання в соти АП композитів вони піддаються полімеризації в печі при температурі 100 °С.

Сучасна технологія алмазного доведення деталей типу «усічена куля» вільним притиранням [1] заснована на взаємному зносі поверхонь двох тіл — деталі й притиру, які контактують один з одним безпосередньо або через абразивний прошарок (рис. 1). Тут одне з тіл, як правило виріб, обертається, тобто є провідною ланкою в розглянутій кінематичній парі, а інше тіло — кільцевий притир — притискається до нього силою притиску через кульовий шарнір. Таке шарнірне кріплення дозволяє притиру вільно самовстановлюватися на деталі його увігнутою робочою поверхнею. Одночасно притир, що є відомою ланкою, захоплюється в мимовільне обертання під дією сил зчеплення з обертвою деталлю. При цьому вісь обертання притиру проходить через кульовий шарнір і центр загальної сфери поверхні, що притирається. При обертанні цих тіл і переміщенні притиру вздовж його осі в бік деталі внаслідок взаємного зносу будь-яка точка поверхні притиру вирізає в деталі поверхню, всі точки якої лежать на колі, що утворений обертанням притиру, і одночасно ті ж точки утворюють тіло обертання щодо осі деталі. Даний геометричний поверхні задовольняє сфера.

Фінішну обробку головки виконують у такій послідовності:



Рис. 2. Пристрій для алмазної доводки керамічної головки

- плавальну оправку закріплюють на шпинделі верстата, а технологічну оправку (супутник із закріпленням на ній кулею) — в цангові затиску плавальної оправки (рис. 2);

- контролюється положення головки в плавальній оправці цифровим індикатором, за допомогою якого домагаються мінімального радіального биття головки при обертанні шпинделя верстата;

- пристосування для притиру встановлюють на супорт верстата;

- за допомогою поздовжньої і поперечної подачі супорта здійснюють пружний притиск притиру до кулі;

- регулюючи кут повороту пристосування на супорті верстата, забезпечують необхідне перекриття оброблюваної поверхні головки притиром;

- обробку ведуть, послідовно зменшуючи зернистість алмазної пасті і регулярно контролюючи діаметр головки до досягнення необхідного радіусу.

Оптимальним при цьому є обробка з використанням для кожної зернистості алмазної пасті власного притиру.

Висновки

1. Проведено аналіз особливостей існуючих генеративних технологій виготовлення функціональних деталей і встановлено, що для вирішення проблеми прискореного виготовлення АП інструментів нової якості найбільш перспективним є застосування технології прискореного селективного лазерного спікання порошкових сумішей.

2. Розроблено нові конструкції складнопрофільних АП інструментів із сотовою структурою алмазоносного шару.

3. Запропоновано три раціональних варіанти технології виготовлення складнопрофільних АП інструментів із застосуванням RP-технології: з нанесенням АП композиту на складнопрофільний пористий корпус, вирощений з еластополімерних порошоків, і закріпленням композиту з використанням капілярного ефекту; з вирощуванням із склонаповненого поліаміду сотових структур діаметром 1,0–2,0 мм; з інкапсулюванням в соти АП структур з різними за складом зв'язками і зернистістю алмазних порошоків.

1. Грабченко А.И. О трех уровнях генеративных технологий // 36. науч. пр. КДТУ. — Вып. 13. — Кировград: КДТУ, 2003. — С. 65–66.

ИССЛЕДОВАНИЕ ФАКЕЛА ПРИ СВАРКЕ МОЩНЫМИ ВОЛОКОННЫМИ ЛАЗЕРАМИ

П.Ю. ЩЕГЛОВ^{1,2}, А.В. ГУМЕНЮК¹, М. РЕТМАЙЕР¹, С.А. УСПЕНСКИЙ², В.Н. ПЕТРОВСКИЙ²

¹BAM Federal Institute for Materials Research and Testing, Berlin, Germany

²Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», Москва, Россия

Проведено исследование сварочного факела, образующегося в процессе сварки мощным (до 20 кВт) волоконным лазером низколегированных углеродистых сталей. Для изучения структура, формы и динамики факела применялась скоростная видеосъемка. Определено состояние сварочной плазмы и ее влияние на лазерное излучение. Показано, что ослабление лазерного излучения облаком конденсированных металлических частиц доминирует над поглощением в сварочной плазме и может приводить к образованию дефектов в сварном шве.

Мощные твердотельные лазеры в качестве источников энергии для сварки металлов обладают рядом преимуществ перед традиционно используемыми СО₂-лазерами [1]. Их принципиальным отличием, позволяющим увеличивать мощность лазерного излучения и глубину проплавления, является более короткая длина волны излучения (1,07 мкм), при которой оно практически не поглощается в образующемся при сварке слабоионизованном парогазовом потоке. Однако при этом значительное влияние могут оказывать дифракционные эффекты (на тепловом градиенте показателя преломления, каплях жидкого металла и мелких субмикронных частицах), усиливающиеся при уменьшении длины волны. Действие этих факторов не приводит к существенному уменьшению средней мощности лазерного излучения, но может значительно ухудшать качество фокусировки пучка и стабильность пространственного распределения его энергии, что в

конечном счете негативно сказывается на стабильности формирования сварного шва, особенно в процессе сварки без применения защитных газов. Поэтому для оптимизации технологического применения мощных твердотельных лазеров нового поколения актуальным является исследование сварочного факела, определение состояния среды над парогазовым каналом, а также изучение ее влияния на распространяющееся лазерное излучение. Предметом данного исследования является факел, образующийся в процессе сварки или проплавления низколегированных сталей иттербиевым волоконным лазером.

Структура сварочного факела. Из результатов высокоскоростного видеонаблюдения (рис. 1) следует, что сварочный факел состоит из двух различных частей, отличающихся по динамике, температуре, яркости и геометрической форме. Нижняя часть высотой около 5 мм обладает ярким свечением и совершает быстрые, с частотами до нескольких килогерц отклонения в плоскости сварки как в переднюю, так и в заднюю сторону. Верхняя, слабо светящаяся область факела, достигает 50 мм в высоту и совершает более медленное движение вверх от поверхности металла, при этом геометрические размеры светящейся области соответствуют каустике пучка волоконного лазера.

Для определения состояния сварочного факела было проведено измерение спектра его эмиссии при сварке в атмосфере воздуха, а также защитных газов (аргона, гелия). Характерный вид спектров эмиссии нижней части сварочного факела показан на рис. 2, а-в. На всех спектрах помимо непрерывного излучения присутствуют также достаточно яркие спектральные линии, соответствующие переходам с возбужденных уровней нейтральных атомов железа. Также заметно резкое уменьшение интенсивности свечения при подаче защитных газов. В аргоне интенсивность уменьшается в среднем в 20 раз по сравнению со сваркой в атмосфере воздуха и приблизительно в 80 раз при подаче гелия. Од-



Рис. 1. Структура сварочного факела

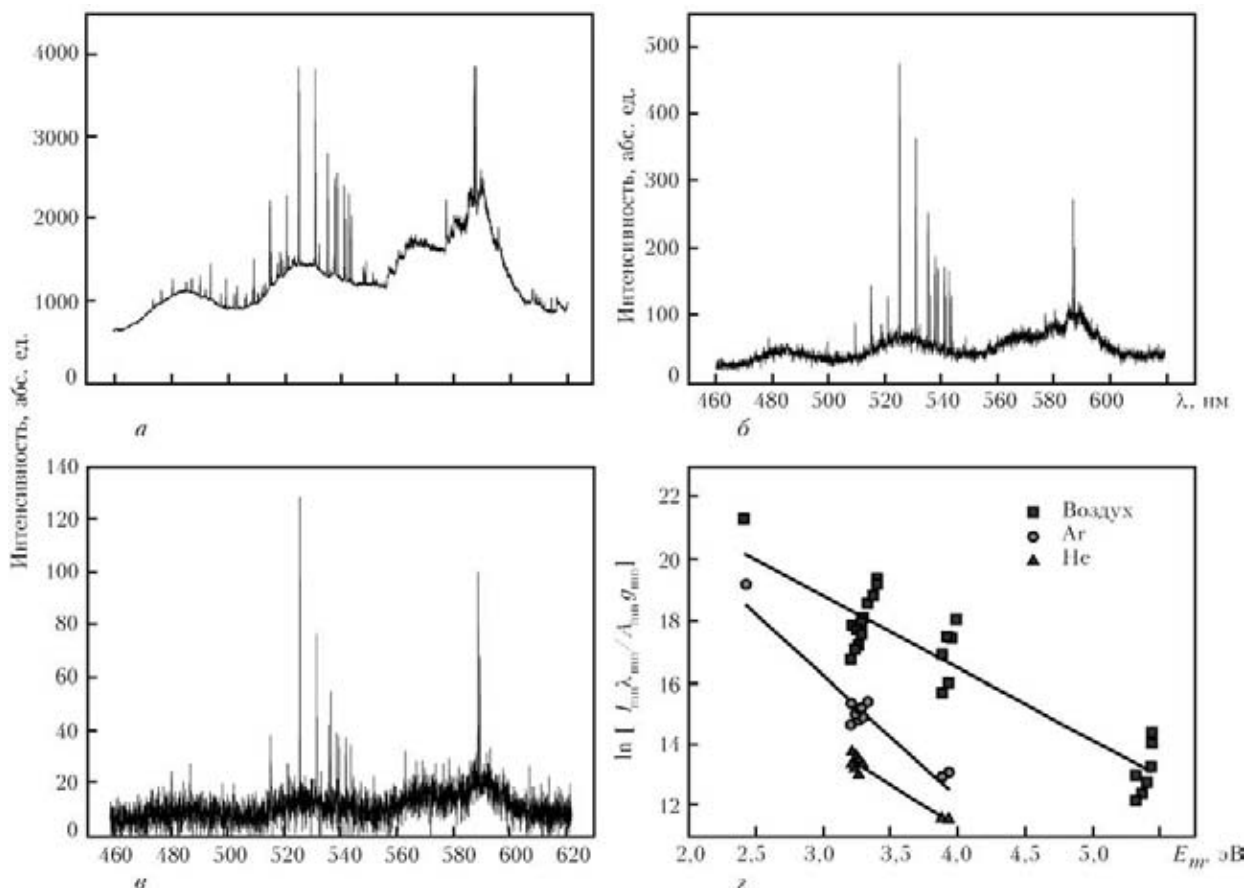


Рис. 2. Характерные спектры эмиссии нижней части сварочного факела при сварке в атмосфере воздуха (а), аргона (б) и гелия (в) и построенные по данным спектрам больцмановские диаграммы (г)

новременно с этим происходит уменьшение количества наблюдаемых спектральных линий.

Параметры сварочной плазмы. На рис. 3 показана зависимость от мощности падающего лазерного излучения температуры плазменного факела, определенной методом больцмановских диаграмм, а также от электронной плотности, рассчитанной для полученных температур из уравнения Саха (с учетом однократной ионизации газа) и уравнения состояния идеального газа. Видно, что даже при максимальной используемой мощности 20 кВт температура сварочной плазмы не превышает 4500 К, а электронная плотность остается не более 10^{15} см^{-3} . Максимальная степень ионизации газа при этом составляет около 10^{-3} . Таким образом, даже нижняя часть сварочного факела представляет собой слабоионизованный газ с намного более низкой температурой, чем при сварке мощными CO_2 -лазерами. По приведенным параметрам состояния сварочной плазмы можно вычислить коэффициент обратного тормозного поглощения для излучения волоконного лазера с длиной волны 1,07 мкм [2]:

$$k_{ib} \approx \frac{\nu_c}{c} \frac{n_e e^2}{m_e \omega} \approx 3,3 \cdot 10^{-41} \frac{n_e^2}{T^{3/2}} \sim 0,6 \text{ м}^{-1},$$

где ν_c — частота столкновений электронов; c — скорость света в вакууме; ω — частота лазерного излучения. Из полученного значения коэффициен-

та поглощения можно сделать вывод, что при сварке металлов твердотельными лазерами сварочная плазма не оказывает практически никакого влияния на лазерное излучение и на процесс сварки даже при мощности излучения порядка 20 кВт.

Распределение температуры сварочного факела по высоте. На рис. 4 представлены зависимости температуры сварочного факела от высоты, измеренные различными способами. Температура нижней части ($h < 7 \text{ мм}$) измерялась методом построения больцмановских диаграмм. Представлены зависимости для сварки без подачи защитного газа и с

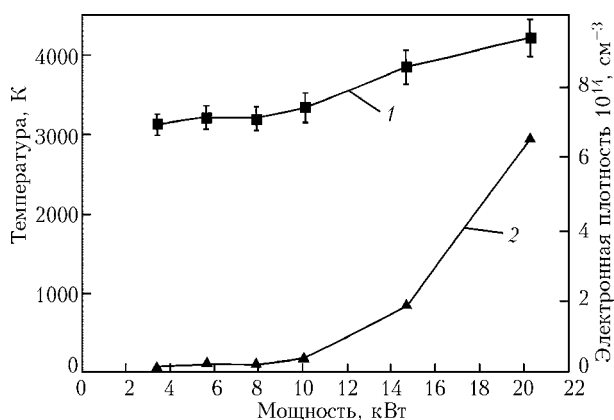


Рис. 3. Зависимость температуры (1) и электронной плотности (2) нижней части сварочного факела от мощности лазерного излучения

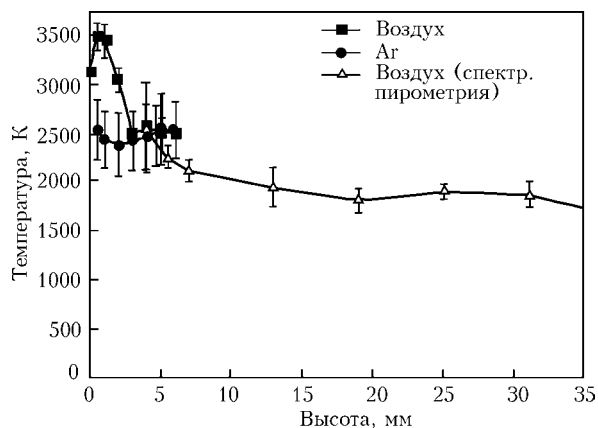


Рис. 4. Распределения температуры сварочного факела по высоте, полученные методом Больцмановских диаграмм и спектральной пирометрии

подачей аргона. В данном случае также видно, что подача аргона уменьшает температуру сварочной плазмы в приповерхностной зоне, однако начиная с $h \approx 5$ мм температура устанавливается на некотором значении, равном и для воздуха, и для аргона. Несмотря на то, что это значение остается достаточно высоким ($T \approx 2500$ К), измерение температуры в более высоких областях по методу регистрации спектральных линий невозможно, т. к. их интенсивность становится меньше интенсивности континуума. По этой причине для определения температуры верхней части факела был применен метод спектральной пирометрии, заключающийся в регистрации эмиссии факела в широкой спектральной полосе. Спектральная интенсивность эмиссии определяется формулой Планка:

$$I(\lambda, T) = \frac{\epsilon C_1 \lambda^{-5}}{\exp(C_2/\lambda T) - 1}, \quad (1)$$

где $C_1 = 37418$ Вт·мкм⁴/см²; $C_2 = 14388$ мкм·К; ϵ – коэффициент излучения.

В области Вина ($C_2/\lambda T \gg 1$) выражение (1) после преобразования принимает вид:

$$\ln(\lambda^5 I) - \ln(\epsilon C_1) = \frac{-C_2}{\lambda T}. \quad (2)$$

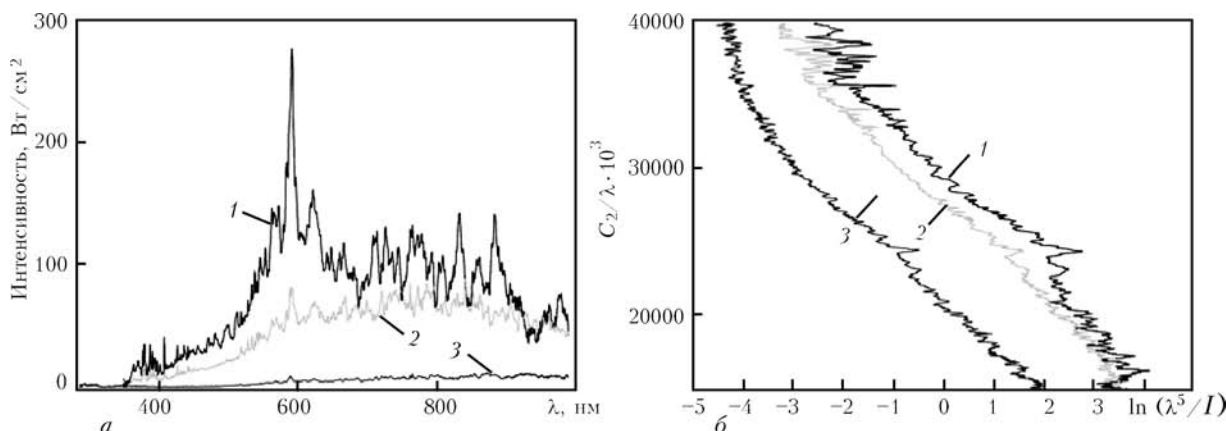


Рис. 5. Эмиссия верхней части сварочного факела (а) и виновские спектральные кривые (б) для сварки в атмосфере воздуха (1), аргона (2) и гелия (3) при $t = 100, 500$ и 1000 мс соответственно

При $\epsilon = \text{const}$ участок спектра в этой области спрямляется в координатной плоскости (X, Y), где $X = \ln(\lambda^5 I)$, $Y = C_2/\lambda$, причем наклон прямой определяется температурой излучения.

Перестроенные в виновские координаты спектральные кривые представлены на рис. 5. За исключением некоторых областей, соответствующих излучению спектральных линий, на кривых присутствуют прямые участки, по которым возможно определение температуры. Из рис. 4 (при $h > 5$ мм) видно, что и в верхней части факела температура не снижается до нуля, а остается на достаточно высоком постоянном уровне до $h \sim 30-40$ мм.

Из полученных данных, а также результатов скоростного видеонаблюдения внешнего вида сварочного факела был сделан вывод, что его нижняя часть сформирована эрозионным потоком вылетающего из парогазового канала металлического пара, однако свечение верхней области происходит по другой причине. Известно, что вследствие низкой температуры факела в процессе сварки твердотельными лазерами возможна конденсация пересыщенного металлического пара, вылетающего из канала [3–5]. В этом случае над поверхностью металла образуется облако конденсированных частиц, которые могут поглощать проходящее через него лазерное излучение. При поглощении частицы разогреваются и начинают испускать излучение, которое образует светящуюся область в верхней части факела, совпадающую с формой каустики лазерного пучка. Таким образом, происходит поглощение и рассеяние части энергии лазерного излучения, которое, если учесть нестационарность процесса конденсации, приводит к модуляции мощности излучения, доходящего до поверхности металла.

Измерение ослабления пробного излучения сварочным факелом. Для количественного описания ослабления лазерного излучения частицами конденсата был проведен эксперимент по измерению пропускания среды факела для пробного ИК-излучения мощностью 1 мВт с длиной волны 1,3 мкм. Пробный луч при этом коллимировался в

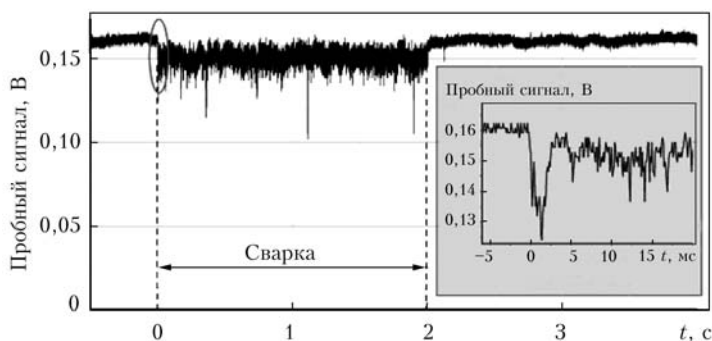


Рис. 6. Характерный вид пробного сигнала при измерении пропускания сварочного факела

пучок диаметром около 0,5 мм и проходил параллельно поверхности металла. Характерный вид пробного сигнала показан на рис. 6, из которого видно, что с момента включения лазерного излучения ($t = 0$ с) пропускание уменьшается в среднем на 6 % и колеблется в процессе сварки в пределах полосы среднеквадратичного отклонения ± 3 %. Спектр частот колебаний сигнала ослабления не превышает 2–3 кГц, что соответствует динамике выброса парогазовой фазы при скоростном видеонаблюдении и регистрации излучения сварочной плазмы. Для численного описания ослабления пробного излучения была введена величина ослабления

$$Q = \frac{I_0 - I}{I_0},$$

где I_0 — начальная интенсивность пробного излучения.

Путем перемещения области сварки относительно пробного луча и изменения направления сварки были измерены пространственные распределения ослабления вдоль (рис. 7, а) и поперек (рис. 7, б) сварного шва на различных высотах прохождения пробного луча.

Из рис. 7 видно, что область ослабления расширяется с увеличением высоты и смещается в сторону, противоположную направлению сварки. Кро-

ме того, по мере удаления от поверхности нарушается симметричность распределения относительно оси факела. Тем не менее, для упрощения последующей интерпретации результатов и оценки распределения коэффициента ослабления как продольное, так и поперечное распределение были аппроксимированы осесимметричными гауссовыми функциями

$$Q(y, h) \equiv A(h)e^{-y^2/w^2(h)} = \quad (3)$$

$$= 2 \int_y^{\infty} K_{ext}(r, h) \frac{r dr}{\sqrt{r^2 - y^2}},$$

где $r = \sqrt{x^2 + y^2}$, а правая часть написана с учетом закона Ламберта–Бэра при условии малого коэффициента ослабления $K_{ext} \ll 1$:

$$I = I_0 \exp\left(-\int_0^l K_{ext} dl\right) \approx I_0 \left(1 - \int_0^l K_{ext} dl\right). \quad (4)$$

В этом случае неизвестная функция пространственного распределения коэффициента ослабления может быть получена при помощи обратного преобразования Абеля:

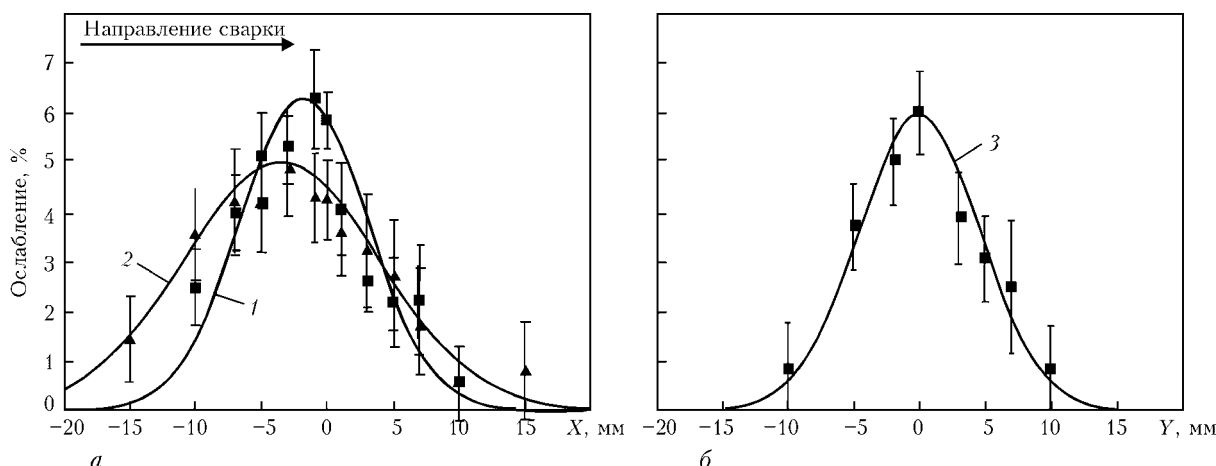


Рис. 7. Пространственное распределение ослабления в продольном (а) и поперечном (б) направлении при прохождении пробного луча на высоте 9 (1), 15 (2) и 5 (3) мм

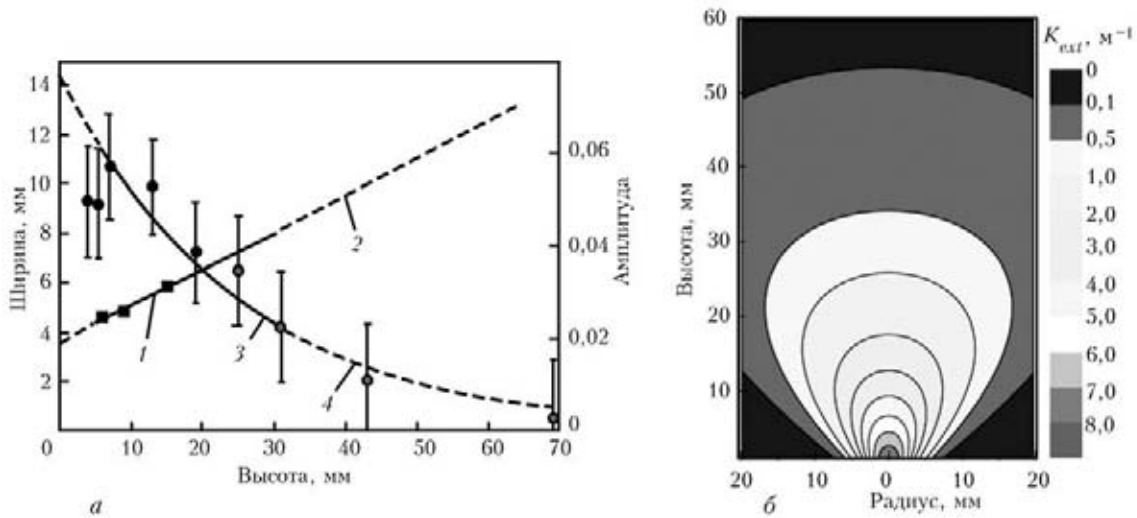


Рис. 8. Верификация параметров распределения ослабления (а) и рассчитанное пространственное распределение коэффициента ослабления (б): 1 – экспериментальные значения w ; 2 – аппроксимация $w(h)$; 3 – экспериментальные значения A ; 4 – аппроксимация $A(h)$

$$K_{ext}(r, h) = -\frac{1}{\pi} \int_r^\infty \frac{\partial Q(y, h)}{\partial y} \frac{dy}{\sqrt{y^2 - r^2}} = \frac{1}{\sqrt{\pi}} \frac{A(h)}{w(h)} e^{-\frac{r^2}{w^2(h)}} \quad (5)$$

Для этого необходимо задать конкретный вид зависимостей амплитуды $A(h)$ и ширины $w(h)$ гауссовой функции распределения ослабления от высоты факела h . Данные зависимости были соответственно аппроксимированы экспоненциальной и линейной функциями и отнормированы по экспериментальным значениям. Полученное в результате пространственное распределение коэффициента ослабления представлено на рис. 8. Около поверхности металла значение коэффициента ослабления достигает 8 м^{-1} , что намного больше коэффициента поглощения в плазме по механизму обратного тормозного поглощения.

Расчет ослабления волоконного лазера. Для определения ослабления излучения мощного волоконного лазера, луч которого распространяется вдоль оси факела, необходимо пересчитать коэффициент ослабления, полученный для длины волны пробного излучения $1,3 \text{ мкм}$, на длину волны волоконного лазера $1,07 \text{ мкм}$. По теоретическим оценкам [3, 5] размер конденсированных частиц в сварочном факеле не превышает $50\text{--}100 \text{ нм}$, поэтому для описания взаимодействия таких частиц с лазерным излучением можно пользоваться приближением Рэлея, согласно которому сечение ослабления зависит от длины волны следующим образом:

$$\sigma_{ext} = \sigma_{abs} + \sigma_{scat} \approx \sigma_{abs} \sim \lambda^{-1} \text{Im} \frac{m^2(\lambda) - 1}{m^2(\lambda) + 2} \quad (6)$$

Приняв, что частицы конденсата состоят из чистого железа, для которого $m(\lambda_1 = 1,07 \text{ мкм}) = 3,25 +$

$+ 4,38i$, $m(\lambda_2 = 1,3 \text{ мкм}) = 3,41 + 5,19i$, можно рассчитать значение K_{ext} при $\lambda = 1,07 \text{ мкм}$, а также интегральное ослабление

$$Q_{Yb} = 1 - \exp \left[\int_5^\infty K_{ext}(r = 0, h) dh \right] \approx 0,12. \quad (7)$$

При этом интегрирование проводили только по верхней части сварочного факела с $h > 5 \text{ мм}$, в которой присутствуют частицы конденсированного металла. Таким образом, проведенные оценки показывают, что в процессе сварки в факеле может поглощаться и рассеиваться более 10 % первоначальной мощности падающего лазерного излучения. Если же учесть временную динамику наблюдаемого сигнала ослабления, то можно заключить, что факел осуществляет модуляцию мощности лазерного излучения, достигающего поверхности металла, в диапазоне частот порядка нескольких килогерц. В работах [6, 7] показано, что даже небольшие по амплитуде колебания мощности падающего на металл лазерного излучения в данном частотном диапазоне способны вызывать резонансное возбуждение колебаний всей ванны расплава и приводить к потере стабильности проплавления, разбрызгиванию жидкого металла и образованию сварочных дефектов. Поэтому эффект ослабления излучения твердотельных лазеров частицами конденсированного металла в сварочном факеле может играть важную роль в технологии сварки мощными коротковолновыми лазерными источниками металлов с глубоким проплавлением. Следует отметить, что в проведенном расчете не учитывалась возможность испарения частиц под действием поглощаемого ими лазерного излучения. Для учета влияния этого эффекта на ослабление необходимо знать не только физические свойства самих конденсированных частиц, но и параметры процесса конденсации (ско-

рость роста частиц), а также динамику разлета парогазовой фазы над поверхностью металла.

Выводы

Проведено исследование факела, образующегося в процессе сварки низколегированной углеродистой стали волоконным лазером мощностью до 20 кВт.

Показано, что сварочный факел состоит из двух различных частей. Нижняя часть имеет высоту около 5 мм и представляет собой эрозионный поток слабоионизованного (степень ионизации порядка 10^{-3}) металлического пара с температурой не выше 4500 К. Вследствие низкой температуры и малой концентрации свободных электронов ($< 10^{15} \text{ см}^{-3}$) нижняя часть не оказывает влияния на проходящее лазерное излучение (коэффициент обратного тормозного поглощения $< 0,6 \text{ м}^{-1}$). Верхняя часть факела может достигать 50–60 мм в высоту и представляет собой свечение конденсированных металлических частиц, разогревающихся и испаряющихся под действием лазерного излучения. Форма верхней части соответствует каустике пучка волоконного лазера. Температура среды остается в целом постоянной ($1500 \pm 2000 \text{ К}$) по всей верхней части факела. Экспериментально измеренный коэффициент ослабления пробного излучения при длине волны 1,3 мкм составляет несколько единиц на метр.

По измеренному пространственному распределению коэффициента ослабления рассчитано ослабление луча мощного волоконного лазера, распрост-

раняющегося вдоль оси сварочного факела. Без учета испарения частиц конденсата ослабление составило около 12 % выходной мощности лазерного источника. Изменение амплитуды ослабления происходит в спектре частот до 2–3 кГц. Вследствие резонансных эффектов в жидкой ванне этот эффект способен приводить к образованию макроскопических дефектов в металле шва, поэтому для оптимизации технологии лазерной сварки с глубоким проплавлением целесообразно дальнейшее изучение процесса конденсации металлического пара в факеле, определение химического состава и оптических свойств конденсированных частиц, а также учет их испарения под действием лазерного излучения.

1. *Gapontsev V.P.* // Proc. of 12th Int. Laser Physics Workshop (Hamburg, Germany, 2003).
2. *Kim K.R., Farson D.F.* CO₂ laser-plume interaction in materials processing // J. Appl. Physics. — 2001. — **89**, № 1. — P. 681.
3. *Туричин Г.А., Земляков Е.В.* Кинетика формирования нанокластеров конденсированной фазы в плазменном факеле при гибридном лазерно-дуговом воздействии на металлические материалы // Proc. of 4th Int. Conf. on Beam Technologies and Laser Application (St-Petersburg, Russia, 2009).
4. *Hansen F., Duley W.W.* Attenuation of laser radiation by particles during laser materials processing // J. Laser Appl. — 1994. — № 6. — P. 137.
5. *Анисимов С.А., Имас Я.А., Романов Г.С. и др.* Действие излучения большой мощности на металлы. — М.: Наука, 1970.
6. *Klein T., Vicanek M., Kroost J. et al.* Oscillations of the keyhole in penetration laser beam welding // J. Phys. D. — 1994. — № 27. — P. 2023.
7. *Klein T., Vicanek M., Simon G.* Forced oscillations of the keyhole in penetration laser beam welding // Ibid. — 1996. — № 29. — P. 322.

Name Index

- A**
Abdurakhmanov A. 104
Anyakin M. 60
Ахонин С.В. 131
- B**
Bach F.-W. 104
Beniyash A. 104
Бернацкий А.В. 131
Блощинин М.С. 24
Бушма А.И. 12
- В**
Валдайцева Е.А. 104, 134
Vasiltsov V.V. 99
Voitenko Yu.I. 42
Волгин В.И. 16
Wu H.-F. 79
- G**
Gnylytskiy Y.M. 20
Головко Л.Ф. 24, 29, 34, 38
Гончарук А.А. 38
Goshovskiy S.V. 42
Гребенкин А.П. 46
Гуменюк А.В. 55, 142
Guo S.-R. 79
- D**
Dai J.-H. 60
Demchyshyn A.V. 20
Dzhemelynskiy V.V. 20
Дубнюк В.Л. 120
- E**
Egorov E.N. 99
Елагин В.П. 71
- Ж**
Жук Р.О. 51, 79, 123
- З**
Земляков Е.В. 134
- I**
Ilyichev I.N. 99
- K**
Кагляк А.Д. 29
Kalyankar V.D. 110
Качуровська Н.О. 24
Quiroz V. 55
- Ключников Ю.В. 29, 38
Козырев А.С. 123
Kolpakov V. 110
Kong F.-Z. 60
Kovalenko V.S. 7, 110
Kovalenko D. 64
Kovalenko I. 64
Krasavin A.P. 20
Кривошея А.В. 140
Кривцун И.В. 64, 126
Кузнецов М.В. 134
Кулик В.М. 71
Kurysko S.V. 42
- L**
Ларичев А.В. 46
Li Z.-H. 79
Lou C.-H. 60, 79
Lu Y. 60
Лутай А.Н. 29, 34, 38
Лысенко М.Г. 34
- M**
Мажейка А.И. 83, 85
Майоров В.С. 16, 46, 88, 99
Майоров Д.В. 88, 92
Misyurov A.I. 99
- N**
Nakvasyuk V. 64
Niziev V.G. 99
Нікітін О.Я. 140
Новиков Н.В. 38
- O**
Олещук Л.М. 51
- P**
Панченко В.Я. 46, 99
Pavlov M.N. 99
Першак Н.С. 51
Петриченко И.К. 131
Петровский В.Н. 142
Полешко А.П. 29
- R**
Рао R.V. 110

Reisgen U. 104

Rethmeier M. 55, 142

Roganov Yu.V. 42

Романенко В.В. 120, 123

Савицкий М.М. 71

Semenov I. L. 126

Сидорец В.Н. 12

Singh D. 110

Сиора А.В. 71, 131

Сороченко В.Г. 38

Syrotenko P.T. 42

Топольский В.Ф. 131

Туричин Г.А. 104, 134

Успенский С.А. 142

Хаскин В.Ю. 71, 131

Hassel T. 104

Хмельницька К.І. 140

Цибульский И.А. 134

Chen Z.-J. 79

Шелягин В.Д. 71, 131

Шепелев А.А. 38

Schleser M. 104

Щеглов П.Ю. 142

Yao J.-H. 60, 79

Yushchenko K. 64