VIII BTLA 2015
SAINT-PETERSBURG

BEAM TECHNOLOGIES & LASER APPLICATION

Proceedings of the VIII international conference

Russia, St. Petersburg,
September, 21-24, 2015

Saint-Petersburg state polytechnic university
Institute of laser and welding technologies
Laser technology center

BEAM TECHNOLOGIES & LASER APPLICATION

Proceedings of the International scientific and technical Conference

21–24, September, 2015, Saint-Petersburg, Russia

Edited by
Prof. G. Turichin

Saint-Petersburg
Publishing house SPbSPU
2016

UDK 621.791
B67

Beam Technologies and Laser Application : Proceedings of the international scientific and technical conference. SPb.: Publishing house SPbSPU, 2016. – P. 374.

The book contains proceedings of the international scientific and technical conference «Beam technologies and laser application», covering the latest achievements in the field of physical fundamentals and mathematical simulation of beam technologies; laser welding, cladding, cutting and additive technologies. Authors of the papers are the known specialists all over the world.

The conference was held under financial support of The Russian Foundation for Basic Research and Government of Saint-Petersburg.

ISBN 978-5-7422-5150-7

© Saint-Petersburg state polytechnic university, 2016

Contents

Physical fundamentals and mathematic simulation of beam technologies

V. Ilyasov, O. Holodova, A. Artuchov Nanostructuring of the TiC surface by laser radiation: Experiment and *Ab initio* modulating 8

В.Я. Браверман, В.С. Белозерцев, В.В. Богданов, Н.В. Успенский Анализ зависимости рентгеновского излучения от положения луча относительно стыка при электронно-лучевой сварке 15

S. Kornilov, N. Rempe, S. Shidlovskiy Beam transport system into the atmosphere for electron gun with plasma emitter 24

Д.А. Башмаков, И.Х. Исрафилов Способ определения пространственно-временного распределения энергии в лазерном пучке 33

В.В. Кондрашов, О.С. Середин Имитационное моделирование процесса автоматической лазерной подгонки плёночных резисторов 35

Welding, cladding and heat treatment

U. Reisgen, S. Jakobs Laser beam welding under vacuum of fine-grained steel - learning the good things from EB 44

M. Rethmeier, N. Bakir, A. Gumenyuk Experimental study and numerical simulation of hot crack formation for novel laser weldability test 55

P. Hoffmann, B. Pögel, R. Dierken Novel laser systems for remote welding 68

C. Sommotsch, S. Wiednig, Th. Spenger, N. Enzinger, F. Hofer, S. Šimić Electron beam process for the production of model alloys 75

T. Hassel, N. Murray, A. Beniyash A process chain using a non-vacuum electron beam as a universal tool for material processing 82

N. Murray, A. Beniyash, S. Kornilov, N. Rempe, T. Hassel Robot-based non-vacuum electron beam technology with a plasma cathode EB emitter 90

C. Wiednig, N. Enzinger Toughness evaluation of EB welds 97

A. Schneider, A. Gumenyuk, M. Rethmeier Laser beam welding of thick materials under the influence of a local reduced ambient pressure 107

С.В. Курынцев Исследования сварных соединений полученных волоконными лазерами сталей различных классов 116

И.Н. Шиганов, П.Е. Самарин Создание композиционных покрытий с внедрением частиц SiC на поверхность алюминиевых сплавов методом лазерной инжекции 123

S. Völkers, A. Rebensdorf, S. Böhm, V.V. Somonov Reduction of hot cracks by inducing thermal fields in aluminum-magnesium-silicon alloys 130

О.Г. Девойно, М.А. Кардаполова, О.В. Дьяченко Структурообразование покрытий на железной основе после плазменного напыления и лазерного оплавления 137
М.О. Скляр, О.Г. Климова, К.Д. Бабкин, Г.А. Туричин, Е.В. Земляков Исследование микроструктуры и свойств сварных соединений при лазерной сварке теплообменников из разнородных титановых сплавов 144
М.В. Кузнецов, А.Д. Ахметов, В.В. Сомонов Гибридная лазерно-дуговая сварка нейтронно-поглощающей стали ЧС-82 151
O.G. Devoino, M.A. Kardapolova, A.M. Ausiyevich, I.V. Shvets The features of gear teeth laser hardening process 158
Г.А. Туричин, И.А. Цибульский, М.В. Кузнецов, А.Д. Ахметов, О.Г. Климова-Корсмик Гибридная лазерно-дуговая сварка высокопрочных сталей больших толщин 164
F. Hugger, V. Mann, S. Kohl Improving weld quality and welding distortion in laser beam welding of dissimilar high strength steels 175
Н.А. Васильева, И.Т. Ласота, К.Д. Бабкин Разработка лазерной головки для сварки внутренних кольцевых швов 182
И.А. Цибульский, В.В. Сомонов, М.В. Кузнецов, А.Д. Ахметов Лазерно - дуговая сварка титанового сплава ОТ4 189
Г.А. Туричин, И.А. Цибульский, М.В. Кузнецов, А.Д. Ахметов, М. Мильдебратх, Т. Хассель, П.А. Головин Влияние зазора на эффективность гибридной лазерно-дуговой сварки 197
A.I. Gorunov, A.K. Gilmutdinov Combined surface laser treatments of titanium alloys 203
О.Г. Девойно, М.А. Кардополова, Н.И. Луцко, А.С. Лапковский Формирование и износостойкость композиционных полосчатых покрытий из сплава на основе никеля и бронзы, получаемых лазерной наплавкой 208
A.I. Shpilev, F.R. Iskhakov, M.R. Gilyazov, K.Yu. Nagulin, A.Kh. Gilmutdinov Optical diagnostics of gas flows in laser cladding heads 218
D.Sh. Akhmetshin, F.R. Iskhakov, I.V. Tsivilskiy, K.Yu. Nagulin, A.Kh. Gilmutdinov Numerical simulation of gas dynamics in the supersonic laser cladding 226
D.Sh. Akhmetshin, I.V. Tsivilskiy, K.Yu. Nagulin, A.Kh. Gilmutdinov A CFD model of gas flow in a coaxial head for laser cladding 233
I. Shakhverdova, H. Hillig, S. Nowotny, C. Leyens Advanced processes and system technology for high power laser cladding 240
И.А. Цибульский, О.Г. Климова, Р.С. Корсмик, А.Д. Ахметов, М.В. Кузнецов Разработка технологии лазерной наплавки медно-никелевого сплава на сталь 244

N.G. Zaitsev, I.V. Mazilin, L.C. Baldaev, Yu.A. Novinkin Modification of ceramic layer in thermal barrier coating with diode laser 250
Д.Э. Велиев, И.Х. Исрафилов, В.В. Звездин Анализ акустических колебаний при лазерной термообработке 256
А.М. Григорьев, Е. Черкесова Объемный отжиг легированных полупроводниковых материалов излучением CO_2 лазера 262
Additive technologies
Г.А. Туричин, К.Д. Бабкин, Е.В. Земляков, Е.А. Валдайцева, О.Г. Климова-Корсмик, Д.Ю. Колодяжный Развитие теории и технологии прямого лазерного выращивания крупногабаритных изделий для различных применений 268
V.V. Vasiltsov, I.N. Ilyichev, V.G. Niziev, V.Ya. Panchenko Experimental laser facility for additive technologies.Experimental results and calculations 284
О.Г. Климова-Корсмик, А.А. Никулина, Г.А. Туричин, К.Д. Бабкин, Е.А. Валдайцева, А.И. Смирнов Влияние фазовых превращений на структурообразование при лазерной сварке разнородных соединений легких сплавов 294
K. Bazaleeva, E. Tsvetkova Features of structure and properties of austenitic alloys produced by selective laser melting 301
Е.А. Лукина, К.О. Базалеева, Н.В. Петрушин, Д.В. Зайцев Исследование закономерности образования зеренной структуры сплава системы легирования Ni-Al-W-Co-Nb-Cr-Ti-Mo, синтезированного методом СЛС, в зависимости от параметров лазерного пучка, термообработки и ГИП 307
А.А. Сапрыкин, Н.А. Сапрыкина, Ю.П. Шаркеев, Е.А. Ибрагимов, Е.В. Бабакова Влияние условий послойного лазерного спекания (плавления) на качество поверхности изделия 315
К.Д. Бабкин, Е.В. Земляков, О.И. Гринин Разработка технологической головки для прямого лазерного выращивания 321
О.Г. Климова-Корсмик, Г.А. Туричин, Е.В. Земляков, К.Д. Бабкин, А.А. Захарова Формирование структурно-фазового состояния в никелевых сплавах в процессе высокоскоростного прямого лазерного выращивания 332
А.В.Сударев, В.Г. Конаков Лучевые технологии производства керамических газотурбинных двигателей 338
И.К. Топалов, К.Д. Бабкин Заполнение камеры аргоном для лазерного выращивания 347
В.Ф. Бурдуковский, Б.Ч. Холхоев, И.А. Фарион, П.С. Тимашев, Г.И. Пудовкина Новые гетероцепные полимеры для лазерной стереолитографии 353
R. Faskhutdinov, S. Chervonnykh Additive manufacturing in aero engine production 357

M.V. Afanasyev, E.A. Konnikov Cost simulation on modern manufacturing 359

Cutting, drilling and surface treatment

В.П. Вейко, Р.А. Заколдаев, Д.А. Синев, Е.А. Шахно, М. Гедвилас, Б. Войзат, С. Индрижинас, Г. Рачикайтис Экспериментальная реализация и анализ возможностей термохимической лазерной интерференционной записи на плёнках титана 366

Р.Р. Рахимов, В.В. Звездин, И.Х. Исрафилов Лазерная прошивка многокомпонентных неметаллических материалов 370

Physical fundamentals

and

mathematic simulation of beam technologies

Nanostructuring of the TiC surface by laser radiation: Experiment and *Ab initio* modulating

V. Ilyasov, O. Holodova, A. Artuchov

Don State Technical University, Russia
E-mail: viily@mail.ru

Introduction

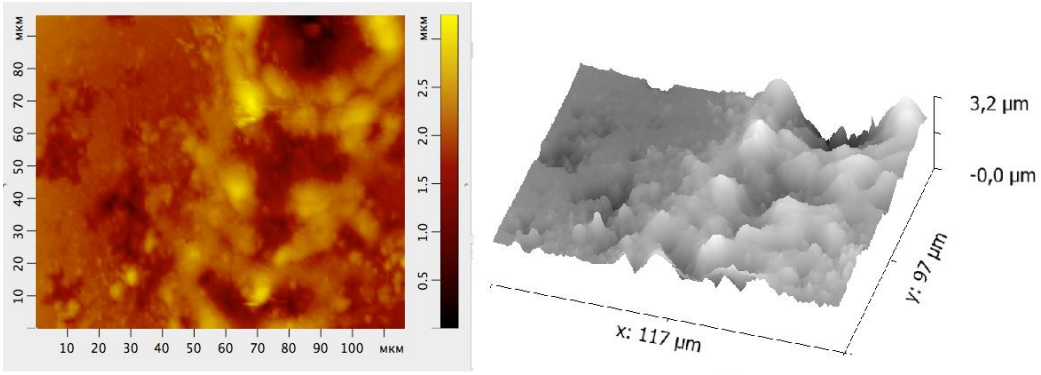
Krohin O.N. and Afanasiev Yu.V incorporate the bases nanostructuring of a surface of solid by nanosecond laser pulses [1]. Creation of structures of nanometre scale on a surface of solid results in improvement of physical and mechanical properties of materials [2]. The bases of laser technologies are based on physical processes of formation of structural objects micro- and nanometer sizes at influence of laser pulses of various intensity and duration [2]. Formation nano/microstructures on a surface of materials probably direct superficial nanostructuring on a basis of nanosecond lasers [3]. Studying the atomic structure of the surface of transition metal carbides and titanium carbide in particular represents an essential aspect in the understanding of its material properties [4, 5]. It opens up opportunities for tuning of material surface properties in the process of its growth and crystallization [6]. The circumstance proves to be important, for example, during laser nanostructuring of the surface causing melting, high-gradient cooling and crystallization of the surface layer [3]. Variation of energy density and laser pulse duration can be used to control these processes. Reconstruction of the TiC(001) surface during repeated heating to 1300 °C was studied experimentally using scanning tunneling microscopy at atomic resolution [5]. It was shown that in high vacuum a TiC(001)-1x1 structure is observed; after annealing at 1150 °C it forms the TiC(001)-$\sqrt{2}$ x $\sqrt{2}$ structure [5]. Analysis of the atomic and energy structures of (110) and (001) TiC surfaces demonstrated [4] that the surfaces exhibit a certain similarity manifested, first, in strong interaction between the Ti and C atoms; second, in the fact that atomic structure rearrangement during relaxation occurs in the upper three layers only. It was established [7] that crystal structure of a free (001) surface changes very slightly, and surface reconstruction for the (001) surface is not observed during complete relaxation of a TiC plate.

Studying chemical adsorption [8] is an essential step for understanding the nature of interaction between the surface of the material and the environment. In the processes of atmospheric laser nanostructuring of titanium carbide, surface oxygen adsorption should be studied in the first place.

Therefore, in this paper we used the density functional theory (DFT) *ab initio* to study the adsorption of atomic oxygen, electronic and elastic properties of non-stoichiometric atomic structures on the O/TiC(001) surface observed upon thermal impact. Modifying a surface TiC came true by laser radiation in an interval of energy 2,06 ÷ 6,36 J/cm^2. Topography of a surface with use AFM was investigated.

Experimental results

The results of the research of nanostructuring on the surface of titanium carbide depending on the laser influence 12-laser pulses with the duration 40 ns and velocity of displacement of laser beam composed 10 mm/s was presented. Using emission Nd-YAG-laser with wavelength 1,06 μm. The density of energy of the laser on the surface of titanium carbide at frequency 2000 Hz are composed 2,06 ÷ 6,36 J/cm^2. Study of topographic microstructure on the surface of titanium carbide, with using the atomic force microscopy (AFM) has shown that in the zone of direct laser exposure roughness was 0,254 μm. Mechanical charateristics in the zone of direct laser exposure and regions of temperature influence has performed using nano-indentation method. The effect of nanostructuring has proven by increasing the hardness to 47.2 GPa in the surface of titanium carbide after laser influence. Figure 1 demonstrates a fragment of the TiC(001) surface after laser action.



a) b)

Figure 1 - 2D (a) and 3D (b) AFM shapes of microstructure on TiC surface after laser altering

Mechanical characteristics in the zone of direct laser exposure and regions of temperature influence have performed using nano-indentation method. The effect of nanostructuring has proven by increasing the hardness to 47.2 GPa in the surface of titanium carbide after laser influence..

.-

Model and method

Theoretical model of the O/TiC(001) system under study is based on three-dimensional periodic slab scheme. We used a supercell-containing unit cells of (2x2) TiC arranged within a plane (001). Figure 2a demonstrates a fragment of the TiC(001) slab, Figure 2b indicates potential positions of the adsorbate atom.

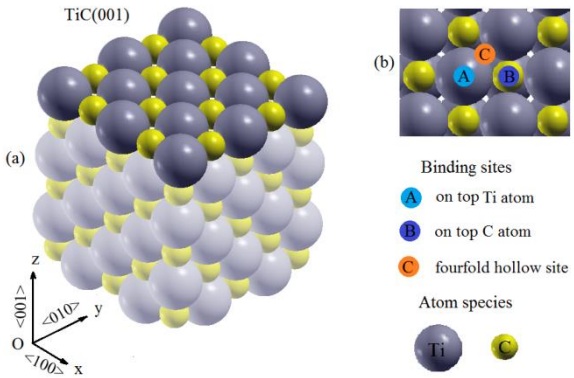


Figure 2 - Calculated TiC(001) surface (a) and binding sites of oxygen atom (b) on TiC(001) surface (top view): A - O atom is above the Ti atom of the surface layer; B – O atom is above the C atom; C – O atom is above the cell center

In this paper we performed self-consistent total energy calculations based on the density functional theory (DFT) using pseudopotential approximation (Quantum Espresso code) [9]. Exchange and correlation energy was calculated using PBEsol functionals within the GGA approximation [10, 11]. The cutoff energy of the plane waves used in expansion of the pseudo wave functions was 400 eV. Therefore, we calculated all surfaces using 3x3x1 flat k-points mesh generated by the Monkhorst–Pack method. The accomplished total cell energy convergence was at least 10^{-6} Ry/cell. To describe the interaction of valence electrons with the core, we used Vanderbilt ultrasoft pseudopotentials. The pseudopotentials were based on the most reliable Trullier-Martins scheme [12]. The following electronic configurations were used for the atoms: Ti – $[Ar]3s^2 3p^6, d^2$, O – $[He]2s^2 2p^4$, C – $[He]2s^2 2p^2$. [Ar] and [Ne] states attributed to the core.

Results and Discussion

We established equilibrium parameter values for the lattices, atomic positions of the oxygen atom and atoms of the upper titanium carbide layer [12]. At the bond length of d_{Ti-O} = 1,68 Å, chemisorption processes are possible accompanied by formation of a TiO_x compound. The mentioned change in the local atomic structure should manifest itself in the electron energy spectrum of surface titanium and oxygen atoms in the first configuration of the O/TiC(001) system. The adsorption energy of this atomic configuration of the surface is E_{ads}= -4,94 eV/atom according to our estimates. We should note that all our DFT calculations of the oxygen adsorption energy are performed in the same approximation: supercell consisted of three (2x2) TiC(001) layers, the cutoff energy was 400 eV, k-points were generated using a flat mesh of 3x3x1. Ultrasoft pseudopotentials were used in the calculations for the following atoms: Ti, C, and O. The oxygen atom energy was obtained in a self-consistent field calculation and reached 31,5876 Ry. The adsorption energy estimate of -4,94 eV/atom obtained in this paper is 1,5 higher than earlier findings of -2,95 eV/atom [8].

For better understanding of the interaction between the oxygen atom and (001) surface of non-stoichiometric titanium carbide Ti_xC_y we additionally analyzed the electron density. The maps of total

electron density shown in the Figure 3 for the (010) plane illustrate the peculiarities of interatomic Ti-O, Ti-C, and O-C interactions in the $O/Ti_xC_y(001)$ and O/TiC(001) systems compared with clean TiC(001) surface. It should be noted that the maps of electron density illustrate distribution of electron density for Ti and C atoms that is typical of a covalent crystal. Analysis of the maps of electron density (see Figure 3) allows establishing the presence of ion contribution between Ti and C atoms and a strong binding between oxygen and surface Ti and C atoms. In particular, the map of electron density shows (Figure 3a) that atomic shells of oxygen and titanium overlap at the electron density value of 0,18÷0,30 e/borh^3 and bond length d_{O-Ti} = 1,68 Å.

Sufficiently high value of the electron density in overlap area indicates occurrence of a chemical bond controlled by the chemisorption mechanism in conformity with our assumptions. The overlap of electron shells results in charge transfer from titanium atom to the oxygen atom, which is confirmed by the effective charge calculations. The map of electron density in Figure 3b demonstrates that the shells of oxygen atom and surface carbon atoms overlap at the electron density value of 0,18 e/borh^3. The atomic configuration is characterized by the bond length of d_{O-Ti} = 2,11 Å and d_{O-C} = 1,48 Å, and also effective charges of oxygen atoms (-0,36e), titanium (+1,24e), and carbon (-1,09e). We have to note that the overlap between the electron shells of oxygen and titanium atoms responsible for the above hybridization of Ti3d-O2p orbitals is located in a different plane (110) and therefore not observed in the Figure 3b. The map of electron density (Figure 3c) shows that atomic shells of oxygen and carbon overlap at the electron density value of 0,30÷0,40 e/borh^3. In this atomic configuration the bond length is d_{O-C} = 1,34 Å, similarly to the C-O bond length in a CO molecule (1,38-1,42 Å, [14]). Therefore, it is evident that oxygen and carbon atoms in this configuration form a chemical C-O bond based on chemisorption mechanism. The latter explains the stability of oxygen atom on TiC(001) surface in the position above the carbon atom, which correlates with high value of its adsorption energy (E_{ads} = -6,68 eV/atom).

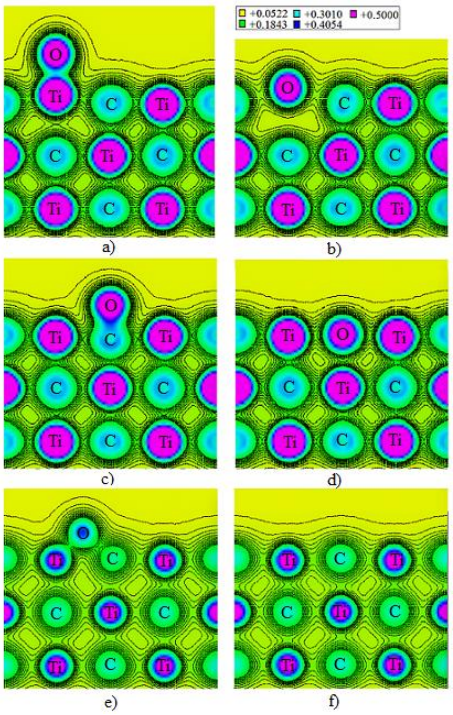


Figure 3 - Maps of electron density for 2D systems (a, c, e) O/TiC(001), (b, d) O/Ti_xC_y(001) and (f) TiC(001) after relaxation in section (010) for binding sites where the oxygen atom is: (a) in position A – above the Ti atom, (b) – in position A – above the Ti vacancy; (c) in position B – above the C atom; (d) in position B – above the C vacancy; (e) in position C (bridge) – above the cell center. Calculation is performed using the DFT method for the 0,5000 e/borh^3 isosurface

Figure 3d demonstrates the map of electron density for atomic configuration with carbon nonstoichiometric where the oxygen atom is substituted in the position of a surface carbon atom. We should note that in this position the length of the bond between the oxygen and neighboring titanium atoms is d_{O-Ti} = 2,20 Å, and oxygen, titanium and carbon atoms obtain the effective charges of -0,87e, +1,22e and -1,15e respectively. The map of electron density shows (Figure 3d) that atomic shells of oxygen and titanium overlap at the electron density value of 0,18 e/borh^3. The map of electron density looks similarly for the titanium and carbon atoms in clean TiC(001), as shown in the Figure 3f. A comparison of electron density map in the Figure 3d, f, allows to conclude that in both cases the maps of electron density illustrate distribution of electron density for Ti and C atoms that is typical of a covalent crystal. The map of electron density shows (Figure 3e) that atomic shells of oxygen and titanium overlap in the bridge position at the electron density value of 0,18 e/borh^3 and bond length d_{O-Ti} = 1,97 Å. A covalent bond is observed between the oxygen atom and two nearest titanium atoms. The latter allows to state that the binding site of adsorbate in the bridge position on TiC(001) surface appears to be stable, in conformity with high value of its adsorption energy (E_{ads} = -5,71 eV/atom).

In this paper we have demonstrated that adsorption of atomic oxygen on nonideal Ti_xC_y(001) surfaces in various binding sites results in considerable rearrangement of the local atomic structure and the band spectrum as well as total energy of the O/Ti_xC_y(001) systems. Analysis of data

additionally implies that the length of the bond between the titanium and carbon atoms d_{Ti-C} in 2D lattice of $Ti_xC_y(001)$ demonstrates dependence upon the position of atomic oxygen on the surface under study. It would be natural to assume that a change in the bond length d_{Ti-C} can control elastic properties of the $O/Ti_xC_y(001)$ and O/TiC(001) systems [13]. Therefore, in this section we used DFT calculation of total energy of deformed structures and Elastic software [15] to study the elastic properties of reconstructed TiC(001) surfaces averaged for the top layer. We have calculated such elastic moduli as bulk modulus B, shear modulus G, Young's modulus E, and Poisson's ratio υ, which serve as essential parameters in establishment of the relation between mechanical and dynamic characteristics of crystals. The Figure 4 is illustrated the dependence of elastic constants and elastic moduli upon the length of the bond between titanium and carbon atoms d_{Ti-C}. The largest change is exhibited by the elastic constant c_{11} and Young's modulus E, the smallest change is typical of the elastic constant c_{12}. Poisson's ratio υ does not change for these atomic configurations, remaining at υ=0,20 and matching the coefficient value υ for ultrathin 2D TiC(001) strip and a 3D TiC crystal. In our opinion, the elastic constants and moduli can characterize elastic properties of the surface in the area of its laser nanostructuring. Let us summarize the potential physical mechanisms of nanostructuring based on the results obtained above. Let us consider the original 3D TiC crystal characterized by the lattice constant $a = 4{,}330$ Å, which corresponds to the length of the Ti-C bond $d_{Ti-C} = 2{,}165$ Å.

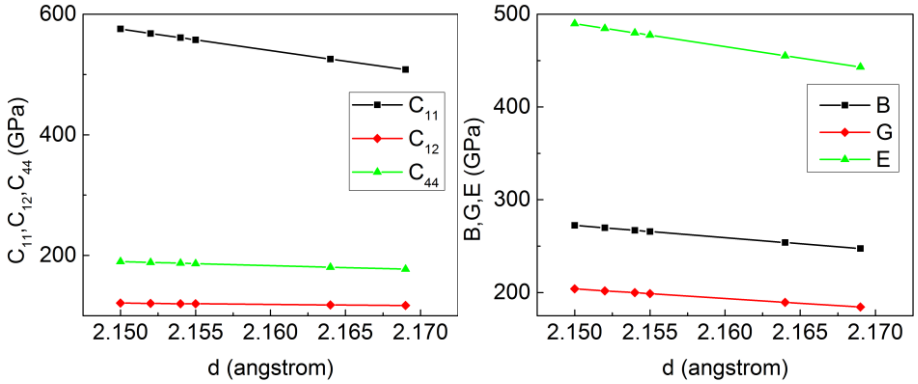


Figure 4 - Dependence of elastic constants (a) and elastic moduli (b) upon the length of the bond between titanium and carbon atoms in atomic configurations of $O/Ti_xC_y(001)$, O/TiC(001), TiC(001) systems and in a TiC crystal [13]

The latter determines an equilibrium crystal structure of 3D TiC, which we accept as the reference on the scale of d_{Ti-C} bond length values. Left part contains atomic configurations corresponding to smaller bond length values and higher values of the elastic moduli (see Figure 4b). Total energy of the calculated cell of titanium carbide crystal is - 3074,6796 Ry after relaxation. The processes of atmospheric laser nanostructuring of titanium carbide may involve different mechanisms of surface reconstruction responsible for generation of new material properties.

Summary

The results of *ab initio* study of atomic, electronic structure and elastic characteristics TiC are submitted. The band structure TiC, designed with the use of the theory functional density, corresponds to a metal type. We have performed ab initio simulation of oxygen atom adsorption on TiC(001) laser-reconstructed surface. We have established charge transport from titanium atom to oxygen and carbon atoms determined by the reconstruction of local atomic and electron structures and correlating with their electronegativity values and chemisorption processes. It has been demonstrated, that the calculated elastic characteristics TiC will be well agree with known theoretical and experimental values. We have checked the hypothesis suggesting a relation between elastic moduli (and constants) and the length of the bond between titanium and carbon atoms as well as the opportunities for its application in order to evaluate elastic properties of a reconstructed top layer of $O/Ti_xC_y(001)$ surface depending upon the position of atomic oxygen thereon. Potential mechanisms for laser nanostructuring of titanium carbide surface have been suggested [13].

References

1. Yu.V. Afanasiev, O.N. Krokchin: JETP, (1967), Vol. 25, №4, P. 639-645.
2. I.N. Zavestovskay: Quantum Electronics, (2010), Vol. 40, No. 11, p. 942-954.
3. S.I. Mikulazhkii et al.: Russian Nanotechnologies, (2011), Vol. 6, No. 11-12, p. 65-69.
4. L. Wang: Transactions of Nonferrous Metals Society of China, (2012), Vol. 22, p.170.
5. H. Kuramochi et al.: Applied Physics Letters, (1999), Vol. 75, p. 3784.
6. H. Ye, G. Chen, Y. Zhu, S.-H. Wei: Physical Review B, (2008), Vol. 77, p. 033302.
7. L.-H. Fang: Transactions of Nonferrous Metals Society of China, (2010), Vol. 20, p. 857.
8. C. Ruberto, B.I. Lundqvist: Physical Review B, (2007), Vol. 75, p. 235438.
9. P. Giannozzi, S. Baroni, N. Bonini et al., Journal of Physics: Condensed Matter 21 (2009) 395502.
10. J.P. Perdew, K. Burke, M. Ernzerhof, Physical Review Letters Vol.77 (1996) 3865.
11. J.P. Perdew, A. Ruzsinszky, G.I. Csonka et al., Physical Review Letters Vol.100 (2008) 136406.
12. N. Troullier, J.L. Martins, Physical Review B 43 (1991) 1993.
13. V.V. Ilyasov, Khang D. Pham et al., Appl. Sur. Sci., 2015, Vol.351, pp. 433-444.
14. P. Pyykkö, M. Atsumi, Chemistry A European Journal, Vol.15 (2009) 186.
15. R. Golesorkhtabar, P. Pavone, J. Spitaler, P. Puschnig, C. Draxl, Computer Physics Communications 184 (2013) 1861.

Анализ зависимости рентгеновского излучения от положения луча относительно стыка при электронно-лучевой сварке

В.Я. Браверман, В.С. Белозерцев, В.В. Богданов, Н.В. Успенский

Сибирский государственный аэрокосмический университет им. М.Ф. Решетнева, Россия
E-mail: braverman-vladimir@rambler.ru

Введение

Вопросы обеспечения точного позиционирования луча по стыку свариваемых деталей при электронно-лучевой сварке (ЭЛС) остаются актуальными при сварке протяженных стыков. В качестве источника информации о положении луча относительно стыка используют вторичные излучения, сопутствующие процессу. В настоящее время наиболее распространенными являются вторично-эмиссионные системы определения положения луча относительно стыка свариваемых деталей.

Рентгеновское излучение (РИ) из зоны сварки, обладающее очевидной информационной насыщенностью, оказывается мало изученным с точки зрения применения его для управления положением луча. При этом по сравнению с другими сопутствующими электронно-лучевой сварке явлениями, рентгеновское излучение наиболее тесно и однозначно связано с процессами в канале проплавления и наименее подвержено влиянию различных дестабилизирующих факторов.

Информацию о положении электронного луча относительно стыка свариваемых соединений в процессе электронно-лучевой сварки можно получить как из канала проплавления, так и в непосредственной близости от него. Последнее может быть реализовано, например, кратковременным выводом луча из канала, осуществлением измерительных операций и возвращением луча в зону сварки. Очевидно, время вывода должно быть минимальным, чтобы не произошло заметных изменений в сварочной ванне. При этом скорость перемещения луча должна быть такой, чтобы вводимой энергии оказалось недостаточно для оплавления свариваемых кромок. В связи с этим, рассматривается возможность получения информации о положении луча относительно стыка по рентгеновскому излучению при отсутствии оплавления.

Зависимость интенсивности РИ от положения луча относительно стыка

Известно соотношение, определяющее зависимость интенсивности (РИ) $J(\varepsilon)$ от положения ε луча относительно стыка свариваемых деталей [1]:

$$J(\varepsilon) = K \cdot C \cdot U^2 \cdot \frac{I}{\sigma\sqrt{2\pi}} \cdot \int_{-\infty}^{\infty} Z(x) \cdot \varphi(x) \cdot exp\left[-\frac{(x-\varepsilon)^2}{2\sigma^2} \right] dx, \qquad (1)$$

K - коэффициент, учитывающий долю РИ, прошедшего через площадь кристалла датчика [1]; C – коэффициент пропорциональности; U – ускоряющее напряжение; I – ток луча; $Z(x)$ – атомный номер мишени – свариваемых деталей;$\varphi(x)$- коэффициент, зависящий от конструктивных особенностей свариваемого соединения.

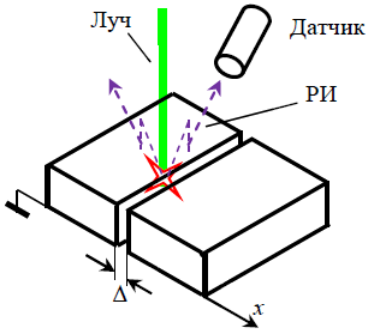


Рисунок 1 - Схема приема рентгеновского излучения

Зависимость $J(\varepsilon)$ при $\varphi(x) = 1$

Для стыка, изображенного на Рисунке 1 нет элементов, препятствующих распространению излучения или изменяющих направление РИ на пути к датчику, поэтому $\varphi(x) = 1$. Интенсивность РИ с поверхности свариваемых деталей определяется с учетом того, что излучение из зазора Δ практически отсутствует ($Z_{"вак"} << Z_{Me}$) и $Z(x)$ может быть представлен следующим образом:

$$Z(x) = \begin{cases} Z_1 & -\infty \le x \le -\dfrac{\Delta}{2} \\ 0 & -\dfrac{\Delta}{2} < x < \dfrac{\Delta}{2} \\ Z_2 & \dfrac{\Delta}{2} \le x \le \infty \end{cases}$$

где Z_1 и Z_2 – атомные номера свариваемых материалов.

Тогда

$$J(\varepsilon) = K \cdot C \cdot U^2 \cdot I \cdot \frac{1}{\sigma\sqrt{2\pi}} \left\{ Z_1 \cdot \int_{-\infty}^{-\frac{\Delta}{2}} exp\left[-\frac{(x-\varepsilon)^2}{2\sigma^2} \right] dx + Z_2 \cdot \int_{\frac{\Delta}{2}}^{\infty} exp\left[-\frac{(x-\varepsilon)^2}{2\sigma^2} \right] dx \right\} \quad (2)$$

Если свариваемые материалы однородны, то $Z_1 = Z_2 = Z$, и выражение интенсивности РИ будет иметь вид:

$$J(\varepsilon) = K \cdot C \cdot U^2 \cdot I \cdot Z \cdot \left\{ 1 - \frac{1}{\sigma\sqrt{2\pi}} \int_{-\frac{\Delta}{2}}^{\frac{\Delta}{2}} \exp\left[-\frac{(x-\varepsilon)^2}{2\sigma^2} \right] dx \right\} \quad (3)$$

На Рисунке 2 представлены результаты расчетов по формуле (3). Здесь $J_{отн.} = J(\varepsilon)/K \cdot C \cdot U^2 \cdot I \cdot Z$. Из графиков видно, что зависимости носят экстремальный характер. Экстремум (минимум) соответствует совпадению координат луча и стыка, следовательно, может служить критерием наведения луча на стык.

Когда радиус электронного луча постоянный - σ = const (в данном случае σ = 0,1 мм) относительное изменение интенсивности РИ лежит в пределах от 0,03 при Δ = 0,01 мм до 0,85 при Δ > 0,3 мм (Рисунок 2а), что удовлетворительно согласуется с экспериментальными данными [2]. Видно, что при реальных зазорах Δ = 0,01 ÷ 0,1 мм необходимы специальные методы обработки сигналов для надежного выделения информации о положении луча относительно стыка.

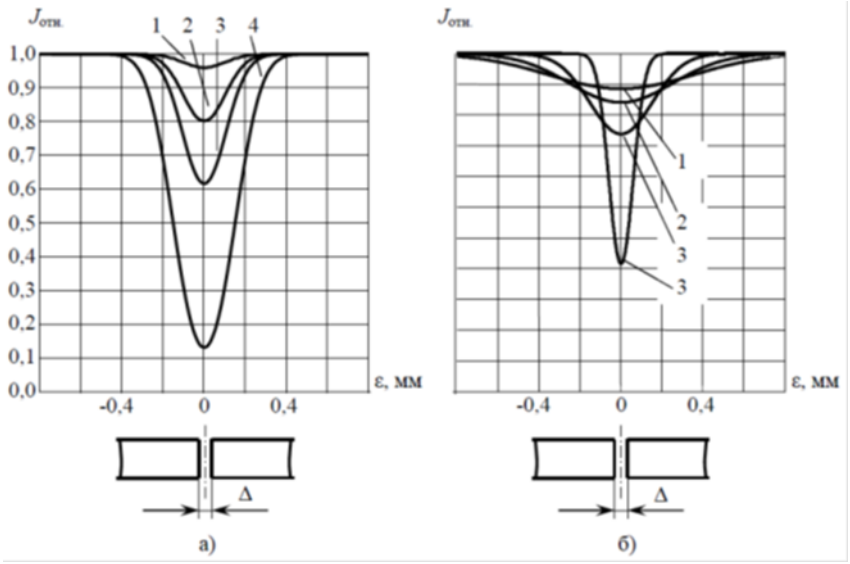


Рисунок 2 - Расчетные зависимости интенсивности РИ от положения луча относительно стыка: а) – σ = const = 0,1 мм, Δ = var: 1 – Δ = 0,01 мм; 2 – Δ = 0,05 мм; 3 – Δ = 0,1 мм; 4 – Δ = 0,3 мм; б) – Δ = const = 0,1 мм, σ = var: 1 – σ = 0,35 мм; 2 – σ = 0,25 мм; 3 - σ = 0,15 мм; 4 – σ = 0,05 мм

Относительное изменение интенсивности РИ при постоянном зазоре в стыке возрастает с уменьшением σ (Рисунок 2б). Это может служить критерием степени фокусировки электронного луча.

В случае ЭЛС разнородных металлов расчет характеристик производится по выражению (2). На Рисунке 3 приведены результаты расчета при ЭЛС меди (Z_1 = 29) и стали (Z_2 = 26). На Рисунке 3, а представлен график (см. формулу 2):

$$J'_{отн.} = \frac{J(\varepsilon)}{K \cdot C \cdot U^2 \cdot I}$$

Для удобства анализа результатов $J'_{отн}$ отнесено к значению $J'_{отн}$ при ε = - 0,4 мм (луч находится на медной детали):

$$J_{отн.} = \frac{\frac{1}{\sigma\sqrt{2\pi}}\left\{ Z_1 \cdot \int_{-\infty}^{-\frac{\Delta}{2}} exp\left[-\frac{(x-\varepsilon)^2}{2\sigma^2}\right]dx + Z_2 \cdot \int_{\frac{\Delta}{2}}^{\infty} exp\left[-\frac{(x-\varepsilon)^2}{2\sigma^2}\right]dx \right\}}{\frac{1}{\sigma\sqrt{2\pi}} \cdot Z_1 \cdot \int_{-\infty}^{x_1} exp\left[-\frac{(x+0{,}4)^2}{2\sigma^2}\right]dx}.$$

График, соответствующий последнему соотношению показан на Рисунке 3б. Из графиков (Рисунок 3) видно, что при ЭЛС разнородных металлов ветви характеристик имеют разные наклоны. Металлу с большим атомным номером соответствует больший наклон (интенсивность РИ пропорциональна атомному номеру). По этой же причине значения насыщения интенсивности при полном выходе луча на одну из деталей отличаются на величину, зависящую от атомного номера материала. В относительных единицах эти значения для *Cu*и *Fe* равны их атомным номерам – 29 и 26, соответственно (Рисунок 3а).

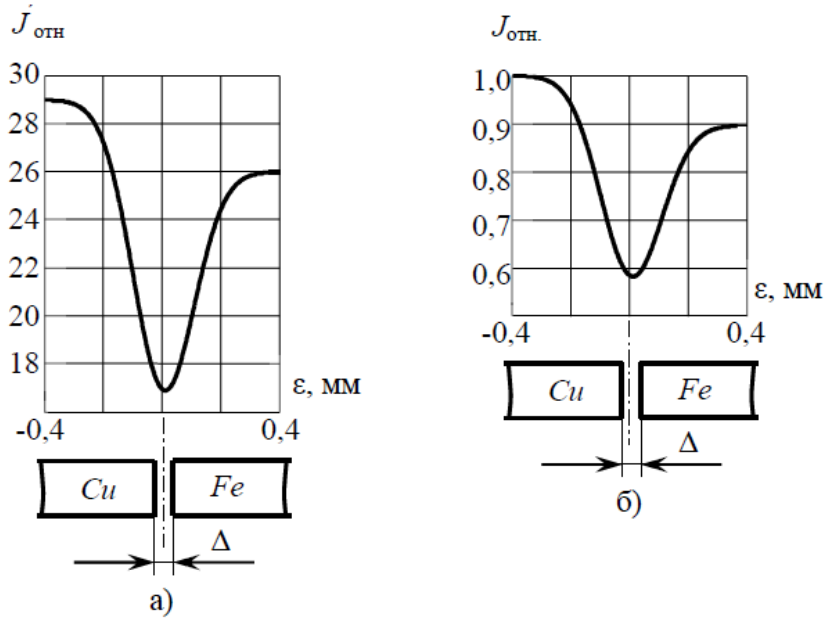


Рисунок 3 - Зависимость интенсивности РИ от положения луча относительно стыка при ЭЛС разнородных металлов

Другой особенностью этих характеристик является смещение экстремума в сторону материала с меньшим атомным номером. Это можно объяснить следующим образом. При отсутствии зазора график зависимости $J(\varepsilon)$, определяемый выражением (2) имеет вид, представленный на Рисунке 4.

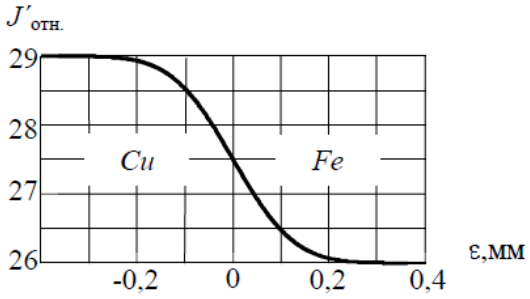


Рисунок 4 - Зависимость $J(\varepsilon)$ при ЭЛС разнородных металлов и Δ=0, σ=0,1 мм

Интенсивность РИ в относительных единицах изменяется от 29 (*Cu*) до 26 (*Fe*). В данном случае характеристика не экстремальная. При наличии зазора в стыке часть электронов луча не участвует в создании рентгеновского излучения, и интенсивность излучения при некотором положении луча может оказаться меньше 26, а затем увеличится –

появляется экстремум. Координата экстремума определяется равенством излучения с соответствующих поверхностей, которое пропорционально току пучка электронов, а, следовательно, и площади части пятна, находящейся на данном металле. Так, как $Z_{Cu}>Z_{Fe}$, то для выполнения названного равенства необходимо, чтобы площадь пятна на стальной детали была больше площади пятна на медной детали. В связи с этим луч должен быть смещен в сторону стальной детали.

Следовательно, положение стыка не совпадает с положением экстремума характеристики, что необходимо учитывать при ЭЛС разнородных материалов.

Характер смещения экстремума при различном Δ представлен на Рисунке 5.

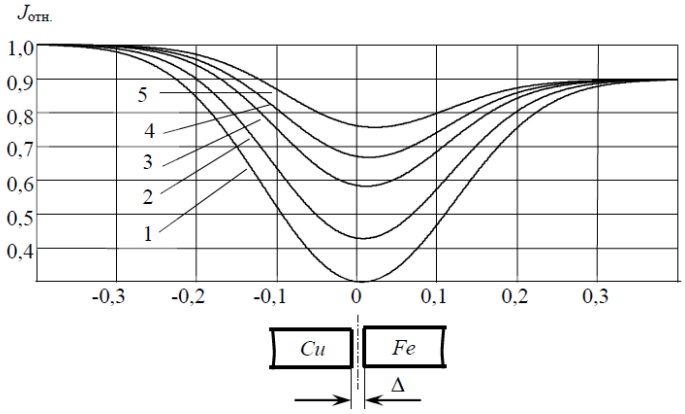


Рисунок 5 - Зависимость $J(\varepsilon)$ при различных Δ: σ = 0,1 мм; 1 - Δ = 0,2 мм; 2 - Δ = 0,15 мм; 3 - Δ = 0,1 мм; 4 - Δ = 0,075 мм; 5 - Δ = 0,05 мм

Видно, что заметные рассогласования положений экстремума характеристик и стыка проявляются при отношении $\Delta/\sigma \leq 1$. Такой случай является наиболее распространенным на практике и еще раз подтверждает необходимость учета этого рассогласования, тем более что, например, при ЭЛС меди и стали из-за условий лучшей теплопроводности меди, необходимо располагать пятно нагрева (электронный луч), несколько смещенным относительно стыка в сторону меди. В то же время, из расчетных характеристик видно, что смещение экстремума происходит в сторону материала с меньшим атомным номером и, если осуществлять контроль положения луча по положению экстремума, то имеется большая вероятность получения некачественного соединения.

Дифференцируя (2) по ε и приравнивая производную нулю можно найти ε_0 – абсциссу экстремума и зависимость ее от зазора в стыке Δ:

$$\frac{d}{d\varepsilon}\left\{\frac{1}{\sigma\sqrt{2\pi}}\left\{Z_1\int_{-\infty}^{-\Delta/2} exp\left[-\frac{(x-\varepsilon)^2}{2\sigma^2}\right]dx + Z_2\int_{\Delta/2}^{\infty} exp\left[-\frac{(x-\varepsilon)^2}{2\sigma^2}\right]dx\right\}\right\} = 0$$

Отсюда

$$\varepsilon_0 \approx \frac{0{,}0011}{\Delta}$$

т.е. абсцисса экстремума при ЭЛС разнородных металлов связана с зазором в стыке гиперболическим законом (Рисунок 6). Видно, что при зазорах, меньших 0,01 мм рассогласование положений экстремума и стыка могут составлять заметныевеличины и

вызывать значительные погрешности позиционирования луча по положению экстремума рассматриваемых зависимостей.

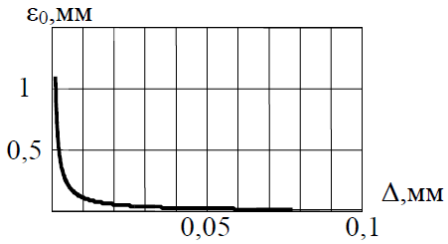


Рисунок 6 - Зависимость положения экстремума от зазора в стыке

При реализации устройств ведения луча по стыку с использованием экстремальной зависимости РИ от положения луча относительно стыка необходимо учитывать поправку в соответствии с последним выражением. В Таблице 1 приведены значения смещения экстремума для некоторых значений зазора в стыке при ЭЛС меди и стали (σ = 0,1 мм).

Таблица 1 – Смещения ε_0 – экстремума от зазора Δ при (ЭЛС меди и стали)

Δ, мм	0,001	0,005	0,01	0,05	0,1	0,2
ε_0, мм	1,1	0,22	0,11	0,022	0,011	0,0055

Определение φ(*x*)

Допустим, свариваемое соединение имеет вид, представленный на Рисунке 7. В этом случае φ(*x*) на некотором интервале отличен от 1 (проявляется зависимость интенсивности РИ от угла падения электронного луча на свариваемые поверхности), и φ(*x*) определяется следующим образом [2]:

$$\varphi(x)=\begin{cases}1 & -\infty < x \le -0{,}5\\ \left(1-\dfrac{|\psi^3|}{90^3}\right)^{\frac{1}{2}} & -0{,}5 \le x \le -\dfrac{\Delta}{2}\\ 1 & \dfrac{\Delta}{2} \le x < \infty\end{cases}$$

где ψ – угол между лучом и нормалью к поверхности.

В соответствии с этим соотношением, коэффициент φ(*x*), определяемый характером конструкционных элементов соединения (в данном случае разделкой одной из кромок) на участках, где угол $\psi = 0^0$, равен единице, а в пределах разделки ψ<1. В этом случае зависимость интенсивности рентгеновского излучения от положения луча относительно стыка в относительных единицах определится суммой интегралов:

$$J_{\text{отн.}} = \frac{1}{\sigma\sqrt{2\pi}}\left\{\int_{-\infty}^{-0,5} exp\left[\frac{-(x-\varepsilon)^2}{2\sigma^2}\right]dx + \left(1-\frac{|\psi^3|}{90^3}\right)\int_{-0,5}^{-\frac{\Delta}{2}} exp\left[\frac{-(x-\varepsilon)^2}{2\sigma^2}\right]dx + \right.$$

$$\left. + \int_{\frac{\Delta}{2}}^{\infty} exp\left[\frac{-(x-\varepsilon)^2}{2\sigma^2}\right]dx\right\}$$

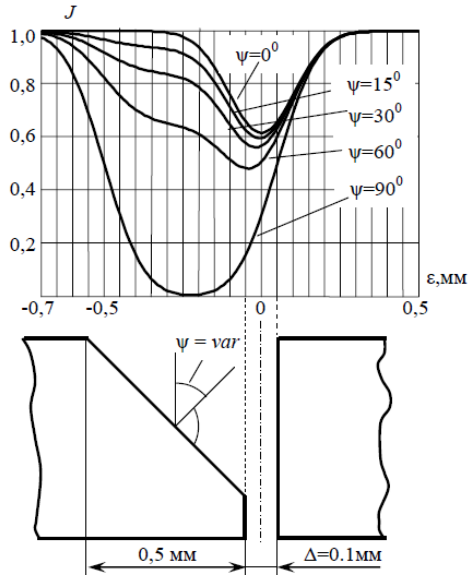


Рисунок 7 - Зависимость интенсивности РИ от положения луча относительно стыка при различных углах разделки одной из кромок

Из графика (Рисунок 7) видно, что со стороны разделки кромок характеристики более пологие. Это связано с уменьшением интенсивности рентгеновского излучения, возникающего при попадании электронного луча на разделку кромок с углом ψ, отличным от нуля. Кроме того, положение экстремума смещается в сторону разделки кромок с увеличением угла ψ. Заметные смещения проявляются при углах $\psi > 60^0$. Для сравнения показаны характеристики, соответствующие углам $\psi = 0^0$ и $\psi = 90^0$. Практически, это случаи отсутствия разделки кромок. При $\psi = 0^0$ соединение представляет сборку с заданным зазором без разделки. Второй случай ($\psi = 90^0$), это то же соединение, но с зазором, определяемым шириной разделки и собственно зазором в стыке (0,5 + Δ). В этих случаях положение экстремума оказывается в центре зазора.

Зависимость интенсивности РИ от изменения σ

Представление в формулах среднеквадратического отклонения электронов не отражает связи с параметрами электронно-оптических систем электронно-лучевых пушек и зависимости σ от смещения поверхности свариваемых деталей относительно плоскости острой фокусировки. В связи с этим предлагается следующее определение среднеквадратического отклонения:

$$\sigma = \sigma_0 + |\Delta\sigma(\Delta b)| + |\Delta\sigma(\Delta I_\phi)| \qquad (3)$$

где σ_0 – минимальное σ; $\Delta\sigma(\Delta b)$ - приращение σ в зависимости от смещения Δb поверхности свариваемых деталей относительно плоскости острой фокусировки; $\Delta\sigma(\Delta I_\phi)$ – приращение σ в зависимости от приращения тока (ΔI_ϕ) фокусирующей системы относительно тока острой фокусировки.

На практике σ незначительно зависит от Δb, особенно при ЭЛС с малыми углами сходимости. Поэтому можно пренебречь приращением $\Delta\sigma(\Delta b)$, тогда

$$\sigma = \sigma_0 + \left|\Delta\sigma\left(\Delta I_\phi\right)\right| \quad (4)$$

Известно соотношение[1]

$$\Delta\sigma\left(\Delta I_\phi\right) = \left|R\left[\frac{\left(I_\phi + \Delta I_\phi\right)^2}{I_\phi{}^2} - 1\right]\right|$$

где R – параметр фокусирующей системы (ФС); I_ϕ ток ФС, соответствующий фокусировке луча на поверхности свариваемых деталей ($\sigma = \sigma_0 = min$); ΔI_ϕ – приращение тока ФС относительно тока I_ϕ. В соответствии с этим выражением и учетом (4) σ может быть представлено

$$\sigma = \sigma_0 + \left|R\left[\frac{\left(I_\phi + \Delta I_\phi\right)^2}{I_\phi{}^2} - 1\right]\right| \qquad (5)$$

При подстановке (5) в (2) получим зависимость интенсивности РИ от ΔI_ϕ при различных ε:

$$J(\Delta I_\phi)_{\text{отн.}} = 1 - \frac{1}{\left\{\sigma_0 + \left|R\left[\frac{\left(I_\phi + \Delta I_\phi\right)^2}{I_\phi{}^2} - 1\right]\right|\right\}\sqrt{2\pi}} \times \int_{x_1}^{x_2} \exp\left\{-\frac{(x-\varepsilon)^2}{2\left\{\sigma_0 + \left|R\left[\frac{\left(I_\phi + \Delta I_\phi\right)^2}{I_\phi{}^2} - 1\right]\right|\right\}^2} dx\right\}$$

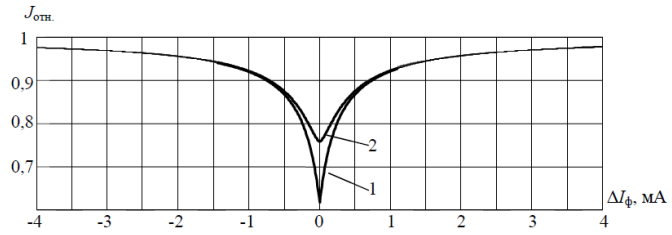


Рисунок 8 - Зависимость интенсивности РИ от ΔI_ϕпри различных положениях электронного луча относительно стыка: 1 – ε = 0; 2 – ε = 0,1 мм

Характеристики (см. Рисунок 8) расчитаны для электронно-лучевой пушки КЭП 2М при $\sigma_0 = \Delta = 0{,}1$ мм.

Экстремальный характер рассмотренных зависимостей свидетельствует об очевидной возможности технической реализации устройств наведения луча на стык и стабилизации положения фокуса луча путем поиска экстремума известными методами.

С технической стороны требованиям относительной простоты аппаратных средств отвечает реализациясинхронного детектирования сигнала датчика. Это, в свою очередь, предполагает наличие в сигнале спектральных составляющих, несущих информацию о

положении луча относительно стыка и положении фокуса луча относительно поверхности свариваемых деталей. Характер (экстремальный) зависимостей $J(\varepsilon)$ и$J(\sigma)$обусловливает присутствие таких составляющих при введении в параметры луча (ε и σ) гармонических колебаний, т.е. при сканировании стыка лучом и при сканировании поверхности деталей фокальной плоскостью луча:

$$\varepsilon = \varepsilon_0 + \varepsilon_m \sin \omega t;$$
$$\sigma = \sigma_{\min} + \left|\sigma_0 + \sigma_m \sin \Omega t\right|$$

где ε_0 и σ_0 – смещение луча и изменение σ соответственно; ε_m и σ_m –амплитуды соответствующихпериодических составляющих; ω – частота сканирования стыка лучом; Ω – частота сканирования плоскости свариваемых деталей фокальной плоскостью луча.

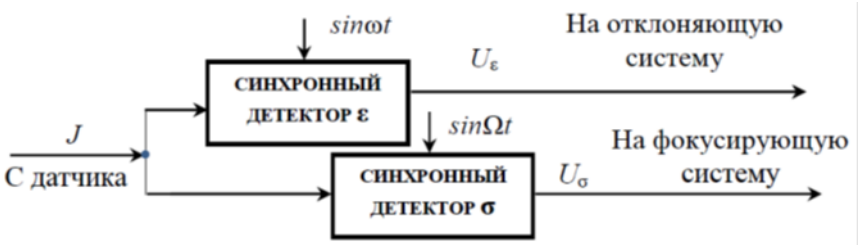


Рисунок 9 - Синхронное детектирование сигнала

Сигнал с датчика РИ (см. Рисунок 9) поступает на синхронные детекторы, на выходе которых при наличии опорных напряжений (*sin*ω*t* и *sin*Ω*t*) соответствующих частот формируются постоянные напряжения U_εиU_σ пропорциональные ε_0 и σ_0. Знак напряжения определяет направление смещения.

Выводы

1. Экстремальный характер зависимостей рентгеновского излучения от положения луча относительно стыка и положения фокальной плоскости луча относительно поверхности свариваемых деталей свидетельствует об очевидной возможности технической реализации поиска экстремума известными методами и определения, тем самым, положения луча и его фокуса.
2. Определение положения стыка при ЭЛС разнородных металлов, а также стыков с различными около шовными конструкционными элементами требует учета смещения экстремума характеристик относительно стыка, особенно при ЭЛС разнородных металлов с малыми зазорами (что часто встречается на практике).

Список использованных источников

1. Браверман В.Я. Математические модели процессов изменения рентгеновского излучения от положения луча относительно стыка при электронно-лучевой сварке / В.Я. Браверман, В.С. Белозерцев, Н.Н. Горяшин, А.Т. Лелеков // Вестн. Сиб. Гос. Аэрокосмич. Ун-та им. Акад. М.Ф. Решетнева: сб. науч. Тр. Под ред. Проф. Г.П. Белякова; Сиб. Гос. Аэрокосмич. Ун-т. Вып. 2. Красноярск, 2009. С. 247-251.

2. Браверман В.Я. Экспериментальные исследования рентгеновского излучения при электронно-лучевой сварке / В.Я. Браверман, В.С. Белозерцев, А.Н. Успенский//Вестник Сибирского аэрокосмического университета имени академика М.Ф. Решетнева: / сб. науч. тр. под ред. проф. Г.П. Белякова; СибГАУ. Вып. 6. Красноярск, 2005. С. 196 – 200.
3. Бессекерский В.А. Теория систем автоматического регулирования / В.А. Бессекерский, Е.П. Попов - М.: Наука, 1966.- 992 с.

Beam transport system into the atmosphere for electron gun with plasma emitter

S. Kornilov[1], N. Rempe[1], S. Shidlovskiy[1,2]

---
1 –Tomsk State University of control systems and radioelectronics, Russia
2 – National Research Tomsk State University, Russia
E-mail: remnik77@gmail.com

Introduction

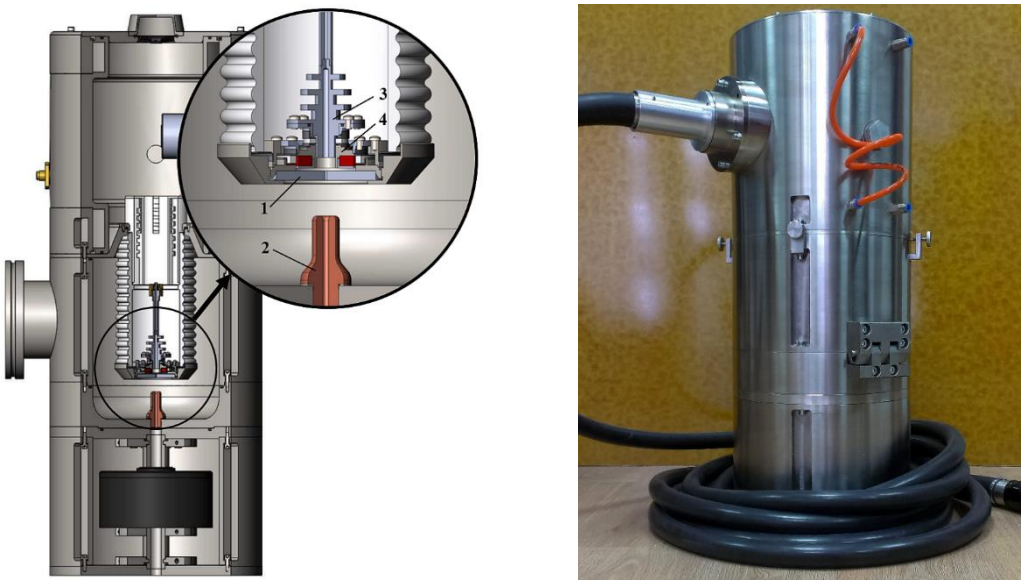
An interest to electron guns with plasma emitters is greatly increased in recent years [1, 2]. In our view, there are several reasons of it. Firstly, these kinds of guns are constructed based on hollow emitter of electrons – on gas-discharge plasma of low pressure. Plasma utilization as a source of electrons provide to lower the standards to composition and pressure of the residual atmosphere in a beam formation zone, and to raise operational life of the device. The impact of neutral and ionized refractory and reactive metal vapors and gases (including oxygen) on electrodes of discharge chamber is reduced to minimum because of electrodes low temperature (200 ^{0}C at most). Secondly, the development of guns with plasma emitter [3, 4] makes their engineering factors close to guns with hot cathode. The most essential progress of such guns is in the spheres of engineering where continuous and semicontinuous focused electron beams are used. Finally, the third reason of the greater interest for guns with plasma cathode is in limitations, which become critical for guns with hot cathode in some application conditions. Thus, guns with plasma emitter provide much higher emissive ability. It makes them more preferred in electron beam systems with high-speed switching current equipping. Because of the simpler current control mode (diode) guns with plasma emitter are at an advantage in tasks where stable position of a field with focused beam minimal diameter under current change is required.

The present work is one of the steps for further technological development of guns with plasma emitter. It includes design features research of the device for focused electron beam extraction into the area with increased pressure gas, into the atmosphere. The main feature of the analysis of the device for guns with plasma-emitter is in requirements to take into account the gas flow directed to

accelerating gap of discharge chamber. The gas flow here is in consequence of sustained higher gas pressure in gas discharge zone than the pressure in accelerating gap of the gun. Continues gas puffing to discharge chamber provides a difference of pressure levels. Generally, gas is evacuated through accelerating gap. Thus, almost all time there is a gas flow in accelerating gap coming from emitter zone of the gun.

Electron-beam gun with plasma emitter

There is a low-voltage form of gas discharge – a reflected discharge with a hollow cathode [5] in guns with plasma emitter. These guns are meant for focused high-brightness electron beams generating. Electron emission from gas-discharge plasma occurs under an electric field [5].



a *b*

Figure 1 - Electrode scheme (*a*) and exterior view (*b*) of the gun with plasma emitter:
1 – emitter cathode, 2 – extractor, 3 – hollow cathode, 4 – anode

The main element of the gun construction is a discharge chamber, which is made of metal-ceramics (Figure 1 a, selected area).

Discharge is generated in a discharge cell, which is formed by inner surfaces of hollow cathode *3*, cylindrical anode *4* and emitter cathode *1* (Figure 1 a). Between hollow cathodes and emitter cathode are an axially symmetric field formed by constant magnet. Induction of this field is about 0.1 T on its axis.

The pressure of plasma-supporting gas in the discharge chamber is approximately about $5x10^{-2}$ Torr. A proportion gas puffing at the level of 10÷20 cm^3atm/h produces such pressure. Gas is fed through the channel of hollow cathode and is evacuated through channel on emitter cathode axis. The discharge burns in continuous operation under the voltage of 350÷450 V and current from 0.1 to 1.5 A. The mentioned range of discharge currents provides an electron beam formation up to several hundred milliamperes.

Electrons emit from plasma through an orifice in emitter cathode of discharge chamber into accelerating field, which is between this cathode and earthed high-voltage anode (extractor).

Being shaped in the accelerating gap electron beam is focusing by magnetic field and transporting to vacuum chamber [2] or into the atmosphere [4].

Exterior view of the gun, meant for operation with the device for beam extraction is described on the Figure 1 b. This gun forms a focused electron beam with the power of 120 keV and current up to 200 mA.

Procedure of simulation experiment

To research the construction of the device for focused electron beam extraction into the atmosphere we applied the computer simulation technique (program Ansys). The basic approach for beam transportation (extraction) is based on method of GDWs, which allows raising gas pressure step-by-step to transport electron beam into the atmosphere.

To extract the electron beam into the atmosphere from guns with hot cathode, in the most cases, the three-stage systems of GDW are used [6]. Our calculation is based on the research the possibility to organize beam extraction into the atmosphere by using two-stage system of GDW.

A geometric layout of the device for electron beam extraction into the atmosphere is on Figure 2. The device consists of two GDW. The layout is made by using solid parametric modeling software package SolidWorks. GDW involves 2 diaphragms; vacuum pumps evacuate the air among them.

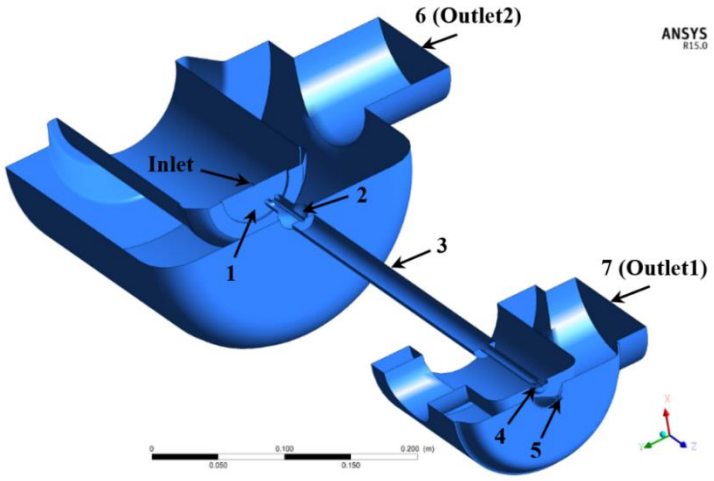


Figure 2 – The geometric layout of the device for electron beam extraction into the atmosphere: 1 – Emitter cathode; 2 – extractor; 3 – beam guide; 4 – output diaphragm of the second stage; 5 – output diaphragm of the first stage; 6 – the second stage exhaust tube; 7 – the first stage exhaust tube

The first stage has an axial channel 5 of 2 mm diameter, and electron beam escapes through this channel directly into the atmospheric pressure area. Inlet pressure level of the first stage is 1 atm. and gas temperature of 25 ^{0}C. Pump speed of the first stage is about 410 l/s. It is implemented through the tube 7 with Roots booster pump, which operates together with oil-free screw pump (a place where the exhaust conditions are specified is indicated as Outlet1 in Figure 2). The second stage construction

includes a beam guide – an electron beam transport channel. Magnetic field is generated here to make electron beam be focused. The second stage exhaust is carried out through the tube *6* (Outlet2) with turbo-molecular pump, pump speed here is about 700 l/s. Accelerating gap and beam guide are separated by extractor, the length of extractor channel is 40 mm and its diameter is 3 mm. The outlet of the beam guide has a cone-shaped shrinkage, its smaller base is directed to the first stage and then it has a cylindrical shaped channel *4* with 10 mm length and 2 mm diameter.

At inlet (Figure 2) border the conditions of gas flow puffing to discharge chamber are specified, the gas puffing value is about 10 cm^3atm/h.

Received with SolidWorks geometrical model of gun with plasma emitter and differential pumping system were exported to CAE-system Ansys.

By CFX Mesh Ansys programing module the nonuniform grid of final elements is applied over the computational domain. Characteristic dimensions of grid cells varied from 10^{-5} to 10^{-2} m. Nonuniform grid sizes allow to control the computational accuracy and execution time.

Under the statement of the present problem, the device for beam extraction simulation is a time consuming process. To reduce the computation time we used the following:

- we calculated some reference basic design of two-stage beam extraction system;
- we selected one of the GDW stages;
- we determined the conditions on the borders of the chosen GDW stage;
- we carried out a model calculation of the chosen GDW stage;
- we corrected calculation of complete design of the device, and took into consideration the decisions, resolved in the geometric layout.

Such approach allowed reducing time commitment for carrying out computing experiments on three orders. The calculation results coincided with the simulated results of the whole computational domain.

Results of simulation and their review

The scoping calculations, which are carried out for the geometric layout of the beam extraction system showed low efficiency of pumping process in accelerating gap (the second stage of GDW). Pressure in the second GDW stage was critical for the guns with the plasma emitter and couldn't provide their error-free operation. But this research didn’t include the task to optimize the GDW configuration for receiving the most effective pumping process. In this connection for pressure reduction in the accelerating gap without increase in productivity of the pump system, the further calculations were carried out with use of cross gas flow (cross-jet) in the first GDW stage [6]. This well-known reception allows redirecting the main part of the gas flow, which arrives from the atmosphere to a pump tube connected to the first GDW stage.

In Figure 3 velocity fields of gas flows in the first stage (the left part of the figure) and a part of the second stage in the gun beam guide, wgich are received as the model calculation results are presented.

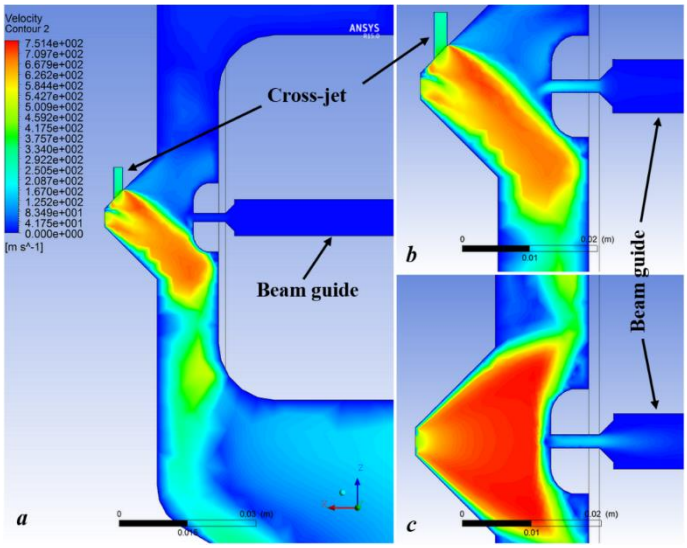


Figure 3 – Velocity fields of gas flows in the first stage and a part of the second stage of beam exhaust system (beam guide): 2 – with cross-jet at 1 atm.; b – with cross-jet at 2 atm.; c – without cross-jet

The axile pressure distributions for the same fields are shown in the Figure 4.

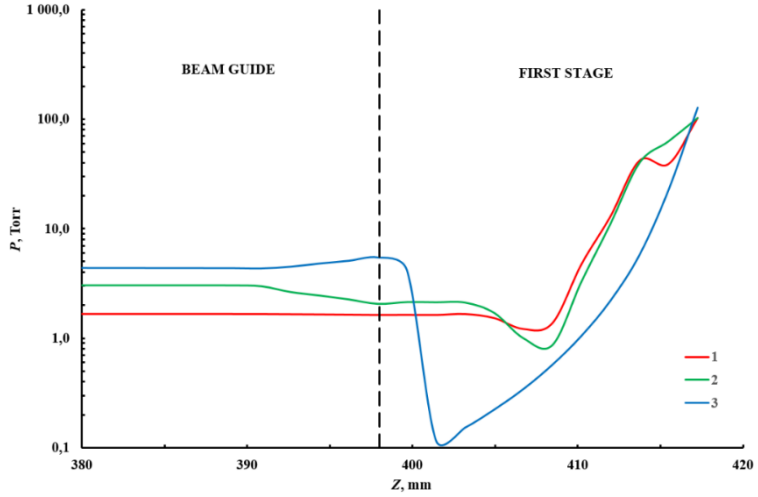


Figure 4 – Pressure distribution on beam guide axes of the gun and of the first stage of the device for beam extraction: 1 – corresponded to Figure 3*a*; *2* – to Figure 3*b*; *3* – to Figure 3*c*

The results presented in Figures 3 and 4 ilustrate the influence of the cross gas flow directed perpendicularly to an axial gas flow from the atmospheric pressure area. Figures 3*a* and 3*b* and relating distributions in Figures 4.1 and 4.2 are received for two different pressure levels on the cross-jet inlet. For comparison in Figures 3c and 4.3 velocity field of the gas flow and axial distribution of pressure in the device without cross gas flow are shown.

A «passive» gas flow blow-off (pressure of cross-jet inlet is about 1 atm.) provides more effective gas tap from axis to exhaust tube. Thus gas crossflow penetration into the second stage of a crossflow perepheral part as a result of its expansion is minimum, and it doesn't cause the essential pressure growth in the beam guide.

Pressure rise at the cross-jet inlet to 1.5 atmospheres leads to redistribution of the main part of gas crossflow and its entering the second stage.

In a case when cross-jet is absent, arriving from the atmosphere gas flow destributes in a volume of the first stage evenly. And it makes to increase the pressure in the first stage axes and in the beam guide. Thus a campaction zone near the second stage inlet is observed.

In Figure 4 the pressure distributions on axes are depicted. Apparently, the most preferable variant is crossflow use, which is formed by the pressure in the cross-jet inlet. It is possible to lower pressure on all length of the beam guide approximately three times in regard to pressure level in the absence of cross-jet. Also non-uniformities of pressure distribution upon axes of the first stage decrease significantly. There is no compaction layer near the second stage inlet. Pressure decreases smoothly from atmospheric to pressure level of the beam guide. It concerns the axial flow velocity reduction and consequently decreasing the probability of shock waves development, which are caused by supersonic jet collisions with the construction of inlet diaphragm of the second stage.

Figures 5 and 6 present the results demonstrating an influence of gas crossflow orientation on gas flow at the second stage inlet and on pressure distribution.

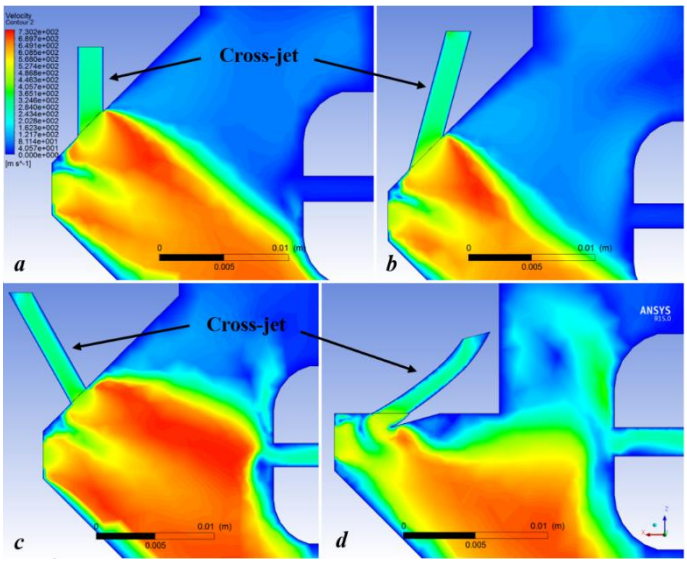


Figure 5 – Fields of gas flow velocity in the first stage and in the part of the second stage (beam guide) of the beam extraction system, with pressure at the cross-jet tube inlet of 1 atm. and with an angle between crossflow axis and system axis: *a* – 90^0; *b* – 105^0; *c* – 60^0; *d* – 135^0

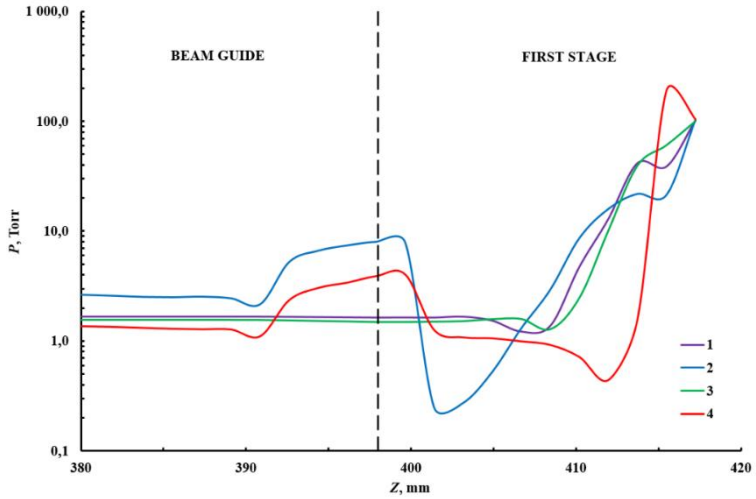


Figure 6 – Pressure distribution on axis of the gun beam guide and the first stage of the device for beam extraction, pressure at the cross-jet tube inlet of 1 atm and an angle between tube axis and system axis: *1* – corresponded to Figure 5a; 2 – Figure 5b; 3 – Figure 5c; 4 – Figure 5d

If the crossflow is injected at an angle less than 90^0 to system axis, increase of axial flow coming to the second stage is observed. It is caused by shift of axial flow blow-off toward the second stage inlet. The condition for penetration of the scattered gas crossflow to the beam guide here is created. In addition, pressure distribution on the first stage axes includes evident transition zones with local pressure shocks and gas exhausting. Probably, it is connected with the reflection of the gas flow at inlet GDW diaphragm. The gas crossflow in such conditions negatively effects on the system operation. If the angle between crossflow axis and system axis is 90^0 and more, other variants of the distribution can be observed. An axial flow blowing occurs near the inlet diaphragm of the first stage. Direction of the scattered part of the gas crossflow together with the axial flow form a stream, which washes the second stage diaphragm at a sufficient distance of its axis. Thereby essential gas flow reduction is provided, and it enters the second stage of the device for beam extraction into the atmosphere.

The results of our simulation also declare that the use of counter gas flow is undesirable, if it is directed with the angle of 135 degree and more. The pressure in the beam guide slightly reduces, but there are some nouniformity of pressure distribution in the first stage with intensive pressure shocks in a gas.

Thus, the orientation of the gas crossflow in the range of 90^0-105^0 to the system axis provides the best pressure distribution between the atmosphere and inlet of the second stage of the device for beam extraction.

As was stated above guns with plasma emitter operate under the uninterrupted gas puffing to discharge chamber with gas exhaust through accelerating gap. Existence of two counter gas flows in accelerating gap create the depression area with lower pressure by two orders, than pressure in accelerating gap and in accelerating electrode channel.

In Figures 7 and 8 distributions of pressure and flow velocity in accelerating gap of the gun are presented. The various options of axial flow pumping are shown.

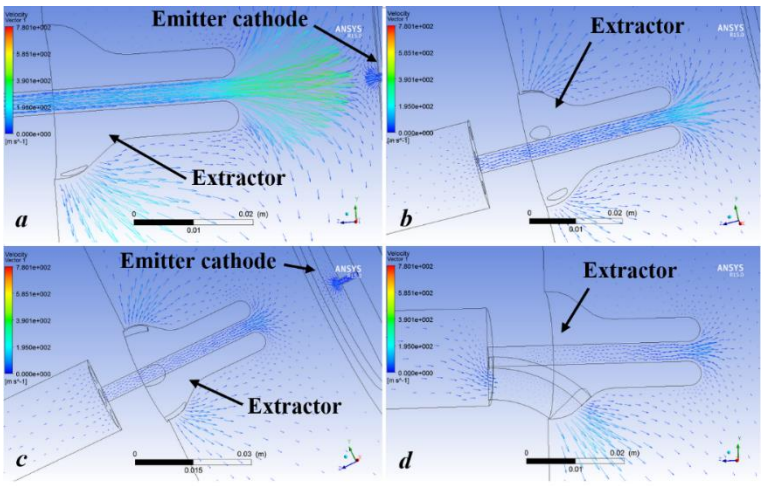


Figure 7 – Distribution of gas flow velocity in the second stage of the device for beam extraction device: *a* – gas pumping through the axial channel in the extractor and two peripheral channels with diameter of 3 mm; *b* – gas pumping through the axial channel in the extractor and six peripheral channels with diameter of 3 mm; c – gas pumping through the axial channel in the extractor and six peripheral channels with diameter of 5 mm; d – gas pumping through the axial channel in the extractor and one peripheral channels with diameter of 10 mm

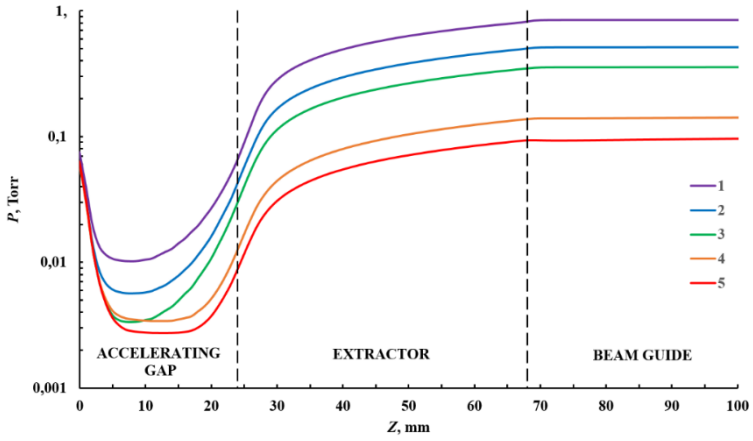


Figure 8 - Distribution of pressure in the second stage of the device for beam extraction: 1 – gas pumping through the axial channel in the extractor; 2 – corresponds to Figure 7*a*; 3 – Figure 7b; 4 – Figure 7c; 5 – Figure 7d

As the Figure 8 shows gas pumping from the second stage of the device only through the extractor axial channel does not provide a required pressure in accelerating gap, which is necessary for gun operation. To decrease pressure some part of the gas flow should be extracted directly from the beam guide. Therefore, there was calculated the gas flow through the different number of additional extracting channels in the beam guide. The calculations showed that not only the number of channels, but total area of their cross sections and orientation is important. The acceptable result was received by using the channels focused towards exhaust tube. Its cross section areas are approximately by six times surpassed the area of an axial orifice in accelerating electrode.

Conclusion

The executed simulation showed possibility to use for electron gun with plasma emitter the described device for beam extraction into the atmosphere, which contains only two gas-dynamic windows (two stages). This device has to be equipped by a system for gas crossflow formation at the first stage inlet and support additional pumping of the beam guide in the second stage. These conditions provide such pressure distribution in the accelerating gap, which is close to operational pressure level of the gun in vacuum chamber.

The research is performed with financial support from the Ministry of Education and Science of the Russian Federation, the Agreement No. 14.577.21.0018 (RFMEFI57714X0018).

References

1. Pozo S.D., Ribton C.N, Smith D.R. A novel RF excited plasma cathode electron beam gun design // IEEE Transactions on Electron Devices. – 2014. – Vol. 61. – No. 6. – pp. 1890-1894.

2. Hassel T., Rempe N., Kornilov S., Beniyash A. Electron-beam facilities based on plasma-cathode guns // Welding and Cutting. – 2012. – Vol. 11. – No. 2. – pp. 122-127.

3. Kornilov S.Yu., Osipov I.V., Rempe N.G. Generation of narrow focused beams in a plasma-cathode electron gun // Instruments and Experimental Techniques. – 2009. – Vol. 52. – No. 3. – pp. 406-411.

4. Kornilov S., Rempe N., Beniyash A., Murray N. On the focused beam parameters of an electron gun with a plasma emitter // Journal of Physics: Conference Series. – 2014. – Vol. 552. – No. 1. – pp. 1-6.

5. Gushenets V.I., Oks E.M., Yushkov G.Yu., Rempe N.G. Current status of the plasma emission electronics: I. Basic physical processes. // Laser and Particle Beams. – 2003. – Vol. 21. – No. 2. – pp. 123-138.

6. Schubert G.G., Lovett J.L. Apparatus for electron beam welding at atmospheric pressure, U.S. Patent 5951886, 14 Sep. 1999.

Способ определения пространственно-временного распределения энергии в лазерном пучке

Д.А. Башмаков, И.Х. Исрафилов

Набережночленинский институт (филиал) федерального государственного автономного образовательного учреждения высшего образования «Казанский (Приволжский) федеральный университет», Россия
E-mail: DABashmakov@kpfu.ru

На практике часто возникает вопрос точного определения пространственно-временного распределения энергии, например, импульсы с фронтами нарастания или спада, имеющих гауссовою временную структуру и т.п., в лазерном пучке, на уже существующей установке. Достижение определённой формы импульса лазерного излучения позволяет существенно сократить время протекания процесса обработки материала и повысить качество таких процессов, как лазерная сварка, резка, сверление и др.

В последнее время, для точного определения пространственно-временного распределения энергии в лазерном пучке используются различные, прецизионные устройства на ПЗС-матрицах, данный способ обладает хорошей точностью, высоким быстродействием и оперативностью (благодаря автоматизации обработки сигналов), но сложен и дорогостоящ из-за необходимости закупки специфического оборудования. Поэтому были проведены исследования по определению временного распределения энергии в импульсе на основе возникающего потенциала в металле.

При проведении экспериментов использовались мишени из различных марок сталей, алюминиевые мишени и медные. Облучение мишеней производилось при помощи импульсный твердотельный лазер LRS-150A с длиной волны 1,064 мкм, который генерирует импульсное излучение с энергией до 60 Дж. Для измерения потенциала, возникающего в металлах, использовался цифровой осциллограф АСК-2034. Для более широкого охвата всех технологических режимов обработки материалов использовались следующие параметры: длительность импульса варьировалась от 0,5 до 3 мс; напряжение, подаваемое для заряда конденсаторов, составляло U = 400 В, U = 350 В, U = 300 В. При этом, в целях исследования, так же изменялось временное распределение энергии импульсного ЛИ: равномерное, гауссовое, возрастающее, убывающее. Энергии импульсов, замеряемые датчиком самой лазерной технологической установки, показали значения, указанные в Таблице 1.

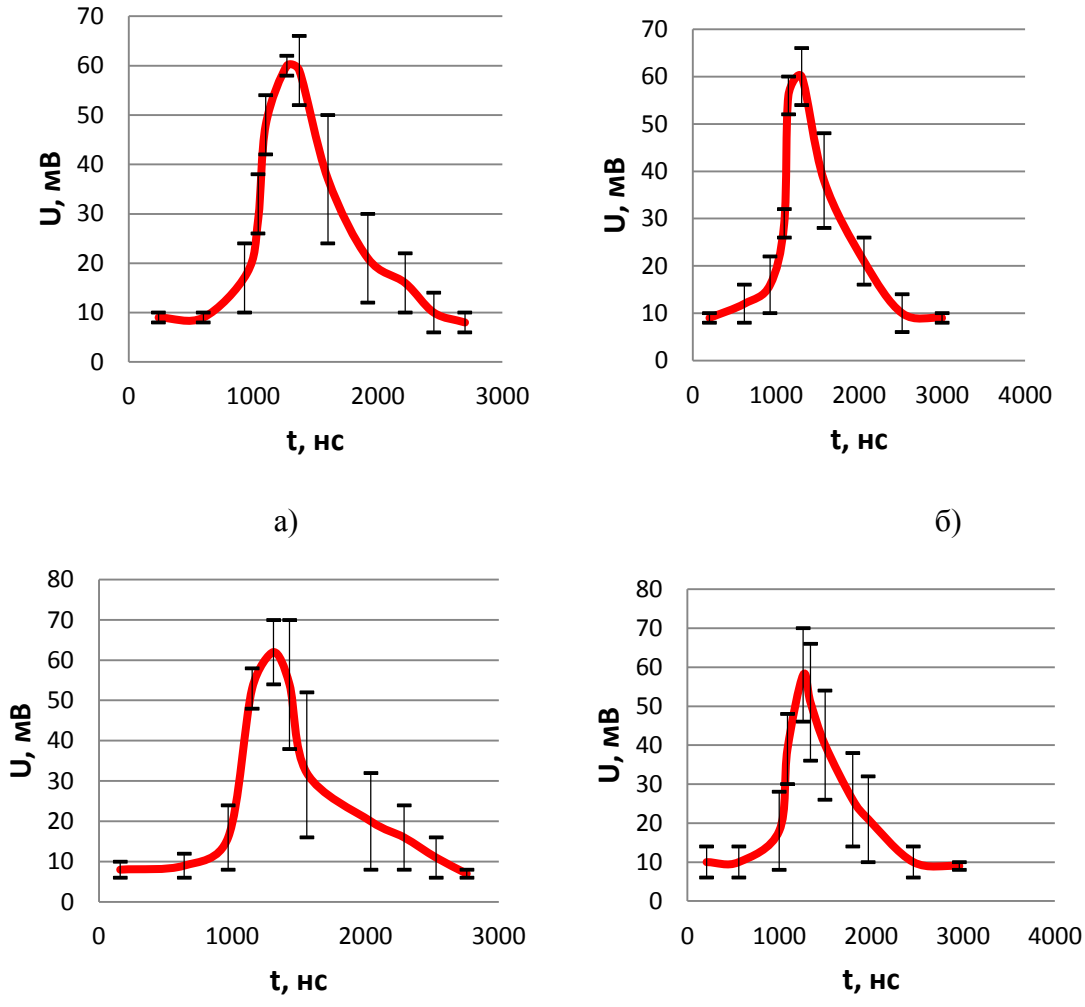
Таблица 1 – Энергия лазерных импульсов при U_K = 400 В

Длит. импульса, t(мс)	Энергия импульса, E (Дж)			
	Равномерное распределение	Гауссовое распределение	Возрастающее распределение	Убывающее распределение
0,5	0,5	0,9	0,8	0,9
1	2,1	2,5	2,3	2,5
2	8,5	5,5	4,9	5,5
3	8,8	6,7	7,4	8,1

По данным осциллограммам видно, что лазерный импульс имеет режим упорядоченных пульсаций. Импульс представляет собой набор отдельных пичков, с длительностью t ≈ 0,05 мкс и следующих друг за другом с постоянной на протяжении всего импульса скважностью, величина и время возникающего потенциала зависят в основном от мощности импульса

По результатам обработанных экспериментальных данных построены графики с пределами возникающего потенциала во временных моментах. Кривая построена по средним значениям возникающего потенциала.

Ниже приведены графики зависимостей возникающего потенциала при напряжении, подаваемом для заряда конденсаторов, равном 400 В и от временного распределения энергии в импульсе.



а) б)

в) г)

Рисунок 1 - Зависимости возникающего потенциала в металлах под воздействием импульсного лазерного излучения с напряжением заряда конденсаторов 400В; распределение энергии в импульсе: а – равномерное; б – гауссовое; в – возрастающее, г – убывающее

Выводы

Результатами исследований явилась выявленная взаимосвязь возникающего потенциала в металлах, скорости его нарастания и убывания от временного распределения энергии импульса и его параметров, позволяющая без использования специализированных оптических приборов и ПЗС-матриц определить временные параметры получаемого лазерного излучения.

Список использованных источников

1. Башмаков Д.А., Шайхуллов Р.Ф. Исследование взаимодействия лазерного излучения с различным временным распределением мощности с металлами / «VI Камские чтения»: всероссийская научно-практическая конференция. В 3-х ч. Часть 1. сб-к док. // Набережные Челны: Издательско-полиграфический центр Набережночелнинского института КФУ, 2014. – 127-128.
2. Уланов А.В., Загребин Л.Д. Измерение пространственно-временных характеристик теплового импульса лазерного луча при определении теплофизических свойств деталей контактных соединений нажимного типа // НиКа. 2007. №. С.373-377.
3. Исрафилов, И.Х. Управление электростатическим полем глубиной лазерной закалки в металлах / И.Х. Исраифлов, В.А. Песошин, В. В. Звездин, Д.А. Башмаков // Вестник КГТУ им. А.Н. Туполева. - 2010. №2 - С. 47-48

Имитационное моделирование процесса автоматической лазерной подгонки плёночных резисторов

В.В. Кондрашов[1], О.С. Середин[2]

---

1 - ПАО «НПО «СТРЕЛА», Россия
2 - ФГБОУВО Тульский государственный университет, Россия
E-mail: kondrashov.tula@gmail.com

Введение

Анализируя применяемое в настоящее время для подгонки сопротивлений резистивных элементов (РЭ) оборудование, можно сделать вывод, что даже при использовании современных автоматизированных установок оператор вынужден выполнять значительный объем рутинной работы по анализу ситуации в ходе технологического процесса и выбору параметров отработки задания для каждого конкретного резистора. Особенно это характерно для гибридных интегральных схем (ГИС) с высокой сложностью топологического рисунка, а также при подгонке прецизионных плёночных элементов. Кроме того, часто возникает целый

ряд осложнений, связанных, в конечном счете, с несовершенством технологии изготовления или небольшими отступлениями от технологических требований и конструкторской документации. Другим аспектом создания современной автоматизированной системы является синтез алгоритмов адаптивного управления процессом подгонки, включающих выбор траектории подгонки и параметров долевого перехода по плечам траектории в полностью автоматическом режиме. При этом также необходимо учитывать такие изменяющиеся данные, как сопротивление резистора и координаты места расположения пятна лазерного излучения в текущий и предыдущие моменты времени (историю изменений). В существующих системах подгонки конструкторская документация задаёт геометрические размеры резисторов, в лучшем случае регламентируя параметр остаточной ширины после доводки и отступы от проводников. Непосредственно выбор типа траектории, длин частей траектории и точки начала подгонки зависит от технолога либо оператора, что существенно увеличивает трудоёмкость и нагрузку на исполнителей, а также служит дополнительным источником ошибок и, как следствие, брака.

Для построения системы адаптивного управления процессом лазерной обработки объектов топологии плат микросборок, с учётом получаемой в режиме реального времени информации о ходе технологического процесса, прежде всего, необходимо решение некоторого множества подзадач [1], среди которых в качестве основополагающих можно выделить две:

– автоматический выбор параметров траектории подгонки РЭ в зависимости от технологических параметров конструкторской документации и реальных характеристик РЭ;

– автоматическое детектирование объектов топологии плат микросборок и разрешенной для отработки зоны с учетом видеоинформации в режиме реального времени.

Для решения первой подзадачи предлагается применять схемные модели токопроводящей среды плёночного резистивного элемента как базу для разработки алгоритмов поиска оптимальной траектории подгоночного реза. В качестве основы для определения границ объектов топологии плат будет использоваться поле градиентов изображения, подвергнутое специальной фильтрации для удаления шумов [2]. Для проверки моделей, а также отладки и тестирования алгоритмов были разработаны программные средства имитационного моделирования.

Имитационное моделирование процесса лазерной подгонки плёночных резисторов на основе схемных моделей

Пленочные резистивные элементы имеют резистивный слой, выполненный из специального материала и расположенный между контактными площадками. Процесс подгонки РЭ осуществляется уменьшением поперечного сечения токопроводящей части путем удаления части материала резистивного слоя под действием сфокусированного лазерного луча, что приводит к увеличению сопротивления.

Можно выделить несколько видов моделей разных иерархических уровней токопроводящей среды резисторов, как это представлено на Рисунке 1. На микроуровне

типичные математические модели токопроводящей среды представлены дифференциальными уравнениями в частных производных вместе с краевыми условиями. К этим моделям, называемым распределенными, относятся многие уравнения математической физики. Объектами исследования здесь являются поля физических величин, что требуется при анализе плотности распределения тока и мощности в резистивной токопроводящей среде, распределения температуры [3].

В процессе лазерной подгонки конфигурация токопроводящего слоя изменяется, и расчет сопротивления становится сложной задачей. Число совместно исследуемых различных сред и слоев материала в практически используемых моделях микроуровня не может быть большим ввиду сложностей вычислительного характера. Резко снизить вычислительные затраты в распределенных средах можно, только применив иной подход к моделированию, основанный на принятии определенных допущений.

Допущение, выражаемое дискретизацией пространства, позволяет перейти к моделям макроуровня. Моделями макроуровня, называемыми также сосредоточенными, являются системы алгебраических и обыкновенных дифференциальных уравнений, поскольку независимой переменной здесь остается только время.

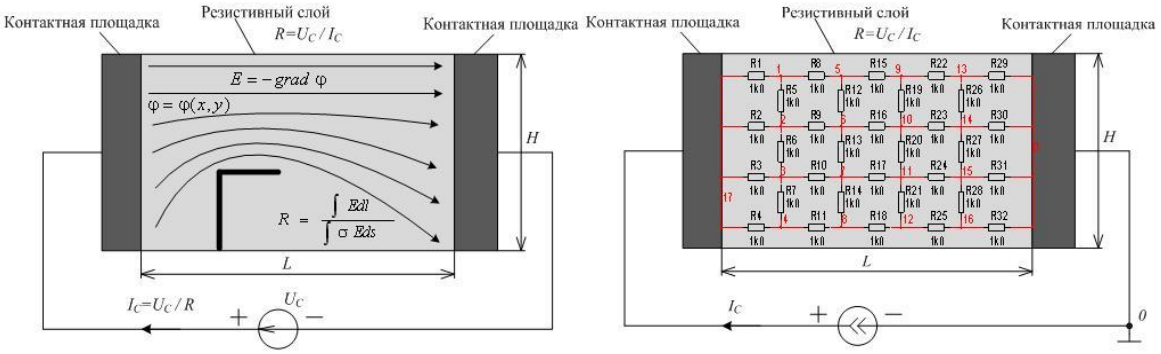


Рисунок 1 – Модели токопроводящей резистивной среды различных иерархических уровней

Для построения схемной модели пленочного резистора прямоугольной формы токопроводящая среда резистивной пленки аппроксимируется дискретной сеткой из элементарных резисторов (ЭР) r, которые являются одинаковыми и постоянными для однородных изотропных сред. При выборе шага сетки d учитываются диаметр лазерного луча и дискретность его перемещения. Затем формируется математическая модель схемы, где исходными данными являются компонентные уравнения, описывающие свойства отдельных элементов, и топологические уравнения, описывающие взаимосвязи элементов в составе моделируемой схемы. На основе направленного графа схемной модели формируется матрица

инциденций, которая, по сути, будет являться матрицей коэффициентов системы уравнений Законов Тока Кирхгофа для полной схемы [4]. В результате преобразований получается приведённая система узловых уравнений:

$$\mathbf{Y}_{n+1} \cdot \vec{\mathbf{U}}_{n+1} = [0,...,0,\ I_c \cdot r]^T$$

где $\mathbf{Y}_{n+1}$ – матрица узловых проводимостей, $\vec{\mathbf{U}}_{n+1}$ – вектор узловых напряжений сетки, I_c – фиксированный измерительный ток источника тока. Решив вышеприведённую систему относительно вектора узловых напряжений сетки $\vec{\mathbf{U}}_{n+1}$, выделяем элемент U_{n+1}, который равен падению напряжения на пленочном резисторе $U_{n+1} = U_C$ между контактными площадками, и при известном измерительном токе I_C рассчитываем результирующее сопротивление пленочного РЭ

$$R = U_C / I_C$$

Общий вид программы имитационного моделирования процесса лазерной подгонки ResModel представлен на Рисунке 2.

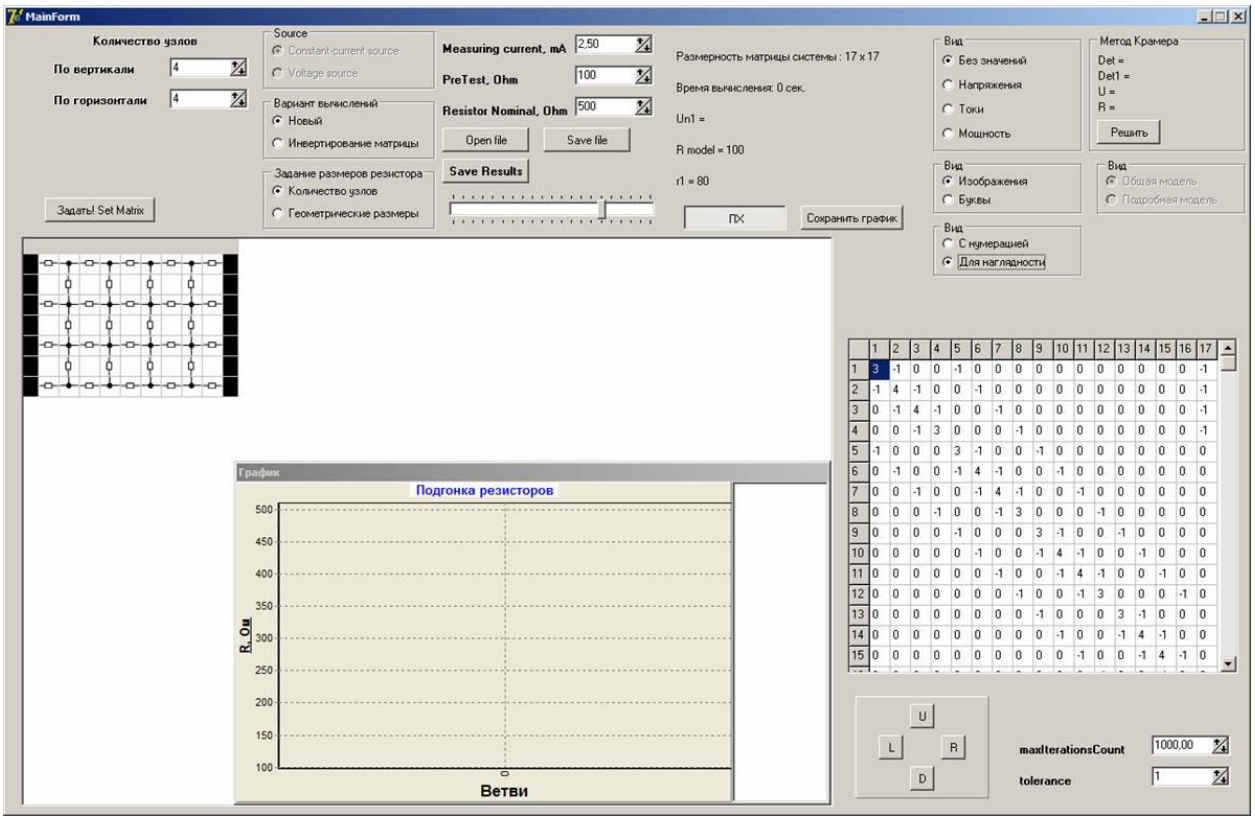


Рисунок 2 – Общий вид программы ResModel

При выполнении подгоночного реза ЭР, находящиеся на пути траектории лазерного луча, удаляются, что приводит к изменению значений элементов матрицы узловых проводимостей. На Рисунке 3 представлен вид подгоночного реза на теле резистора, а Рисунок 4 даёт представление о том, как этот рез отражается на эквивалентной схеме.

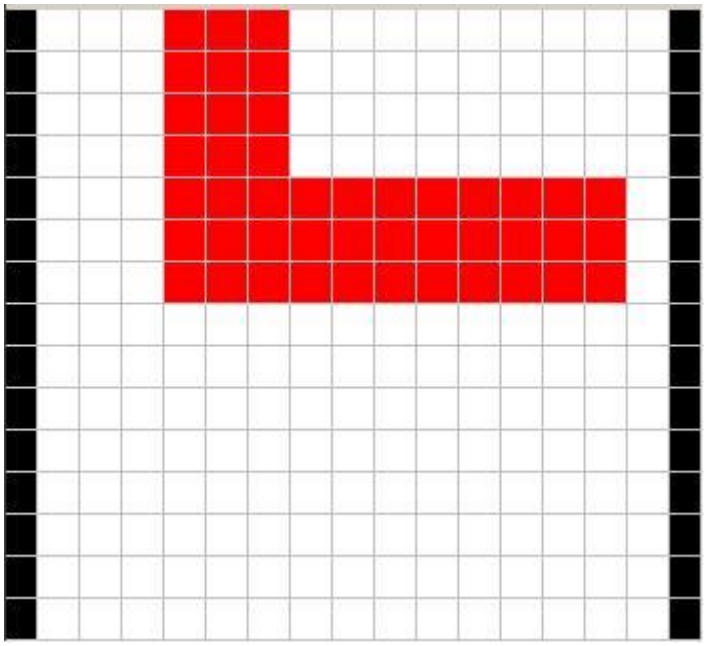


Рисунок 3 – Подгоночный рез

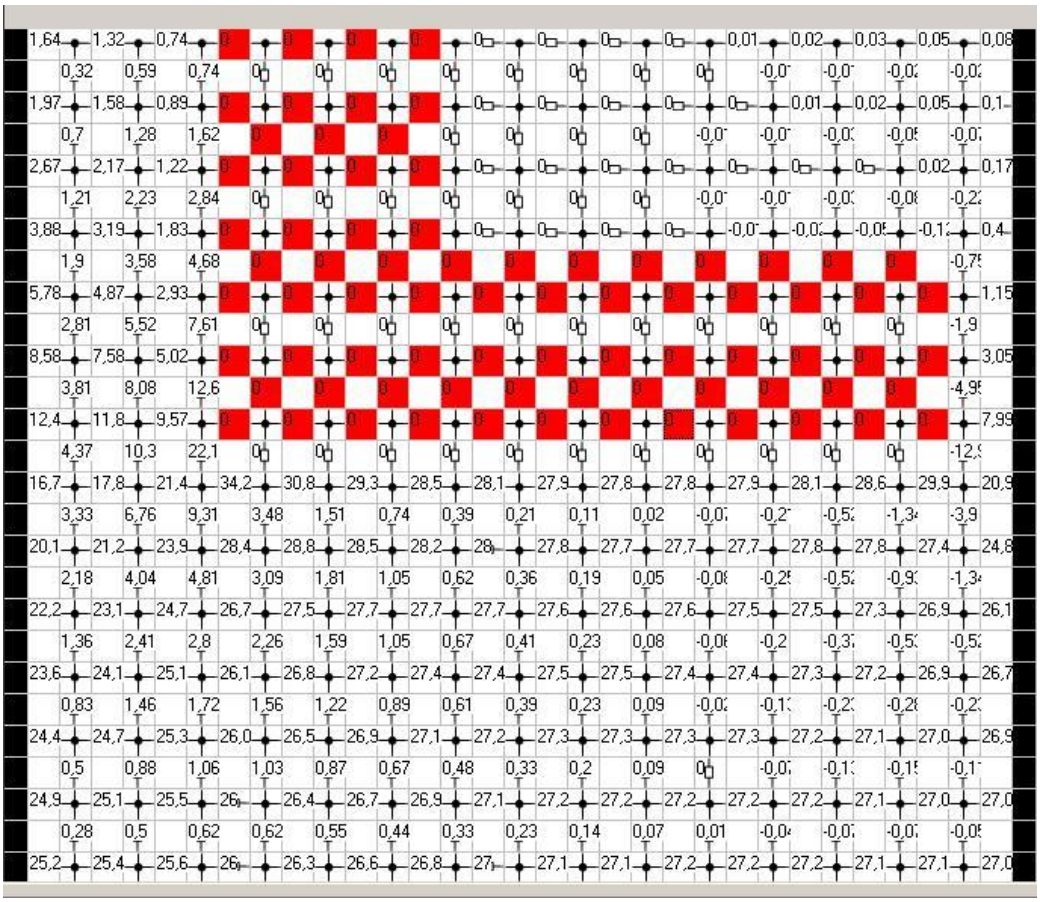


Рисунок 4 – Отображение спроектированного подгоночного реза
на эквивалентной схеме

Данный механизм имитационного моделирования позволяет строить подгоночные характеристики (построенная программой ResModel подгоночная характеристика, соответствующая резистору Рисунка 3, представлена на Рисунке 5) и анализировать сочетания

конфигураций резисторов и подгоночных траекторий. Более того, зная значения узловых проводимостей и узловых напряжений, можно рассчитать напряжения на резисторах сетки, токи резисторов и мощности на резисторах сетки. Как видно из Рисунка 4, каждому ЭР поставлено в соответствие значение силы проходящего через него тока.



Рисунок 5 – Подгоночная характеристика

Эмуляция процесса детектирования объектов топологии плат

Очевидно, что для адекватного прогнозирования результата подгонки при выполнении конкретного реза входными данными для модели резистора, описанной в предыдущем разделе, должны быть максимально точные геометрические размеры тела резистора, а также информация о расположении лазерного луча. Для решения данной подзадачи будет применяться алгоритм обнаружения границ элементов топологии платы. Исходными данными для работы данного алгоритма являются: изображение участка платы микросборки, полученное по оптическому каналу лазерной машины; информация о примерном положении элемента топологии, полученная по конструкторской документации на изделие или поступившая от оператора; глобальный сдвиг и ориентация видимого участка платы по отношению к базовой точке всей платы, координаты которой известны.

Основой для определения границ служит поле градиентов изображения, подвергнутое специальной фильтрации для удаления шумов [2]. Для определения вектора градиента используется рекурсивный экспоненциальный фильтр. Согласно [5] такой фильтр является оптимальным с точки зрения критериев обнаружения, локализации и единственности отклика, имеет крайне высокую вычислительную эффективность и малые требования к памяти.

Алгоритм уточнения прямоугольника резистивного элемента основан на дискретном преобразовании Радона [6]. Преобразование Радона, как интегральное преобразование, является чрезвычайно устойчивым к шуму на изображении и позволяет с высокой точностью определить положение линейных элементов [7]. Поскольку элементы топологии имеют в основном вертикальные и горизонтальные границы, вместо полного преобразования Радона

достаточно вычислить значения построчных и постолбцовых сумм, что наглядно продемонстрировано на рисунке 6.

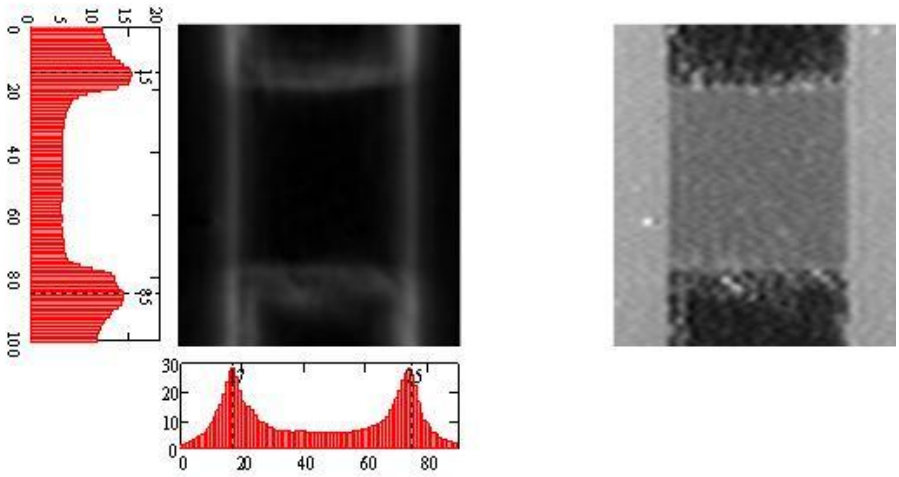


Рисунок 6 – Пояснение принципов работы алгоритма определения границ элемента топологии. Сглаженный модуль градиента и значения построчных и постолбцовых сумм слева, исходное изображение справа

На Рисунке 7 представлен пример моделирования работы оптической части лазерной установки подгонки резисторов на основе обращения к массиву изображений платы при помощи созданного программного средства.

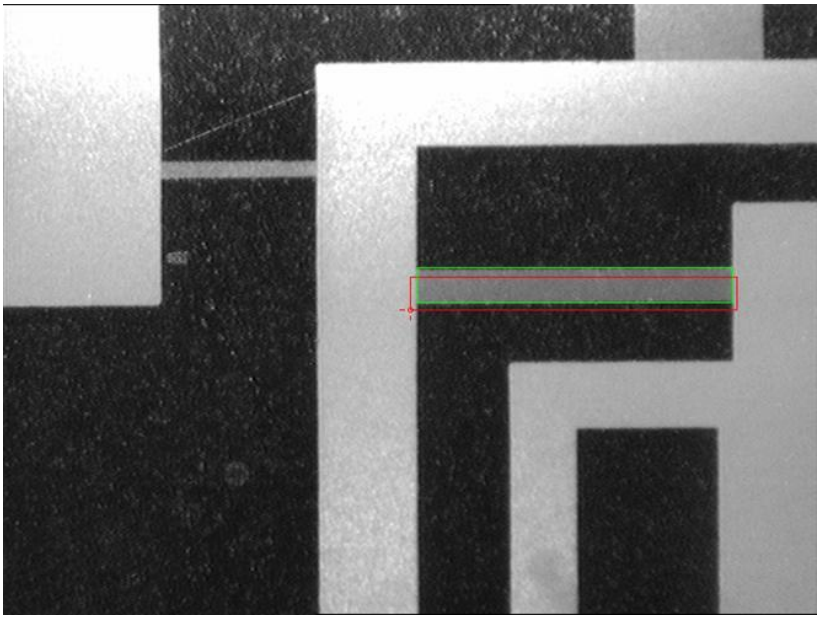


Рисунок 7 – Пример имитационного моделирования работы алгоритма детектирования резисторов

Заключение

Следует отметить, что не только геометрические размеры резистора могут отличаться от заданных в конструкторской документации, но и само расположение РЭ. Также нередкими являются ситуации, когда даже ориентация по углу поворота проводниковых и резистивных слоёв микроэлектронных плат отличается между собой, что существенно усложняет задачу автоматизации процесса детектирования всех объектов топологии. Поэтому помимо рассмотренной в данном исследовании подзадачи детектирования объектов топологии плат зачастую следует решать предшествующие ей проблемы, связанные с автоматической ориентацией изделия по углу φ, оптической автофокусировкой, а также осуществлять автоматический контроль качества полученного реза с учетом видеоинформации в режиме реального времени. Что же касается имитационного моделирования РЭ с различной конфигурацией подгоночных резов, то следует отметить необходимость коррекции параметров схемной модели в режиме реального времени в ходе процесса подгонки при применении данных моделей в лазерной машине. Это связано с тем, что в ходе моделирования были приняты некоторые допущения (однородность и изотропность резистивной среды, стабильность источника измерительного тока и т.д.), которые на реальных изделиях наблюдаются далеко не всегда. Исходя из вышесказанного, очевидна необходимость, но не достаточность решения рассмотренных подзадач для полноценной автоматизации процесса лазерной подгонки до соответствующего современным требованиям производства уровня.

Работа выполнена при частичной поддержке РФФИ, грант 14-07-00527-а.

Список использованных источников

1. Кондрашов В.В., Копылов А.В., Середин О.С. Автоматизация процесса лазерной подгонки пленочных резистивных элементов// Известия ТулГУ. Технические науки, 2013, №2, с.146-159

2. Maini R., Aggarwal H., Study and comparison of various image edge detection techniques // Int.J.Image Process, 2009, Vol.147002, №3, p.1-12

3. Трудоношин В.А., Пивоварова Н.В, Системы автоматизированного проектирвоания: учеб. пособие для втузов. Под ред. И.П. Норенкова, М.: Высш.школа, 1986, 160с.

4. М.П. Трухин, Введение в автоматизированное схемотехническое проектирование радиоэлектронных устройств: учеб. пособие, Свердловск: Изд. Урал. Ун-та, 1991, 244 с.

5. Castan S., Zhao J., Shen J., New edge detection method based on exponential filter//ICPRB, 1990, Vol.2, №X, p.709-711

6. Гельфанд И.М., Гиндикин С.Г., Граев М.И. Избранные задачи интегральной геометрии, М. Добросвет, 2000

7. Вершок Д.А. Система цифровой обработки изображений слоев интегральных микросхем// Идентификация образов, Мн. ИТК АНБ, 2001, №2, с.72-87

Welding, cladding and heat treatment

Laser beam welding under vacuum of fine-grained steel - learning the good things from EB

U. Reisgen, S. Jakobs

RWTH Aachen University, ISF – Welding and Joining Institute, Germany
E-Mail: office@isf.rwth-aachen.de

Introduction

The beam welding processes Electron Beam Welding (EBW) and Laser Beam Welding (LBW) have many similarities despite the difference in the beam-material interaction. Both processes use focused, high intensity energy input to the work piece to instantly vaporize the base material and form a vapor capillary to allow a deep penetration welding. By moving this capillary along a butt weld bevel preparation, thick-walled work pieces can be joined. The resulting weld seams typically have a high aspect ratio between weld-in depth and width of bead.

The EBW process uses a beam of electrons generated from a heated cathode, accelerated by high voltages, formed and focused by an array of coils in a beam generator. The electrons of the beam hit the surface of the work piece with up to 70% of the speed of light and intensities reaching 107 W/cm². The kinetic energy of the electrons transforms to heat at the impact point. With low intensities, the losses due to reflection can reach up to 30 %. Beyond a critical intensity of ca. 10^6 W/cm², the base material instantaneously vaporizes and a vapor capillary forms and extends into the depth of the work piece and the deep penetration effect is formed. With a full-developed vapor capillary, the losses from scattered electrons reduce to values around 10 % with approx. 1 % of beam power transferred to X-ray emission. Due to scatter-effects of electron and molecules from the surrounding atmosphere of the beam, the EBW has to take place in vacuum. Especially EBW of thick-plates and oxygen affine materials require vacuum pressures in of 10^{-3} mbar and below.

The LBW process uses a focused beam of electromagnetic waves in form of light with a defined wavelength to transfer energy to the work piece. Generally, the wavelengths of modern laser beam sources used for material machining are in the near infrared area. Due to the low absorption rates of common construction materials, only a small fraction of the laser beam power is absorbed by the work piece with one beam-material interaction (i.e. heating or heat conduction welding). Based on the material the reflection rates are between 70 % (Iron/Steel) and 95 % (Aluminum). Analogue to EBW the LBW forms a vapor capillary when reaching a critical intensity on the work piece surface. Energy losses from reflection reduce to values below 10 %. Multi-Mode Solid-State Lasers allow focal diameters of 0.1 mm reaching intensities of more than 10^7 W/cm². Single Mode Fiber Laser offer a beam profile near to the ideal Gaussian distribution with focal diameters down to 0.03 mm. Despite generally available with lower output powers, these modern laser types allow intensities up to and beyond 10^8 W/cm². The common used LBW under atmospheric pressures uses shielding gas to protect the molten pool from oxidation and to reduce the spatter tendency of the process.

Despite the similarities, the LBW is not able to reach the performance of the EBW in terms of achievable weld-in depth and weld seam quality at comparable beam power levels. To overcome this handicap of LBW, much effort was dedicated in the development of laser beam welding in vacuum.

Laser Beam Welding in Vacuum

The impulse for developing laser beam welding in vacuum to a usable joining process bases on research done in mid to late 1980ies [1]. Target of these investigations was the reduction of the plasma plume inherent to CO_2-laser welding by reduction of the ambient pressure. As a mere side effect also an increase of achieved weld-in depths was noted but not further investigated.

At the ISF, first investigations were made with a modern single-mode laser power source with 600 W output power in 2009 [2]. Welding trials with a modified remote welding optic at an EBW chamber also showed a significant reduction of the visible vapor-plume above the keyhole. With elsewise constant parameters the achieved weld-in depth was quadrupled from a process on the border between heat conduction and deep penetration welding at ambient pressure to fully developed deep penetration welding at mere 10 mbar vacuum pressure. Cross-sections from these weld seams also showed a striking similarity to EBW seams reproduced with comparable beam and welding parameters but a pressure of 10^{-3} mbar [2].

The significant increase in achievable weld-in depth is caused by a combination of effects from reduced pressure to the LBW process. The first and most visually striking effect may be the reduction of the bright metal vapor plume above the keyhole. Taking in account that the laser radiation of the common used solid-state laser with wavelengths in the 1 µm area does not tend to be absorbed by the metal vapor as much as radiation from CO_2-lasers (10.6 µm), the reduction of the plasma plume cannot explain the gain in weld-in depth alone.

A far more potent influence of reduced pressure lies in the change of the boiling point of the base material. Since there is very scarce information on commonly used construction materials, this effect can be shown by the vapor pressure curve of iron, the main element of steels, see Figure 1.

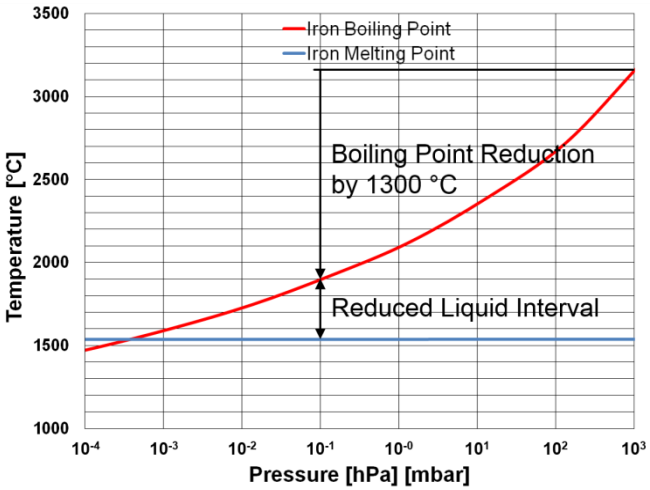


Figure 1 - Impact of pressure reduction on boiling and melting point of iron

With a simple reduction of the working pressure to 10^{-1} mbar, the vaporization temperature of molten iron is reduced by approx. 1300 °C while the solidification temperature is largely unaffected. This effect on the vaporization temperature as well as on the liquid interval leads to several effects on the laser welding process in vacuum. First, the amount of energy needed to transfer the molten material to vapor, which forms and stabilizes a keyhole, is significantly reduced. Second, even the very first trials performed by ISF using 600 W laser powers suggest that the critical intensity to form a keyhole is reduced by the lower vaporization temperature. The third effect is based on the combination of reduced vapor temperature and unchanged melting point. This suggests a lower temperature on the border between keyhole and surrounding molten material in vacuum compare to ambient pressure. Taking in account the heat conductivity and solidification temperature are largely pressure independent, this leads to the assumption the thickness of the shroud of molten material around the vapor capillary is lower in reduced pressure. Therefore, the reduced ratio of molten material and inner surface of the vapor capillary increases the stability of the keyhole and produces deep, narrow inner weld seam geometries.

The weld seams in Figure 2 were produced with a laser power of 16 kW at different welding speeds. The differences in weld seam geometry when comparing atmospheric pressure (ATM – left) and vacuum (10^{-1} mbar – right) are clearly visible. A typical behaviour of atmospheric LBW is that the gain in weld-in depth with decreasing welding speeds below values of 1 m/min is low. The increased energy per unit length is mainly transferred to wider molten pools.

At vacuum pressure of 10^{-1} mbar, the weld seam geometry using comparable welding parameters is narrow and shows nearly parallel flanks. The achieved weld-in depth has more than doubled at least. The effect of the reduced pressure on the weld-in depth grows with decreasing welding speed. The LaVa process is particular suited for low welding speeds and achieves high weld-in depth and weld seam quality.

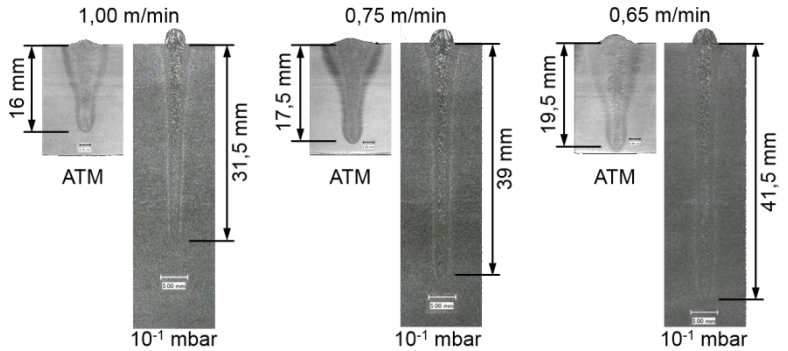


Figure 2 - Weld seam geometries under atmospheric pressure (ATM) and vacuum – P_L=16 kW

Based on the first results and recognizing the potential for thick plate joining of the laser beam welding in vacuum, the realization of at suited welding chamber set-up was decided. To allow application-oriented research and development of the new process variant, a dedicated system consisting of three main parts was planned and realized, see Figure 3.

To reach vacuum pressure levels of $5x10^{-2}$ mbar a simple yet efficient vacuum system with two stages of rotary pumps have is used to evacuate the working chamber of approx. 600 l in less than five minutes. The working chamber houses a two-axis table and allows turning around the longitudinal axis to realize welding positions from PA/1G, over PB/2F to PC/2G. Also, the welding positions PF/3G uphill and PG/3G downhill are possible. The setup is completed with a tailor made laser optics featuring a focal length of 930 mm and a low aspect ratio of 1:2. This setup is enhanced by the possibility to add a beam oscillation with frequencies up to 1 kHz (sinus, triangle and square wave) and oscillation widths of up to 6 mm. The most crucial part is the new developed protection system that allows numerous welds while keeping the vacuum aperture window free from process emissions.

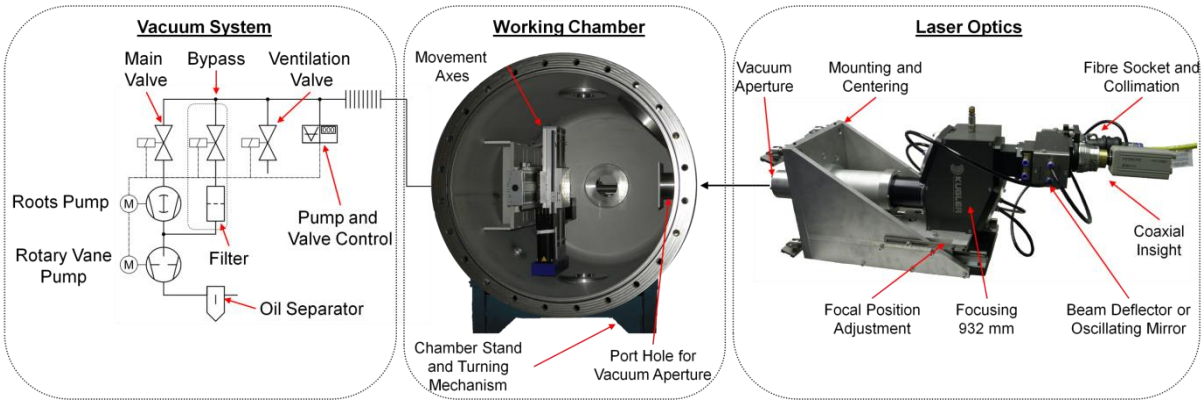


Figure 3 - Welding chamber setup for laser beam welding in thick plate application

The given welding system allows welding with laser powers up to 16 kW at vacuum pressures down to $5x10^{-2}$ mbar. Since this particular set-up is targeted towards thick plate application, the movement axles and the clamping mechanism are able to handle plate with thicknesses up to 120 mm and weights up to 150 kg with an operational range of 300 mm x 300 mm.

Comparison of conventional LBW, Laser Beam Welding in Vacuum and EBW

To give a better understanding on what the new developed process variant is able to achieve a direct comparison between the three beam welding variants of LBW at atmospheric pressure, laser beam welding in vacuum (10^{-1} mbar) and electron beam welding (10^{-3} mbar) was performed. To be consistent a base parameter used in EBW with a beam power limited to 16 kW was used. The welding position was PA/1G and welding speed was 0.3 m/min (5 mm/s). Additionally, the focal position in regard to the work piece surface was varied. Base material was a fine-grained S355M, see Figure 4.

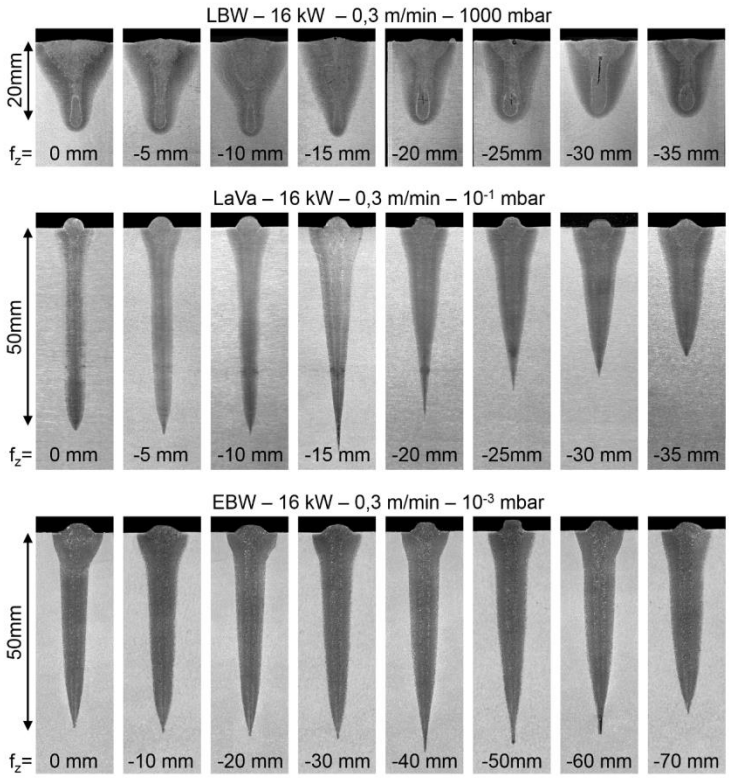


Figure 4 - Comparison of LBW – LaVa – EBW at equal beam power and welding speed with different focal positions

It is clearly visible that the LaVa process is capable of creating welds similar to EBW welds as well in achieved weld-in depth as geometry a quality. The main difference is that the LaVa process produces weld seams with acceptable inner geometry and optimal weld-in depth with surface or surface near focal positions. For the EBW process, focal positions deeper inside the work piece deliver the optimum in terms of inner geometry and weld-in depth. Because the raw diameter of the used EBW generator is around 10 mm compared to the collimated laser beam diameter of 60 mm, the EBW tolerated a larger range of focal positions.

Usable parameter ranges for laser beam welding in vacuum

Up until now the research in the topic of laser beam welding was mainly restricted to phenomenological results in the welding position PA/1G. With the target of developing process parameters for thick plate application, the altered gravity influence on the molten pool in welding position PC/2G has proved beneficial for electron beam welding. Currently, there are no known research results for this welding position.

To define the usable parameter ranges for laser beam welding in vacuum for both welding positions, a welding trial matrix was developed. The welding trials were performed as weld-ins on a fine-grained S355M. With the matrix designed to cover thick plate application, the maximum laser power of 16 kW was used. In addition, the test series was repeated with 8 kW to assess welding performance in a laser power range more common in today's industrial use. The ranges of focal

position relative to the work-piece surface and welding speed were selected based on experience in electron beam welding, see Table 1.

Table 1 - Parameter ranges investigated in welding position PA/1G and PC/2G

Parameter	Unit	Value/Range
Laser Power P_L	kW	8 and 16
Focal Position f_Z	mm	0 / -5 / -10 / -15 / -20 / -25 / -30 / -35
Welding Speed v_W	m/min	0.2 / 0.3 / 0.4 / 0.5 / 0.75 / 1.0 / 1.25
Vacuum Pressure p_{vac}	mbar	10^{-1}

Welding quality was assessed visual examination of bead and cross-sections. X-ray inspection was done on selected samples to reinforce the low to non-existent tendency to pore formation of the process. The achieved weld-in depth and other geometrical values were measured at different cross-section per parameter set. Inner weld seam geometry and possible flaws were documented. Acceptance criteria were quality level C according DIN EN ISO 13919-1. Nevertheless welding results from large parameter fields reached quality level B. These specifications were enhanced by additional criteria such as parallelism of weld seam flanks and minimal widening of the inner weld seam geometry over the weld-in depth.

The assessment of outer inner welds seam features and quality in position PA/1G show a very good applicability. Using a laser power of 8 kW actually the completely inspected parameter range delivered good weld seam quality with weld-in depths up to 33 mm. The welding trials with high laser power (16 kW) show also a wide range of usable parameters with weld-in depths up to 55 mm. Parameter sets with welding speeds beyond 1 m/min show a tendency to form shrinkage cavities or cracks in upper weld seam area.

In the more important PC/2G welding position the usable parameter ranges tend to be slightly smaller. Nevertheless, with surface or surface-near focal positions, the whole range of welding speeds deliver acceptable weld seam quality and weld-in depths up to 64 mm, see Figure 5. The evaluation of the test series offers several results. As singular welding trials showed before, the laser beam welding in vacuum benefits strongly from low welding speeds. While keeping an acceptable inner and outer weld seam geometry and quality, the achievable weld-in depth grows with reduction of welding speed. During the visual inspection of several hundred cross-sections there were only very few and small pores found. X-ray analyses on selected weld seam confirm this result. Interestingly, focal position that proved best suited for the new process variant, is on or slightly below the surface of the work piece.

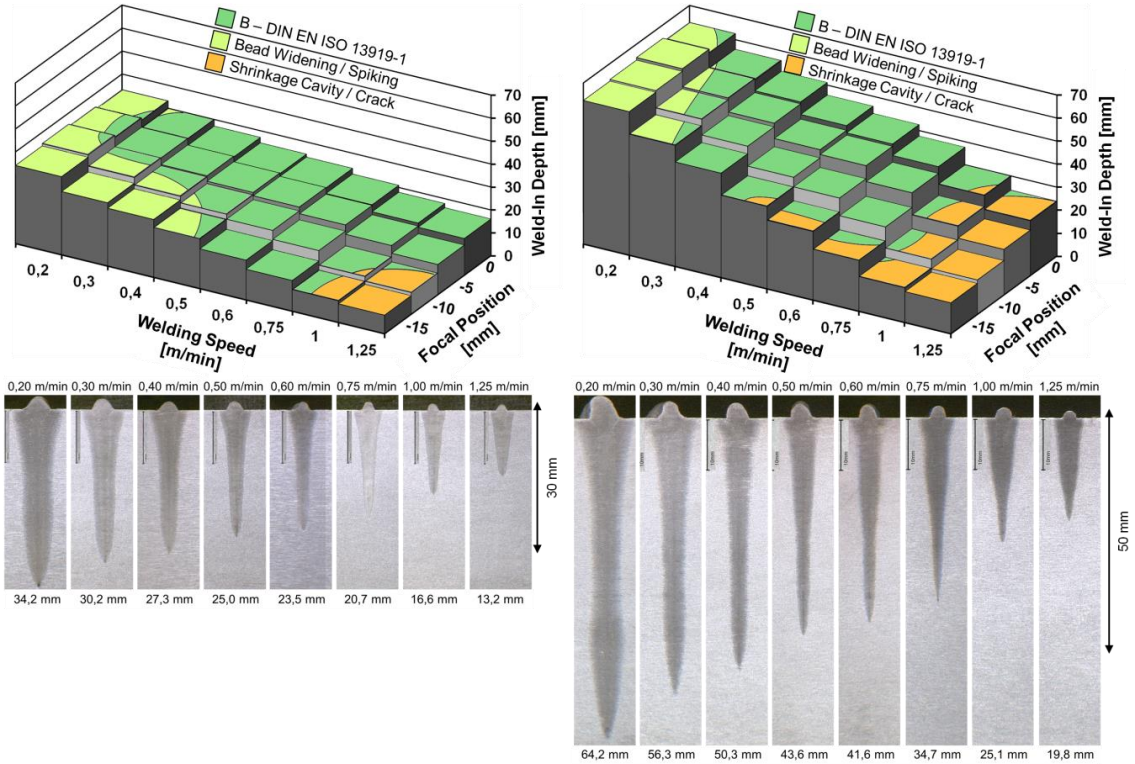


Figure 5 - Overview of usable Parameter Ranges and Cross-Sections (f_Z= -5 mm) in PC/2G – 8 kW (left) and 16 kW (right)

Advantageously, the knowledge base compiled by these test series allows approximating linearly between the net points of the experiment matrix. The achievable weld-in depth scales quite well with the used laser power, and also the product of weld-in depth and welding speed is approximately constant for welding speeds between 0.3 and 0.75 m/min. Based on the knowledge gained, the finding and optimization of parameter sets for given joining tasks on unalloyed and low alloyed steels is significantly reduced.

Connection Welding – Unalloyed Steel – Position PC/2G

For direct application of the parameter fields for laser beam welding in vacuum, the double-sided, single pass technique was used on plates with a wall thickness of 80 mm (S690QL). Given the fact that the both welding runs necessary to achieve a full penetration weld are in fact weld-ins, the parameters from the knowledge base were directly usable, see Figure 6.

The result was a very stable process with free bead formation and minimal spatter tendency. The cross-sections taken from the weld seam show an achieved weld-in depth of 44 mm and thus an overlap of 8 mm. The inner geometry is acceptable with parallel flanks.

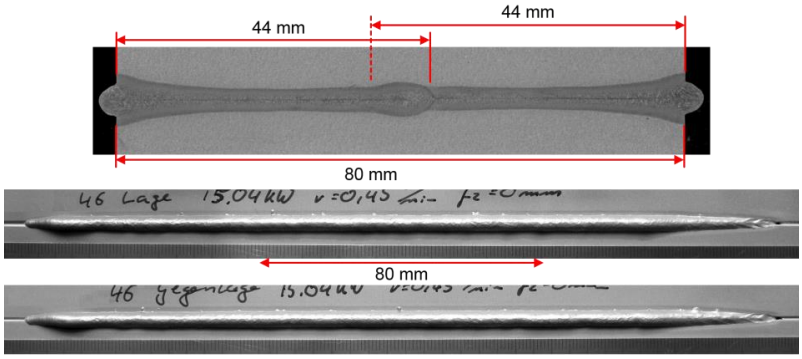


Figure 6 - Connection weld on 80 mm thick plates of S690QL in double-sided, single-pass technique

Based on the knowledge base that lists achievable weld-in depth of up to 64 mm in position PC/2G, another welding trial with maximum laser beam power of 16 kW and a reduced welding speed of 0.25 m/min was performed on two plates S690QL with 110 mm wall thickness, see Figure 7.

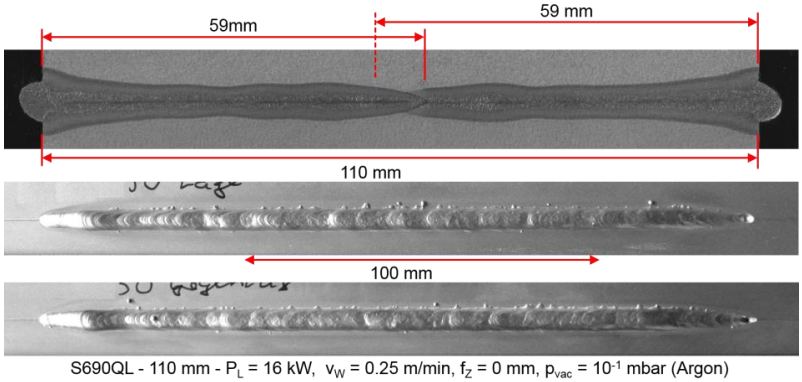


Figure 7 - Connection weld on 110 mm thick plates of S690QL in double-sided, single-pass technique

Despite the increased volume of molten material, the bead still forms without tendency to sack due to the gravity influence. The inner geometry shows some tendency to local widening, but still can be considered acceptable. The process stability of welding double-sided technique is remarkable. Despite short laser power ramps, neither cross-section nor longitudinal cuts show significant inner flaws. The weld-in depth is stable and shows only small fluctuations, see Figure 8.

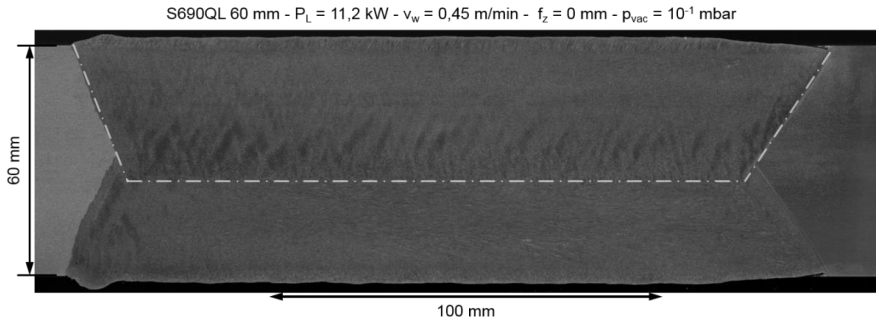


Figure 8 - Connection weld S690QL, 60 mm, double-sided, single pass technique – longitudinal cut with highlighted second welding run

Connection welding with full penetration (single-sided, single pass) requires a special interpretation of the parameter knowledge base. Because the keyhole is open to the backside, a fraction of the laser beam power used passes through the work piece. These results in a higher energy per unit length required for acceptable weld seam formation in comparison to just reaching the same weld-in depth. Based on this knowledge, welding parameters were developed for the single-sided, single pass joining of 50 mm thick plates (S690QL), see Figure 9.

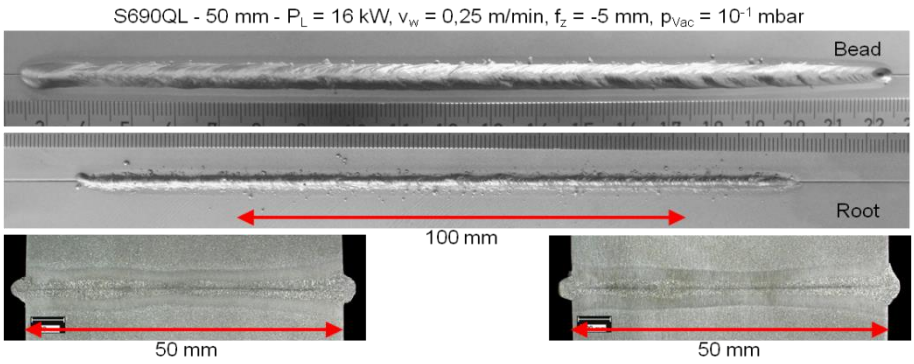


Figure 9 - Connection weld S690QL, 50 mm, single-sided, single-pass technique

The welding process with full penetration shows an insignificant spatter tendency toward the surface. Naturally, the open keyhole to the backside of the plate leads to a process-related spattering, that cannot be avoided. The bead and root formation as well as the inner weld seam geometry is acceptable with only slight tendency to local widening.

Beam Oscillation

Beam oscillation is a common method with EBW. Applications range from preheating to pore prevention up to tailored inner weld seam geometries. The topic of beam oscillation with laser beam welding in vacuum is quite new. Despite the possibility to perform acceptable connection welds without beam oscillation, there are different problems in thick plate application that can benefit from laser beam deflection.

As shown, the laser beam welding in vacuum features inner weld seam geometries that have an exceptional ratio between weld-in depth and width. Under laboratory condition with zero-gap bevel preparations, this poses no problem. The reality in manufacturing demands for a certain width of the weld seams not only to make the teaching process of the welding machine more robust. The main concerns in manufacturing are tolerances in the bevel preparation and the reduction of clamping effort. A second application of laser beam oscillation is prevent local widening of the weld seam occurring when using slow welding speeds.

First results with laser beam oscillation perpendicular to the welding direction at different frequencies, waveforms and oscillation widths show that the inner weld seam geometry can be influenced quite well. The analysis of cross-section taken show that the frequency has an influence on both the parallelism of the flanks as well the achievable weld-in depth. Low frequencies lead to a widening all along the weld-in depth. With increasing frequencies, the inner geometry tends to

become cone-shaped, but with increasing weld-in depths. With small oscillation widths, the desired effect of preventing local widening is not completely achievable, see Figure 10 (left). By choosing higher oscillation widths and suited frequencies, it is possible to achieve weld seams with increased width, acceptable weld-in depth and straight flanks, see Figure 10 (middle). For special applications the oscillation width can be further increased, which allows even wider weld seams. Due to the fact that the additional molten material requires energy to be formed, the weld-in depth decrease, see Figure 10 (left).

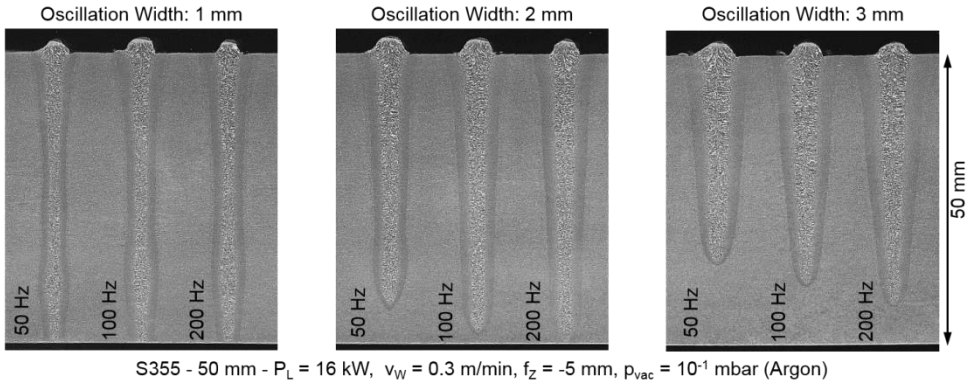


Figure 10 - Influence of laser beam oscillation on the inner weld seam geometry and the weld-in depth

One practical application is to enhance the ability to weld imperfect bevel preparations. First results show that the LaVa-Process can to cope well with height offsets up to 3 mm. Though, the fact that no filler material is used leads to problems with gaps in the bevel preparation. Parallel gaps with 0.2 mm can still be bridged in single-sided welding of 50 mm thick plates without beam oscillation. Beginning with 0.3 mm gap width a beam oscillation perpendicular to the welding direction is needed. A test series with the target to bridge a constant parallel gap of 1 mm on plates with 50 mm wall thickness lead to a welding parameter with increased oscillation width. To compensate the oscillation and laser energy losses due to large gap, the welding speed has to be reduced, see Figure 11.

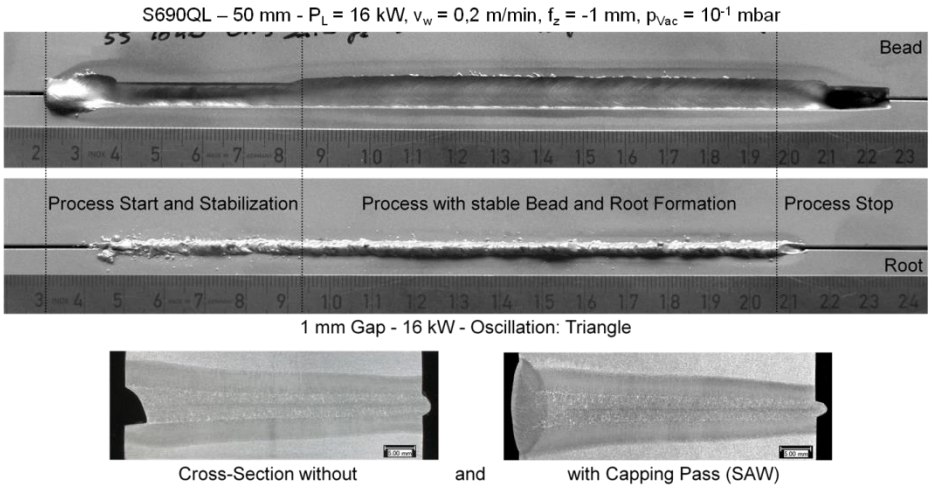


Figure 11 -Single-sided welding of 50 mm S355 with butt weld bevel preparation and 1 mm gap followed by one capping pass

The welding process with beam oscillation requires a certain length to stabilize and build up a molten pool. During this period a flat but sufficient root is formed. With the stabilization of the process, the molten pool and the heat distribution lead to a constant weld seam concavity and an acceptable and stable root formation. The inner weld seam geometry is acceptable and shows no defects. The cross-section shows the amount of missing material. A following single capping pass can fill the weld seam concavity. As an example, a cross-section is taken from a reproduction of the weld seam, which was filled with a SAW-process.

Summary and Outlook

The laser beam welding in vacuum in the thick plate range achieves comparable results to the electron beam welding process at equal beam powers and welding speeds. In comparison to EBW, LaVa only requires vacuum pressures 100 to 1000 times higher. This allows the use of less and cheaper vacuum pumps and/or faster evacuation times. With the use of a 16 kW disc laser it is possible to reproducibly perform single-sided connection welds on 50 mm thick plates of unalloyed steel. In double-sided technique, acceptable connection welds on up to 110 mm thick plates have been realized so far. With the use of laser beam oscillation it is possible to influence the inner weld seam geometry as well as closing gaps of 1 mm on 50 mm thick plates.

Therefore, the laser beam welding in vacuum adopts the benefits from EBW like enhanced weld-in depths with exceptional inner weld seam quality and spatter reduction. Other than, the electrons of the EBW, photons of are not prone to deceleration and diversion during interaction with atoms and molecules of the vacuum atmosphere. Therefore, the vacuum pressure needed to achieve similar weld geometries with LaVa is much higher than with EBW. A positive side effect from the use of reduced pressure for laser welding is that also oxygen affine materials like titanium can be welded with vastly reduced costs for shielding gases in comparison with conventional LBW.

Up to now, the main research work done in the field of laser beam welding in vacuum focuses on unalloyed steels. Nevertheless, the test series on low- and high-alloyed steels, nickel base alloys, titanium alloys and copper are very promising. The next test series will focus on nitrogen alloyed duplex steel in plate thicknesses up to 30 mm. In parallel, a two-year government founded research project on welding copper with the laser beam in vacuum will be conducted. An additional research project on the use of small local vacuum chambers moving with the welding process successfully takes advantage on the fact that LaVa still reaches up to 90% weld-in depths with vacuum pressures of 10 - 30 mbar compared to welding trials done with 10^{-1} mbar. This further reduced vacuum requirement makes the use of simple moving gaskets possible.

Acknowledgements

Parts of the results presented originate from IGF research project 17780 N of the Research Association Forschungsvereinigung Stahlanwendung e.V. FOSTA, Sohnstraße 65, 40237 Düsseldorf. The project is supported via the AiF e.V. and financed within the budget of the Federal Ministry of Economic Affairs and Energy to promote joint industrial research and development (IGF) (By decision of the German Bundestag).

References

1. Arata, Y.; Abe, N.; Oda, T.; Tsujii, N.; Fundamental phenomena during vacuum laser welding. In: Proceedings International Congress on the Application of Lasers and Electro-Optics ICALEO, 1985, S. 1-7

2. Longerich, S.; Untersuchung zum Laserstrahlschweißen unter Vakuum im Vergleich mit dem Elektronenstrahlschweißen. In: Aachener Berichte Fügetechnik Shaker Verlag, Dissertation 2011. ISBN 978-3-8440-0629-2

Experimental study and numerical simulation of hot crack formation for novel laser weldability test

M. Rethmeier, N. Bakir, A. Gumenyuk

Federal Institute for materials research and testing - BAM, Germany
Email: Michael.Rethmeier@bam.de

Introduction

From the thermo-mechanical aspect, according to Prokhorov's theory [1, 2], critical strains and strain rates that occur during welding approximately the solidification front are the cause of material separation. As reported by Prokhorov, a critical strain and strain rate (ε_{min}, $d\varepsilon/dT$) are necessary for the formation of a hot crack (Figure 1).

Another viewpoint is that, the thermal stress is responsible for the hot tearing [3] according to many theories, and the cracking occurs when the thermal stress exceeds the local critical rupture stress [4] or the rupture stress of the liquid film [5].

Zacharia [6] indicates that there is a necessary dynamic relationship between the metallurgical and mechanical factors for hot cracking to occur, and the resulting compressive stresses behind the weld pool that would avoid the solidification cracking, but it could be expected when the compressive stresses change to tensile stresses.

Based on these hot cracking theories, many tests have been developed to investigate the hot cracking susceptibility of welded joints. An appropriate test approach to classify steels with respect to their weldability with laser beam welding is still lacking. However, many hot cracking tests have used laser beam welding as the preloading tensile strain (PLTS) [7]. This test was used to investigate the hot cracking susceptibility of CO_2 laser welded 304 austenitic steel. This test allows variation in the preload form (12 to 18 kg/mm^2) to determine the critical preload that leads to solidification cracks and crack-no crack observation.

The hot deformation rate (HDR) test from Weise [8] was applied to investigate the laser weldability of structural steel. This test was able to determine, following Prokhorov's theory, the critical condition for cracking, expressed in terms of plastic strain over temperature. For the HDR

test, it must be noted that changing, the strain rate, ablating to thinness, was not taken into account, although this test was developed for conventional welding processes.

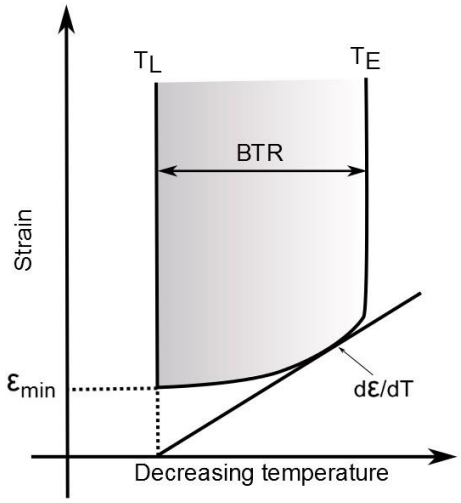


Figure 1 - The concept of brittleness temperature range (BTR) during solidification of metals in the strain-temperature regime [1]

SEP-1220-3 is an example of a self-restraint test that was previously used for qualification of steels. The specimen should be clamped at one side and then obliquely laser welded to the free edge. Here, the shrinkage strain changes as a function of the distance to the edge and, depending on the resistance of the material to hot cracking, the total crack length [9]. Despite the ease of this test, the results are often divergent and inaccurate.

The major advantages of the foreign-restraint test is that the force applied to the weld samples mechanical stress, promotes the development of hot cracks in welding and facilitates the study of hot cracking susceptibility as a function of the materials and welding parameters. The stress can be carried out either by tensile load, bending or shearing the sample.

The aim of FEM study is to generate a FEM model of laser beam welding subjected to external tensile load applying the mentioned method to have a better understanding of the mechanism of solidification cracking formation and growth, as well as to explain the experimentally observed strain and displacement distribution during the welding test. The experiments were conducted by means of an external loaded hot cracking test (CTW) in conjunction with a Digital Image Correlation technique to measure the arising displacement and strain field during laser beam welding.

Experimental procedure

To produce these test four fully austenitic stainless steel alloys were selected. The steels were CrMnNi (1.4376), CrNi (1.4301), CrNiMo (1.4404) and CrNiSi (1.4828). A compositional analysis of each alloy is provided in Table 1. It is well known that sulphur and phosphor can enhance the susceptibility of austenitic stainless steel to hot cracking; as well as ferric stainless steels due to their low solubility. These elements can form low melting phases that promote hot cracking. On the other hand the addition of manganese helps to prevent hot cracking by forming manganese sulphide (MnS)

rather than iron sulphide [10]. Silicon is one of the elements that considerably decrease the hot cracking resistance of austenitic steels [11, 12]. The highest silicon content is observed in steel type 1.4828.

Table 1 - Chemical composition (wt-%) of the investigated materials

	C	Cr	Ni	Mn	Si	P	S	N	Fe
1.4376	0.03	17.43	4.58	6.73	0.49	0.023	0.003	0.17	Bal.
1.4301	0.04	18.34	8.12	1.33	0.363	0.032	0.004	0.7	Bal.
1.4828	0.05	19.32	11.06	0.97	2.07	0.027	0.004	0.056	Bal.
1.4404	0.03	16.95	10.57	1.36	0.39	0.04	0.004	0.019	Bal.

The investigated stainless steels are not expected to be highly susceptible to solidification cracking in accordance with their high Cr_{eq}/Ni_{eq} (chromium equivalent to nickel equivalent) content and low impurity level. In addition, a tendency to primary ferritic solidification is shown for austenitic steels, except the steel grade 1.4828, which tends to primary austenitic solidification (see Table 2).

Table 2 - Cr_{eq}/Ni_{eq} of the tested steels according to WRC 92mod [13]

Steel	$Cr_{eq}/Ni_{eq.}$ WRC 92_{mod}	Solidification behaviour	α-Ferrite in %
1.4376	1.92	FA	11
1.4301	1.68	FA	7
1.4404	1.6	FA	6
1.4828	1.4	AF	2

As indicated above, the CTW test (shown in Figure 2) was applied. This test allows the application of tensile strain during welding transverse to the welding direction. The load capacity of the test was 500 kN. The test facility was built on a table moving coaxially with the laser, while the tensile speed was either constant or increased linearly. The tensile speed and the displacement were set by means of a CNC controller.

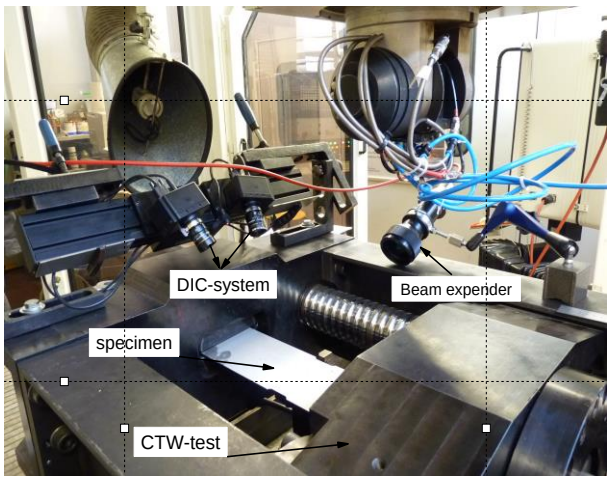


Figure 2 - CTW test facility used in conjunction with CO_2 laser welding

Welding was performed with a CO_2 laser at a focal position of 0 mm and a welding speed of 1.2 m/min. The laser power was set to 2.3 kW to produce full penetration welds. The travel path of the laser was 100 mm. Shielding gases Ar/He (50/50) was applied coaxially with the weld surface. Trials were conducted by varying the tensile strain and cross-head speed while keeping the laser parameters constant. Laser beam welding was started at 5 mm from the specimen edge and strain was applied at 30 mm after the weld start, as shown in Figure 3a.

Sheets with size 120 mm x 600 mm and 1.45 mm thick were used as sample specimens. The sheets were recessed in the centre of the plate over a length of 30 mm to 110 mm in order to transmit the applied strain in this area. The specimen geometry and a schematic illustration of the experiment are shown in Figure 3b.

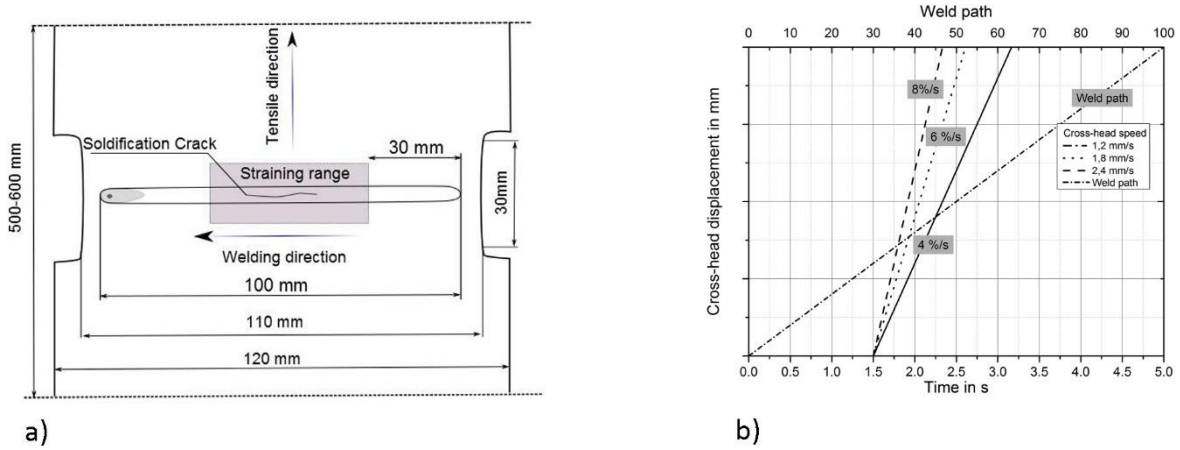


Figure 3 - a) The specimen geometry and a schematic illustration of the experiment, b) diagram illustrating the CTW test procedure

First of all and in order to reduce the number of trials, the reference strain value had been determined. This value was determined by loading a specimen with a linearly increasing strain from beginning to end of the welding process. By measuring the crack front position, this value could be identified. This provides information about which test area is critical for each steel grade. Based on this value the strain could be varied with the strain rate to determine the critical combination of strain and strain rate.

Finite element model

The commercial simulation program ANSYS®, which allows using the contact elements technique to simulate separation and propagation of the crack, has been employed in this study.

A conical heat source model has been implemented for the prediction of a final weld shape in the finite element based numerical model of laser welding process

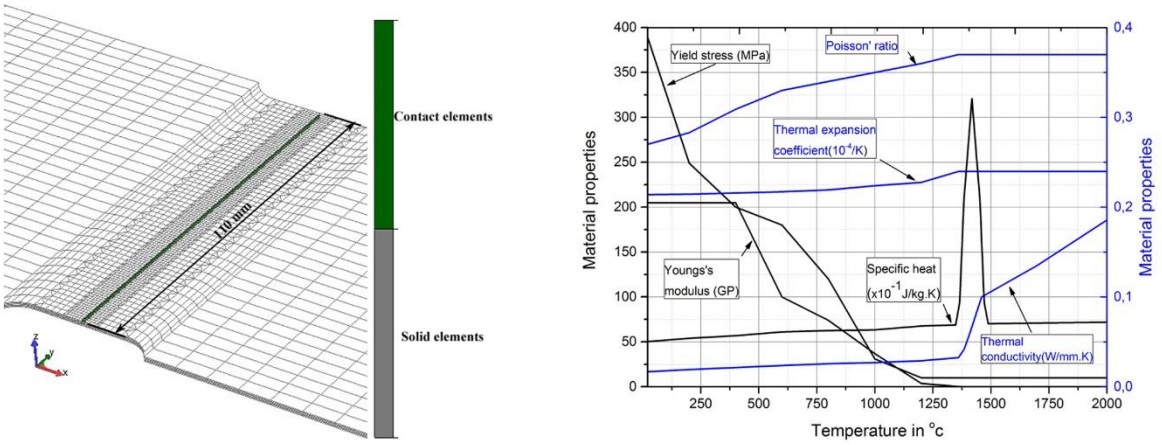


Figure 4 - a) FEM mesh divisions and the center-line contact elements, b) temperature dependent material properties [14]

The mesh is refined to 0.5mm x 0.5 mm cell size in the region, which undergoes the melting–solidification cycle. Bonded connection using 3D-contact elements has been used to connect the two half parts of the model (Figure 4a).

The material was assumed to follow an elasto-plastic law with isotropic hardening behavior (von Mises plasticity model). The mechanical and thermo-physical temperature dependent material properties are plotted in Figure 4b.

To simulate the hot crack formation a bilinear cohesive zone material model has been used. Mode I debonding defines a mode of separation of the interface surfaces where the separation normal to the interface dominates the slip tangent to the interface. In this model, the contact elements have a high separation normal stress except the elements located in the BTR. The normal contact tension stress and contact gap behavior are plotted in Figure 5. It shows the linear elastic loading (OA) followed by linear softening (AC). The maximum normal contact stress is achieved at point A. Debonding begins at point A and is completed at point C when the normal contact stress reaches zero value, any further separation occurs without any normal contact stress [15].

$$T_n = K_n \delta_n (1 - d_n)$$

Where T_n is the contact tensile stress, K_n is the normal contact stiffness, d_n is the debonding (damage) parameter, δ_{nc} is the contact gap at the maximum normal contact stress.

In this model the critical stress, i.e. opening stress has been set at 5 MP corresponding to a half of the yield stress at the brittleness temperature range of the material ($0.5\sigma_{yBTR}$), δ_{nc} at 0.01 mm [16, 17].

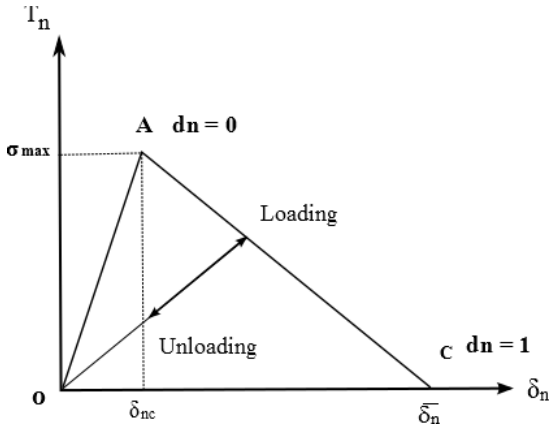


Figure 5 - Bilinear traction separation law [15]

Results and discussion

Using this test programme the influence of the two important conditions (the strain and the strain rate) for the formation of solidification cracks can be investigated.

By observing the crack-no crack behaviour and the generated crack length for each trail, the critical strain and strain rate values that are responsible for solidification cracking formation can be found. The CrMnNi steel (1.4376) revealed the greatest hot cracking resistance compared to the other steels. The generated crack length as a function of the applied strain and strain rate for the steel grade 1.4376 is shown in Figure 6. The critical strain forming the solidification crack for this steel was 3% and the critical strain rate was 8 %/s. At a strain of 3% and strain rate 4%/s and 6%/s, no cracks were detected. Generally, it is clearly seen that the crack length increases with increasing global strain applied.

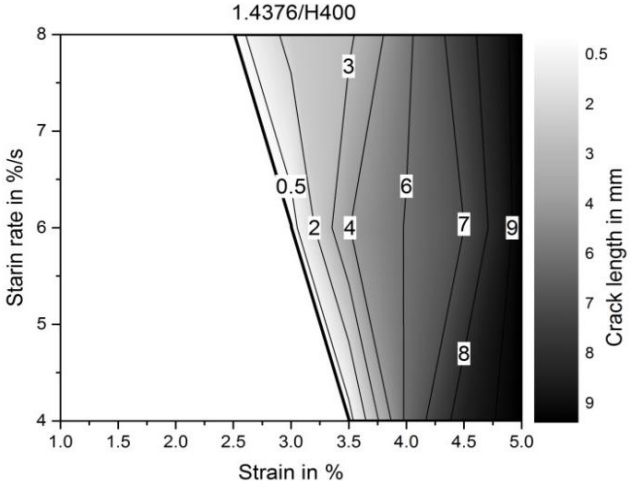


Figure 6 - Crack length as a function of the critical strain and strain rate for the steel grade 1.4376

The steel grade 1.4404 had a little lower hot cracking resistance than the 1.4376 steel, as shown in Figure 7. The critical strain and strain rate for this steel was set at 2.5% and 6%/s, respectively. In this trial a 2.5 mm long crack was observed. By in-casing the applied strain rate to 8%/s, the resulting crack became longer.

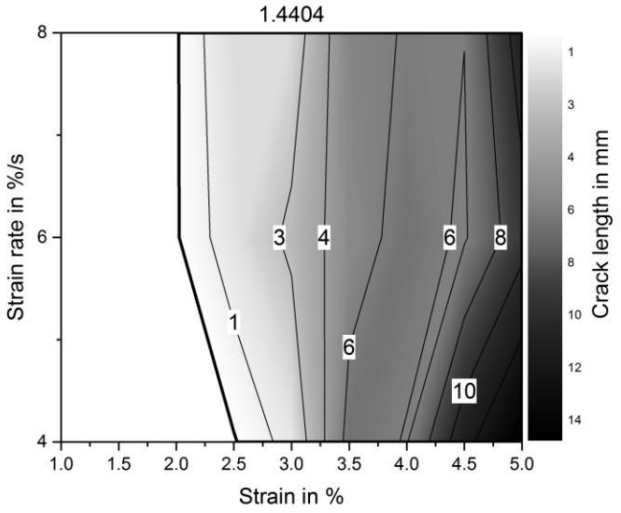


Figure 7 - Crack length as a function for the critical strain and strain rate for the steel grade 1.4404

A lower hot cracking resistance than the above steels has been found in steel grade 1.4301. The critical strain and strain rate for the first initiation of a hot crack was determined at 2% and 6%/s, respectively.

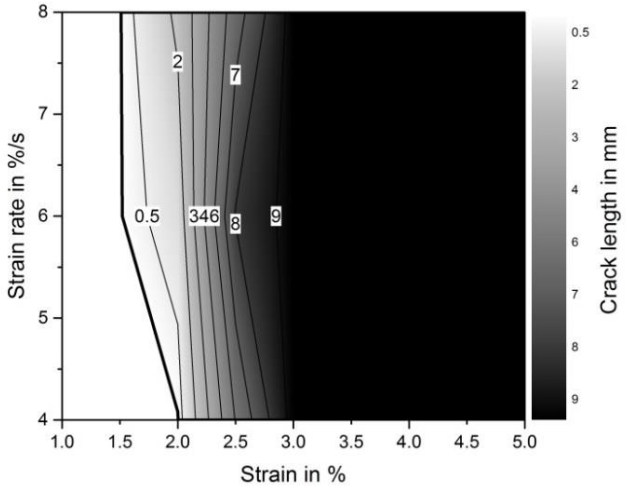


Figure 8- Crack length as a function for the critical strain and strain rate for the steel grade 1.4301

The stainless steel grade 1.4828 had the highest hot cracking susceptibility compared the other steels on the basis of Figure 9. The first hot crack was detected at strain 1.5% and strain rate 8 %/s. According to Prokhorov's theory, the two critical conditions or one of them (critical strain rate) with strain 1.5% and strain rate 4 and 6%/s were not yet reached. The two necessary conditions for imitating the solidification crack were fulfilled at the strain rate 8 %/s and strain 1.5%.

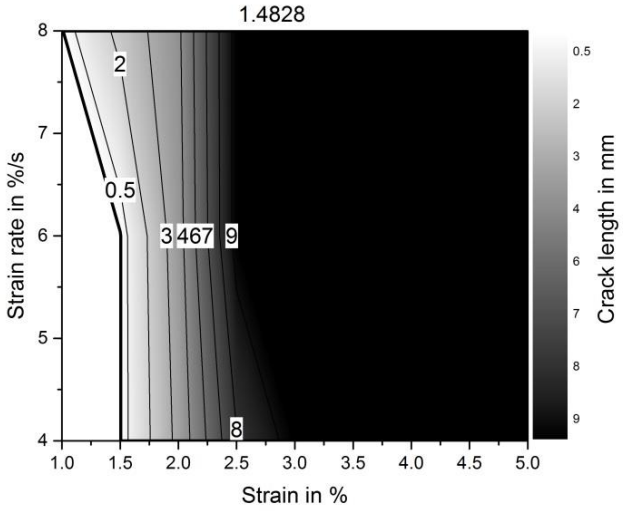


Figure 9 - Crack length as a function for the critical strain and strain rate for the steel grade 1.4828

In light of the results, the hot cracking susceptibility of all investigated steels can be quantified and classified. The white area in all diagrams describes the hot cracking resistance of the steels. This area shows the safe area where no cracks were initiated. The bigger the safe area is, the bigger is the hot cracking resistance. The hot cracking susceptibility of steels can therefore be classified from high to low as follows: 1.4376 (CrMnNi steel), then 14404, then 1.4301, then 1.4828 (see Figure 10). The safe area is in the direction of the arrow.

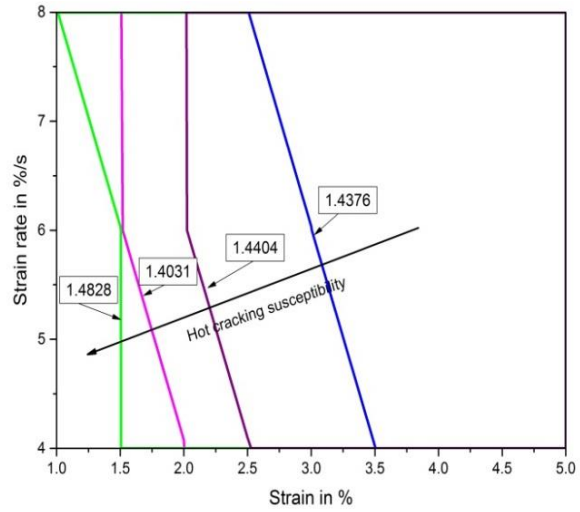


Figure 10 - Classification of the hot cracking susceptibility of steels 1.4376, 1.4404, 1.4301 and 1.4828 as a function of critical strain and strain rate

It has been shown that solidification cracking during welding a boundary region requires a strain and strain rate that is related to the crack-susceptible microstructure. Due to rapid cooling rates in laser welding compared to other welding processes, the formation of low melting films at the grain boundaries during the final stage of the solidification process is particularly critical. In any case, the results obtained show similar tendencies for hot cracking susceptibility as noted for the increasing Creq/ Nieq ratio.

Figure 11 shows the hot cracking susceptibility according to the defined critical strain as a function of the calculated Creq/ Nieq ratio (WRC 92).

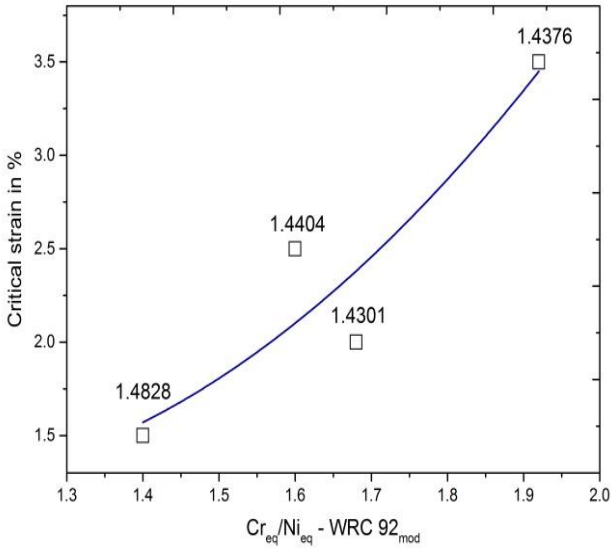


Figure 11 - The hot cracking susceptibility according to the defined critical strain as a function of the calculated Cr_{eq}/ Ni_{eq} (WRC 92)

Results of FEM study

First of all the thermal simulation for the model has been validated. Figure 12 shows temperature-time curves at two measured thermocouples places (TC1, TC2 are located 1 mm and 1.5 mm from the solidus line, respectively) in the experiment and in the model, and it shows quantitative and qualitative agreement between the measured and the simulated values.

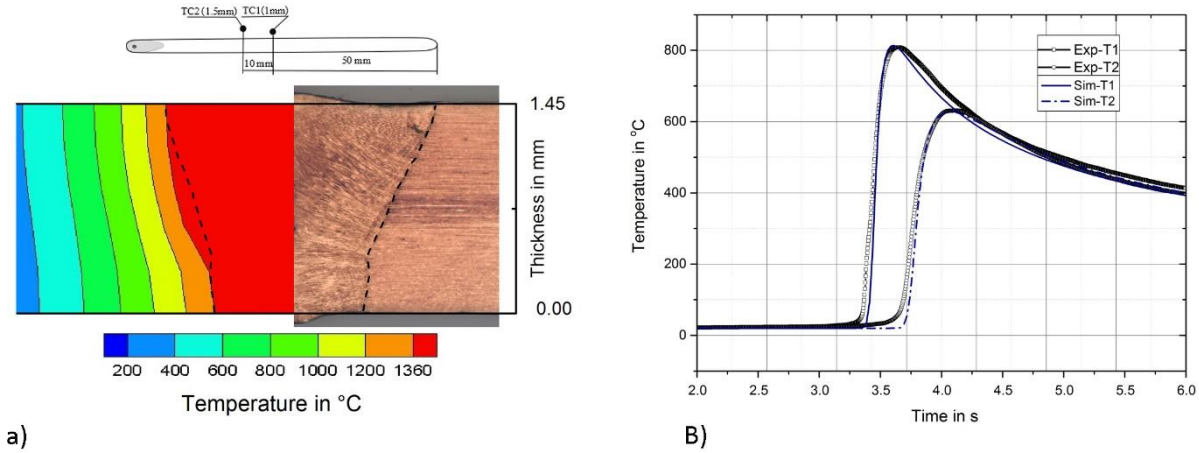


Figure 12 - a) Experimental vs simulated temperature histories, b) comparison of weld pool dimensions

Table 3 - BTR range and resulted crack length

Trial	BTR (°C)
1	1360-1340
2	1360-1300
3	1360-1270
4	1360-1250
5	1360-1230
6	1360-1200

A series of simulations for chosen welding and load parameters (global strain 7%, strain rare 6%/s) corresponding to different values of BTR according to Table 3 has been performed, after which the resulted crack length was compared to the experimentally observed.

The validation of the crack length is performed by comparison of the simulated crack length with a reference crack length that was generated with known test parameters (Figure 13). It is found that upon increasing the BTR's width, the resulting crack length becomes longer as well as resulting stresses generated in the BTR. Once initiated, if the conditions are favorable the crack grows toward the trailing edge and follows the weld pool at the end of the welding seam as in the case of Trial 6 (BTR 1360-1200 oC). In the other cases where the BTR is narrow, the rising stress has not reached the critical value necessary to grow the solidification crack.

Moreover, in this way determined BTR and chosen parameters in this model have been applied to other CTW-test parameter set. This trial is tested at a strain rate of 8 %/s and at a global strain of 3% in order to validate the model applicability (see Figure 14).

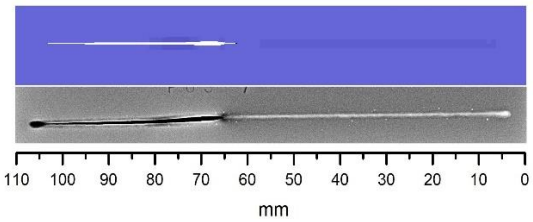


Figure 13 - Crack length simulated (BTR 1360-1200 °C) and observed (reference trial)

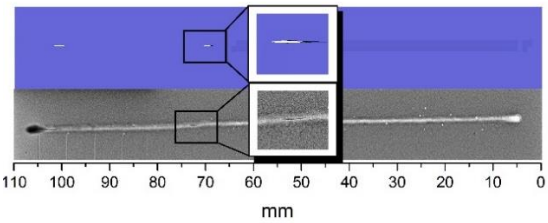


Figure 14 - Simulated crack (above) vs observed (below) for a trial tested strain rate of 8 %/s and at a strain 3%

The used DIC-technique in conjunction with the external laser illumination allows the performance of the local strain field measurements during the CTW-test suppressing disturbances for the resulted plasma emission even in the region located close to the weld seam boundary.

The resulting distribution of the transverse to welding direction displacements is compared for computed and measured results as represented in Figure 15 a. The experimental and the simulated transverse displacement at certain position (P) adjacent to the cracked weld are plotted in Figure 15 b as a function of time.

The measured and simulated distributions of the local strain in vicinity of the cracked weld are correlating well to each other too (Figure 16 a).

Comparing the transverse strain for two different measurement points P1 and P2 located approximately 2 mm aside of the weld central line, a good agreement between the measurement results and modelling results could be determined (Figure 16 b).

At point P1 located on the same perpendicular line to the crack front the thermal expansion and the external load strain applied during the hot cracking test are superimposed. At this point, the measured strain reaches its maximum value of 3.5% at the end of the loading in both the measurement and simulation. Then, the strain shows a rapidly increasing because of accumulation of the strain at the crack front. At the measuring point P2, representing the material adjacent to the cracked weld, the strain increases due to thermal expansion as well. Since stress relieves due to material separation in the measuring point next to the cracked material, the externally applied stress does not produce any remarkable effect here.

Considering the stress has been adopted as a criterion of the hot cracking and it is difficult to measure it in this region of the weld pool, the FEM model can give us the possibility to estimate the stress values within the BTR.

The computed transverse stress evolution within the BTR and during the solidification process at the assumed crack front is plotted in Figure 17. It is clear that the stress behaves at first as compressive (negative value) because of expansion the volume of the melt. Then as a consequence of the shrinkage in the solidified material during cooling down and the external load through the hot cracking test, the stress changes its value from a negative to a positive value, in other words, to tension stress at this time point and in the region where the formation of the solidification cracks becomes potentially possible.

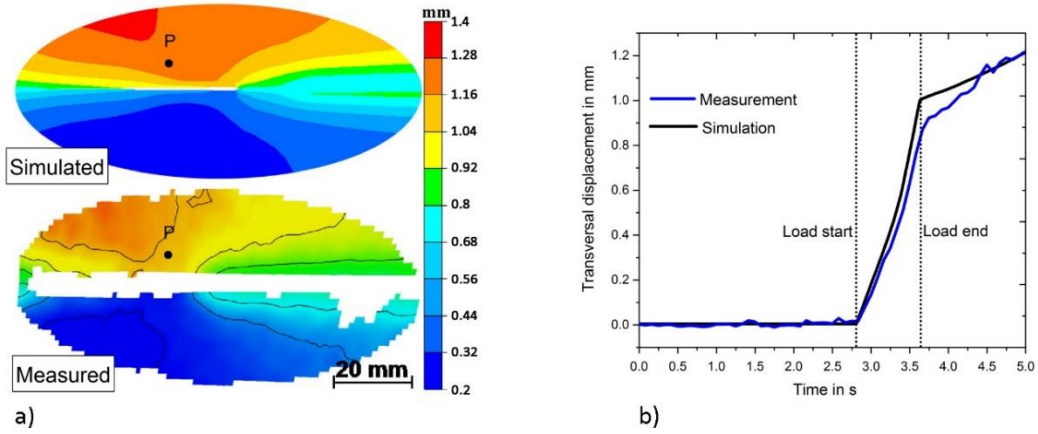


Figure 15 – a) Distribution of displacement transverse to the weld direction, b) transversal displacement vs experimental evolution at point P

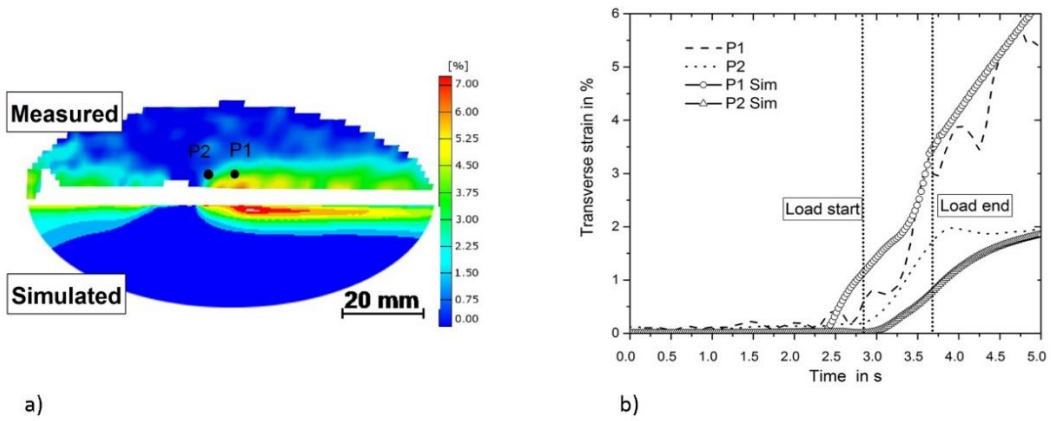


Figure 16 – a) Experimental vs simulated strain transverse to the weld direction, b) transverse strain evolution at P1 and P2

Moreover, the FEM model allows deducing other solidification cracking critical values according to theories that are based on the strain as a critical creation of solidification cracking. The strain transversal to the welding direction is plotted in Figure 14. The local strain function depending on the temperature shows a similar behaviour with the stress. Firstly, the strain decreases corresponding the decreasing stress. Then the strain increases rapidly because of the accumulated thermal and external strain within the BTR. According to the mentioned above, it is possible to determine the critical value of the strain that reached the BTR range at approximately 0.025.

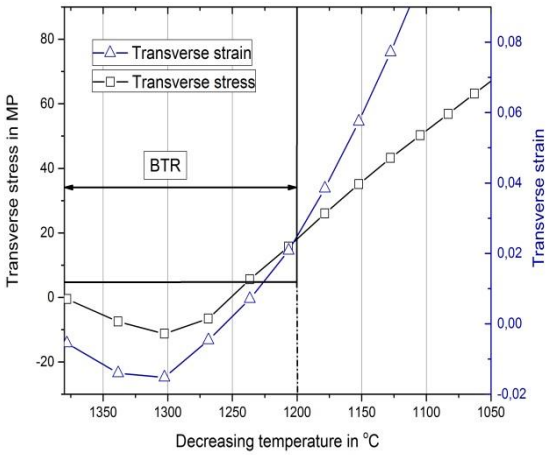


Figure 17 - Transverse stress and strain evolution in the BTR at computed crack front

Conclusion

In this study, hot cracking susceptibility in laser beam welding was assessed for several stainless steels by means of the CTW test. Using this test a centreline solidification crack was generated. By controlling the applied strain during the laser beam welding process, it was possible to determine the critical strain and strain rate that led to solidification cracking formation. The hot cracking susceptibility of the tested stainless steels was qualified and quantified.

The results demonstrate that the crack length increases with increasing applied strain. Furthermore, the strain rate has a significant influence on the formation of the solidification crack.

Three-dimensional FEM using the contact element technique was developed to simulate the solidification cracking during LBW under external load conditions and the theoretical results were compared to the experimental ones.

The hot cracking susceptibility in laser beam welding was assessed for 1.4376 stainless steels by means of the CTW test. Using this test a centreline solidification crack was generated. A good agreement was found between the measured strain field by means of the DIC-technique and the computed strain distribution.

Additionally, it is proposed that the solidification cracking susceptibility may be predicted by FEA analysis by using the correct mechanical and thermo-physical constants of the materials

The FEA model has confirmed that the arising stress behind the weld pool and within the BTR range must reach a certain critical value (tension) as criteria for solidification crack initiation.

References

1. N. N. Prokhorov, Resistance to hot tearing of cast metals during solidification, Russ. Cast. Prod., vol. 2, pp. 172–175, 1962

2. N. N. Prokhorov, The problem of the strength of metals while solidifying during welding, Svarochnoe Proizv., vol. 6, pp. 5–11, 1956

3. L. Katgerman and D. Eskin, In search of the prediction of hot cracking in aluminium alloys, Hot Crack. Phenom. welds II, 2008

4. D. Lees and W. Marshall, The Hot-Tearing Tendencies of Aluminum Casting Alloys, J.Inst.Metals, vol. 72, p. 343, 1946

5. V. Saveiko, Theory of hot tearing, Russ Cast Prod, 1961

6. T. Zacharia, Dynamic stresses in weld metal hot cracking, Weld. J. 1994

7. K. Nishimoto and H. Mori, Hot cracking susceptibility in laser weld metal of high nitrogen stainless steels, Sci. Technol. Adv. Mater., 2004

8. S. Weise, Heißrißbildung beim laserstrahlschweißen von baustählen, 1998

9. Stahl - Eisen -Prüfblatt (SEP-1220 part 3), Testing and Documentation Guideline for the Joinability of thin sheets of steel: Laser beam welding, 2011

10. P. Cunat, Alloying elements in stainless steel and other chromium-containing alloys, ICDA, Paris, 2004

11. T. Ogawa and E. Tsunetomi, Hot Cracking Susceptibility of Austenitic Stainless Steels, Weld. J. 1982.

12. T. Lienert and J. Lippold, Improved weldability diagram for pulsed laser welded austenitic stainless steels, Science and technology of welding and joining, 2003

13. D. Kotecki and T. Siewert, WRC-1992 constitution diagram for stainless steel weld metals: a modification of the WRC-1988 diagram, Weld. J., 1992

14. C. Schwenk and M. Rethmeier, Material Properties for Welding Simulation Measurement, Analysis, and Exemplary Data, Weld. J., 2011

15. ANSYS Academic Research, Theory Reference for the Mechanical APDL and Mechnical Applications, Help System, (Release 15.0), 2015
16. M. Shibahara and H. Serizawa, Finite element analysis of hot cracking under welding using temperature-dependent interface element, in The Eleventh International Offshore and Polar Engineering Conference, International Society of Offshore and Polar Engineers, Stavanger, Norway, vol. 4, pp. 297- 303, 2001
17. M. Shibahara, S. Itoh, H. Serizawa, and H. Murakawa, Numerical prediction of welding hot cracking using three-dimensional FEM with temperature dependent interface element, Weld. World, 2005

Novel laser systems for remote welding

P. Hoffmann, B. Pögel, R. Dierken

ERLAS Erlanger Lasertechnik GmbH, Germany
E-mail: peter.hoffmann@erlas.de

Improved laser sources in terms of beam parameter product initiated the idea of remote welding with a laser scanner. Various concepts for combining a standard robot with a scanner have been realized during the last years. Key problems have been the missing accuracy of the robot´s guiding behavior, the interlinking of the control units of the base machine and the scanner and last but not least the generation of programs for welding-on-the-fly. Therefore, applications were limited to less complicated joint geometries such as overlap joints on more or less flat assemblies. ERLAS was the first company to decide using laser remote welding for three dimensional processing and butt seam welding in mass production. A new type of machine was born in 2012. Special features of this machine are hybrid kinematics for movement of both, the 3D-scanner by Cartesian Axes and the work piece by rotating and tilting axes. Based on these ideas ERLAS decided to go forward again and place a novel laser welding cell on market.

The Task

Main objectives of the development included:

- Maximum flexibility with regard to technology and product
- High repeatability and accuracy of the guiding machine
- Easy programmability
- Optimum productivity, reduction of secondary processing time

Solution approach

Key ideas were the complete integration of a novel 3D-laser-scanner in a Cartesian gantry, additional axes for work piece orientation and only one master control for all drives of the machine and the scanner. The use of modern NC technology shall allow different ways of program creation: editing, teach-in or offline-programming. Operating shall be simple comparable to that of a milling machine.

Figure 1 is a drawing of the guiding machine and the kinematic structure. The 3D-laser-scanner is mounted to the Z-axis quill of the Cartesian basic machine. The scanner orientates the laser beam and adapts the focal position (L: length of tool). The rotating table is equipped with two stations. Each of them has a tilting axis (A1, A2) and a rotating axis (B1, B2).

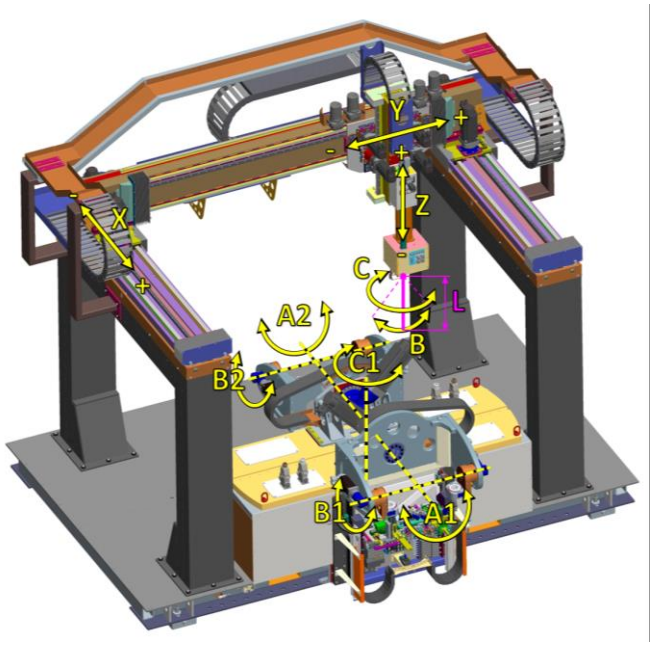


Figure 1 - Kinematics of the laser cell ERLASER® UNIVERSAL 522

Figure 2 is a photo of the machine under construction. With a view to mobility of the machine and reduced commissioning times on customer's site, smaller gantries are built on a stable lower frame which has forklift pockets. The traverse ranges of the linear axes and the load capacity of the work piece axes are scalable to the needs of the application.

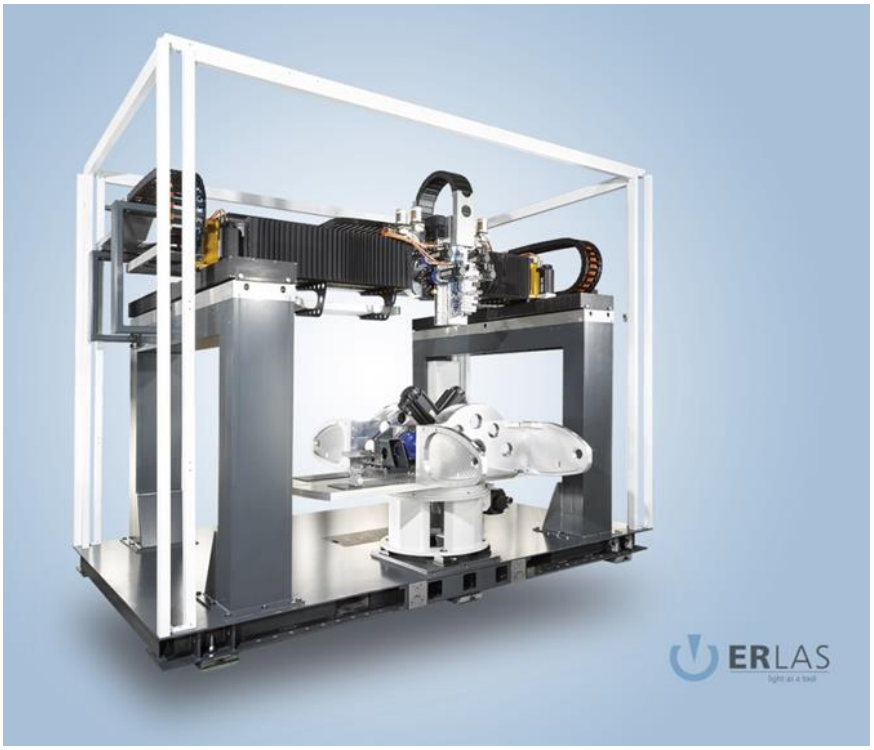


Figure 2 - Laser cell ERLASER® UNIVERSAL 522 under construction

Table 1 shows the nominal motion quantities of the basic laser cell.

Table 1 - Motion quantities of ERLASER® UNIVERSAL 522

	X-Axis	Y-Axis	Z-Axis	A1-Axis	B1-Axis	C1-Axis	Scanner-Axes
Max. Speed [m/min]	105	75	45				
Max. Acceleration [m/s^2]	10	10	8				
Deceleration for Emergency Stop [m/s^2]	15	15	15				
Repeatability of Axis [mm]	+/- 0.01	+/- 0.01	+/- 0.01				
Max. Angular Speed [°/s]				430	430	129	573
Max. Angular Acceleration [°/s^2]				2.865	2.865	573	28.648
Angular Deceleration for Emergency Stop [°/s^2]				4.297	4.297	859	28.648
Repeatability of Axis [´´]				≤ ±30	≤ ±30	≤ ±15	≤ ±1.5

Reduction of secondary processing time

Production time = primary processing time + secondary processing time. Primary processing time = time with direct work progress (welding time). Secondary processing time = additional time slices, necessary to enable a complete processing cycle (Feeding of parts, clamping, handling, positioning of laser, declamping, taking off assembly, quality check).

If the secondary processing time is reduced to zero or has no influence on the cycle time, highest productivity of a laser welding machine is achievable. A technical solution that can best satisfy those requirements is a rotating table with two work stations of identical design and function. In parallel to welding of an assembly, the operator or an automated handling can unload the other clamping and prepare it for welding the next assembly. Thus, the cycle time can be reduced to primary

processing time plus a portion of time for changing the stations. A quick change of stations is made possible by two measures:

- Fast opening mechanism for the light chicanes at the partition wall
- Integration of the turn table axis as an interpolated and numerical controlled axis.

A collision-free movement of the turntable supposes an in-time positioning of the processing head outside the rotation diameter. By electronic connecting of the axes and continuous monitoring of the actual positions, the turning of the table can start immediately after processing of the work piece has finished, (see Figure 3). Optimum performance of the drives is guaranteed by programming them with a fifth degree polynomial function. In total it takes only 1.7 seconds until the processing of the next assembly can start.

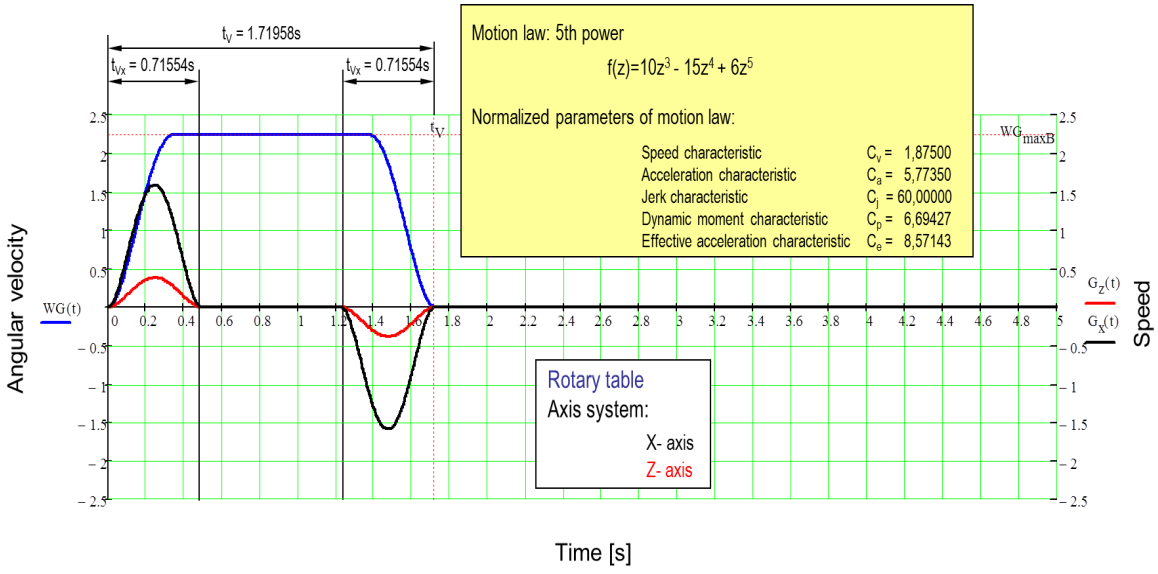


Figure 3 - Motion diagram for changing of the stations

Integration of the Laser Scanner

Up until now, the control-related integration of the scanner drives has been complicated, in particular, for the following reasons:

- Galvanometric mirrors have been used to date because of speed and accuracy requirements. They rotate proportionally to the strength of the current and their standard interfaces are not able to process the signals sent from an interpolator of a numerical control.
- In consideration of the spatial arrangement of the two mirrors to the optical axis of the incoming laser beam and the method of focusing, a conversion of Cartesian coordinates or orientation angles into rotation angles of the mirrors is necessary. F-Theta plane field lenses ask for a distorsion matrix or a look-up table.

These are the main reasons why scanners have had a separate control. Therefore, it has been state of the art to integrate the laser scanner control as a slave, which is repeatedly initiated, by the master control. So-called welding on the fly is the superimposed movement of the basic machine and the scanner axes. The motion program of the scanner has to factor in the relative movement of the

scanner to the work piece. Programming of such systems is only feasible stepwise and based on the recording of the guiding behavior of the basic machine.

The novel 3D-laser-scanner is different from the state of the art in mechanical and optical design. Recently on the market, available servomotors with extraordinary powerful motion quantities are used for drive technology (see Table 1). The rotation of the mirrors can now be numerically controlled and interpolated together with the other axes of the machine.

The 3D-laser-scanner is separated into two modules. A compact scanner unit with a simplified optical design focuses the laser beam before it is deflected by two mirrors, see Figure 4.

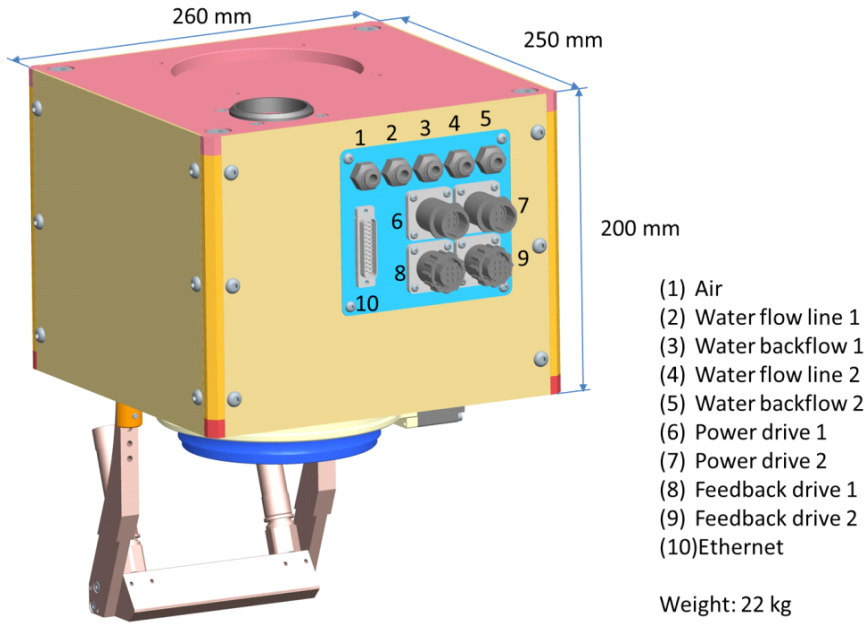


Figure 4 - Scanner unit, the scan field size is 380 mm x 320 mm

For the variation of image distance and focal position an adaptive telescope is integrated in the sleeve of the Z-axis (between collimating optic and focusing optic). The focal position can be varied within a range of 140 mm.

For the numerical control of the scanner drives, the problem of reverse transformation from work piece coordinates into machine axes coordinates had to be solved. Standard numerical controls provide five axes transformation with three linear axes (X, Y, Z), two orientation axes (B, C) and tool offset data. However, a kinematic model for guidance of a laser beam via two rotating mirrors has not existed to this day. The solution of this problem is to deal with the scanner as a standard tool of variable length, Figure 5 left. For a specific position which the laser beam shall hit it is possible to calculate the necessary angular positions of the scanner mirrors, middle of Figure 5. These calculations have to consider the spatial arrangements of the incoming laser beam, the turning axes and the deflecting mirrors as well as the effect of the protection glass acting like an optical parallel plate. ERLAS has developed such an algorithm and tested in simulations. A superimposition of the

virtual and the real kinematic model shows that the same position is reached by neglecting deviations in the incidence angle, see Figure 5 right.

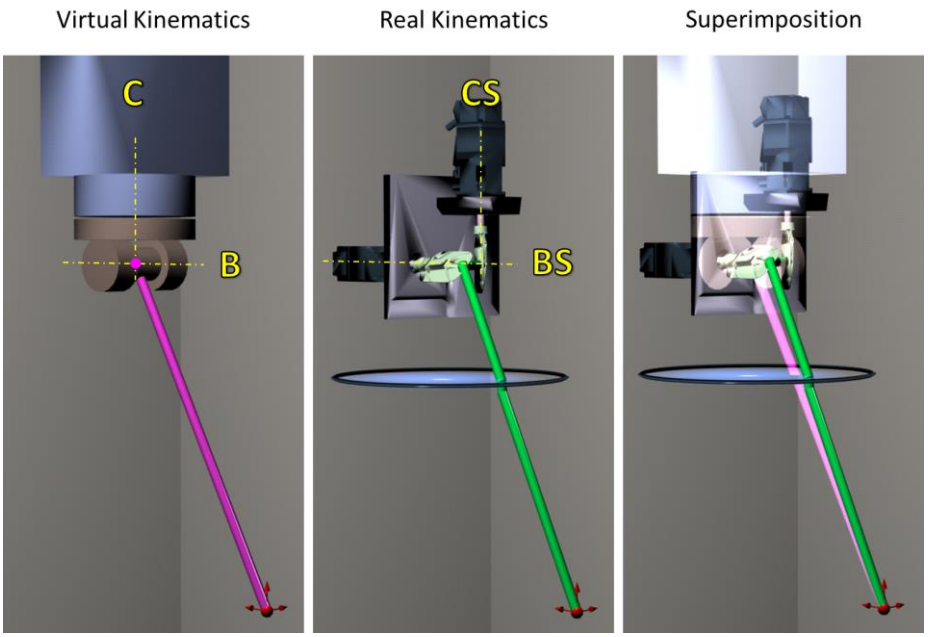


Figure 5 - Kinematic models for the deduction of an algorithm for reverse transformation

Regarding the motion quality, the calculations have to be done within the interpolation cycle of the numerical control (1 ms). Against the background of an own development environment, a separate slave control has been integrated in the system architecture, Figure 6. For both, the master control and the operator, the laser beam is simulated as a gimballed tool of variable length (L). The point of rotation is put into the rotation axis of the second mirror. In order to assure that the real laser beam hits the spatial point described by three Cartesian coordinates and two orientation angles, the slave control undertakes a real time computing of the necessary mirror orientations (BS, CS) and the image length (L) and sends interpolated position data to the drive amplifiers of the scanner system.

Outlook

The modular design of the laser cell allows an easy modification to the needs of the customer. The axis system, the work volume and the feeding technology can be adapted to any production task. By replacing the scanner with other working heads the machine is also usable for laser cutting, cladding or hardening.

Due to the extensive possibilities in programming, the ERLASER® Universal laser cell is a machine tool which is equally well-suited for both the flexible use in medium sized companies and for mass production.

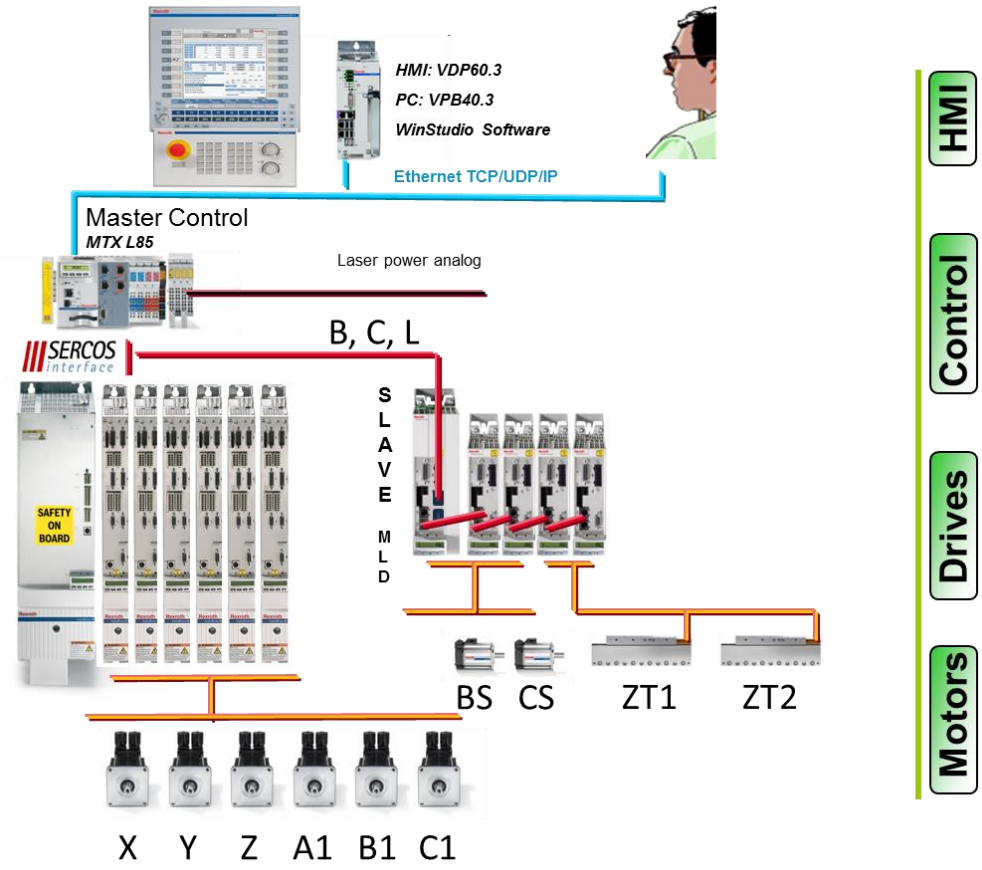


Figure 6 - System architecture of ERLASER® UNIVERSAL 522

In principle, all kinds of fiber guided laser systems can be integrated. Using diode pumped laser sources and drive technology with regenerative power supply units, the energy consumption is reduced to a minimum and contributes to an environmentally friendly production.

The above-mentioned facts combined with further attributes like the five axes of the guiding machine, the two working stations as well as the two additional axes of each working station generate a novel concept of an allround machine for laser material processing: the ERLASER® UNIVERSAL 522.

Electron beam process for the production of model alloys

C. Sommotsch, S. **Wiednig, Th. Spenger, N. Enzinger, F. Hofer, S. Šimić**

Technical University of Graz, Austria
E-mail: christof.sommitsch@tugraz.at

Introduction and motivation

Specific decompositions and the lattice structures of copper-nickel alloys, which can occur after a heat treatment at a temperature range of 500 °C, are concretely of interest. Therefore, copper (Cu) and nickel (Ni) shots are used as base materials.

The main challenges to produce a homogenous alloy out of these materials is the melting of the mentioned mixture by an electron beam without melting the crucible and the handling of pure materials with very different thermo-physical properties (T_S, λ, c_p…).

Finally, a CuNi-alloy with minimal contamination and maximum possible homogeneity should be produced. Concerning the planned approach no detailed application could be found in literature, therefore the production process is experimentally investigated to acquire reasonable parameters. Promising results with regard to purity and homogeneity were achieved after a first set of experiments including several remelting cycles of the same sample.

Basic test set up

Base materials and melting crucible

Different dimensions of Cu- and Ni-shots (Cu: 0.8-2mm, Ni: 3-15mm) with a minimum purity of 99.5% are used.

The requirements for a proper crucible were defined based on literature search and similar tasks. The design was kept as simple as possible: For positioning of the base materials, every crucible shows a blind hole with a diameter of 20mm. Steel (S235JR) and TZM (Titan-Zircon-Molybdenum) are employed as crucible materials.

Electron beam parameter

All melting processes are done at the electron beam welding machine (EBW) of the Institute of Material Science and Welding at the Graz University of Technology. Table 1 shows parameters that have to be defined for an application with stagnant machine bench.

Table 1 - Overview of electron beam parameter [2]

Name	Unit	Abbreviation
Acceleration voltage	kV	U_B
Beam current	mA	I_B
Exposure time	s	t_B
Focusing lens current	mA	I_L
Deflection figure	-	-
Amplitude	mm	A
Deflection frequency	Hz	f

Process control

Fundamental investigations were realised in the course of the melting tests. These includes the control capabilities of the CNC for realisation of residual heat and stirring processes, a possible measuring of the temperature via thermocouples and miscellaneous evacuation- and flooding tests.

Because of controlling the electron beam via electro-magnetic fields it is possible, to deflect the beam highly dynamic. Therefore, arbitrary beam figures can be realised [2, 3]. With the primary objective of a preferably uniform heat input, spiral deflection figures are created and tested (Figure 1). They are subsequently used in following realised melting experiments.

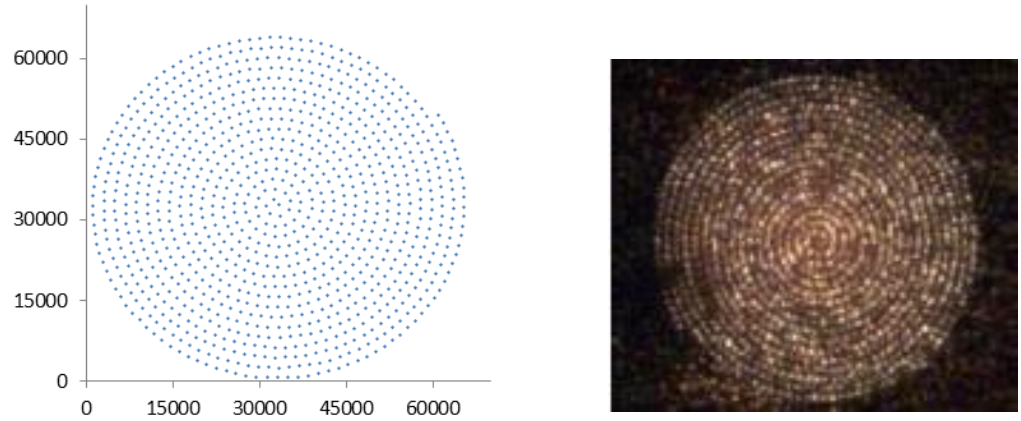


Figure 1 - Deflection figure spiral1000 (left) and produced «figure-print» (right)

Experiments

Pre-tests

Additionally to the melting experiments with the objective of an alloy-production, also tests on both base materials (Cu and Ni) were performed. Unwanted reactions of the base materials with hydrogen, oxygen or sulphur are not expected, because of the evacuated volume of the welding chamber [2, 4, 5].

To find suitable electron beam parameters the process is empirically investigated. As guideline for the determined beam energy E_B, the necessary energy demand for the melting of the material E_{erf} is estimated (e.g. $E_B=1{,}2*E_{erf}$ with $E_B=P_B*t_B=U_B*I_B*t_B$) using specific heat, heat of fusion and volume of the involved materials. During the pre-tests, different EB-parameter is used. The recorded video of the melting process and the macroscopic appearance of the produced sample are used for the process evaluation.

Following findings from pre-tests can be summarized: by application of suitable parameters or repeated melting cycles the sample becomes spherical compared to a concentrated heat input a uniform and limited heat input leads to a more efficient energy transcription inside the material. Due to lower conductivity Ni responses more sensitive than Cu ($\lambda_{Cu} \sim 4{,}5*\lambda_{Ni}$) a circulation of the melting bath could be realised by application of suitable deflection figures in combination with low deflection frequencies (f=1-5Hz) repeated melting cycles of the same sample improve the process stability.

Main experiments

Figure 2 shows an image sequence from one of the first melting tests. The used EB-parameters are limited to avoid some unwanted behaviour, like spattering, incomplete melting of the positioned base materials, the very asymmetric final geometry or the fusion of the sample with the crucible.



Figure 2 - Image sequence from one of the first CuNi-melting test were made, m_{Ni}=2,15g, Cu=0,65g, circle, A=5mm, f=10Hz, I_B=9,4mA, U_B=120kV, t_B=5s, Ni centrically positioned over Cu

Through parameter adaption according to the knowledge from the pre-tests a better result could be performed (Figure 3). In this case, the amplitude is defined in a way that only the large Ni-shot is directly heated. The smaller Cu shots are heated up only indirect due to the predominant heat conduction and radiation.

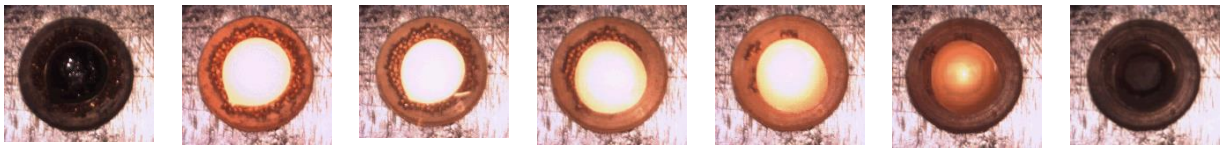


Figure 3 - Image sequence of a CuNi-melting test, m_{Ni}=5,23g, m_{Cu}=1,89g, spiral10000, A=10mm, f=500Hz, I_B=2,2mA, U_B=120kV, t_B=57s, residual heating 1,5mA over 10s and 1mA over 10s

It can be observed that nearly the whole positioned Cu is picked up from the Ni-shot during the process. Slightly asymmetric sample geometry is the result of this process. The temperature distribution inside the sample is strongly influenced by the irregular crucible contact.

Due to incompletely CuNi-mixing (e.g. Figure 6 left), several remelting cycles are applied to obtain a better mixing of the base materials. Thereby the samples are turned several times and individual EB-parameter is varied.

After the initial processing of the sample shown in Figure 3, it is remelted in total five times. The initial situation and the situation after every melting cycle are shown in Figure 4. The sample finally becomes a sphere like shape.



Figure 4 - Photographs from the sample shown in Figure 3 in starting situation (left) and after every melting cycle

The evaluations of realised examinations of such produced CuNi-samples generally show good results according to the mixing of the base materials (Figure 6 right). Therefore, the feasibility of CuNi-sample-production by an electron beam through the used base materials could be verified.

Frequently an unforeseeable and very unwanted strong spatter formation occurs. Thus, an explosive removal of material and very asymmetric sample geometry is the result. Furthermore, the whole process behaviour is influenced in addition to the simultaneous evaporation and purification processes. Such a strong spatter formation can be recognised in the third image from the left side of Figure 5.

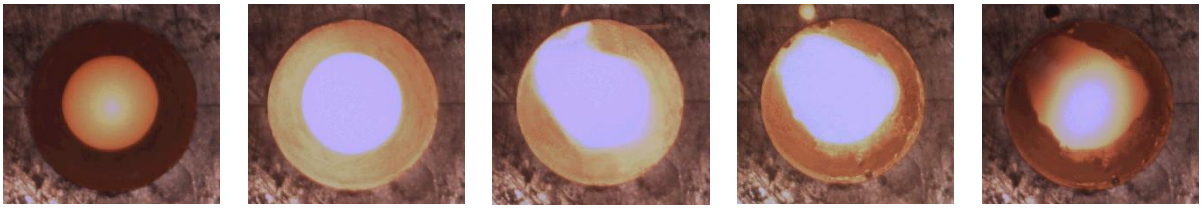


Figure 5 - Image sequence of a CuNi-melting test with strong spatter formation, m_{Ni}~3,87g, m_{Cu}~1,13g, spiral10000, A=11mm, f=500Hz, I_B=2,3mA, U_B=120kV, t_B=50s

It is assumed that the escaping of contained inclusions inside the Ni-shots (e.g. pores) are responsible for these strong spatter formation. Macroscopic investigations of Ni-shot cross sections show a spherical layer layout.

To eliminate this potential error the Ni-shots were crushed into much smaller pieces using a hydraulic press. Thus, the results are expected to show a much better comparability due to a nearly identical initial weight of the components.

The parameters were selected in accordance to those of previous CuNi-melting tests, which have shown good results (Table 2). In the course of CuNi-sample production out of the smaller Ni-parts, no strong spatter formation was observed. For every subsequent melting cycle the same EB-parameters are used.

The initial material composition is defined by 70 weight percentage Ni and 30 weight percentage Cu. The samples are melted 11 times, whereby they are turned twice.

Table 2 - Main experimental parameter for CuNi-melting experiments with smaller Ni-parts as base material

Deflection figure	**m** in g	**A** in mm	**f** in Hz	**U_B** in kV	**P_{Bspez}** in W/g	**E_B** in % of E_{erf}
spiral10000	6,6	12	500	120	52	250

Results and analyses of produced samples

For evaluation of the produced samples, macroscopic-, light-microscopic-, electron-microscopic investigations and hardness measurements are realised.

Figure 6 shows macroscopic images from two produced CuNi-samples. The measured hardness values in present Ni-areas are significant lower than in areas of CuNi-solid solutions. This fact is a result of solid solution strengthening.

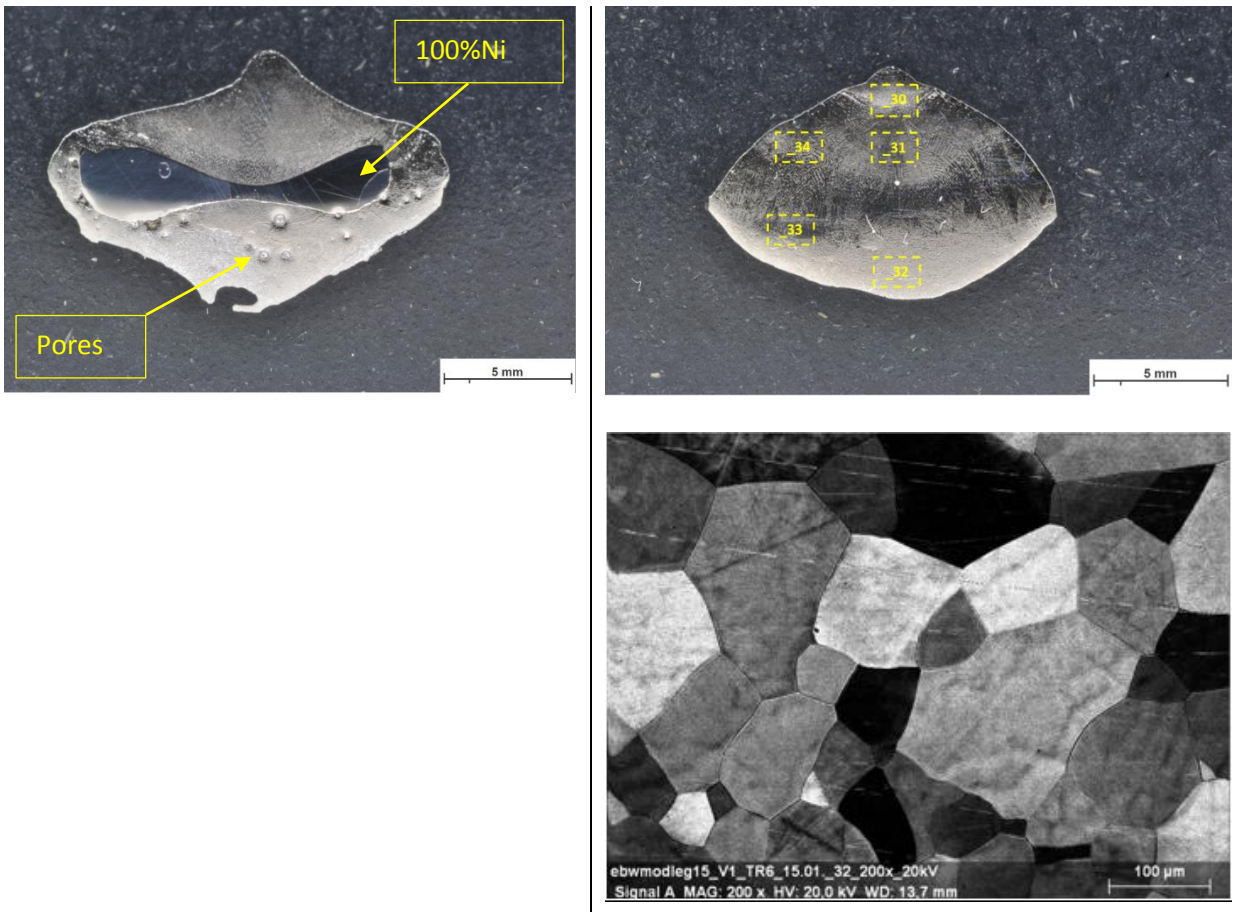


Figure 6 - Macroscopic images from selected, produced CuNi-samples (above) and structure recording from area _32 from the sample right above (right below)

A more detailed approach to identify the material composition of the produced samples is energy dispersive X-Ray spectroscopy (EDX). The quantitative evaluation of the EDX-analyses from area _32 (Figure 6) and the evaluation from all other investigated areas of the sample are shown in Table 3. The performed investigations show, that the produced sample is made of CuNi-solid solutions of similar compositions.

Table 3 - Evaluations from investigated areas from CuNi-sample showed right in Figure 6

Area	Weight. % Ni	Weight. % Cu
_30	78	22
_31	80	20
_32	76	24
_33	79	21
_34	80	20
nominal (initial condition)	70	30

A high number of melting cycles of the same sample favour the homogenisation, but cause a considerable difference of the material composition compared to the initial condition. This fact is explicable through the higher evaporation inclination of Cu in relation to Ni due to the higher saturated vapour pressure at the same temperature and the many repeated melting cycles [6].

The evaluation of an EDX-area scan of a CuNi-sample, which is made of smaller Ni-parts instead of single Ni-shots, shows a more uniform material composition (Table 4). A change of the material composition also can be observed, but due to of a lower number of realised melting cycles in a significant smaller extent in comparison to the sample inFigure 6 right.

Table 4 - Evaluations from investigated areas of a CuNi-sample, which is made of smaller Ni-parts

Area	Weight. % Ni	Weight. % Cu
1	76	24
2	75	25
3	76	24
4	75	25
nominal (initial condition)	70	30

A contamination of the produced samples through the crucible material was not detected in any investigated area.

Conclusion

The feasibility of CuNi-sample-production by the use of an electron beam and technical pure base materials could be verified with satisfied results regarding purity and homogeneity.

Challenges like the alloy-production out of pure materials with very different properties or the fusion of materials without melting the crucible-wall could be mastered successfully. EB-parameters were facilitated by several carried out melting experiments to derive the occurred effects regarding process behaviour and – result.

To sum up, the following points are most significant outcome of this study:

A uniform heat input and limited power input minimises the partial evaporation of the more prone material and therefore lead to a chemical composition close to the target value.

Even repeated melting cycles allow an alloy production without contamination through the crucible.

In spite of a uniform heat input a good mixing of the involved materials is possible. Stirring steps is not necessary, but favour the alloy formation and homogenization in an advanced melting-cycle.

More homogeneous starting materials promote a more stable process and favour the alloy formation.

Outlook

Because of the great variety of possible parameters and difficulties with the repeatability a systematically investigation (DoE) of operative parameters is needed.

To get a better process understanding concerning alloy formation, temperature distributions and so on, the use of qualified simulation software is conceivable.

Promising results could expect especially by using optimised base materials. A deeper analysis of produced samples via transmission electron microscopy (TEM) is already in process.

References

1. O. Madelung (Hrsg.): Cu-Ni (Copper-Nickel): Landolt-Börnstein - Group IV Physical Chemistry, 5d, Berlin, Heidelberg, Springer, 1994

2. Schultz, Helmut (Hrsg.): Elektronenstrahlschweißen, Bd. 93, 2. Auflage, Düsseldorf, DVS-Verlag, 2000

3. Adam, Volker; Clauß, Uwe; Dobeneck, Dietrich von; Krüssel, Thomas; Löwer, Thorsten: Elektronenstrahlschweissen: Grundlagen einer faszinierenden Technik, Eigendruck im Selbstverlag (pro-beam AG & Co. KGaA), 2011

4. Bargel, Hans-Jürgen; Schulze, Günter: Werkstoffkunde, 11. Auflage, Berlin, Heidelberg, Springer, 2012

5. Institut für Werkstoffkunde und Schweißtechnik, Technische Universität Graz (Hrsg.): Schweißen von Kunststoffen und Nichteisenmetallen, Vorlesungsskriptum, 2014

6. Jousten, Karl (Hrsg.): Wutz Handbuch Vakuumtechnik, 11. Auflage, Wiesbaden, Springer Vieweg, 2013

7. Spenger, Thomas: Nutzung des Elektronenstrahlprozesses zur Herstellung von Modelllegierungen, Masterarbeit, Technische Universität Graz, 2015

A process chain using a non-vacuum electron beam as a universal tool for material processing

T. Hassel, N. Murray, A. Beniyash

Leibniz University Hannover, Germany
E-mail: hassel@iw.uni-hannover.de

Introduction

The high efficiency of energy conversion of an electron beam makes it a valuable tool for any kind of thermal treatment of metal. The electron beam is routinely used for welding in vacuum, in low pressure and under atmospheric conditions. In all cases, the electron beam is inevitably generated in high vacuum. The welding process at atmospheric conditions is known as non-vacuum electron beam welding (NVEBW). Differentially pumped pressure stages act as a beam guide between the high vacuum beam generator chamber and the atmosphere [4].

Thermal cutting with an electron beam as energy source has been shown by our group [1, 2], indicating a high potential to establish the non-vacuum electron beam for a novel cutting process. Moreover, further production steps such as marking or labelling and various methods of heat treatment can be performed with such a machine due to the accurate control of beam power and power density. This enables the use of the NVEB technology as a tool to allow cutting, welding, marking and heat treatment on the same equipment with high efficiency and productivity.

General set-up of NVEB equipment

Electron beams can only be generated under high-vacuum conditions due to the necessary protection against electrical breakdown as well as the need for low scattering rates of the electron during beam formation and focusing. Thus, most applications of electron beams as a tool for material processing are performed in vacuum. On the other hand, it can be beneficial to transfer the beam from the vacuum chamber to the atmosphere to allow processing of large parts without the need for big vacuum chambers with long pumping times.

For electron beams with high power density, no suitable solid-state window materials are available. This makes it necessary to employ a system of differentially pumped pressure stages that are connected by orifices. The electron beam is passed through these orifices from one stage to the other and finally to the atmosphere. Gas dynamics measures are taken to improve the general performance of the vacuum creation and to prevent adverse influence of drawn in gas, particles or fumes to the beam generator. The set-up used for the study presented here is shown in Figure 1.

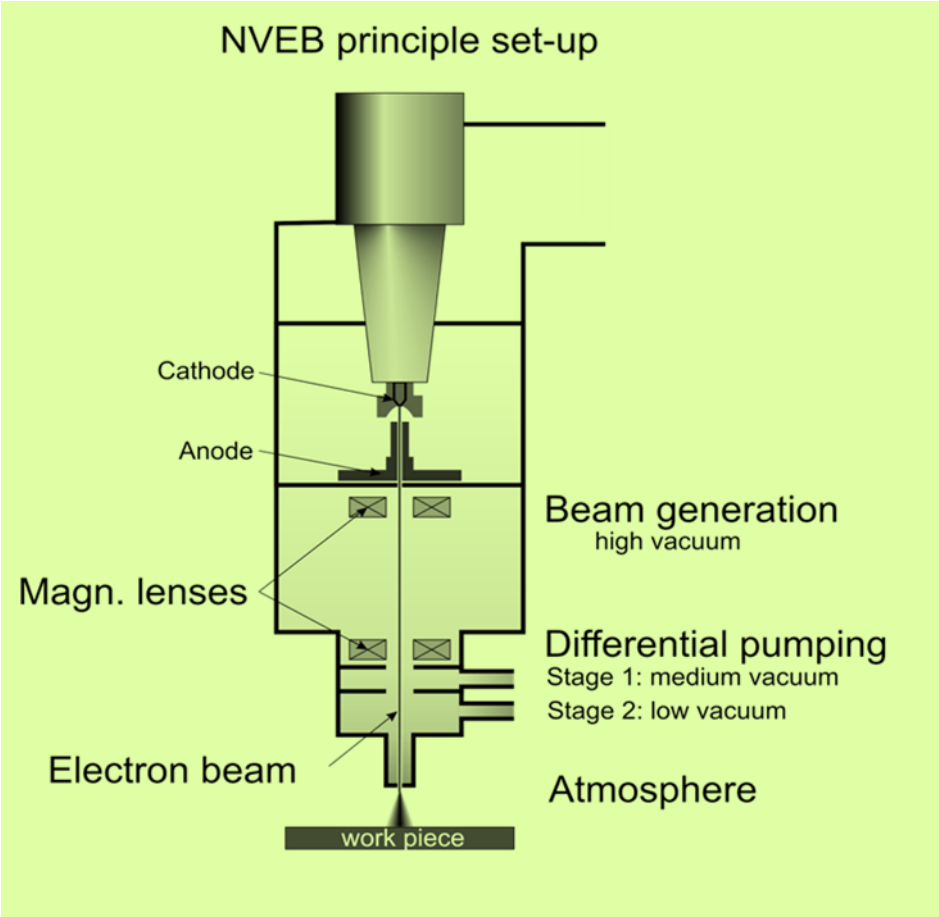


Figure 1 - General set-up of a NVEB system with beam generation, pressure stage system and processing area

Electron beams under atmospheric conditions are subject to high rates of scattering due to collisions with molecules. This leads to a marked reduction of power density of the beam. Thus, the distance of the work-piece to the exit orifice, called the working distance, is a major parameter for the process. It is used to fine-tune the width of the beam and the power density available for the particular process according to its requirements. While cutting and marking need a rather thin, or sharp, beam acquired by using short working distances of only 1-6 mm, heat treatment usually employs a rather flat and wider zone of energy input at working distances of 50-150 mm. For welding, a working distance between 10-30 mm is typically used to adapt to the requirements of the particular joint with regard to weld width and depth. Further important parameters are the welding velocity and the beam current or beam power. The facility used for this report (PTR 25-175 TU) uses an accelerating voltage of 175 kV with a maximum beam current of 140 mA resulting in a maximum beam power of 24,5 kW.

Welding

Non-vacuum electron beam welding (NVEBW) is a well-known process in the joining industry for more than five decades. Its major fields of application are in the automotive industry for the fast and efficient joining of thin plates mostly from steel and aluminium. In the recent years, interest has grown to employ this technology for thicker plates made from high strength steels. This

development is due to the high power density available to the process that leads to high welding speeds for higher productivity as well as lower heat input compared to standardly used arc-processes such as SAW routinely used for these purposes. We expect that lower heat input lead to a better preservation of the high strength of modern fine-grain steels with yield strengths of more than 1000 MPa utilized in industries such as crane building.

As indicated in the introduction, the major parameters for welding are beam power, working distance as well as welding speed. We were able to show, that secure, high-quality welds can be produced with NVEBW for 6-15 mm thick plates from materials such as D36, as well as S960QL, S1100QL and S1300QL [4]. In this study 6 mm thick high-strength steels have been cut using laser cutting and then welded with NVEBW with speeds between 2.5 and 3 m/min with 100-130 mA beam current. In subsequent tensile tests these welds performed well with yield strengths higher than the nominal materials values for S960QL, S1100QL and S1300QL respectively. In comparison with plasma+MIG-welded specimens, the NVEBW weld performed similar while offering a vastly higher welding speed. With this it was shown, that NVEBW offers the opportunity to produce high speed and high quality weld in high-strength steels using quick and cost-effective weld preparation by thermal cutting.

Thermal Cutting

Non-vacuum electron beams cannot only be used for welding processes but recently our group has developed a versatile and high-speed cutting process for this tool. Most thermal cutting processes employ a concentrated gas jet directed onto the process zone to remove molten metal from the kerf. This is usually realized by a gas jet that is concentric to an energy source; for other variations it can be either trailing, leading, or from the side. In previous work, we were able to show that such a cutting process can be realized for NVEB by adapting a trailing gas jet to existing technology [1]. A gas nozzle taken from a standard oxy-cutter was mounted on the NVEB-welder. Argon, nitrogen and air have been used as cutting gas at pressures between 5 and 10 bars.

The non-vacuum electron beam was used as an energy source for a melt cutting process reaching cutting speeds of 10 m/min for stainless steel plates of 2.5 mm thickness. Argon as well as nitrogen has been used for these experiments. Space limitations due to the retrofitting of the gas jet nozzle during these preliminary works lead to a small distance between the exits orifices of the gas nozzle and the EB-machine.

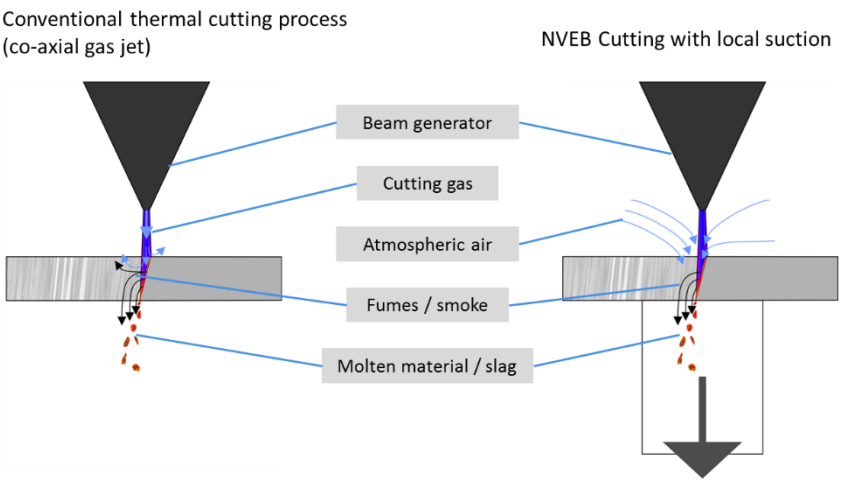


Figure 2 - Two different methods to remove molten material from the cutting kerf during thermal cutting

Most conventional processes make use of gas jets that are directed onto the surface of the cut work-piece. For the NVEB cutting process presented here it proved favourable to employ local suction from underneath the plate. This is realized providing an area with under-pressure or low-vacuum between 100 and 500 mbar using a sliding seal. This provides effective removal of molten material as well as fumes or smoke from the process zone.

A new approach to remove molten metal employs a local low vacuum underneath the process zone. The electron beam is used to produce a cutting kerf and due to the pressure difference between both sides of the workpiece a strong gas flow is induced across the melting front, carrying molten and evaporated metal as well as smoke away from the process zone. This allows taking advantage of several aspects that permit very high cutting speeds. The gas flow can interact precisely at the melt front and will force the molten metal downwards. Other than, for a trailing gas jet there is no dependence on the direction of the cut, so that curved contours can easily be realized. It is important to remark that this method requires no change to the beam generator or pressure stage system of the original NVEB welder. This means that the machine can be immediately used for both processes - cutting and welding.

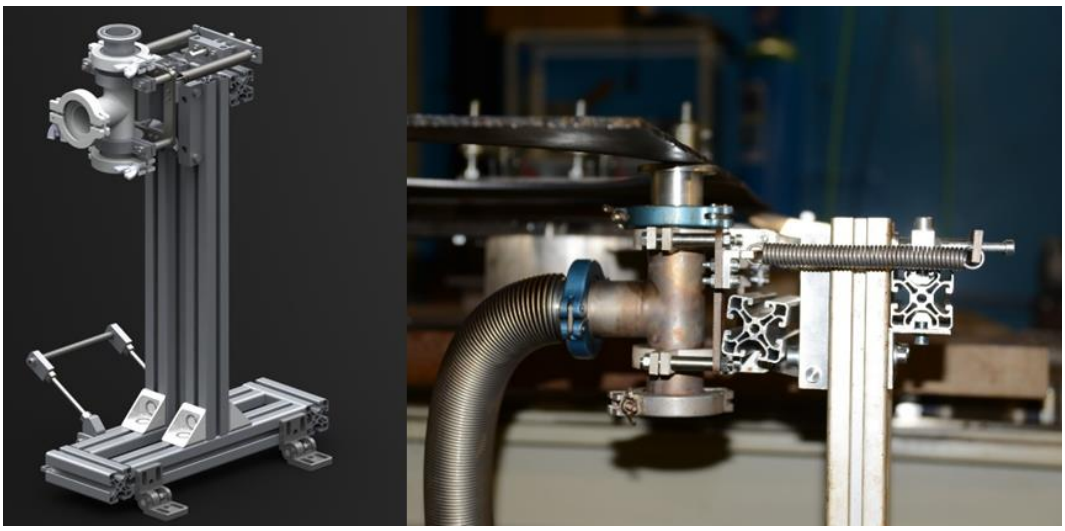


Figure 3 - Set-up used for the examinations on NVEB cutting enabling the processing of large plates

Another advantage of this method is due to the pressure gradient along the kerf. The pressure decreases from atmospheric pressure to the low pressure underneath the workpiece, reducing the collision frequency of electrons with gaseous atoms and molecules. This leads to higher power density in the process zone - comparable to that of a welding process – so that even thicker sheets can be cut at higher speeds.

To enable free choice of cutting contour a sliding seal set-up has been developed. To provide low pressure at the lower side of the workpiece a pump taken from commercial vacuum clamping technology is used. A simple silicone O-ring gasket provides enough sealing that pressure regularly reach 20-500 mbar depending on surface quality. Deflector plates and fine steel mesh filters as well as 10 m long PVC-tubing were used to protect the vacuum pump from hot metal droplets.

Several specimens of different metals and thickness were cut with this installation. Among those were stainless steel, high-strength steel, aluminium, copper and molybdenum. Cutting speeds were higher and quality was better compared to the experiments with a trailing gas jet. The downward suction efficiently removes fumes and smoke, making it possible to position the beam nozzle closer to the work piece compared to the welding application without arcing in the generator. This allows taking advantage of the higher power density and smaller beam diameter. In addition to the effect of the aforementioned pressure gradient within the kerf both circumstances allow a faster feed rate as well as a narrower cut with little widening of the kerf and a conceivably smaller heat-affected zone.

Thermal treatment and marking

High power and high power density are significant properties of NVEB processes such as the above presented welding and thermal cutting. By adjusting these parameters, other processes such as thermal treatment or marking become accessible for production purposes. Thermal treatment would typically require high power at a lower power density on rather wide sections of the work-piece. Marking on the other hand requires low power with a thin beam profile. These varied properties can readily be prepared with standard NVEB technology by choice of suitable parameters. For NVEB the

acceleration voltage is usually unchanged and the beam current is the main parameter to set the beam power available for the process. The width of the power density distribution can be adjusted by the distance of the work-piece to the exit orifice to the requirements of the desired process.

Heat treatment

Localized thermal treatment such as pre-heating, post-heating, surface hardening or surface remelting require heating of the work-piece on confined tracks of a several millimetres up to a few centimetres width. Using a work-distance of e.g. 45 mm gives a beam width of approximately 5 mm. Depending on the desired heat effect and travel speed work-distances of up to 150 mm can be reasonable for these types of processes. Using work-distance, beam current, travel speed and duration the temperature profile within the work-piece can be controlled accurately to enable heat-induced effects in steels and other materials. Thermocouple, pyrometer or thermography can be used to monitor the temperature and can be used for a feedback-loop to control the heat treatment process.



Figure 4 - Heat treatment process using the non-vacuum electron beam

Marking

High quality steel parts with elevated safety measures can require permanent marking of produced parts for reasons of quality control or counterfeit protection. For marketing reasons, it can also be desired to add company logos, product names or serial numbers to a completed product. Atmospheric EB technology can also accomplish this step.

Marking requires low power setting of only a few hundred watts and a tightly confined beam. As for this low power setting there is hardly any thermal load or emissions from the worked surface it is possible to employ extremely short working-distance such as only 1 mm. This makes it possible to make use of the «sharpest» beam that can be produced with this kind of machine. We have already measured the beam diameter at a working distance of 7 mm to less than 800 µm. At only 1 mm working distance, this width can be expected to be considerably smaller. With these settings, marking is done at currents of 1-3 mA, depending on material, surface finish and desired appearance of the altered surface.

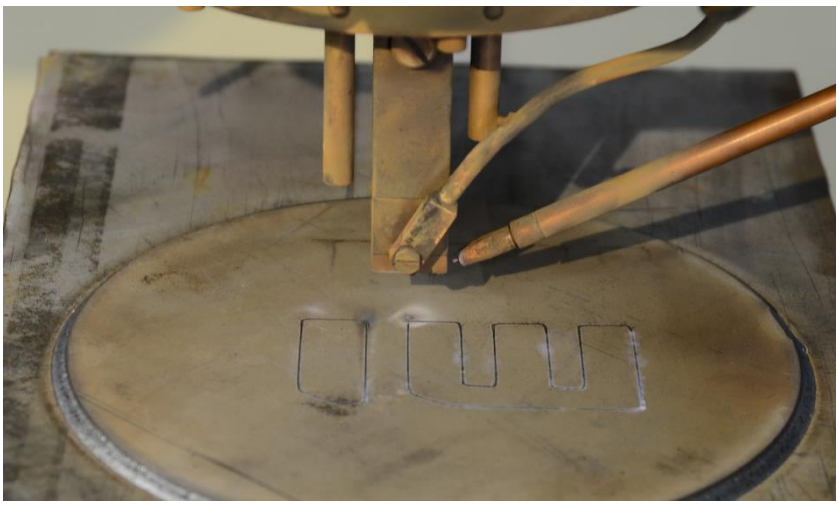


Figure 5 - Marked weld specimen made of S1100QL high strength steel

Process chain with one single NVEB machine

To demonstrate the capabilities of the non-vacuum electron beam as a versatile tool for material processing a hypothetical process chain is proposed. It serves as an exemplary application for crane building where it can allow faster and economic production of crane boom components.

In a first step of the process chain, the NVEB cutting technique was used to make cuts in high-strength steel of grade S1100QL with 5.3 mm thickness. Both straight cuts for subsequent linear welds have been made as well as circular cut-outs for flange connections. The cutting speed was 5 m/min and the beam current was 75 mA. The cut edges are smooth and show no droplet formation. The resulting bevel angle of the cut was 2.1°, the cut edges can be characterized by bevel quality level 2 according to ISO 9013.

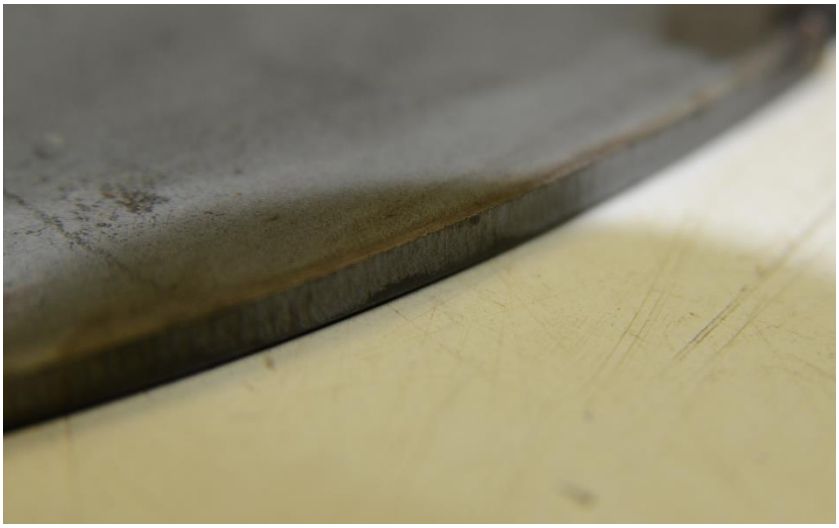


Figure 6 - Bottom side of cut edge, S1100QL, 5.3 mm

These work-pieces have been used without further processing as a preparation for single-pass butt welds. A root opening of 0.3 mm was fixed. After pre-heating to 100°C, the specimens have been

welded at 3 m/min with 100 mA beam current. Filler wire with a feed rate of 9.5 m/min was used. Weld face and root are flat and of good quality.

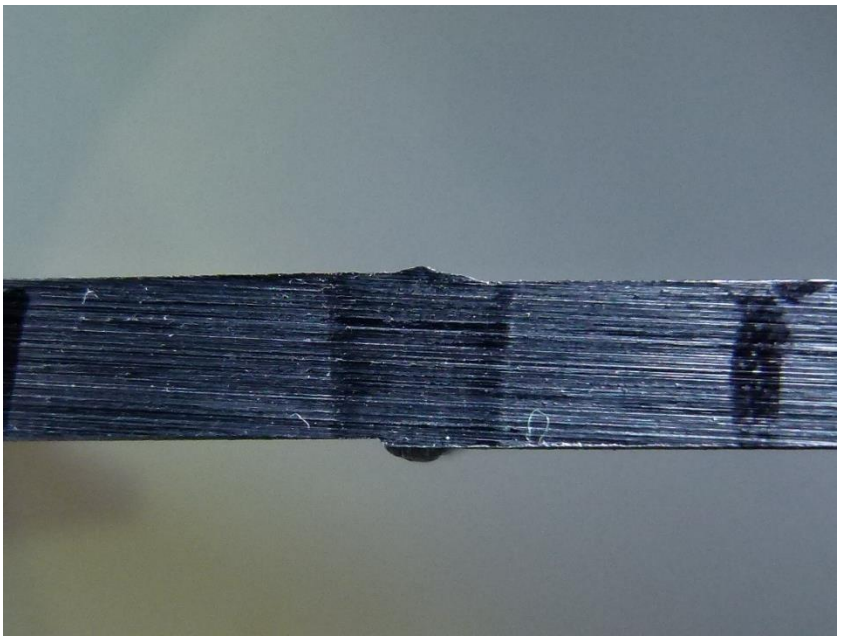


Figure 7 - Welded specimen made of S1100QL high-strength steel with 5.3 mm thickness. Cut using NVEBC and welded using NVEBW in two steps on the same machine

Following the welding process, another heat treatment process or surface remelting could be employed to improve the properties of the weld, but these steps were not done for the particular weld presented here. The work-pieces were then marked with our institute logo to conclude the process-chain.

Conclusion

Non-vacuum electron beam processes offer high-power and high-power density where applicable. Both, the NVEB welding process as well as the cutting process make use of these properties leading to highly productive and economic manufacturing of steel parts relevant for crane building. NVEB-cut edges can be readily welded using the NVEB welding as was shown in an exemplary process chain for 5.3 mm thick high strength steel of grade S1100QL. Further processing steps such as pre-heating, post-heating, remelting or marking can also be performed with the atmospheric electron beam.

References

1. N. Murray, A. Beniyash, R. Konya, Fr.-W. Bach, T. Hassel: Non-Vacuum Electron Beam Cutting; International Electron Beam Welding Conference, FABTECH International and AWS Welding Show, Chicago, 17.-18. Nov. 2009

2. Hassel, T.; Murray, N.; Konya, R.; Beniyash, A.; Bach, Fr.-W. (2013): Nonvacuum electron beam cutting and welding—two partnering processes for fast and highly efficient metal working, In: Welding in the World 57 (3), S. 315–322.

3. Bach, Fr.-W.; Beniyash, A.; Lau, K.; Konya, R. (2009): Nonvacuum electron beam welding of structural steels, The Paton Welding Journal, Vol. 2009, Nr. 5, pages 22-26.
4. K.-R. Schulze, Schweißen & Schneiden compact knowledge, Volume 1e - Electron beam technologies, p. 64-75, ISBN: 978-3-87155-227-4, DVS Media, Düsseldorf, 2012

Robot-based non-vacuum electron beam technology with a plasma cathode EB emitter

N. Murray[1], A. Beniyash[1], S. Kornilov[2], N. Rempe[2], T. Hassel[1]

---

1 - Institute of Materials Science, Leibniz University Hannover, Germany
2 - Tomsk State University of Control Systems and Radioelectronics, Russia
E-mail: murray@iw.uni-hannover.de

Introduction

Electron beam (EB) guns with a plasma cathode based on the emission of electrons from a low-voltage reflector hollow cathode discharge [1], have long been used in the beam technologies [2, 3]. In contrast to the widespread triode guns figure 1a, guns with a plasma cathode are designed to operate as diodes, see figure 1b. Current control in such guns is performed without grid (Wehnelt) electrode. The advantage of such a beam current control is, in contrast to hot cathode triode guns, the electron-optical properties of the focused beam remain practically unchanged over the beam current range [4]. In addition, the self-adjustment of the emitting surface due to the ion layer on the walls of the plasma channel and the operation of the cathode in saturation mode means that if an electrical breakdown occurs, the beam current does not surge as in a triode and consequently the potential for damage to the workpiece is eliminated. The last-mentioned advantage is very important for industrial applications.

Due to these properties, we identified the concept of a plasma cathode EB gun with a diode setup to be a viable alternative for non-vacuum application of electron beam technology. To demonstrate this, a working prototype consisting of a compact and light-weight pressure stage system and a 60 kV plasma cathode EB gun for application on a standard industrial robot has been built. In a further step, the available high-voltage for this system will be raised to 120 kV to allow a larger working distance for a much greater variety of applications such as welding, brazing, cutting, marking or heat treatment.

Plasma cathode EB technology

Electron beam emitters for applications that need high power density at power of a few kW such as welding most often utilize solid state cathodes such as ribbon cathodes or rods. These types

are commonly realized as triode designs, with a grid electrode – or so-called Wehnelt cylinder – for fast switching of beam current. EB guns of this type can produce highly focussed electron beams with high power density and good beam quality. The solid state cathodes themselves are consumables and have to be frequently exchanged requiring accurate adjustment of the replacement part.

Other designs of EB emitters employ plasma for electron emission. Among these is the plasma cathode beam emitter using a Penning-type glow discharge used in our investigations. One major advantage of this type of beam emitter is the vastly prolonged life-time compared to ribbon or rod cathodes.

Within the broad range of the electron beam experts it has been widely believed that guns of this type provide a low beam current density due to the high electron temperature of the emitting plasma. According to our estimates, based on the known formula of Langmuir [5], for typical parameters of the plasma cathode, the theoretical minimum focus diameter of such an electron beam does not exceed a few tens of microns [4].

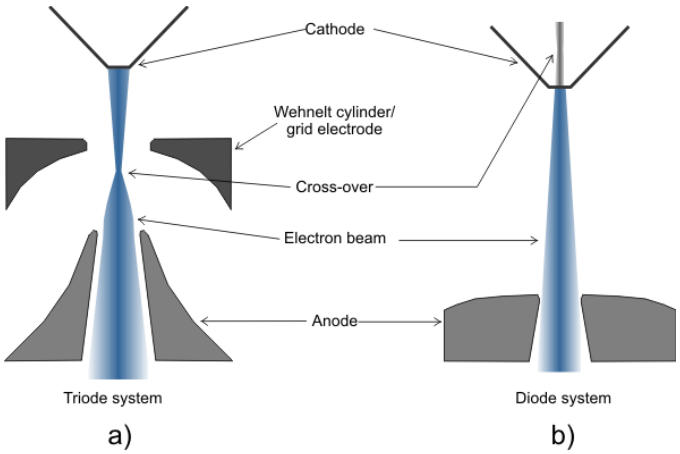


Figure 1 - Design of triode a) and diode b) systems [2]

However, in experimental work carried out over several decades such a small diameter has not been reached for beam emitters using discharge processes. The reason for this was an underestimation of the influence of the magnetic field of the discharge chamber on the properties of the electron beam in the accelerating gap and the drift space of the gun. After optimization of the magnetic field, electron beams with a power density of up to 10^7 W/cm² at 60 keV electron energy can be generated. In addition to the power density in the focal spot, the brightness of the electron beam is equally important to evaluate the electron-optical parameters of the gun. High brightness makes it possible to use plasma cathode EB guns for high-quality welding, applications involving pressure stage systems (non-vacuum, low-vacuum) or processes with high demands on beam quality such as EB drilling or rapid manufacturing or rapid prototyping. The results of our assessment of the beam generated by an electron gun with a plasma cathode taken from [2] and [3] are set out below.

Measurement of beam parameters

One of the most important parameters of an electron beam is its diameter. There are two general methods of measurement: a thin wire sensor moving at high speed across the beam (rotating

wire) or the beam being swept across a stationary sensor with the deflection system (scanning slit). The current density of an electron beam is usually distributed in the form of a Gaussian curve. Depending on the application, a diameter is defined as the width of an area covered with a fixed fraction of the maximum value or the integral of the distribution. The half value width (FWHM, Full Width at Half Maximum), well-established in industry and science for the characterization of electron beams, is used in this work. This is the width of the range in which the power density exceeds at least half the maximum value. In [1] and [2], measuring the diameter of the electron beam was carried out both by a slit and a rotating wire sensor. The beam diameter at a focal point was between 460 and 580 µm, the brightness was between $0.5 \cdot 10^{10}$ and $1.6 \cdot 10^{10}$ $A \cdot m^{-2} \cdot sr^{-1}$.

Welding tests with plasma EB gun in vacuum

Test pieces were made for qualitative evaluation of the measured parameters of the electron beam. For this, bead on plate welds were produced with 60 mA at a welding speed of 250 mm/min and 100 mA at 220 mm/min. The cross-sections of these samples are shown in Fig.8. A narrow and deep penetration profile with parallel walls characterizes the beam with a small divergence angle, which correlates with the results of measurements the beam parameters.

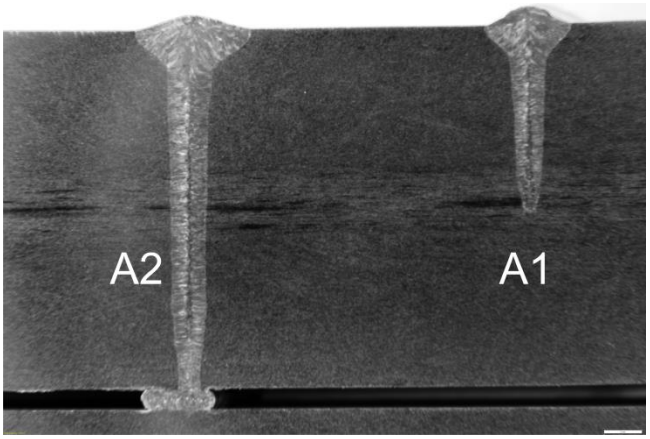


Figure 2 - Cross-section of the bead on plate welds with a distance between the work piece and the middle of focus coil of 518 mm. A1: I_b=60 mA, I_f=648 mA, welding speed 250 mm/min; A2 I_b=100 mA, I_f=637 mA, welding speed 220 mm/min [2]

Design of the pressure stage system

To test the feasibility of non-vacuum application of an electron beam from a plasma cathode based beam emitter a pressure stage system for the beam transfer had to be devised. As a result of the beam measurements, the beam diameter at a set focal length is known as well as the expansion of the beam diameter at several other points along the beam axis. This characteristic can be taken as a boundary condition for the development of the pressure stage system to allow atmospheric application of such a beam emitter. The beam diameter at a focal point 520 mm from the electron-optical lense system was measured to between 460 and 580 µm, the opening angle was $1.5 \cdot 10^{-3}$ to $2.7 \cdot 10^{-3}$ radian. The pressure stage system is therefore restricted to orifice diameters of no less than 1.5 mm. To allow for slight misalignment and to improve the safe operation of the device the orifice diameter used in

the pressure stage system were subsequently designed to be between 1.8 and 2.5 mm in diameter. The pumping systems were chosen accordingly.

With these boundary conditions it was practical to realize a three stage system. The first stage is pumped by conventional, mechanical pumps with pumping speeds of 500-1000 m³/h to produce a pressure of 3-6 mbar in that area. The second stage can be pumped either by a mechanical pump or by another, much smaller turbomolecular pump with approximately 70 l/s (~ 250 m³/h) to reach a pressure of $2 \cdot 10^{-2}$ mbar. This approach avoids long tubing from pressure stage to vacuum pump as the compact pump can be mounted directly on the system. The beam emitter would be pumped by a turbomolecular pump with a pumping speed of approximately 300 l/s to provide the pressure of ~ $5 \cdot 10^{-4}$mbar necessary for the operation of the plasma cathode EB emitter.

FEM analysis using ANSYS® CFX®

The system designed for this application was subsequently evaluated using ANSYS® CFX® [4]. Of special interest was the effect and arrangement of gas-dynamic parts used in the system such as the cross-jet and its positioning and form.

For the simulation, the medium was set to air with ideal gas properties. The surrounding atmosphere was introduced as an opening with standard conditions for temperature (293 K) and pressure (1013 mbar). Only the first and second stage were part of the simulation, as the high-vacuum conditions present in the beam emitter chamber are not covered by the mathematic description used in ANSYS® CFX®. See Figure 3 and Figure 4for velocity contour plots and pressure charts gathered from this simulation.

The pumps were introduced as normal velocity at the outlets. The speed was set to represent to pumping speed that can be expected from the pumps used for the system and the length of the tubing. Optimum conditions - i.e. lowest pressure in stage 2 - is reached, when the stagnation zone between the colliding gas-flows coming from the cross-jet and from the drawn in air from the atmosphere is positioned directly at the transition orifice to stage 2.

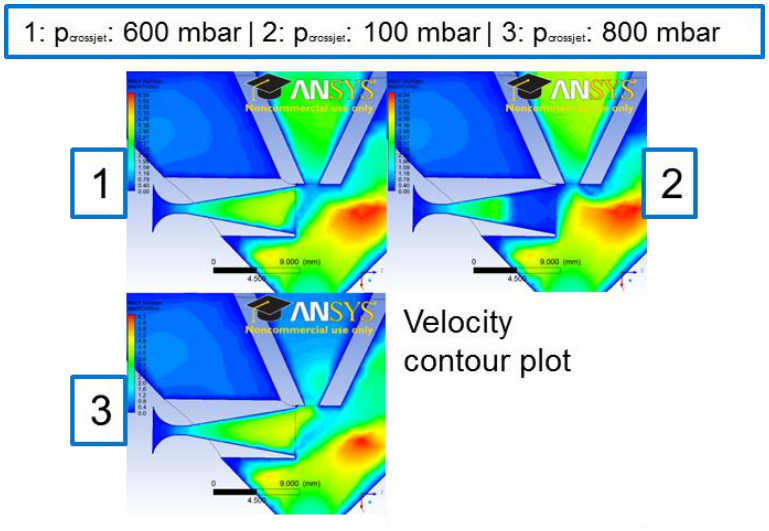


Figure 3 - ANSYS® CFX® simulation of the gas flow into stages 1 and 2 for different pressures of the cross-jet

Displayed is the contour of the Mach number at a plane at the centre of the pressure stage system. Optimum condition (i.e. lowest pressure in stage 2) is reached, when the stagnation zone between the colliding gas-flows coming from the cross-jet and from the drawn in air from the atmosphere is positioned directly at the transition orifice to stage 2.

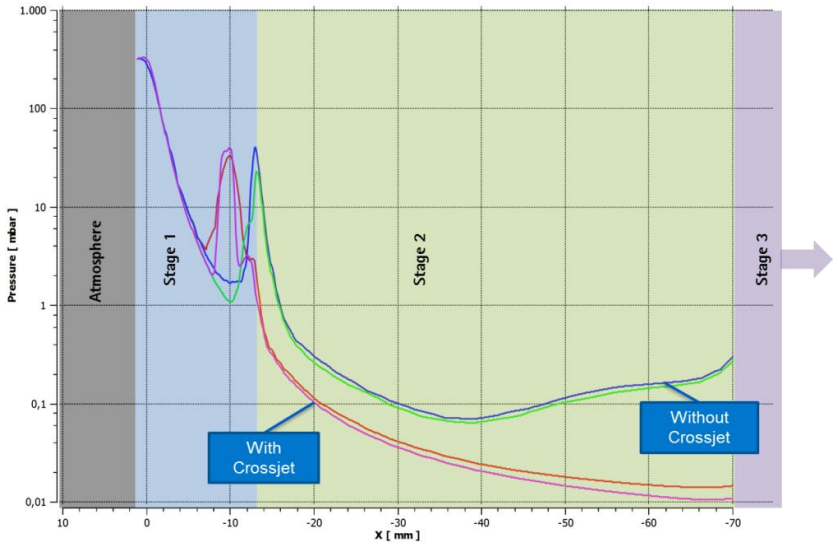


Figure 4 - Pressure diagram along the beam axis for different designs of the cross-jet. Both, with pressurized cross-jet and without

Manufacturing and testing of the new system

The design was subsequently built and tested. The pumps used for the set-up were a 150m^3/h rotary piston pump (Leybold E-150), 1000 m³/h roots pump (Leybold WA1001), a 70 l/s-turbomolecular pump (Leybold SL80) and a Balzers Pfeiffer TPU520-300 turbomolecular pump with a pumping speed of 300 l/s. This pumping system was light weight and economic. This is mainly due to the use of a turbomolecular pump for stage 2 instead of a heavy mechanical pump connected with long and stiff tubes. The whole setup weighs less than 100 kg and could thus be mounted on an industrial robot (Kuka KR150) available at our lab (Figure 6). To verify the Ansys simulation the measured pressures in the system are compared to results from the simulation. See Table 1 for the comparison.

Table 1 - Comparison of the pressure as simulated by Ansys® CFX® and as measured with the completed pressure stage system

	Ansys CFX Pressure [mbar]	Measured value Pressure [mbar]
Stage 1	6.5	5.9
Stage 2	2.0e-2	3.2e-2

Despite only 60 kV acceleration voltage, up to 70% of the available beam current could be transferred from the vacuum chamber to the atmosphere (Figure 5). Currently, plasma EB guns are under development that offers up to 120 kV acceleration voltages. Due to the reduced scattering with air, the efficiency of the beam transfer can be expected to increase drastically with higher voltage.

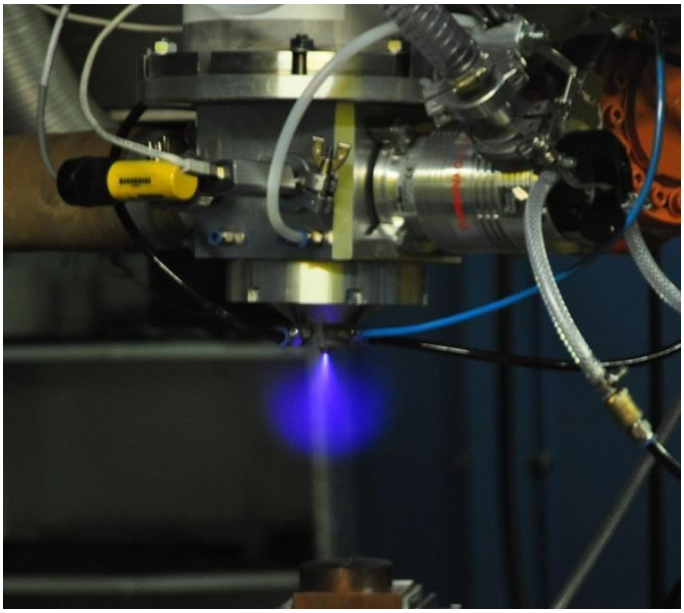


Figure 5 - 60 kV Electron beam exits from the pressure stage system. Currently only 60 kV acceleration voltage were available for plasma EB emitters

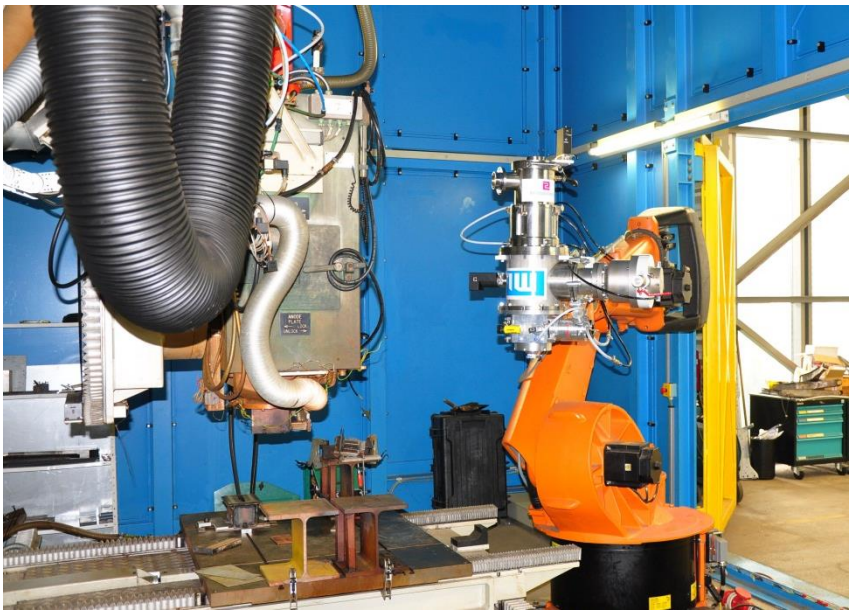


Figure 6 - The new pressure stage system mounted on an industrial robot next to a conventional EB gun with a ribbon cathode

Conclusion

This study of feasibility for plasma cathode-based EB emitters for non-vacuum application proved very successful. Despite only 60 kV acceleration voltage a working pressure stage system could be realized. This system is light-weight and can be handled using an industrial robot. The system is a versatile tool for a large number of processes such as welding, cutting, and brazing as well as many other methods of thermal processing of materials. Higher acceleration voltage is deemed necessary for a wider set of application and to improve the efficiency of the system further.

Acknowledgements

We would like to thank our partners Perndorfer Maschinenbau KG who support our research with great enthusiasm and expertise.

References

1. Galansky, V.L., V.A. Gruzdev, I.V. Osipov, and N.G. Rempe. Physical processes in plasma electron emitters based on a hollow-cathode reflected discharge. J. Appl. Phys. Volume 27, 1994, pages 953-961.

2. N. Rempe, S. Kornilov, A. Beniyash, N. Murray, T. Hassel, C. Ribton (2014): Characterisation of electron beams generated by a plasma cathode gun, E&E – Electrotechnica & Electronica, 49 (5-6), 2014, 242-248, ISSN: 0861-4717

3. Kornilov, S., Rempe, N., Beniyash, A., & Murray, N. (2014, November). On the focused beam parameters of an electron gun with a plasma emitter. In Journal of Physics: Conference Series (Vol. 552, No. 1, p. 012004). IOP Publishing.

4. ANSYS® Academic Research, Release 15.0

Toughness evaluation of EB welds

C. Wiednig, N. Enzinger

Graz University of Technology, Austria
E-mail: christopher.wiednig@tugraz.at

Introduction

In 1884 L. v. Tetmajer introduced an impact test on notched T-beams to qualify ingot steel (Flusseisen) instead of wrought iron (Schweisseisen) [1]. He measured the energy, which was consumed by the specimen until breaking and described it as deformation energy. In 1901 Augustin Georges Albert Charpy was reporting about this work on the 3rd travelling exhibition of the International Association for materials testing. In 1906, the Brussels congress agreed on the importance of a testing procedure with notched bars and the science of fracture mechanics become a important approach in design [1, 2]. Till today the Charpy impact test is the most important procedure regarding ductility testing of materials. The Charpy impact test is the most frequently performed mechanical material test next to the tensile- and the hardness test. It is, compared to fracture mechanic tests (CT, CTOD), easy to carry out but the result cannot be used for dimensioning. The measured impact energy is a qualitative value and can just be used for comparison [3]. The execution and evaluation of the Charpy test is defined in the ISO standard 148-1:2010 and ISO 9016:2011 [4]. Due to the higher probability of flaws in welds, ductility is here from significant importance. Unfortunately proper toughness evaluation of welds is way more difficult than for a homogeneous material. Because of the very local heat input, a weld offers various zones with different microstructures and therefore different properties (metallurgical notch). In the work of Neves et al. [5] and Elliot [6] the influence of varying welding parameters on the microstructure and subsequently the toughness was investigated. They showed that a change of heat input results in different weld seam toughness values. Another problem in toughness evaluation of welds is the very local response of weld imperfections. Quintana et al. [7], Satho et al. [8] and Toyoda et al. [9] focus on local brittle zones which can affect crack initiation and growth in a drastic way. Clevage can be initiated in an otherwise ductile material. This fact is proven by the statistical distribution of ductility values which are not well bell curve distributed as other mechanical properties like the ultimate tensile strength. In high energy density welding procedures further problems occurs in addition to the before mentioned:

- Narrow fusion zones
- High overmatching situations ($UTS_{FZ} >> UTS_{BM}$)

Fracture path deviation (FPD) occurs as a result of these circumstances. FPD is a well-known problem in toughness testing of narrow welds. The crack deviates away from the notch plane in the fusion zone (FZ), into the heat affected zone (HAZ) and into the base material, providing very high toughness values and leaving the FZ untested (see Figure 1). FPD occurs in Charpy testing as well as in fracture mechanic testing. So far this problem has been addressed in several publications [6, 8, 10–17] and different solutions to overcome this problem have been presented. Crack tip opening

displacement tests in different modes were performed in some of the before mentioned publications [10, 11, 14–17]. Research on detecting the ductile-brittle transition temperature was done by Baryraktar et al. in [2, 18, 19]. They were carrying out impact tensile test to eliminate the influence of specimen bending and investigate pure crack initiation. Goldak et al. [12] instead were using a standard notched specimen but specimens were taken in longitudinal direction out of the weld with the notch transverse to the weld direction (Cross weld Charpy test). Another approach to overcome FPD is producing a wider FZ by placing three welds next to each other (3-Weld method) [15]. Other studies report of testing Side notched specimen. There, two additional notches are placed in the side planes of standard Charpy specimens [8, 13, 15]. Although a lot of research had been done over the last 30 years, little attention has been paid from standardisation institutes. In the standard ISO 15614-11:2004 «Specification and qualification of welding procedures for metallic materials- Welding procedure test- Electron and laser beam welding» [20], the toughness evaluation is left vague and can be defined by the customer. However, the author is aware of certain cases where an implementation of electron beam welding was rejected due to the absence of a proper respectively accepted toughness qualification of EB seams. The intention of this paper is to present a solution for a certain case where the toughness evaluation for EB welds was necessary and a standard Charpy test failed due to FPD (Figure 1). In this work, toughness was investigated with standard Charpy samples and side notched Charpy samples. A key issue therefore is that side notched specimen are cheap to produce and can be tested with the same device as the standard samples. Moreover earlier studies have shown [13, 15] that the absorbed energy of the side notched Charpy impact test can be related to the absorbed energy of the standard Charpy test.

Experiments

The present paper describes the toughness evaluation of electron beam welded soft martensitic steel (1.4313). The composition is listed in Table 1. The ultimate tensile strength of the base metal (UTS BM is 880 MPa, the hardness is around 285 HV and the impact energy at -20°C was measured with 131 J. The minimum required toughness for the welded material at -20°C is specified with 27 J. For investigation, weld samples with thickness of 20 mm and 100 mm were used. Welding was carried out with a probeam universal chamber machine, equipped with a 45 kW EB-gun. The samples were welded in PA position, using a metal backing. Welding parameters are shown in Table 2. In a previous test the seam area with the lowest toughness values was estimated by varying the notch position.



Figure 1 - Fracture Path Deviation

Table 1- Composition 1.1413

C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	N
max. 0.029	0.04	0.85	13.0	0.55	4.20	0.04

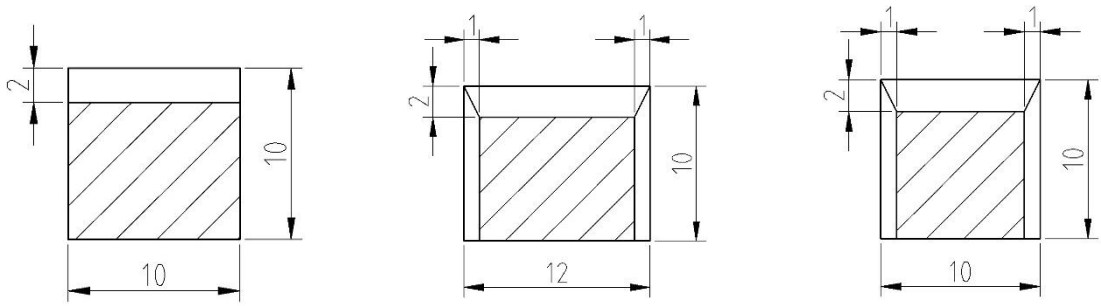
The lowest toughness values were found in the weld centreline. Consequently all samples tested in this work were notched in the seam centre. The Charpy samples were taken from the top and the middle of the weld. The prior testing showed that for these two positions the toughness values are equal and the scattering was less compared to samples taken from the root of the weld. The impact tests were carried out with three different specimen geometries (see Figure 2):

- standard Charpy V-notch specimen (Std)
- side notched specimen (SN12) with a 10 x 12 mm cross section
- side notched specimen (SN) with a 10 x 10 mm cross section

Notches were machined with a standard Charpy notch milling tool. The main notches have a depth of 2 mm whereas the side notches were machined with a depth of 1 mm. All notches were machined after etching the milled specimens to place the notch exactly in the seam centre. Charpy energy in all cases was measured at -20 ° C. A standard Charpy impact hammer with a maximum energy of 300 J was used. Specimens were tested in as welded (AW) and in post weld heated treated (PWHT) conditions. The post weld heat treatment was performed with a heating rate of 50°C/h till 580°C. After keeping the specimen one hour at this temperature, they were cooled down to room temperature with 50°C/h. For every testing condition at least three samples were tested. According to the standard, the mean value of the tested samples gives the absorbed energy. Samples which did not break were excluded from calculation. The full carried out test matrix is shown in Table 3.

Table 2 - Welding Parameters

Thickness (mm)	Power (kW)	Welding speed (mm/s)
20	9.0	12.0
100	37.5	2.1



(a) Std Specimen (b) SN12 Specimen (c) SN Specimen

Figure 2 - Specimen Geometries, Cross-section in the Notch Plane

Table 3 - Charpy Test Matrix

20mm Welds

20mm	**Std**	**SN12**	**SN**
AW	✓	✓	✓
PWHT	✓	✓	✓
BM	✓	-	✓

100mm Welds

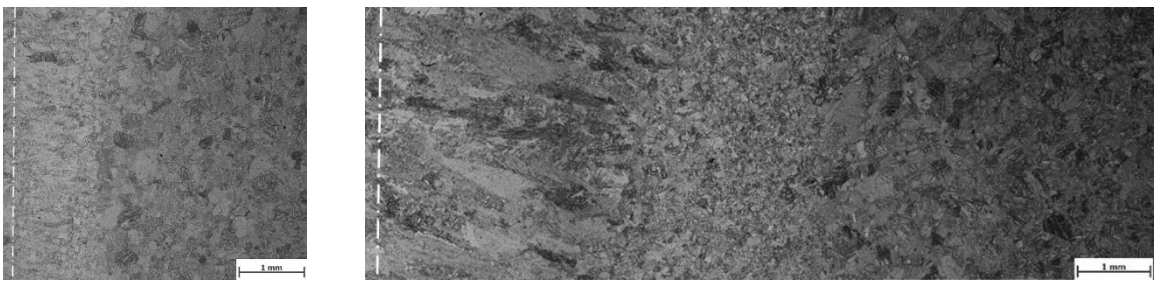
100mm	**Std**	**SN12**	**SN**
AW	✓	✓	✓
PWHT	✓	✓	✓
BM	✓	-	✓

Results

The following section presents the results of the investigations. Outcomes are divided in three subchapters. In advance to toughness testing the microstructure and the hardness of the welds were investigated. The results of the Charpy impact test for the 20 mm samples and the 100 mm samples are presented in separate sub chapters.

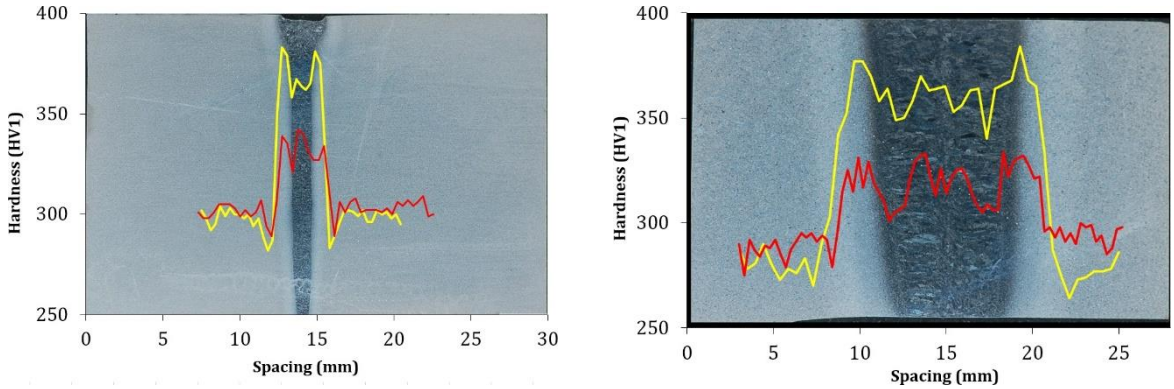
Microstructure

Prior to toughness testing the microstructure of the welds was investigated. In Figure 3, half of the FZ and the HAZ is displayed. The seam width in the 20 mm weld sample is approximately 2 mm. A fine grained heat affected zone can be recognised next to the fusion line with a width of less than half a millimetre. The 100 mm sample shows a FZ with approximately 6 mm width. In this case a fine grained heat affected zone of about 2 mm can be recognised. A coarse grained zone could not be identified. The dendritic grains in the FZ in the 20 mm seam are distinctive smaller than the grains in the 100 mm seam. Since Charpy impact tests are carried out in as welded and in post weld heat treated conditions a hardness test according to Vickers was performed in both conditions. Hardness lines were measured across the FZ and the HAZ, at half seam depth. Spacing between the imprints was set to 0.7 mm. Figure 4 shows the impact of the PWHT. Hardness and consequently the overmatching, between base metal and weld seam, could be decreased. The seam hardness after the PWHT was, according to ISO standard 15614-1:2004 below the requested 350 HV. The mismatch ratio M is calculated as $M=HV_{FZ}/HV_{BM}$. Average mismatch ratio between the base material and the FZ in as welded condition was calculated as $M_{AW}=1.31$ and for the PWHT condition $M_{PWHT} = 1.16$.



(a) 20 mm Weld (b) Microstructure 100 mm Weld

Figure 3 - Microstructure of FZ and HAZ



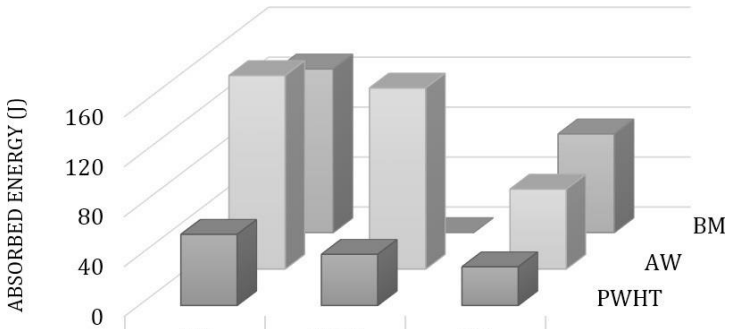
(a) Hardness Line 20 mm Weld b) Hardness Line 100 mm Weld

Figure 4 - Hardness Lines, AW (yellow) and PWHT (red)

Toughness of 20 mm Welds

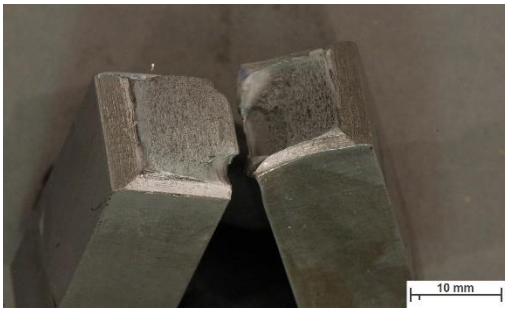
The average impact toughness of the 20 mm welds is displayed in Figure 5. Values which are not valid according the standard (specimen is not fully broken; fracture does deviate out of the FZ) are marked with an asterisk. For specimens in AW conditions with standard notch (AW-Std) no regular values could be measured due to fracture path deviation (see Figure 1). Toughness values are extraordinary high and outreach the values of the base material. Lateral expansion exceeded 1.5 mm for all specimens in this group. The SN12 specimen with the side notches (AW-SN12) did not return valid results either. Samples did not fully fracture and inner FPD (fracture plane is curved within the notches, see Figure 6) occurred. The fracture path actually crosses HAZ and base material. The values for the AW-SN12 group also exceed the value of the base material. Specimen with standard 10 x 10 mm geometry and side notches (AW-SN) did respond valid values. Some of the specimens also show this inner FPD but others broke with a flat brittle looking fracture. The absorbed energy reached 80% of the side notched base metal specimens (BM-SN). Lateral expansion did not exceed 0.5 mm.

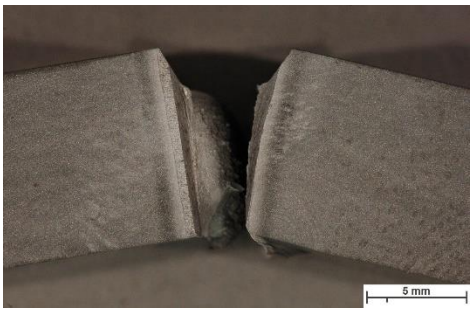
The situation for the post weld heat treated specimen is more obvious. For all tested groups (Std, SN12 and SN) valid results could be measured. The PWHT-Std specimen fractured with a straight fracture plane with 100% crystallinity; lateral expansion was 0.5 mm. Both side notched geometries (SN and SN12) fractured also in brittle manner but with smaller lateral expansion (<0.5 mm).



	Std	SN12	SN
PWHT	57	41	31
AW	155*	145*	64
BM	131	-	79

Figure 5 - Absorbed Energy of the 20 mm Specimen (* not valid values)



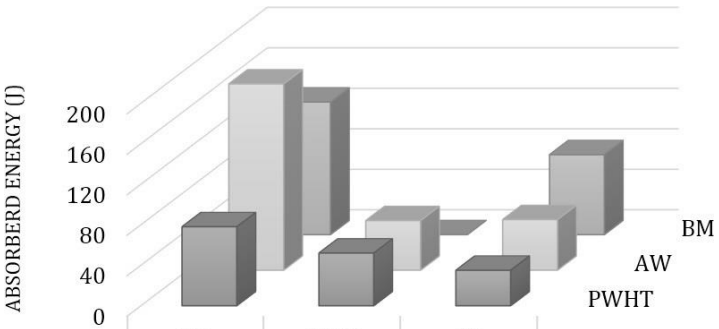


(a) Fracture Surface (b) Fracture Path

Figure 6 - Inner Fracture Path deviation, AW 20 SN12 & AW 20 SN

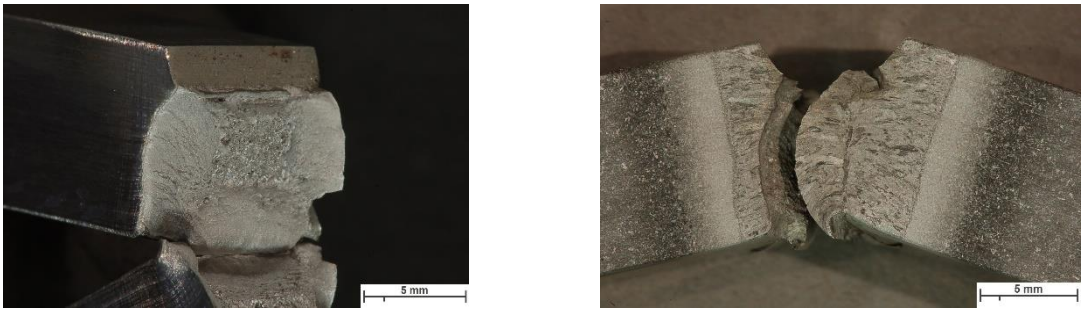
Toughness of 100 mm Welds

The average impact toughness of the 100 mm welds is displayed in Figure 7. Values which are not valid according to the standard are marked with an asterisk. The standard specimen in AW conditions offer no valid result since no sample broke fully. The fracture is clearly ductile with distinctive shear lips and the fracture path did not leave the FZ (see Figure 8). Lateral expansion was measured with up to 2 mm. The specimen with the side notches in AW conditions (AW-SN12 and AW-SN) respond valid results according the standard; all samples broke fully and no FPD occurred. The fracture plains are flat with a fully crystalline appearance and show a lateral expansion of approximately 0.2 mm. In the PWHT-Std group two samples did not break fully (values around 180 J, lateral expansion >1.5 mm, noticeable shear lips). Other PWHT-Std specimen fractured brittle with a rough crystalline surface. Small shear lips can be recognised. Lateral expansion was measured with 0.9 mm. All side notched specimen (SN12 and SN) in the 100 mm PWHT group behaved comparable to the PWHT side notched specimens in the 20 mm group. All specimen return valid values. Fracture surface appears brittle and flat with lateral expansion around 0.4 mm. No shear lips were found.



	Std	SN12	SN
PWHT	78	52	35
AW	184*	49	50
BM	131	-	79

Figure 7 - Absorbed Energy of the 100 mm Specimen (* not valid values)



(a) Fracture Surface (b) Fracture Path

Figure 8 - AW-Std 100 mm, Fracture Surface & Fracture Path

Discussion

In several publications the advantages of EBW, especially in thick walled welding are mentioned. A low overall heat input and the high cooling rate of this process is a significant characteristic. These circumstances lead to a narrow FZ and a small HAZ with a fine grained microstructure. A coarse grained zone was not detectable (see Figure 3). Generally, fine microstructures provide good toughness values. So in EBW the HAZ is, compared to most other welding procedures, not the critical area regarding ductility [10]. Previous research of Bezensek et al. [10] demonstrated that the lowest ductility in beam welding is the weld centreline. The high cooling rates also lead to high hardness in the FZ and in the HAZ (see Figures 4) which is not favourably regarding ductility. Other studies have shown that a narrow area with high hardness does not generally lead to toughness problems (see [21]). However, high hardness in the FZ causes a high mismatch ratio between base metal and FZ [22]. As our findings show, this overmatching is essential for FPD; for AW specimen FPD was often observed whereas in PWHT conditions nearly no FPD occurred. In literature [6, 11, 12, 14] this is explained with the so called Plastic Hinge mechanism. In narrow welds, the stress field in front of the crack tip extends to the base material. Due to lower strength of the BM, UTS in the base metal is reached before the weld metal reaches its UTS or even yield strength. This lead to a ductile collapse in the base material before a crack can be initiated in the FZ. In this case, the received Charpy value does not represent the toughness of the weld, only the energy

which is absorbed by the joint. The author of this paper interviewed several material testing institutes were FPD was interpreted as high ductility of the weld. In 1977, Goldak et al. [12] introduced the cross weld Charpy test (CWCT) were the Charpy specimen is machined alongside the weld and the notch is perpendicular to the welding direction. In this test, the crack has to pass the FZ but also, depending on the width of the weld, the HAZ and the BM. Consequently, the measured Charpy value has no meaning, respective the toughness in the FZ, but the ductile brittle transition temperature can be estimated with a microscopic analyse of the fracture surface. Furthermore, because of the anisotropic microstructure of a weld, impact tests along and transverse the welding direction are not directly comparable. Notwithstanding this facts, some testing institutes are interpreting the, in the CWCT, measured absorbed energy as toughness value. The notched Charpy specimen, applied in this work can suppress FPD in most cases. The side notches cause a multi axial stress state and fracture is forced within the notched plane. Thus, absorbed energy becomes significant lower compared to the standard specimen. Shear lips and lateral expansion are suppressed by the side notches and the specimen fractures brittle. These results are affirmed by Hagihara et al. and Satoh et al. [13, 23]. To conclude, the side notched Charpy impact test returns very conservative toughness results. The quantitative influence of the side notches on the toughness can be seen from Figure 5 and Figure 7. The side notched base material BM-SN reached about 60% of the BM-Std value. Taking into account that the SN specimen only has a cross-section of 64 mm 2 the specific toughness value of the SN-BM reaches 75% of BM-Std. These findings correlate with values found by Hagihara et al. for laser welded ultra-fine grained steel in the upper shelf area (see Figure 5 in [13]). This correlation between SN and Std specimen was also found for the PWHT samples. As stated in [13] the not existing shear lips in the side notched specimen are a main reason for the lower toughness value. Although, all side notched specimen, returning a valid result, fractured in brittle manner; low lateral expansion, flat fracture surface and crystalline appearance, the impact toughness is, in this case, is above the required minimum of 27 J. Additionally to that, ductile fractured areas were found on the fracture surfaces of all tested specimen. Even the macroscopic appearing brittle fractures of the side notched samples turned out, to be partial ductile (see Figure 9).

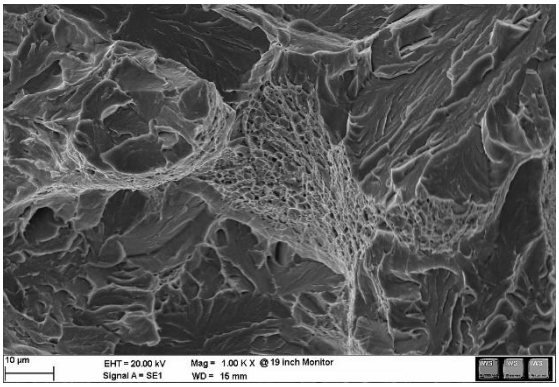


Figure 9 - Fracture Surface of Straight fractured specimen with valid values

Conclusion

The present work shows that toughness evaluation of narrow and overmatching weld seams is a challenge. In order to be able to get valid results, the standard test geometry has to be adapted. Therefore the received results cannot be compared directly with the standard Charpy values. Nevertheless a clear statement can be given about the utilisation of a seam according to the welding procedure qualification standard. The results of this work may be summarised as follows:

• Toughness evaluation of 2 mm wide welds with standard notched Charpy specimen is not possible due to fracture path deviation

• Also with side notched specimens fracture path deviation within the fracture plane is possible

• All kinds of FPD indicate considerably higher toughness values, than actually present

• Specimen with 6 mm wide welds in AW conditions did not break as a result of high toughness.

• Side notched specimen without FPD show macroscopic brittle fracture but still return proper toughness values due to microscopic ductile fractured areas

• Decreasing the mismatch ratio of the joint applying a post weld heat treatment leads to a valid testing for standard Charpy specimen as well as for side notched specimen

• Toughness of EB welds in 1.4313 steel can be assumed as sufficient

The side notched specimen show due to the multi axial stress state lower toughness values compared to the standard specimen (cp. [13, 15]). For that reason it can be assumed that a side notched value is conservative toughness estimation and a reliable confirmation that the toughness exceed the required 27 J at -20°C. Our findings clearly show that in this case EBW joints have sufficient toughness.

Outlook

This paper provides a recommendation for toughness evaluation if standard toughness testing fails. However some questions are still unanswered and will be investigated in ongoing work.

• Fracture surface investigation of side notched Charpy specimen by means of scanning electron microscope.

• Weld metal toughness tests of the actual used welding procedure (TIG, GMAW) for this material have to be carried out to compare EBW and TIG resp. GMAW.

• More sophisticated methods (fracture mechanics test: CT, CTOD) is needed to verify and quantify toughness results.

• Future research might concentrate on finding a standard based toughness evaluation method for high energy welding procedures.

References

1. H Blumenauer. 100 Jahre Kerbschlagbiegeversuch nach Charpy. Materialwissenschaft und Werkstofftechnik, 32(6):506–513, 2001.

2. E. Bayraktar, D. Kaplan, F. Schmidt, H. Paqueton, and M. Grumbach. State of art of impact tensile test (ITT): Its historical development as a simulated crash test of industrial materials and presentation of new “ductile/brittle” transition diagrams. Journal of Materials Processing Technology, 204(1-3):313–326, August 2008.

3. E Macherauch and Hans-werner Zoch. Kerbschlagbiegeversuch. In Praktikum der Werkstoffkunde, pages 281–288. Vieweg+Teubner Verlag, Wiesbaden, 2011.
4. ISO. ISO 148-1 - Kerbschalgbiegeversuch nach Charpy. 2010.
5. J. Neves and A. Loureiro. Fracture toughness of welds - effect of brittle zones and strength mismatch. Journal of Materials Processing Technology, 153-154:537–543, November 2004.
6. S Elliott. Electron Beam Welding of C–Mn Steels–Toughness and Fatigue Properties. Weld. J., (January):8–16, 1984.
7. MA Quintana, SS Babu, Jeff Major, Craig Dallan, and Matt James. Weld Metal Toughness: Sources of Variation. In 8th ASME International Pipeline Conference 2010, pages 559–608, Calgary, Canada, 2010.
8. K Satho and M Tozoda. Effect of mechanical heterogeneity on fracture toughness evaluation of steel welds. Transactions of the Japan Welding Society, (74), 1985.
9. Masao Toyoda and Zdravok Praunseis. The transferability of fracture-mechanics parameters to fracture performance evaluation of welds with mismatching. MATERIALI IN TEHNOLOGIJE, 34(6), 2000.
10. B Bezensek and JW Hancock. The toughness of laser welded joints in the ductile–brittle transition. Engineering fracture mechanics, 2007.
11. G Cam, S Erim, C Yeni, and M Kocak. Determination of mechanical and fracture properties of laser beam welded steel joints. WELDING JOURNAL-NEW YORK-, (June), 1999.
12. JA Goldak and DS Nguyen. A fundamental difficulty in Charpy V-notch testing narrow zones in welds. Weld. J.(Miami, FL, US), pages 119–125, 1977.
13. Y. Hagihara, S. Tsukamoto, and T. Otani. An Evaluation Method for Laser Weld Metal Toughness by Side-Notched Charpy Test. Welding in the World, 49(7-8):21–27, January 2005.
14. T Moltubakk, C Thaulow, and ZL Zhang. Application of local approach to inhomogeneous welds. Influence of crack position and strength mismatch. Engineering fracture mechanics, 62:445–462, 1999.
15. APY Takashima and Fumiyoshi Minami. Fracture Toughness Evaluation of Laser Beam-Welded Joints of 780 MPa-Strength Class Steel. Welding in the World, 53(11-12):R304–R311, January 2009.
16. Yasuhito Takashima, Tatsuya Nishi, Hiroto Shoji, Mitsuru Ohata, and Fumiyoshi Minami. Evaluation method for Charpy impact toughness of laser welds based on lateral contraction analysis. Welding in the World, 58(3):289–295, February 2014.
17. Haiquan Zhang, Yanhua Zhang, Liuhe Li, and Xiangsheng Ma. Influence of weld mis-matching on fatigue crack growth behaviors of electron beam welded joints. Materials Science and Engineering: A, 334(1- 2):141–146, September 2002.
18. Emin Bayraktar, Damien Hugele, J.P Jansen, and Dominique Kaplan. Evaluation of pipeline laser girth weld properties by Charpy (V) toughness and impact tensile tests. Journal of Materials Processing Technology, 147(2):155–162, April 2004.
19. Emin Bayraktar, Dominique Kaplan, Christophe Buirette, and Marc Grumbach. Application of impact tensile testing to welded thin sheets. Journal of Materials Processing Technology, 145(1):27–39, January 2004.

20. ISO. ISO 15614-1 - Schweißverfahrenspr¨ufung, Lichtbogen- und Gasschweißen. 2005.
21. C Wiednig, C Lochbichler, N Enzinger, C Beal, and C Sommitsch. Dissimilar Electron Beam Welding of Nickel base Alloy 625 and 9 % Cr Steel. Procedia Engineering, 86:184–194, 2014.
22. E J Pavlina and C J Van Tyne. Correlation of Yield Strength and Tensile Strength with Hardness for Steels. Journal of Materials Engineering Performance, 17(December):888–893, 2008.
23. Kunihiko Satoh, Masao Toyoda, Kazuhiro Nohara, Shunichi Takeda, and Michisuke Nayama. Notch Toughness Evaluation of HT80 Electron Beam Weld Metal by Charpy Test. JOURNAL OF THE JAPAN WELDING SOCIETY, 51(8):679–686, 1982.

Laser beam welding of thick materials under the influence of a local reduced ambient pressure

A. Schneider, A. Gumenyuk, M. Rethmeier

Federal institute for materials research and testing, Germany
E-mail: andrey.gumenyuk@bam.de

Introduction

Since the development of industrial high power high brightness lasers during the last decade, new technological horizons for their industrial applications are opened. Joining thick steel plates in the field of shipbuilding, offshore wind power or pipe laying are only few possible application fields where advantages via substitution of conventional gas metal arc welding technology by laser beam welding would bring a significant economic impact. Nevertheless some deficits in understanding of the physical phenomena influencing process stability, which take place during welding processes involving high power lasers is still present. These restrict their effective application especially for welding of materials with higher thickness beyond 10 mm.

Prior to the new generation of high power solid state lasers (both Yb fiber lasers and Yb:YAG disk lasers belong to this group) the niche of multi kilowatt laser systems for materials processing was occupied by high power CO_2-lasers. It is believed that mechanisms of interactions between a CO_2-laser radiation at 10.6 μm wavelength and materials is well known. According to the prevailing opinion, a plasma plume containing ionised metal atoms exists due to material evaporation from keyhole during laser welding. Free plasma electrons are capable to absorb the energy of laser radiation due to inverse Bremsstrahlung mechanism [1] so increasing their kinetic energy. This can lead to formation of new electron-ion pairs by collision ionisation and in long run increases the ionisation degree of the plasma, which absorbs more laser power. If the power density exceeds a certain threshold value, the avalanche like ionisation leads to the optical breakdown in plasma absorbing a

total power of the laser beam. This typical threshold value could be increased by use of shielding gas with high ionisation potential like argon or helium [2].

Compared to CO_2-lasers, the high power fiber and disk laser have 10 times smaller wavelength in range of 1 μm, which leads to completely different mechanism of interaction with evaporation products. The laser radiation absorption due to inverse bremsstrahlung mechanism becomes two orders of magnitude lower for the same intensity of the laser beam, thus the vapour plume escaping the keyhole is not heated during its propagation by the laser beam and is in oversaturated condition upon expansion having relative low temperature [3]. In this situation the volumetric condensation can take place [4], so that fume like plume constituted by small nano-size condensed particles forms over the workpiece surface. This phenomenon has been experimentally observed for high power fiber laser beam welding [5]. The average size of the condensate clusters has been measured by two wavelength method [6] occurred to be in range of 30 nm - 80 nm. Dynamics of the vapour plume has been investigated in [7]. It has been shown, that spatial fluctuation of the plume height take place with a characteristic frequency of 2 kHz – 3 kHz. Owing to Rayleigh and Mie-scattering mechanisms, which estimated to be prevailing over other possible energy dissipation mechanisms like thermal refraction, absorption and refraction in plasma etc. [8], a significant attenuation of laser beam of about 10 % in average [9, 10] take place at the target surface. The time scale of plume fluctuations correlates with dynamic of extinction variation of the probe laser beam passing through the vapour plume [11]. The similar dynamic is awaited for high power laser beam transmitted through the plume of fluctuating length. This expected to be even more important factor influencing the process stability as an absolute value of extinction.

These negative influences can be prevented by the help of a vacuum [12]. In resent time a number of experimental studies on laser welding with high power fibre and disk laser in vacuum chambers have been conducted by different research groups. High speed video observations show, that intensity of the vapour plume reduces gradually as the pressure drops and this vanishes at ambient pressures below 100 mbar. In the same, time this effect accompanied by change in the geometry of melted zone of laser welds. The weld width decreases and the penetration depth increases as the pressure values decrease [13, 14]. Due to the low pressure the free path length of the vapour atoms increases and the evaporation temperature decreases which results in less condensation of the nanoparticles. Experimental measurements of probe laser beam extinction at subatmospheric laser beam welding have revealed drastic drop of absorption at pressures below 200 mbar [11].

Mentioned here advantages of laser beam welding in vacuum are connected with some limitations of the process because a vacuum chamber restricts the workpieces dimension and extends the evacuation time. An advanced welding technology is the laser beam welding with a local and mobile vacuum cap. This technique enables a low pressure around the molten pool and is movable in welding direction [15].

Novel vacuum cap

A movable vacuum cap was designed to generate a reduced pressure in a small area around the keyhole. The zone with the vacuum is separated from the ambient pressure with an aerodynamic

window as a pressure stage, see Figure 1. This aerodynamic window consists of a Laval nozzle. Due to the constriction and following widening in the nozzle, the velocity of the airflow reaches supersonic speed which is directed in an arched path and runs out in a diffuser. The area with the arched path is designed according to the potential vortex principle (black color) and produces concentric streamlines around the center of the whirl. With growing distance from the whirl center the velocity in the streamline decreases but the pressure increases. The cavity pressure (gray color) in the direction of the whirl center is lower than the more distant streamlines at the ambient pressure side. This effect is used as a pressure stage and separates the two pressure areas.

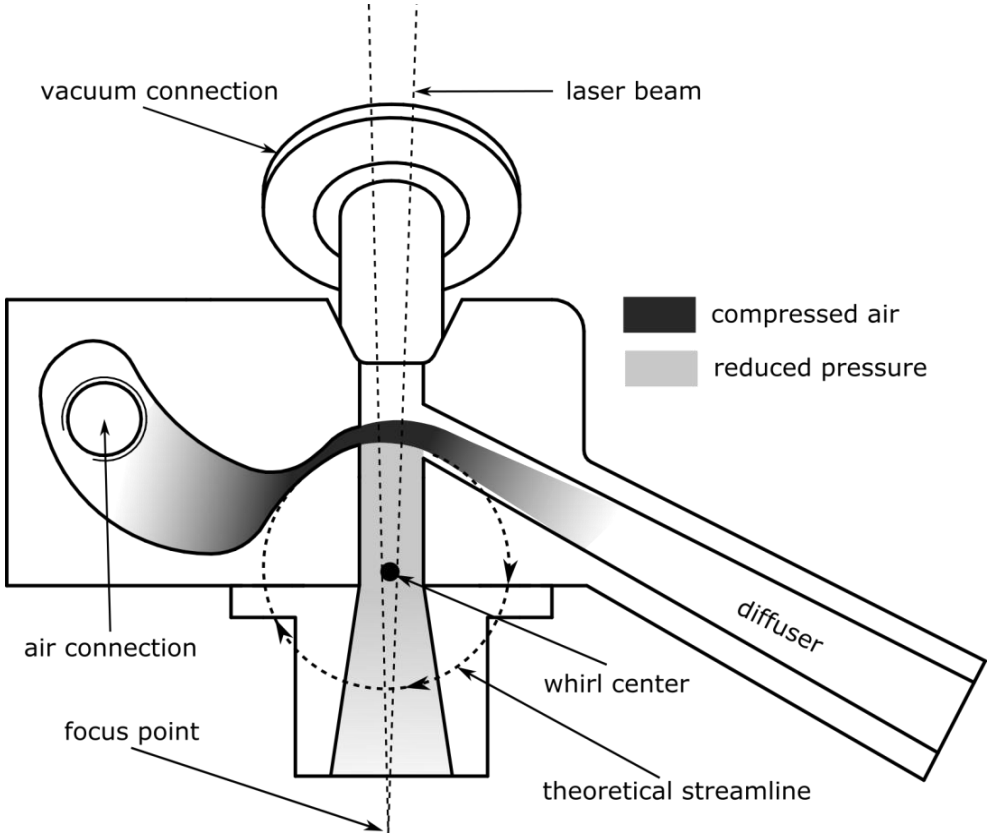


Figure 1 - Schematic representation of the aerodynamic window

Due to the concentric streamlines and the outcome of the lower pressure in the whirl center, a lower pressure than the ambient pressure in the cavity is generated. This evacuates the cavity and generates a reduced pressure. For a mobile application, a small gap between workpiece surface and vacuum cap is needed. Thereby a leakage of pressure is inevitable and for compensation a rotary vacuum pump is connected. The monitoring of the pressure value occurs due to the connection by the trailing cap, see Figure 2. This trailing cap protects the cooling down weld seam against the ambient influence and has the same pressure like the cavity with the vacuum pump. The length of the lateral fixed diffuser is designed in such a way, that the deepest points do not touch the workpiece surface. Inside the diffuser, there is an expanding profile with an angle of a few degrees, which accelerates the streamline additionally. The cavity diameter at the end of the cone is about 20 mm and covers the welding zone with the liquid metal. The surrounding trailing cap ensures the sealing to the workpiece surface. The construction is not larger than 20 cm x 15 cm x 8 cm, with a weight of about 2 kg and therefore mobile usable.

Experimental conditions

Dissimilar laser beam welded joints were performed with a 20 kW Yb fiber laser source (YLR-20000, IPG Photonics) having a fiber core diameter of 200 µm. The beam parameter product of the laser corresponds to 11.5 mm·mrad. The applied welding optics has a focusing module with 350 mm focal length and a collimator of 125 mm. The resulting magnification of 2.8 corresponds to a theoretical focal spot diameter of 560 µm, at a Rayleigh length of 5.7 mm. Two steel grades were used, S355 and S235. Bead on plate welding are used for S355 with 20 mm thickness. The sample of alloy S235 had a thickness of 15 mm and was butt welded. The composition of both samples is listed in Table 1 as specified by DIN EN 10025:2 and measured.

Table 1 - Specimens chemical composition

		C	Mn	P	S	Si	N	Cu	Fe
S355	DIN EN 10025:2	≤0.200	≤1.600	≤0.035	≤0.035	≤0.550	n.a.	n.a.	bal.
	measured	0.160	1.480	0.012	0.004	0.250	n.a.	n.a.	bal.
S235	DIN EN 10025:2	≤0.170	≤1.400	≤0.035	≤0.035	n.a.	≤0.012	≤0.055	bal.
	measured	0.090	0.400	0.009	0.009	n.a.	0.009	0.300	bal.

The laser processing head BIMO HP (Highyag) was connected with the patent pending mobile pressure lock seen in Figure 2. A rotary vacuum pump evacuates the cavity inside the vacuum cup and sucks the residual air via the connection. The pressure supply for the aerodynamic window is carried by standard compressed air as it is usually used for the welding cross jet. Here pressures from 5 bar to 10 bar are necessary.

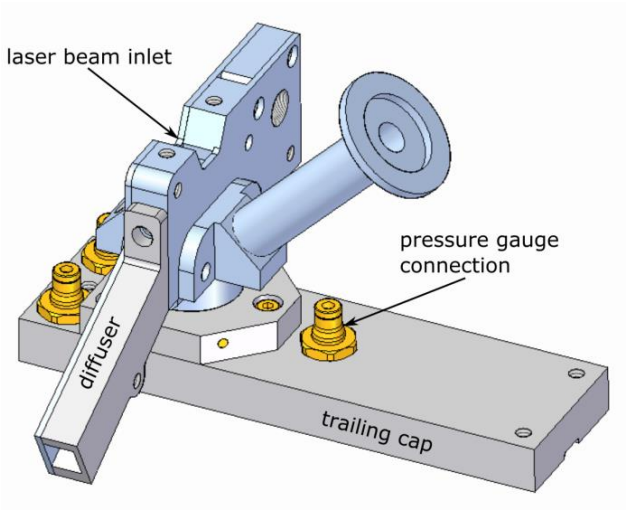


Figure 2 - CAD draft of the vacuum cap

The experimental setup is shown in Figure 3. The equipment was fixed with clamping bolts and a distance plate to the laser processing head. Therefore, the vacuum cup has a constant focus distance, which is adjustable through plates of different thicknesses. The permanent fixation is advantageously and thereby an extensive installation of the vacuum cap was avoided.

During the welding experiments, the pressure inside the vacuum cap was 200 mbar. The welding speed varied between 0.75 m/min and 2.0 m/min, with a laser beam power of 5 kW to 12 kW

and two different focus distances of 0 mm and -5 mm. In case of full penetration welding, the root and top sides of the workpiece need to have the same pressure values, otherwise this would result in suction of the molten material and destruction of the vacuum cap or the vacuum pump. In the experiments a box with an elongated cut was used, which was positioned along the butt weld and evacuated along with the vacuum cap at the top surface. The rotary vacuum pump (Ilmvac GmbH) achieved 44 m^3/h flow rate.

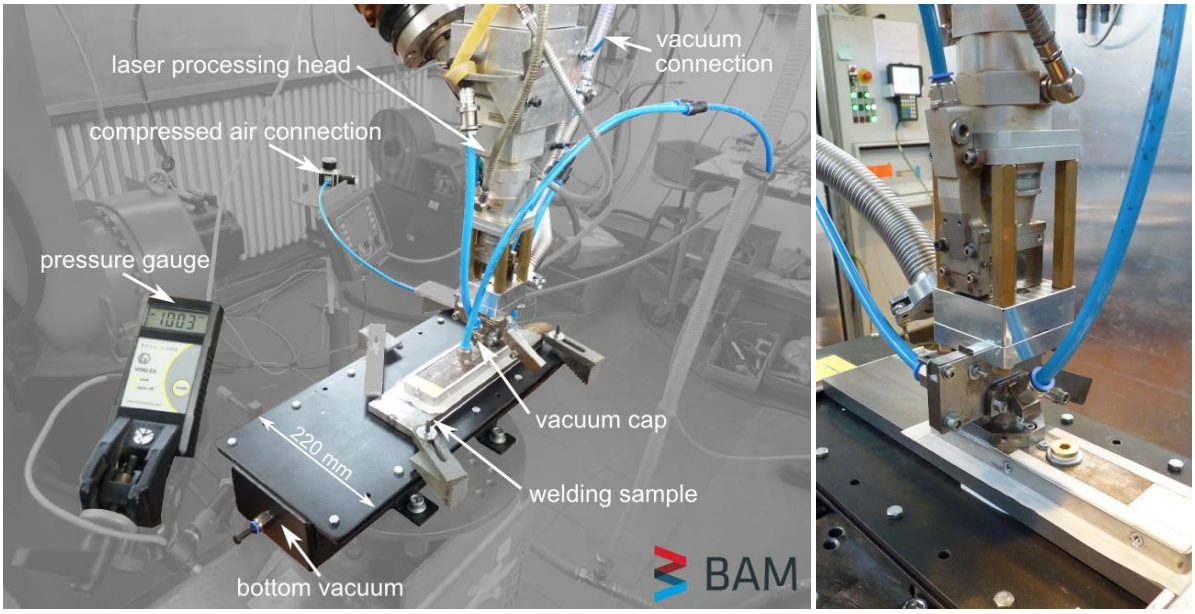


Figure 3 - Experimental setup

Results and discussion

Following results show bead on plate welding of S355, with an incrementally increased laser beam power from 5 kW to 12 kW, Figure 4. The focus distance of 0 mm and the welding speed of 1 m/min were constant. On the top, the longitudinal section of the weld at ambient pressure is shown. The picture on the bottom represents the longitudinal section of a weld seam with the same welding parameters made at reduced pressure.

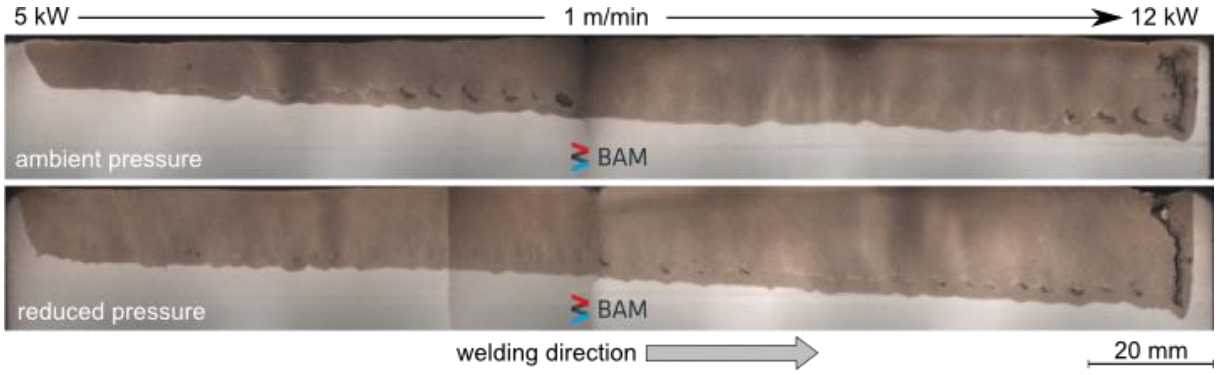


Figure 4 - Longitudinal section of S355 with incremental laser beam power

For a simplification, the penetration depth along the welding path is schematically illustrated in figure 5 for both cases. With a raise of the laser beam power the penetration depth increased for both ambient (black line) and reduced (gray line) pressure. As it could be seen from the plot welding at reduced pressure yields a higher penetration depth in comparison to welding at ambient pressure.

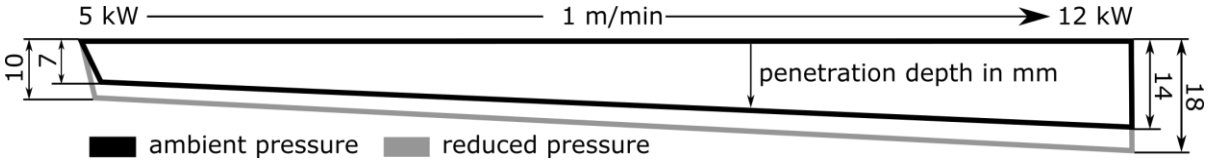


Figure 5 - Schematic presentation of the welding depth with incremental laser beam power

At the beginning of the welding process, the penetration depth at atmospheric pressure reaches 7 mm whereas at reduced pressure it is about 10 mm, figure 5. This difference in the welding depth persists during the complete welding process. In the end, the difference in depth amounts to 14 mm and 18 mm correspondently. This corresponds to increase of the penetration depth by about 30 % to 40 % by applying reduced pressure during the laser beam welding process.

Results with the same setup but at a constant laser beam power of 5 kW and welding speed of 1 m/min are represented in Figure 6. Both pictures on the left side show a cross section of weld seams welded under ambient pressure. The two cross sections on the right side are welded with the same welding parameters but under reduced pressures. The measureed welding depth for ambient pressure is about 6.5 mm. In case of welding under a reduced pressure of 200 mbar, a penetration depth of 9 mm was achieved.

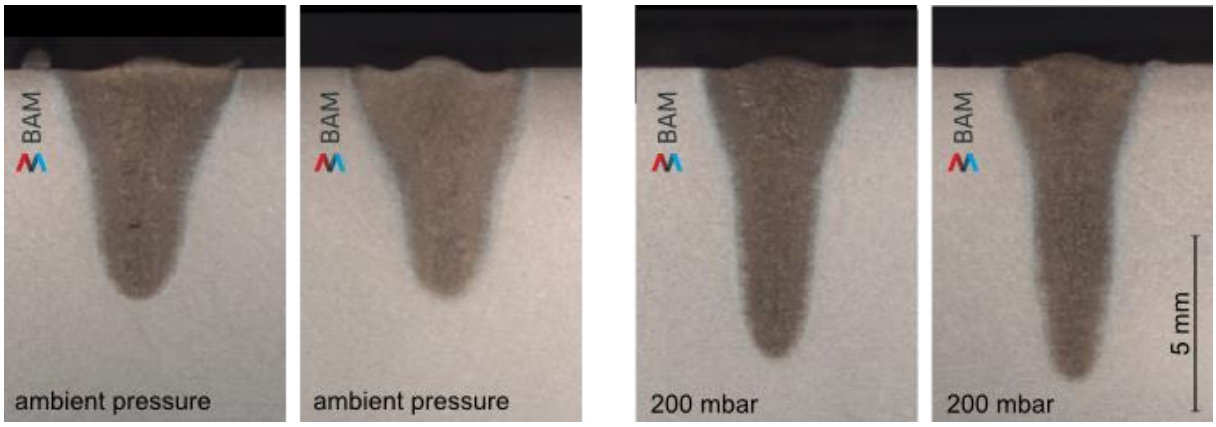


Figure 6 - Cross section of S355 with 5 kW laser beam power, focus 0 mm, welding speed 1 m/min

The results of the bead on plate welding with constant welding parameters on samples from S355 show an increase of the welding depth of up to 40 %. Furthermore, a decrease of the weld seam width on the workpiece surface takes place, as can be seen from the cross sections. In case of reduced pressure, the width is about 1 mm smaller than the reference weld seam at ambient pressure. Both the increased depth to width ratio as well as change in the V-form to a Y-form suggest that the laser beam diameter on the workpiece surface is smaller under reduced pressure and a smaller heat affected zone

was formed. The scattering effect in the vapour plume is reduced and more laser beam radiation reached the keyhole.

Furthermore, a set of experiments with different parameters were conducted on 15 mm thick S235, Figure 7. The welding speed ranges from 0.75 m/min to 2.00 m/min with a laser beam power from 6 kW to 10 kW. The setup of the vacuum cap was the same, but the focus offset in this case was -5 mm. The cross sections in figure 7 show the full penetration limit at atmospheric pressure (reference) and under reduced pressure (vacuum). In addition, the penetration depth for butt welding without full penetration is shown.

The presented parametric study with samples from S235 proves the increase of the penetration depth. Vacuum pressure of about 200 mbar is useful to reduce the necessary laser beam power in comparison to ambient pressure. The cross section shows in case of the reduced pressure a clearly slimmer profile and the nail head form is missing which indicates that more laser beam power was available in the keyhole in comparison to the ambient pressure process. This positive effect is particularly observed at low welding velocities. For example, the welding depth at ambient pressure with a laser power of 7 kW achieves about 10 mm and full penetration of material thicknesses of 15 mm is possible with reduced pressure. Therefore, the welding depth increases for around 50 %. Another example is the parameter set with 10 kW and 2.00 m/min. In this case the 15 mm steel plate was fully penetrated in vacuum. Under ambient pressure a penetration depth of 13 mm was achieved. The increase of depth is only 15 % and this shows the slight effect of the reduced pressure at high welding speeds. The reason for this is the decreased angle between the keyhole back wall and the workpiece surface for increasing welding velocities. In this case, the vapour plume escapes the keyhole at an inclined angle and do not cross the laser beam axis. More laser radiation reached the keyhole in all cases independently from the pressure, but the high welding speed generates a low energy input per unit length. Consequently the penetration depth decreased.

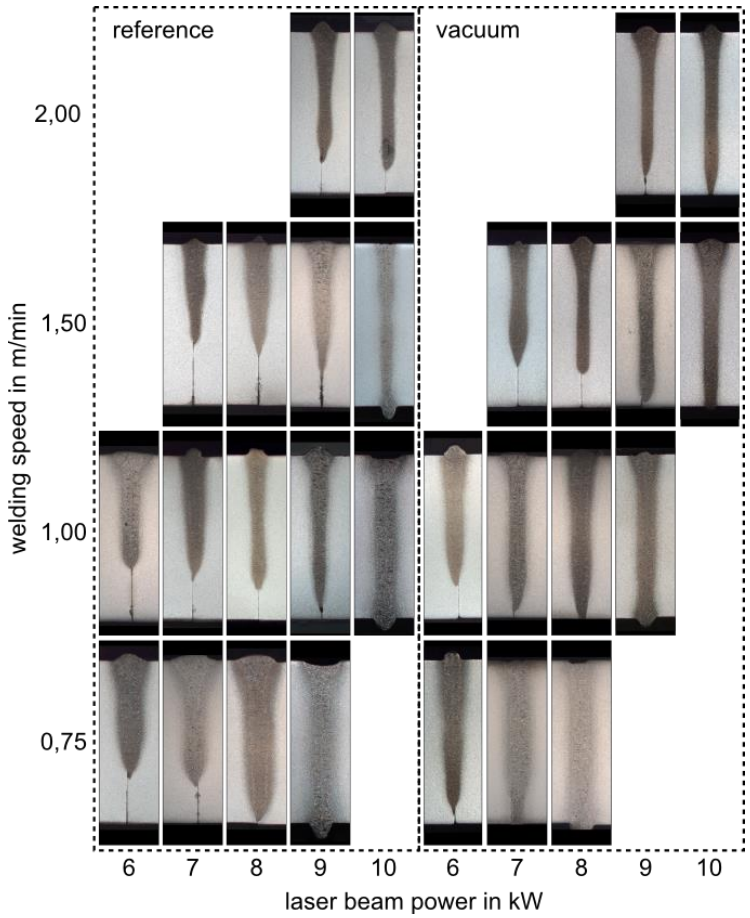


Figure 7 - Parametic study on S235 with a thickness of 15 mm and a focus of - 5 mm

Conclusion

Welding under ambient pressure generates a vapour plume with an agglomeration of nanoparticles. These particles change the laser beam distribution at the welding interaction zone. If the vapour plume is smaller, more laser beam power hits the keyhole. Welding under the influence of a vacuum not only supports the pressure balance but also the formation of the vapour plume is suppressed. The presented apparatus for mobile welding application allows producing a pressure of 200 mbar around the interaction zone. Due to the aerodynamic window, a separation of both pressure areas is given. Furthermore, the trailing cap protects the weld seam during the cooling down stage against the influence of the ambient gases and consequently no shielding gas is needed. A commercially available rotary vacuum pump evacuates the vacuum cap. The aerodynamic window is created with a usual compressed air connection and no special equipment is necessary.

Due to this low pressure ambient, the vapour plume formation is depleted and the laser radiation crosses the area above the keyhole without changing the intensity of the laser beam or form of its caustic. Thereby more laser beam power reaches the keyhole and penetrates deeper into the material. The penetration depth is about 50 % higher compared to the welds produced at ambient pressure. The widening of the laser beam is disabled and the typical nail head form is prevented. It results in case of full penetration welds in a small heat affected zone with an even weld seam width over entire thickness of the workpiece, which is supposed to be favorable for distortion minimization. The difference of the penetration depth with ambient and reduced pressure decreases with increasing

the welding velocity. Welding speeds below 1 m/min generate a four times higher increase of the welding depth in reduced pressure than welding speeds above 2 m/min.

References

1. M. Beck, P. Berger, H. Huegel «The effect of plasma formation on beam focusing in deep penetration welding with CO_2 lasers», Journal of Physics, 1995, vol. 28, p. 2430-2442

2. A. Poueyo-Verwaerde, R. Fabbro, G. Deshors, A. Frutos, J. Orza «Experimental study of laser induced plasma in welding conditions with continuous CO_2 laser», Journal of Applied Physics, 1993, vol. 74, p. 5773-5780

3. S. Uspenskiy, P. Shcheglov, V. Petrovskiy, A. Gumenyuk, M. Rethmeier «Spectral diagnostics of a vapour-plasma plume produced during welding with a high-power ytterbium fiber laser», Optics and spectroscopy 115, 2013, vol. 1, p. 140-146

4. G. Turichin, E. Zemlyakov, E. Pozdeeva, E. Norman «Volume condensation in plasma plume (in Russian)», Photonics, 2009, vol. 13, p. 12-14

5. P. Shcheglov, A. Gumenyuk, I. Gornushkin, M. Rethmeier, V. Petrovskiy «Vapour-plasma plume investigation during high-power fiber laser welding», Laser Physics, 2013, vol. 23(1)

6. P. Shcheglov, S. Uspenskiy, A. Gumenyuk, V. Petrovskiy, M. Rethmeier, V. Yermachenko «Plume attenuation of laser radiation during high power fiber laser welding», Laser Physics Letters, 2011, vol. 8, no. 6, p. 475-480

7. A. Schneider, A. Gumenyuk, M. Lammers, A. Malletschek, M. Rethmeier «Laser beam welding of thick titanium sheets in the field of marine technology», Physics Procedia, 2014, vol. 56, p. 582-590

8. D. Lacroix, G. Jeandel, C. Boudot «Solution of the radiative transfer equation in an absorbing and scattering Nd:YAG laser induced plume», Journal of Applied Physics, 1998, vol. 84, p. 2443-2449

9. P. Shcheglov, A. Gumenyuk, I. Gornishkin, M. Rethmeier «Experimental investigation of the laser-plume interaction during high power fiber laser welding», Proceedings of the 30th International Congress on Applications of Laser and Electro-Optics (ICALEO), 2011, paper 1606

10. Y. Kawahito, K. Kinoshita, S. Katayama «Interaction between YAG or fiber laser beam and laser-induced plume», Proc. ICALEO, 2005

11. Y. Luo, X. Tang, F. Lu, Q. Chen, H. Cui «Effect of subatmospheric pressure on plasma plume in fiber laser welding», Journal of Materials Processing Technology, 2015, vol. 215, p. 219-224

12. C. Punshon, S. Smith, J. Blackburn «Deployment of mobile local vacuum technology in the application of electron beam and laser welding», 9. International Conference Beam Technology Halle SLV, 2013

13. C. Börner, K. Dilger, V. Rominger, T. Harrer, T. Krüssel, T. Löwer «Influence of ambient pressure on spattering and weld seam quality in laser beam welding with the solid-state laser», Proceedings of the 30th International Congress on Applications of Laser and Electro-Optics (ICALEO), 2011, paper 1604

14. S. Katayama, Y. Abe, R. Ido, M. Mizutani, Y. Kawahito «Deep penetration welding with high power disk lasers in low vacuum», Proceedings of the 30th International Congress on Applications of Laser and Electro-Optics (ICALEO), 2011, paper 1614
15. U. Reisgen, S. Olschok, S. Jakobs, S. Ufer, S. Klein, «Potenziale des Laserstrahlschweissens und Elektronenstrahlschweissens unter stationaerem und mobilen Vakuum, Schweissen und Schneiden», 2013, vol. 65, p. 196-198

Исследования сварных соединений из сталей различных классов, полученных с помощью волоконных лазеров

С.В. Курынцев

Казанский национальный исследовательский технический университет им. А. Н. Туполева, Россия
E-mail: kuryntsev16@mail.ru

Введение

На современном этапе развития высокотехнологичного машиностроения энергия лазерного луча используется в разных технологических процессах, таких как резка, сварка, маркировка, наплавка, поверхностная термическая обработка, очистка поверхности и прочее. В настоящее время широкое распространение получили волоконные лазеры, наряду с дисковыми, меньшей популярностью пользуются CO_2-лазеры, ввиду ограниченной технологичности, и диодные лазеры, обладающие низким качеством лазерного луча. Стоит заметить, что последние десятилетия основные работы велись по увеличению мощности CO_2-лазеров, длина волны излучения, которых, существенно отличается от волоконных и дисковых. Соответственно все отработанные для CO_2-лазеров технологии могут быть непригодными для остальных лазеров, в связи с чем, необходимо разрабатывать новые технологии лазерной обработки, с учетом особенностей всех имеющихся источников лазерного излучения.

В данной работе представлены результаты экспериментальных исследований по сварке сталей различных марок (Ст3, 09Г2С, 30ХГСА, 12Х18Н10Т), сварные соединения были подвергнуты механическим испытаниям, были проведены металлографические испытания, измерения микротвердости.

Сварка низколегированных сталей с применением режима сканирования лазерного луча

В последние годы широкое распространение получили технологии с применением двух источников энергии, воздействующих на сварочную ванну, так называемые гибридные технологии, это, например, гибридная лазерно-дуговая сварка [1-4]. Также активно

развивается лазерная сварка с применением различных решений и манипуляций лазерным лучом, например лазерная сварка с холодной присадкой, сварка двойным лазерным лучом, с присадкой и без [5], сварка в два прохода – первый лазерным лучом, второй ремонтный электрической дугой для залечивания дефектов и т.д. Данные технологические решения направлены на устранение дефектов в виде непроплава, подрезов, усадки металла, которые имеют место быть при лазерной сварке больших толщин в один проход без присадочного материала. Одним из технических решений является применение режима сканирования лазерным лучом, т.е. перемещение лазерного луча вдоль или поперек направления сварки. Данная технология позволяет увеличить объем сварочной ванны, осуществить более мягкий термический цикл, разупрочняет металл шва первого прохода, позволяет применять присадочный материал.

Для проведения исследований были выбраны стали марок Ст3 и 09Г2С. Сварка производилась на роботизированном комплексе KUKA KR 120 R 2700 extra HA, в качестве источника использовался волоконный лазер LS-30 «IPG – Photonics» (USA), сварочная головка LK-690, KUGLER GmbH. В качества защитного газа использовался чистый аргон. Размеры заготовок перед сваркой составляли (ДхШхТ) 200х70х10 мм. Сварка производилась в два прохода, первый проход без колебаний лазерным лучом, второй с колебаниями лазерным лучом поперек направления сварки, режимы представлены в Таблице 1.

Таблица 1 - Режимы сварки

	Скорость первого прохода, мм/с	Мощность лазера, первый проход, кВт	Скорость второго прохода, мм/с	Мощность лазера, второй проход, кВт	Амплитуда колебаний, мм	Частота, Гц
1	36	12,5	8	3	3	8
2	24	9	10	3	3	10
3	15	8	8	3,5	3	8
4	20	9	8	4	3	10

На рисунке 1 представлена принципиальная схема первого и второго проходов.

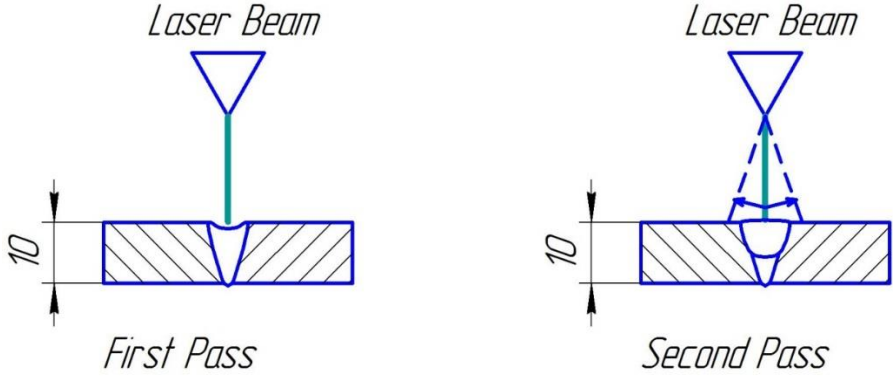


Рисунок 1 - Принципиальная схема первого и второго проходов

На Рисунке 2 представлена макроструктура швов, полученных с применением режима сканирования, в верхней части шлифов отчетливо видны большие размеры сварочной ванны в сравнении с нижней частью, первый проход. Также видно, что у образца 1 имеются дефекты в виде непроплава и трещины, у остальных образцов наблюдается качественное соединение без видимых дефектов, с разной формой шва в зависимости от режимов сварки и сканирования лучом.

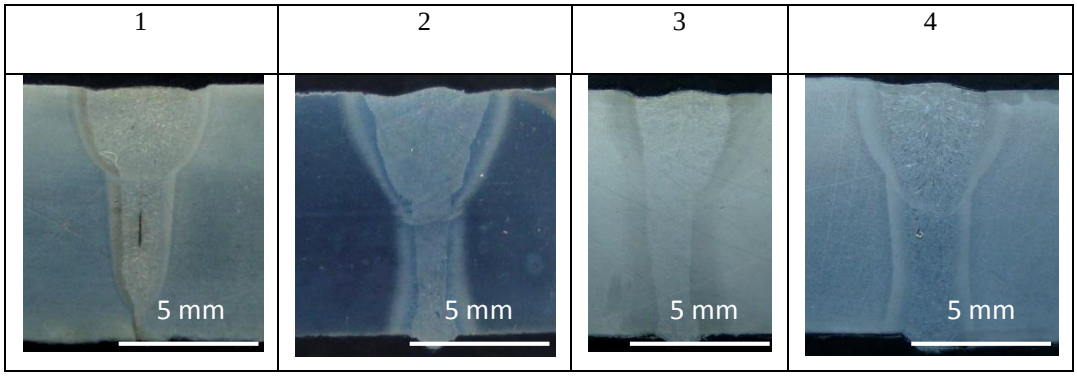


Рисунок 2 - Макроструктура сварных соединений

На Рисунке 3 представлена микроструктура первого и второго проходов образцов 4 и 5, видно, что ЗТВ отличается не сильно, ширина сварочной ванны второго прохода больше в сравнении с первым. Также различимо направление кристаллизации первого и второго проходов.

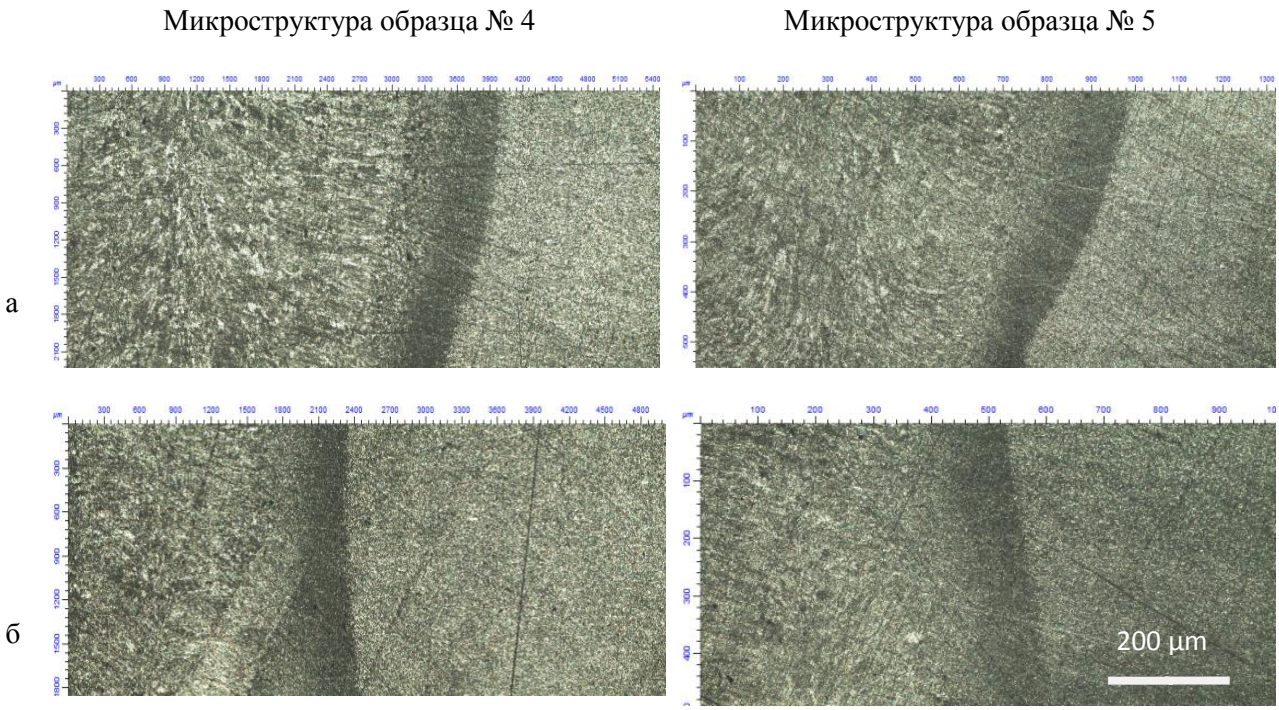


Рисунок 3 - Микроструктура образцов 4 и 5, а) второй проход, б) первый проход

В таблице 2 представлены величины микротвердости различных участков образцов.

Таблица 2 - Микротвердость различных участков образцов

Образец	Осн. металл, HV, МПа	Верх, HV, МПа	Середина, HV, МПа	Корень, HV, МПа
1.	1700 – 2000	2500 – 2800	2300 – 2500	3100 – 3400
2.	1700 – 2000	3100 – 3700	2300 – 2700	3500 – 3800
3.	2300 – 2500	2000 – 2500	2300 – 2500	2600 – 2900
4.	2300 – 2500	2100 – 2400	2100 – 2300	2600 – 2900

Из представленных данных видно, что технология сварки с применением поперечных колебаний лазерным лучом позволяет получать качественное сварное соединение, микроструктура и микротвердость первого и второго проходов существенно не отличаются. Второй проход с поперечными колебаниями лазерного луча позволяет нивелировать дефекты первого сварного прохода.

Лазерная сварка и термическая обработка стали марки 30ХГСА

Одним из основных преимуществ лазерной сварки является достаточно высокая скорость, которая сопровождается высокими скоростями нагрева и охлаждения, что в случае закаливаемых сталей может привести к появлению дефектов в виде холодных и горячих трещин и к высокому уровню твердости шва и ЗТВ [6 - 8]. В данной работе описаны исследования влияния термической обработки на сварные соединения из стали 30ХГСА, полученные мощными волоконными лазерами (30 кВт) на высоких скоростях (20 мм/с). Было сварено три образца на одинаковых режимах, под каждый вид термической обработки, режимы термической обработки представлены на Рисунке 4.

Сварочные работы выполнялись установке LS-30 «IPG – Photonics» (USA) оснащенной роботом KUKA KR 120 R 2700 extra HA, сварочной головой KUGLER GmbH, LK-690.

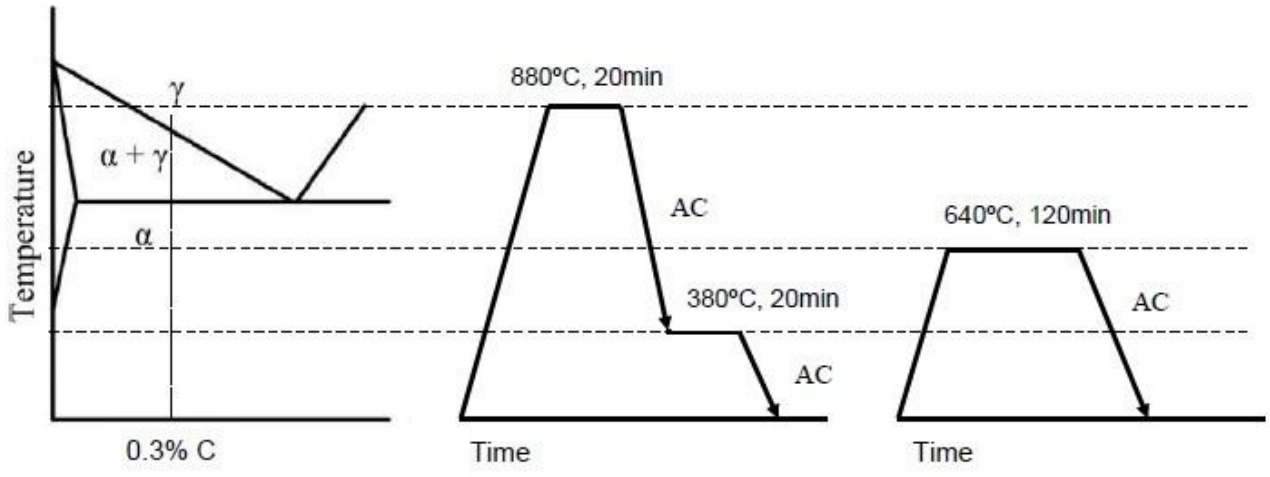


Рисунок 4 - Схематическая иллюстрация режимов термической обработки

После проведения термической обработки были подготовлены образцы для исследования структуры и микротвердости, испытаний на трехточечный изгиб, испытаний на статическое растяжение. На Рисунке 5 представлены результаты механических испытаний – предел прочности (синий), удлинение (красный).

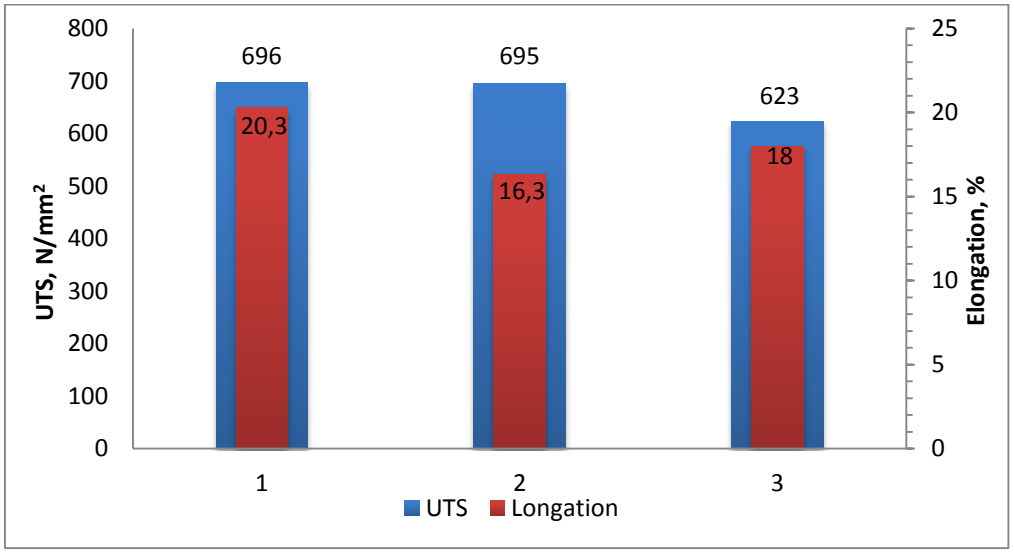


Рисунок 5 - Механические свойства сварных соединений до и после ТО

Сварные соединения, полученные лазерной сваркой с применением большой мощности и высокой скорости, имеют высокую твердость и низкую пластичность. Для изменения механических свойств в положительную сторону можно применять термическую обработку, при тщательном подборе режимов, возможно, подобрать оптимальные для конкретной задачи.

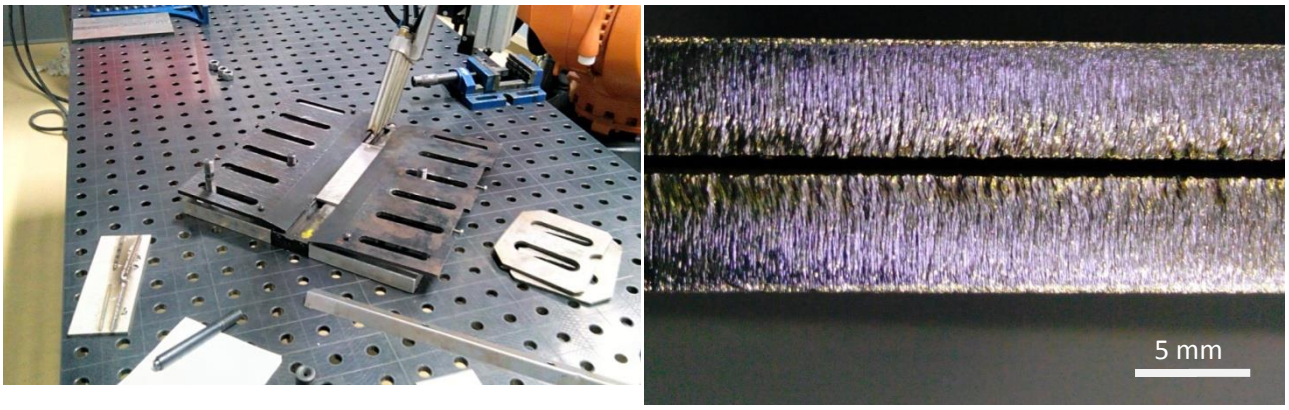
Сварка стали аустенитного класса расфокусированным лазерным лучом

К подготовке кромок под сварку сфокусированным лазерным лучом и стабильности зазора между свариваемыми заготовками предъявляются достаточно высокие требования, если их не соблюдать, то парогазовый канал будет не стабильным, что приведет к образованию дефектов, снижению качества сварного соединения [9].

В данной работе описаны экспериментальные исследования по сварке стали аустенитного класса, с применением расфокусированного лазерного луча, предполагается, что это позволит, увеличить объем сварочной ванны, что в свою очередь позволит снизить требования к зазору между свариваемыми заготовками, к подготовке кромок. Большие объемы сварочной ванны при одинаковых скоростях сварки приведут к уменьшению скорости кристаллизации что, скорее всего, повлияет на фазовый состав металла шва. Также расфокусированный луч увеличит сварочную ванну на поверхности, что позволит стабилизировать парогазовый канал и уменьшить количество дефектов.

На Рисунке 6 представлены фотографии заготовок в сборе перед сваркой (а) и качество поверхности кромок заготовок перед сваркой (б) – лазерный рез, качество поверхности не

очень высокое, как результат нестабильный зазор между свариваемыми кромками 0,2 – 1 мм, толщина заготовок 5 мм.



а б

Рисунок 6 – а) фото заготовок перед сваркой, б) качество поверхности кромок перед сваркой

Таблица 3 - Режимы сварки, ширина сварочной ванны

Режим	Мощность лазера, кВт	Скорость сварки, мм/с	Расстояние от фокусной точки, мм	Ширина верхней части шва, мм	Ширина нижней части шва, мм	Соотношение лицо/корень
1	6,5	30	+ 10	3,60	2,17	1,65
2	6,5	30	+ 10	3,52	1,83	1,92
3	6,5	20	+ 10	3,15	2,71	1,16
4	7,5	30	+ 10	2,77	2,15	1,28
5	6,5	30	+ 10	2,89	1,98	1,45
6	6,5	25	+ 10	3,17	2,65	1,19
7	6,5	20	+ 15	3,69	2,60	1,41
8	6,5	20	+ 20	4,73	1,65	2,86

На Рисунке 7 представлены поперечные шлифы образцов 1 – 8 образцы, практически все образцы имеют не стабильную и ассиметричную форму шва, за исключением образцов 1, 7, 8. Геометрические параметры швов представлены в Таблице 2. В некоторых случаях наблюдается пережог, и из-за этого сильная усадка, в случае образца 8 очень широкая верхняя часть, но средняя и корневая части более узкие и стабильные в сравнении с остальными.

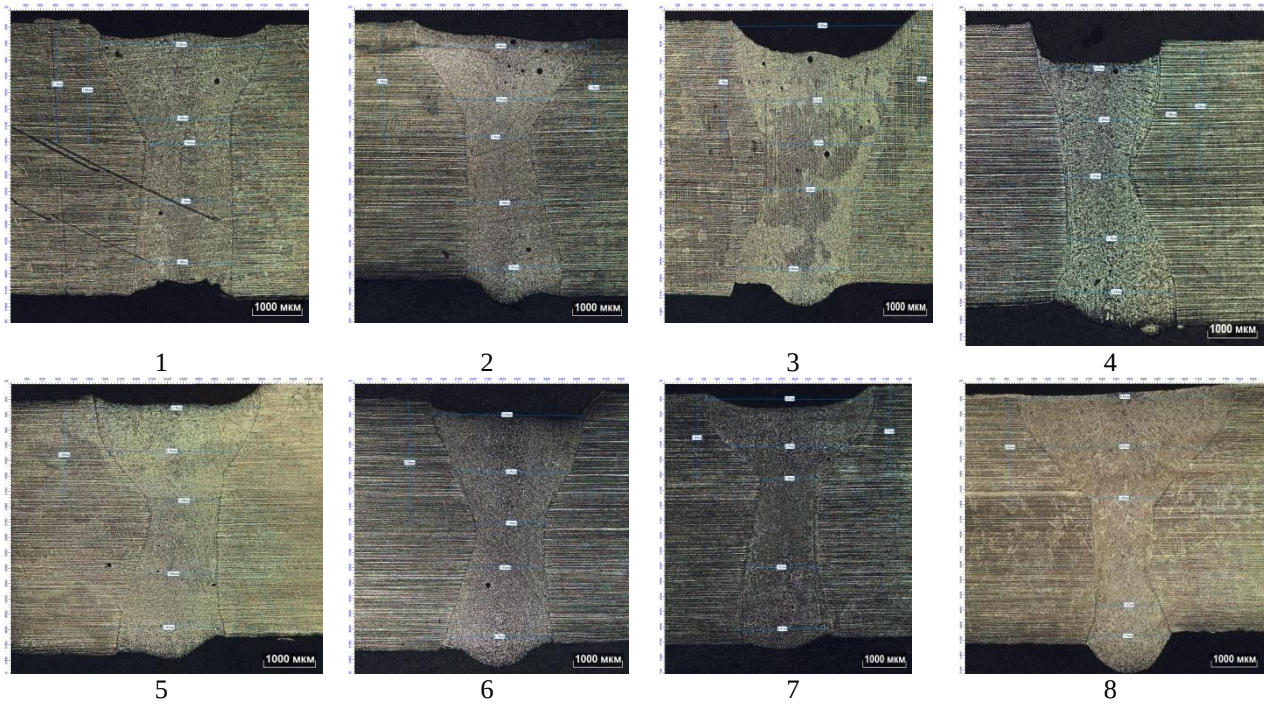


Рисунок 7 - Макроструктура швов

Результатом данной работы является исследование влияния изменения фокусного расстояния в пределах + 10 - 20 мм на образование сварного соединения заготовок из стали аустенитного класса. Сварка проводилась по кромкам после лазерного реза, зазор между кромками был в диапазоне 0,2 – 1 мм. Удовлетворительное сварное соединение, с качественными лицевой и корневой поверхностью, без подрезов, без брызг, со стабильным сварочным процессом, удалось получить по режиму 8 (мощность лазера 6,5 кВт, скорость сварки 20 мм/с, фокусное расстояние + 20 мм). Измерение геометрических размеров швов полученных образцов показывают то, что у образца, сваренного по режиму 8, самое большое соотношение лицо / корень шва = 2,86, в сравнении с другими образцами (лицо / корень шва = 1,16 – 1,92), что свидетельствует о широкой лицевой поверхности шва и сравнимой с остальными образцами средней и корневой частью шва.

Работа выполнена по постановлению № 220, Грант № 14z50.31.0023 при финансовой поддержке Министерства Образования и Науки Российской Федерации.

Авторы выражают благодарность Региональному инжиниринговому центру «КАИ – Лазер» за предоставленную возможность проведения экспериментальных исследований.

Список использованных источников

1. G. Casalino, S L Campanelli, A.D. Ludovico (2013) Laser-arc hybrid welding of wrought to selective laser molten stainless steel. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology 68:209-216

2. M. Fersini, S. Sorrentino, G. Zilli (2010) Duplex Stainless Steel for Bridges Construction: Comparison Between SAW and Laser-GMA Hybrid Welding. Welding in the World, vol. 5 n 5/6, 2010

3. Westin, K. Stelling and A. Gumenyuk Single-pass laser-gma hybrid welding of 13.5 mm thick duplex stainless steel // Welding in the world 2011 vol. 55 p. 39 – 49
4. Kristensen J.K. Thick plate CO_2-laser based hybrid welding of structural steels // Welding in the World, Vol. 53, n° 1/2, 2009 p. 48 – 58
5. Aalderink B.J., Pathiraj B. Seam gap bridging of laser based processes for the welding of aluminium sheets for industrial applications. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology 48:143-154
6. Atlas. Phase transformations and changes of steel properties during welding. M.Kh. Shorshorov, V.V. Belov «Nauka» Publishing house, Moscow 1972, pp. 219
7. B. Liscic, in: G.E. Totten, M.A.H. Howes (Eds.), Steel Heat Treatment Hand Book, Marcel Dekker, New York, 1997. p. 526
8. H. Bhadeshia, Bainite in Steels: Transformations, Microstructure and Properties, 2nd Ed., IOMc ommunications, London, 2001.
9. Marius Spottl, Hardy Mohrbacher Laser-based manufacturing concepts for efficient production of tailor welded sheet metals Advanced in Manufacturing (2014) 2:193 – 202.

Создание композиционных покрытий с внедрением частиц SiC на поверхность алюминиевых сплавов методом лазерной инжекции

И.Н. Шиганов, П.Е. Самарин

Московский государственный технический университет им.Н.Э.Баумана, Россия
E-mail: inshig@bmstu.ru

Создание на поверхности алюминиевых сплавов покрытий с содержанием частиц SiC существенно повышает износостойкость деталей [1, 2]. До настоящего времени эти покрытия наносились методом наплавки дугой, а в качестве присадки использовали прутки из композиционного материала Al-SiC [3, 4], которые специально изготавливали по литейной технологии. Литые прутки имеют ограниченную длину и значительную стоимость. В тоже время в процессе дуговой наплавки детали перегреваются, что приводит к существенным деформациям.

Для упрощения технологии нами предложено наносить непосредственно частицы SiC на поверхность алюминиевых сплавов путём их инжекции в ванну расплава, которая создаётся мощным лазерным пучком [5]. Использование лазера снижает тепловлажение в материал, обеспечивая минимальные деформации. В работе [6] рассмотрены условия внедрения частиц в поверхность, которые связаны с необходимостью подогрева подложки и оптимизации

режимов обработки. В данной работе проведена такая оптимизация и исследованы свойства покрытий.

Для инжекции использовали частицы SiC размером 80 мкм. Нанесение покрытия осуществлялось на подложку из алюминиевого сплава АМг6.

Исследования проводили на лазерной установке, снабжённой волоконным иттербиевым лазером мощностью 4 кВт модели ЛС-4К. Порошок подавался в зону обработки по трубке из специального питателя совместно с защитным газом аргоном, как показано на Рисунке 1. Помимо этого, защитный газ поступал через сопло, соосно с лазерным излучением. Для обеспечения подогрева подложки она укладывалась на плиту, которая имеет возможность нагреваться до температуры 300 ^{0}C (Рисунок 1).

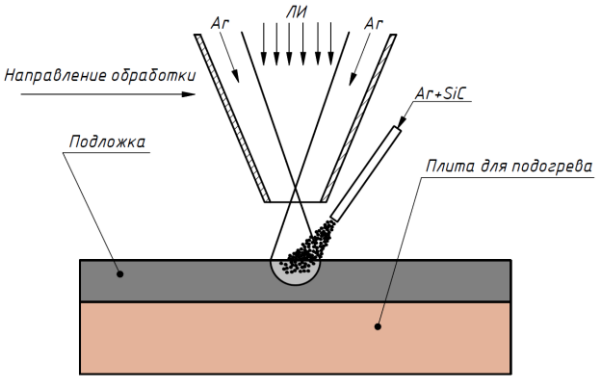


Рисунок 1 - Схема процесса инжекции частиц SiC в расплав алюминия под лазерным излучением

Основными параметрами обработки являются: мощность излучения (Вт); скорость обработки (мм/с); фокусное расстояние фокусирующей линзы (мм); расход порошка (г/мин), температура подогрева подложки (^{0}C).

На проникновение частиц также может оказывать влияние скорость частиц SiC, вылетающих из сопла. Для съемки полета частиц после выхода из сопла использовали высокоскоростную камеру (Fastvideo-500M). Эксперименты проводились для различных диаметров трубок (1.5, 2 и 2.5 мм) и различных расходов транспортирующего газа (3-8 л/мин). Были посчитаны скорости более чем 50 частиц. Результаты представлены на Рисунке 2.

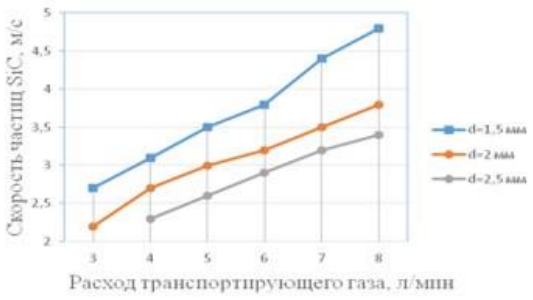


Рисунок 2 - Скорость частиц в зависимости от расхода транспортирующего газа для различных диаметров трубок

Как видно из графиков, скорость частиц практически линейно зависит от расхода транспортирующего газа. Диаметр сопла также оказывает влияние на скорость частиц. При снижении диаметра сопла с 2.5 мм до 1.5 мм скорость частиц увеличивается в 1.5 раза. Проведенные эксперименты показали, что в процессе лазерной инжекции частиц SiC диаметром 80 мкм, их скорость изменяется в диапазоне 2.5-5 м/с.

На глубину проникновения частиц существенное влияние оказывает температура подогрева подложки, что показано на Рисунке 3.

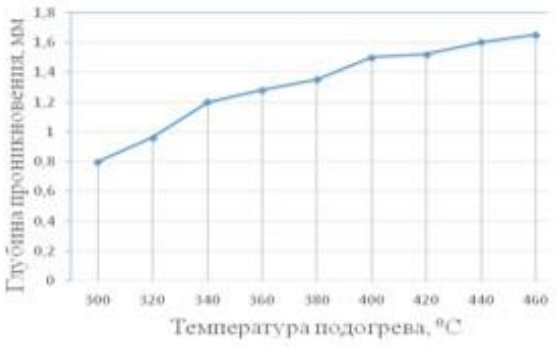


Рисунок 3 – Зависимость глубины проникновения частиц от температуры подогрева

На графике видно, что при температуре 300 ^{0}C частицы проникают на глубину около 1,0 мм. Для увеличения проникновения частиц необходимо увеличивать температуру подогрева.

Оптимальный режим для получения одного трека следующий - плотность мощности q= $31 \cdot 10^5$ Вт/см^2, скорость перемещения V=8,5 мм/с, расход порошка f = 1,98 г/мин, медная трубка с внутренним диаметром 2 мм и расходом транспортирующего газа 5 л/мин. Во время процесса лазерной инжекции подложка предварительно подогревалась до температуры 320 ^{0}C и поддерживалась постоянной в период всего процесса. Поперечное сечение одиночного трека, полученного на указанных режимах, показано на Рисунке 4.

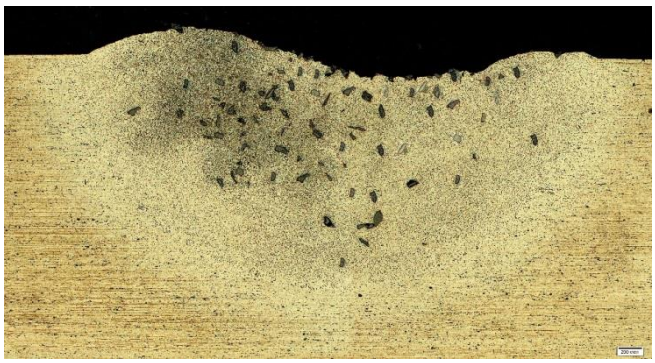


Рисунок 4 – Поперечное сечение одиночного трека

Объемное содержание частиц SiC в поверхностном слое зависит от расхода подачи порошка. На Рисунке 5 показана зависимость объёмного содержания частиц в закристаллизовавшемся поверхностном слое от расхода подаваемого порошка.

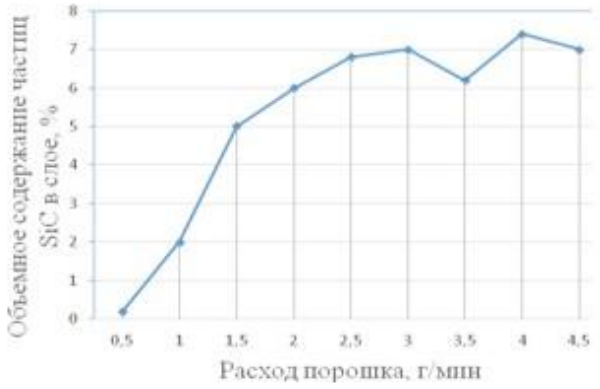


Рисунок 5 – Зависимость объемного содержания частиц SiC в слое от расхода порошка

Наглядно видно, что максимально достижимое содержание частиц SiC не превышает 7-7,5 %.

При исследовании макроструктуры наплавленных слоёв установлено, что в них отсутствовали поры и трещины, поверхность была относительно гладкой без существенного завышения материала.

Варьирование режимов обработки показало, что процесс инжекции чувствителен к изменениям плотности мощности, температуры подогрева, расхода порошка и скорости частиц, что сужает диапазон рациональных параметров процесса.

Путем нанесения нескольких перекрывающихся дорожек, расположенных рядом друг с другом, можно получать значительные площади покрытия, как показано на Рисунке 6.



Рисунок 6 – Поперечное сечение при наложении нескольких дорожек.

В этом случае на поверхности наблюдалась шераховатость с высотой гребней 200-300 мкм, что связано с динамическим воздействием потока частиц порошка и защитного газа на поверхность расплава. Такая поверхность требует дополнительной механической обработки.

При исследовании микроструктуры слоя, полученного методом лазерной инжекции, наблюдались следующие особенности. Микроструктура нижней части ванны расплава, куда частицы не проникли, представляет собой зерна алюминия с размером 50-100 мкм. Зерна содержат большое количество столбчатых дендритов с длиной около 5 мкм. Продольные оси отдельных дендритов ориентированы в радиальном направлении с небольшим количеством включений Si и Fe, которые расположенны в междендритной области. Некоторые частицы SiC растворяются во время процесса инжекции и в результате наблюдаются тонкие пластинки фазы Al_4C_3 в матрице ванны расплава (Рисунок 7).

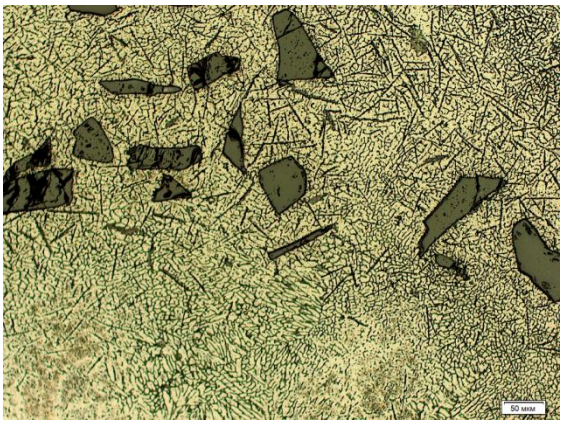


Рисунок 7 – Микроструктура области проникновения частиц

Пластинчатая форма является обычной формой для Al_4C_3, когда частицы SiC вступают в контакт с алюминием. Большая же часть частиц имеет гладкую поверхность, что говорит о том, что они не успели вступить в химическую реакцию с расплавом. Отсутствие взаимодействия благоприятно сказывается на свойствах полученных покрытий.

Образцы с нанесёнными покрытиями были исследованы на трение и износ. В качестве контртела использовали сталь 40 (HRC$\geq$45). На первом этапе испытаний проводили трибонагружение при минимальной удельной нагрузке и минимальной скорости скольжения. Длительность испытаний составляла 15 мин. Данный этап считался приработочным. Следующие этапы проводили при длительности 10 мин. Поведение образцов при сухом трении оценивали по величине коэффициента трения и условиям перехода в задир. Значения коэффициентов трения рассчитывали по величине момента трения. Износостойкость

определяли по потере массы при взвешивании образцов до, и после испытания при одинаковых параметрах трибонагружения.

Значения коэффициентов трения, полученные при испытании образцов из матричного сплава и модифицированных образцов, показаны на Рисунке 8.

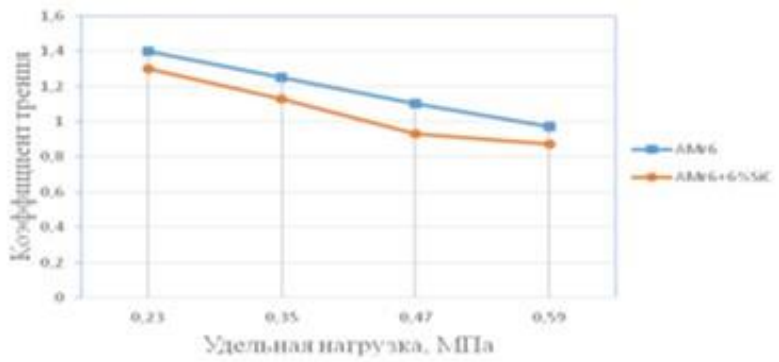


Рисунок 8 – Зависимость коэффициента трения основного материала и материала покрытия от удельной нагрузки

Интенсивность изнашивания образцов при испытании на машине трения МТУ-01 определяли при удельных нагрузках 0,23, 0,35, 0,47, 0,59 Мпа и скорости скольжения 0,64 м/с, результаты этих измерений приведены на Рисунке 9.

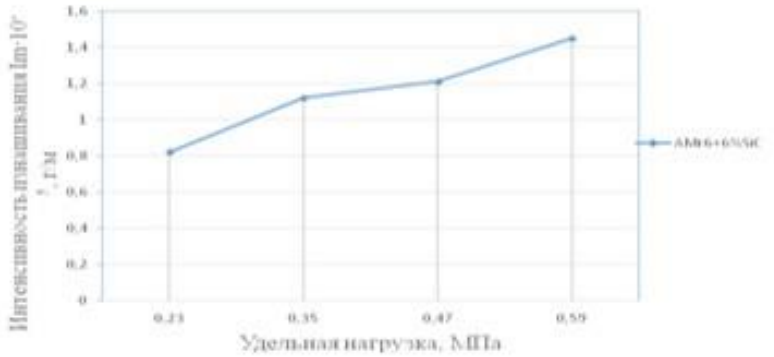


Рисунок 9 – Зависимость интенсивности изнашивания покрытия от удельной нагрузки

Интенсивность изнашивания модифицированных образцов существенно ниже, чем образцов из материала матрицы. Отсутствие данных для матричного сплава АМг6 при нагрузках выше 0,35 Мпа связано с переходом этих образцов в задир. Модифицированные образцы обладают значениями интенсивности изнашивания и коэффициентов трения на уровне литых композиционных материалов того же состава.

Выводы

Показана возможность получения композиционного слоя Al/SiC на поверхности алюминиевого сплава АМг6 используя технологию лазерной инжекции. Однако диапазон рациональных режимов обработки является достаточно узким.

Предварительный подогрев подложки выше 300 ^{0}С является эффективным методом для успешной инжекции частиц в расплав алюминия.

Испытания на трение и износ показали, что интенсивность изнашивания образцов, полученных при лазерной инжекции частиц карбидов кремния в матрицу АМг6 уменьшается в 1,5 раза по сравнению с литым композиционным материалом Al/SiC и существенно ниже материала подложки.

Список использованных источников

1.Чернышова Т.А., Кобелева Л.И., Болотова Л.К. и др Поведение при сухом трении скольжения дисперсно наполненных композиционных материалов на базе алюминиевых сплавов с различным уровнем прочности /. // Перспективные материалы – 2005. – №5. – С. 38-44.

2.Чернышова Т.А., Кобелева Л.И., Болотова Л.К. Дискретно армированные композиционные материалы с матрицами из алюминиевых сплавов и их трибологические свойства // Металлы — 2001. - №6. - С. 85-98.

3.Орлик А.Г., Каберник Н.В. Получение износостойких антиобразивных покрытий // Труды МГТУ им.Н.Э.Баумана. 2010- № 602. С. 34-38.

4.Коберник Н.В., Бродягина И.В., Чернышов Г.Г. Аргонодуговая наплавка дисперсно-упрочнённых алюминиевых композиционных материалов. Физика и химия обработки материалов. 2005, №4, С.67-71.

5.Григорьянц А.Г., Шиганов И.Н., Мисюров А.И. Технологические процессы лазерной обработки. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2008. 652 с.

6. Шиганов И.Н., Самарин П.Е. Моделирование процесса формирования на поверхности алюминиевых сплавов композиционного покрытия с частицами SiC мощным лазерным излучением. Сварочное производство. №5, 2015. С.23-29.

Reduction of hot cracks by inducing thermal fields in aluminum-magnesium-silicon alloys

S. Völkers[1], A. Rebensdorf[1], S. Böhm[1], V.V. Somonov[2]

---

1 - University of Kassel, Germany
2- Institute of laser and welding technologies, SPbPU, Russia
E-mail: s.voelkers@uni-kassel.de

Introduction

Aluminium alloys are used in automobile constructions, as well as in aerospace technologies, as their advantageous strength properties in combination with a low density enable to reduce the weight of transportation vehicles [1]. As a result, this leads to competitive advantages as the Co2 emissions and the fuel consumption are reduced. The high corrosion resistance makes aluminium additionally interesting for industrial purposes [2].

To enhance the lightweight potential of aluminium, a more frequent use of hardening 6000er and 7000er aluminium alloys could be beneficial, as this allows optimizing the balance of strength to weight even further. However, these alloy systems reduce the weldability as these systems have a tendency to hot cracking within the interesting range of strength [3, 4]. These aluminium alloys can only be welded if a filler wire is added, which leads to an increase in weight. And, if the material thickness exceeds a certain limit, alloying additional elements will not be possible for the entire material. Thus, a joining technique has to be developed which prevents hot cracking and can be performed without using filler materials. [5]. Here, the best technique, especially for greater material thicknesses, is laser beam welding as it has a high aspect ratio (1:10). However, a disadvantage of laser beam welding aluminium alloys is the rapid cooling of the melt, as this can cause hot cracks, especially solidification cracks. These are caused by shrinkage forces and phases of eutectic solidification within the middle of the weld seam [6].

Solution Approach

Our approach within this research project is to minimize hot cracking by inducing thermal fields (Figure 1 left). These create compressive stresses within the joint area which counteract the shrinkage forces and, thus, reduce hot cracking. To determine which compressive stresses are necessary to reduce hot cracking, a hot cracking test was designed and constructed (Figure 1 right). For our tests, we used a testing device where the pressure is applied from the outside using hydraulic cylinders to determine the tendency to hot cracking of aluminium alloys [7].

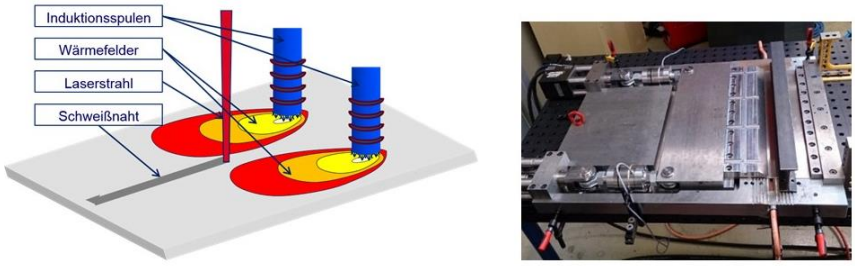


Figure 1 - Basic setup of the induction-assisted laser beam welding process (left) and hot cracking test at the Department for Cutting and Joining (right)

The mechanical compressive stress tests (which were performed with the hot cracking testing device) showed that compressive stresses of 40 N/mm^2 within the fusion zone are sufficient to reduce hot cracking. On the basis of these results and results received priorly from simulations of thermal fields, welding tests with induced thermal fields were performed. The testing design could be reduced significantly with the help of these priorly gained results. Figure 2 schematically shows the procedure of the tests on the reduction of hot cracking through induced thermal fields.

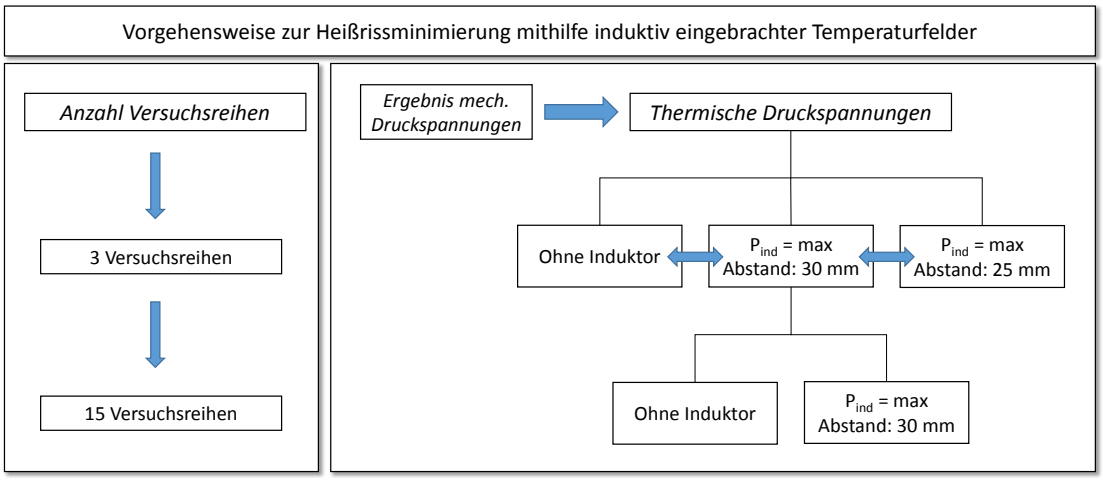


Figure 2 - Procedure for the reduction of hot cracking through induced thermal fields

Experimental Setup

Sample Preparation

After welding the sheets according to the design in Figure 3, samples were prepared for microscopic analyses as well as technological and mechanical examinations. Samples for polished cross sections, longitudinal sections and cut sections were taken from the areas A, M, E.

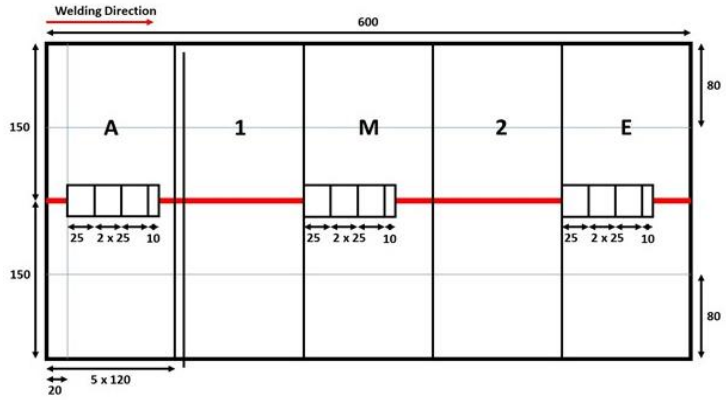


Figure 3 - Geometry of the plate and the extracted sample section

The cracks were categorized for the microscopic examinations taking the size and position of the hot cracks into account (Figure 4).

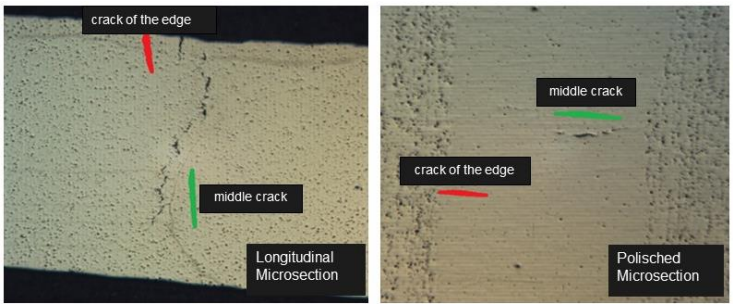


Figure 4 - Position of the cracks

Different categories were determined to characterise the size of the cracks. The smallest category was for cracks with a length of 25 – 200 µm. The next category included cracks with a length of 200 – 500 µm. The third category contained hot cracks with a length of 500 – 1.000 µm. If a crack was longer than one millimetre, it was assorted to the category for all cracks above 1.000 µm.

Process Parameters

The test setup with the mounts for the inductors is shown in Figure 5. For the tests, we used a six-axis robot, built by the firm Reis Robotics, as well as welding optics built by Reis Lasertec. To create a better cover with protective gas, the laser beam was lead from the second opening to the left (Figure 5 right). Thus, the fusion zone and the keyhole were covered completely by the protective gas (Argon).

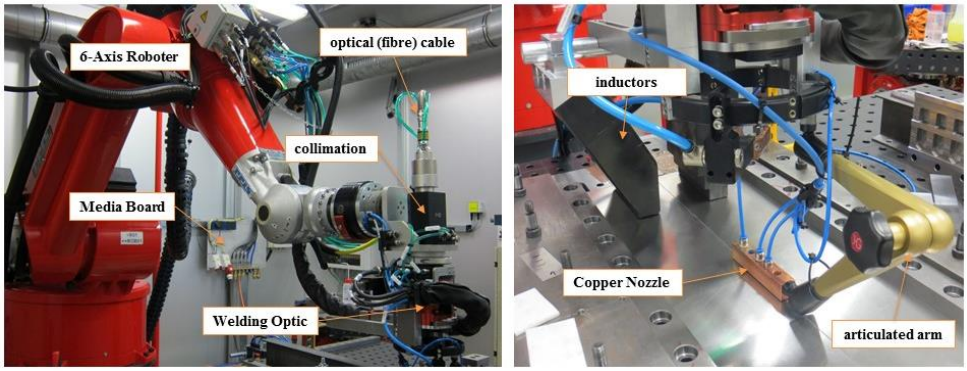


Figure 5 - Test setup with the following welding parameters: Beam power P = 5,2-7,6 kW, feed rate v = 8-12 m/min, focus diameter d_f = 400 µm, focus position z_f = +2

Before welding, the sheets were cleaned with acetone and both ends were fixated with a 5mm long tack weld. The distance with which the lasers preceded the laser was at least 155mm, due to the design of the welding optics. Based on former simulation with thermal fields, the distance of the inductors to the weld seam was varied between 25 and 30 mm. The height of the induction area over the sheets was 1mm.

Results

Reduction of hot cracking through thermal stress

Figure 6 exemplarily shows cracks within the reference sample, i.e. without thermally induced compressive stresses.

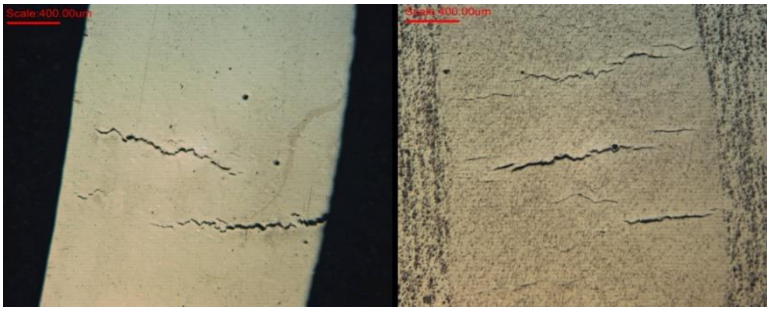


Figure 6 - Hot cracks in reference welds without inductive heating in a longitudinal microsection (left) and a polished microsection (right)

To examine the reproducibility of the inductive heating process, several test series were performed (Figure 2). In sum, 15 test series with induced heating were performed on 45 samples. The evaluations of the tests are shown in Figure 7.

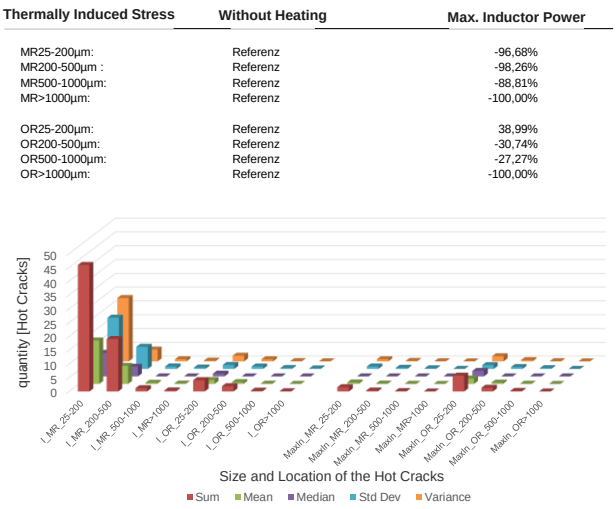


Figure 7 - Results of the hot cracking tests on the longitudinal microsections of EN AW-6082-T6

The evaluation of reference samples with cracks with a length of 500 µm clearly showed that these were mainly centre cracks. The reference samples within the category of 200-500 µm showed a high amount of hot cracks in nearly every sample. When comparing these results to those from the tests on the induced heating samples, a clear reduction of cracks by more than 88% is apparent. There were no cracks, neither centre cracks nor cracks at the surface, with the length of 1.000 µm and more. Surface cracks between a length of 25 µm and 500 µm could also be reduced by more than 30%. The results of the polished samples are shown in Figure 8.



Figure 8 - Results of the hot cracking tests on the polished microsections of the alloy EN AW-6082-T6

14 test series were evaluated for the reference values, leading to a sum of 42 polished samples for the metallographic examinations.

15 test series were performed for the tests with induced thermal fields, thus 45 samples could be evaluated. Here, the approach of reducing the formation of hot cracks by inducing thermal fields is also confirmed. The continuously low variance underlines the high reproducibility of the results. A

positive result is that centre and surface cracks with a length of 500 µm and more could be reduced by 100%. Merely within the category of surface cracks with a length between 25-200 µm did hot cracks increase. However, caused by the low distribution, micro cracks could be found in nearly every sample. All in all, hot cracks could be reduced by 50% within the polished samples too, and, in addition, the size of the hot cracks sunk significantly. Figure 9 shows cracks that occured rarely within the weld seam, here; the size of the hot cracks is microscopic.

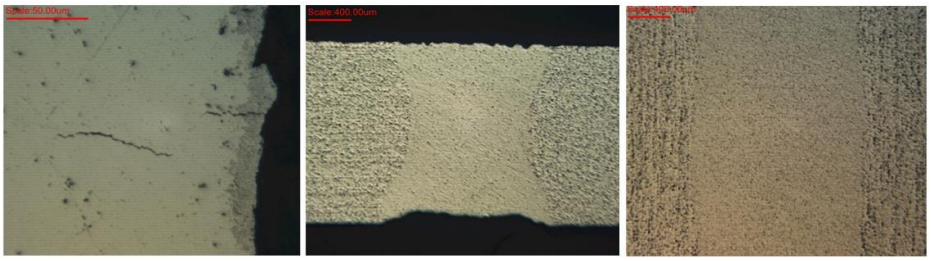


Figure 9 - Microscopic depiction of samples with a distance of 30mm from the inductor to the weld seam; polished longitudinally microsections (left), polished cross-mocrosections (middle) and polished microsections (rechts)

Further Tests

In order to determine the influence of mechanically, or thermally, applied compressive stress on the geometry of the weld seam, topography measurements were done on the bead of the weld seam. A sample that was welded without compressive stress was the reference sample (Figure 10).

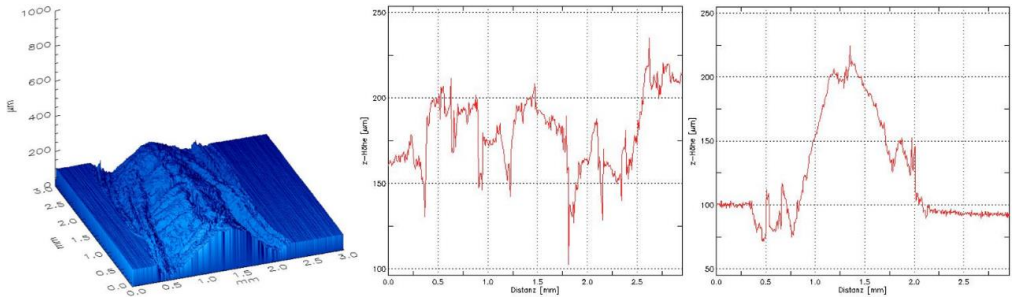


Figure 10 - Results of the topography measurement of a weld seam that was joined without inductive heating, shown in a 3-dimensional depiction (left), a longitudinal profile (middle) and a cross profile (right)

Measurements showed that the weld seam bulged by a length of 113 µm. There was a slight undercut between the base material and the weld metal. A topography measurement on a sample which was put under compressive stress during the welding process due to induced thermal fields was also done.

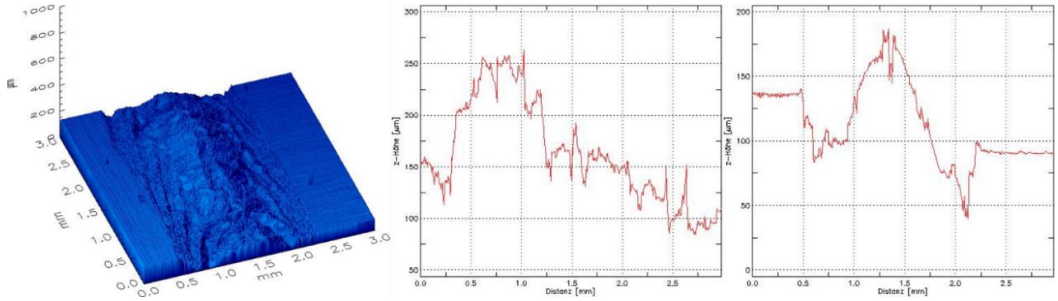


Figure 11 - Results of the topography measurement of al weld seam that was joined with inductive heating, shown in a 3-dimensional depiction (left), a longitudinal profile (middle) and a cross profile (right)

The inductor was set in such a way that a maximum heating up of the aluminium sheets could be achieved in accordance to the respective speed. In comparison to the aforementioned reference sample, the topography measurement showed that the weld seam bulged by 86 µm, clearly lower than the reference sample. A direct comparison with the reference sample where the seam bulged by 113 µm, leads to the conclusion that the induced heat lead to a widening of the weld pool or to the sagging of the melt during the welding process. The widened undercuts at the transition to the base material also support this assumption.

Conclusion

The welding tests that were performed within this project show that compressive stresses of 40 N/mm² on materials with a thickness of 2mm reduce hot cracks in the weld metal by about 90 % as regards centre cracks and by about 50% as regards surface cracks. A direct relation between the distances of the inductor to the weld seam could be seen both in the simulation of temperature fields and in the later performed welding tests with induced thermal fields. A further effect which could be detected when welding with induced thermal fields was that the weld seam bulged less whilst the undercuts in the transition to the base material were widened. Both the height of the bulging of the weld seam and the depth of the undercuts are within the limits defined by DIN EN ISO 13919-2.

Acknowledgement

The Department for Cutting and Joining (tff) would like to thank the accompanying committee for their excellent support. The research project No. 17.264 N of the DVS was funded through the program for the promotion of the «Industrial Community Research (IGF)» by the Federal Ministry of Economics and Energy through the AIF. This assistance is gratefully acknowledged.

References

1. Lang, A.: Schweißen von Aluminiumwerkstoffen im Fahrzeugbau, Jahrbuch Schweißtechnik 98, DVS (1997) S. 162-169

2. Ostermann, F.: Anwendungstechnologie Aluminium, 2. Auflage, Springer-Ver-lag, Berlin, Heidelberg, 2007.

3. Cam, G.; dos Stantos, J.F.; Kocak, M.: Laser and Electron Beam Welding of Al-Alloys: Literature Reviw, GKSS-Forschungszentrum Geesthacht GmbH, Geest-hacht, 1997.
4. Brune, E.: Schweißer Maschinenmarkt, Schweißen von Aluminiumwerkstoffen, Vogel Business Media, Band 10, 2005.
5. Thomy, C.; Seefeld, T; Vollertsen, F.: Schweißen mit Hochleistungsfaserlasern, in Werkstofftechnik, Nr. 10 (2005) S. 815-820
6. Ploshikhin, V.: Integrated Mechanical-Metallurgical Approach to Modeling Solidification Cracking in Welds, in Böllinghaus, T.; Herold, H.: Hot Cracking Phe-nomena in Welds, Springer-Verlag, 2005.
7. Tang, Zhuo.:Heißrissvermeidung beim Schweißen von Aluminiumlegierungen mit einem Scheibenlaser. Strahltechnik, Bd. 53, Bremen; BIAS Verlag, 2014. Hrsg.: F. Vollertsen, R. Bergmann. Bremen, Univ., Diss., 2014. ISBN 978-3-933762-47-4

Структурообразование покрытий на железной основе после плазменного напыления и лазерного оплавления

О.Г. Девойно, М.А. Кардаполова, О.В. Дьяченко

Белорусский национальный технический университет, Беларусь
E-mail: scvdmed@bntu.by

Введение

Основным фактором, влияющим на формирование обработанного лазерным излучением слоя, являются высокая скорость нагрева поверхностного слоя (10^4–10^6 К/сек), обусловленная большой плотностью энергии и скоростью охлаждения, достигаемыми за счет теплоотвода в массу металла. Высокие скорости нагрева металла приводят к сдвигу точек фазовых превращений, имеющих диффузионную природу. Большая скорость охлаждения расплавленной зоны приводит к неполному протеканию диффузионных процессов, образованию большого числа зародышей и формированию, поэтому мелкозернистой и неравновесной структуры [1].

Самофлюсующийся сплав системы Fe–Cr–B–Si является дешевым заменителем сплавов на никелевой основе и представляет собой многокомпонентную систему, чувствительную к условиям лазерного нагрева. Использование легирующих добавок вместо поглощающего покрытия позволяет варьировать комплексом свойств и еще более усложняет проведение структурных исследований [2]. Анализ микроструктуры позволил провести лишь качественную оценку состояния покрытий в зависимости от режимов лазерной обработки и

вида легирующих добавок [3]. Количественные изменения структуры были проведены с помощью микрорентгеноспектрального анализа.

Использование рентгеноструктурного анализа позволило выявить влияния режимов лазерной обработки на фазовый состав покрытий.

Результаты анализа обработаны с использованием пакета программ автоматизации рентгеноструктурного анализа «ARSANAL».

Целью работы является изучение влияния параметров лазерной обработки и дополнительного легирования на формирование структуры и фазовый состав порошковых покрытий системы Fe–Cr–B–Si.

Методика исследований

Исследование проводили на образцах ∅ 40 мм из стали 45. В качестве материала для напыления использовали самофлюсующийся сплав из порошкового сплава ПР-Х4Г2Р4С2Ф следующего химического состава: Fe (83,1–87,6%), B (3,3–4,3%), Cr (3,5–4,5 %) Si (2,0–2,5%), Mn (2,0–2,5%), C (1,0–1,2%), V (0,5–0,9%), Al (0,05–0,5%), Cu (0,05–0,5%).

Подслой наносили на поверхность методом плазменного напыления с использованием установки УПУ-3Д с источником питания ИПН-160/600 и плазмотроном ПП–25 на режимах: I = 200 А, U =100 В, p = 0,6 МПа. Толщина слоя 0,7 мм.

Легирующий элемент наносили на поверхность плазменно-напыленных покрытий в виде порошковой обмазки B_4C, MoB, TaB на водной основе [4]. Толщина слоя обмазки составляла 0,09–0,11 мм и контролировалась толщиномером МТ-40НЦ. Оплавление осуществляли с помощью непрерывного лазера Комета мощностью N = 800 Вт при диаметре лазерного луча $d_1 = 1{,}0 \times 10^{-3}$ м, $d_2 = 3 \cdot 10^{-3}$ м со скоростями перемещения $V_1 = 0{,}83 \cdot 10^{-3}$ м/с, $V_2 = 2{,}5 \cdot 10^{-3}$ м/с и $V_3 = 5 \cdot 10^{-3}$ м/с с коэффициентами перекрытия k_1 = 0,8 и k_2 =1,2.

После напыления и оплавления образцы разрезали поперек лазерных дорожек для исключения влияния нестабильности температурных условий нагрева и охлаждения на краях образца.

Микротвердость исследовали на приборе ПМТ-3 при нагрузке 100 г (0,98 Н) (ГОСТ 9450–76).

Точечный микрорентгеноспектральный анализ проводили на рентгеновском микроскопе МРЭМ-200. Микрошлифы травили в 5-% растворе пикриновой кислоты в спирте, затем в 5-% растворе азотной кислоты в спирте.

Рентгеновские съемки производили на дифрактометре ДРОН 3.0 при скорости поворота образца 1 град/мин в медном монохроматизированном излучении в максимально возможном интервале углов от 10° до 75° для качественного и количественного фазового анализа.

Полученные данные обрабатывали методами математического планирования.

Поскольку число варьируемых параметров невелико, реализовали полную реплику, в которой число опытов $Q = 2$ в степени, соответствующей числу факторов n, позволяющую в ходе эксперимента варьировать одновременно несколькими параметрами различной

физической природы и получить раздельную, независимую оценку коэффициентов, что невозможно, например, при реализации дробной реплики. При этом необходимо, чтобы все независимые переменные, влияющие на процесс, изменялись на двух уровнях: минимальном и максимальном.

Серия состояла из 8 основных опытов. Полученная модель считалась линейной и учитывала взаимодействие факторов

$$Y=B_0+B_1X_1+B_2X_2+B_3X_3+B_{12}X_1X_2+B_{13}X_1X_3+B_{23}X_2X_3\,. \qquad (1)$$

Для составления таблицы данных (матрицы планирования) находили пределы изменения основных входных параметров, в качестве которых были приняты технологические параметры лазерной обработки. Технологические факторы X_1 – скорость луча лазера относительно детали, X_2 – диаметр лазерного пятна и X_3 – коэффициент перекрытия, выбирали исходя из возможности их изменения при условии точного измерения их величин, а также учитывая их взаимную независимость (ортогональность).

При неадекватности линейного уравнения переходили к плану второго порядка [5].

Для этого коэффициент перекрытия взяли на максимальном уровне, который приняли за + 1.

Получили двухфакторную модель, установившую зависимость между количеством вещества Y, %, скоростью движения луча лазера относительно детали (X_1) и диаметром луча лазера (X_2).

$$Y = b_0 + \sum_{i=1}^{k} b_i x_i + \sum_{i=1}^{k} b_{ij} x_i x_j + \sum_{i=1}^{k} b_{ii} x_i^2 \qquad (2)$$

Y – параметр оптимизации; b_0, b_{i}, b_{ij}, b_{ii} – коэффициенты уравнения; x_{i} – кодированное значение (уровень) фактора; k – количество факторов.

После расчетов, проведенных по указанной методике получили уравнения регресии для покрытий после плазменного напыления и легирования MoB, TaB и B_4C.

Результаты исследований

Наличие во всех покрытиях железной матрицы обусловило одинаковые закономерности влияния режимов лазерной обработки на характер формирования структуры для всех видов композиций.

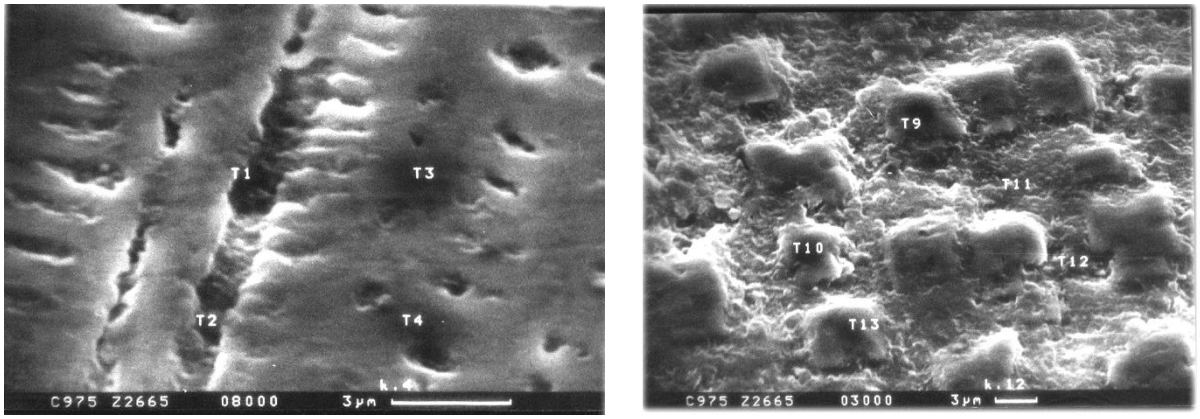
По диаграмме состояния сплава Fe–Cr–B–Si делаем вывод о том, что напыленный и оплавленный слой представлен карбоборидами типа $(Cr, Fe)_{23}(C, B)_6$, которые равномерно распределены в матрице из мелкозернистой эвтектики, состоящей из твердого раствора углерода, кремния и хрома в железе.

При исследовании влияния параметров лазерной обработки на микроструктуру покрытий точечным микрорентгеноспектральным анализом (МРСА) изучили два режима оплавления покрытий лучом лазера: (I) $V_1 = 0{,}83 \cdot 10^{-3}$ м/с, $d_{\text{l}} = 1{,}0 \cdot 10^{-3}$ м, и $k_1 = 0{,}8$ и (II) $V_3 = 5 \cdot 10^{-3}$ м/с, $d_{\text{l}} = 1{,}0 \cdot 10^{-3}$ м, и $k_1 = 0{,}8$ (Таблица 1). Для исследования влияния параметров лазерной обработки и легирования на фазовый состав покрытий скорость луча лазера, его диаметр и

коэффициент перекрытия взяли на максимальном и минимальном уровне. Соответственно: V_1=0,83·10^{-3} м/с, V_2=2,5·10^{-3}м/с, d_1 =1·10^{-3}м, d_2 = 3·10^{-3} м, k_1 =0,8.

Рассмотрим теперь влияние скорости луча лазера на структуру и химический состав получаемых покрытий.

При использовании режима 1 V_1 = 0,83 · 10^{-3} м/с, d_1 = 1,0·10^{-3} м, и k_1 = 0,8 преобладающая структура – мелкие дендриты, ориентированные в направлении теплоотвода (Рисунок 1 а). При втором режиме структура представила собой пересыщенный твердый раствор с вкраплениями карбидов и боридов (Рисунок 1 б).



а) б)

а) V_1 = 0,83 · 10^{-3} м/с (х 8000); б) V_3 = 5 · 10^{-3} м/с (х 3000)

Рисунок 1–Микроструктура покрытий, полученных оплавлением порошка ПР-Х4Г2Р4С2Ф, легированного B_4C. Измерения проведены по телу дендрита и в междендритном пространстве

Таблица 1–Анализ структурных составляющих покрытия

Элемент		Cr	Si	Mn	V	Fe
образцы	точки	%	%	%	%	%
Область дендритов Образец № 1	1	3,28	1,01	1,77	1,05	основа
	2	3,18	1,38	1,97	0,90	основа
	3	3,99	0,82	1,50	0,99	основа
	4	3,82	0,57	1,50	0,91	основа
	5	2,95	1,00	1,81	0,91	основа
	6	2,46	0,79	1,30	0,45	основа
	7	8,15	0,40	1,17	0,76	основа
	8	3,81	0,68	1,39	0,58	основа
Область карбидов Образец № 2	9	5,18	0,37	1,56	1,27	основа
	10	5,14	0,50	1,67	0,89	основа
	11	3,42	0,57	1,97	1,12	основа
	12	4,12	0,52	1,42	0,60	основа
	13	5,71	0,81	1,35	0,83	основа
	14	5,63	0,29	1,21	0,80	основа
	15	4,48	0,46	1,22	0,57	основа
	16	3,04	0,87	1,84	0,85	основа
	17	5,02	0,43	1,05	0,79	основа
	18	4,11	1,23	1,86	0,77	основа
	19	5,48	0,82	1,17	0,83	основа

Из данных Таблицы 1 следует, что дендриты обогащены хромом. Дендриты первого порядка (Рисунок 1а), закристаллизовались в первую очередь и максимально обогащены хромом 3,18–3,98 %. Дендриты второго порядка менее обогащены легирующими веществами, в частности, хромом (3,28 %). Микротвердость дендритов составила 9,5–10,1 ГПа. В междендритной области количество V и Cr свидетельствует о смеси фаз, в том числе, боридов и карбидов хрома и ванадия; причем хрома, кремния, марганца и ванадия несколько меньше, чем в дендритной. Микротвердость в данном случае уменьшилась до 6,8 ГПа. С приближением к основе наблюдали некоторое снижение хрома в дендритах с 3,18–3,28 % до 2,46–2,95 % а также Si с 1,01–1,38 % до 0,79–1,00 %, что и уменьшило микротвердость до 8,4–8,9 ГПа. В точке Т2 (дендрит) наблюдали резкий скачек содержания Cr до 8,15 % и уменьшение кремния до 0,40 %. Это, по-видимому, говорит об образовании карбида хрома Cr_7C_3. Микротвердость основы колебалась незначительно с 3,9 до 4,3 ГПа.

При повышенной скорости сканирования лучом лазера, режим (II) $V_3 = 5 \cdot 10^{-3}$ м/с, $d_1 = 1{,}0 \cdot 10^{-3}$ м, и $k_1 = 0{,}8$ (Рисунок 1 б) в структуре появились избыточные выделения боридов и карбидов размером ~ 5–8 мкм.

В пересыщенной карбидо-боридной фазе (Рисунок 1 б) наблюдали резкое, в 1,5 раза повышение содержания хрома и снижение ~ в 2,5–2,7 раза кремния. Микротвердость данной фазы возросла до 11,04–15,45 ГПа. В твердом растворе содержание хрома ниже и составляет 3,04–4,12 %, а содержание кремния также снизилось до 0,87–1,23 %, что и привело к уменьшению микротвердости до 6,77–7,95 ГПа. Микротвердость в переходной зоне между покрытием и основой составила 5,84–6,13. Микротвердость основы – 4,12 ГПа.

Рассмотрим влияние скорости луча лазера на фазовый состав получаемых покрытий.

Исходный состав порошка α-железа 39,1 %, γ-железа 6,7 %, карбидо-боридной фазы 54,1 %. Оплавление плазменных покрытий газовой горелкой привело к резкому уменьшению количество α- железа 21,5 %, увеличению карбидо-боридной фазы до 70,9 % и практически не повлияло на количество γ-железа – 6,1 %.

При оплавлении покрытий без легирования рост скорости с $V_1 = 0{,}83 \cdot 10^{-3}$ м/с до $V_3 = 5 \cdot 10^{-3}$ м/с при плотности мощности $q = 1{,}01 \cdot 10^9$ Вт/м^2 привел к увеличению количества α-железа с 30,3 до 35,1 %, упрочняющей фазы с 42,3 до 45,2 % и уменьшению γ-железа с 25,9 до 20,7 %.

Легирование покрытий TaB, B_4C и MoB не привело к установлению четкой корреляционной зависимости между скоростью и количеством α - и γ- железа. Количество упрочняющей фазы с увеличением плотности мощности и скорости возросло с 79 до 83,7% в первом случае, и с 62,2 до 73,6 % во втором, с 65,1 до 74,8 % в третьем случае.

В покрытиях после лазерного легирования MoB рост плотности мощности и скорости луча лазера с $0{,}83 \cdot 10^{-3}$ м/с до $2{,}5 \cdot 10^{-3}$ м/с привел к увеличению количества α-железа в 1,3 – 2 раза. Количество γ-железа уменьшилось в данном случае в 4,2 раза.

Значительная легированность порошка, по всей вероятности, и привела к выявлению определенных зависимостей.

Минимальные значения микротвердости наблюдали у покрытий после оплавления горелкой. Это связано с тем, что структура данного покрытия равновесная, глобулярная (Таблица 2).

Таблица 2 – Микротвердость плазменного покрытия, оплавленного без легирования

Виды и режимы оплавления	Оплавление горелкой	Оплавление лазером			
		V_1=0,83·10^{-3} м/с d_1 =1·10^{-3} м k_1 = 0,8	V_2=1,67·10^{-3} м/с d_1=1·10^{-3} м k_1 = 0,8	V_4=3,33·10^{-3} м/с d_1 =1·10^{-3} м k_1 = 0,8	V_5=5·10^{-3} м/с d_1 =1·10^{-3} м k_1 = 0,8
Микротвердость Hμ, ГПа	7,5	9,39	10,5	10,8	11,2

С увеличением скорости луча лазера возросла микротвердость. Она увеличилась с уменьшением диаметра луча и максимальна при наиболее «жестких» режимах. С увеличением диаметра луча вследствии его расфокусировки микротвердость снизилась. При коэффициенте перекрытия 0,8 произошло уменьшение микротвердости из-за узкой зоны отпуска, образовавшейся при наложении дорожек друг на друга.

Для проведения эксперимента использовали план $N = 2^3$ для трех качественных факторов (скорость луча лазера, диаметр луча, коэффициент перекрытия).

Результаты планируемого эксперимента обработали на ПЭВМ. Полученные уравнения регрессии привели в Таблицах 3 – 5. В качестве входных параметров использовали:
X_1 – скорость луча лазера 0,83 · 10^{-3} – 2,5· 10^{-3} м/с ;X_2 – диаметр луча лазера 1· 10^{-3} – 3· 10^{-3} м;
X_3 – коэффициент перекрытия лазерных дорожек 0,8 – 1,2.

В качестве выходных параметров выбрали фазовый состав покрытий и их микротвердость (Таблицы 3 – 5).

Таблица 3 – Зависимость фазового состава покрытия от режимов лазерного легирования TaB

Фаза	Уравнения регрессии	Количество вещества
Fe	$Y_1 = 16{,}108 – 0{,}158X_1 + 2{,}358X_2 – 2{,}991X_1X_2$	10,92–15,32
Бориды Ta	$Y_2 = 7{,}225 + 0{,}646X_1 – 0{,}588X_2 – 1{,}838X_1X_2$	5,33–5,45
Бориды Fe	$Y_3 = 19{,}229 + 0{,}788X_1 – 3{,}038X_3 – 1{,}813X_1X_2 + 1{,}454X_1X_2X_3$	16,62–21,84
Ta	$Y_4 = 15{,}333 – 2{,}875\ X_3 + 0{,}467X_1X_2X_3$	12,93–18,68
Fe_3C	$Y_5 = 9{,}746 + 1{,}054X_2 + 1{,}404X_2X_3$	10,09–12,20
Карбиды Cr, V	$Y_6 = 22{,}476 – 2{,}958X_1 – 1{,}358X_2 + 5{,}575X_1X_2$	23,74–32,37
Бориды Cr	$Y_7 = 14{,}9 – 1{,}5X_1 – 1{,}483X_2 + 0{,}067X_1X_2$	11,98–17,95
Hμ, ГПа	$Y_M = 11{,}1 + 0{,}44X_1 – 0{,}19X_3 + 0{,}163X_1X_2 + 0{,}175X_1X_3 + 0{,}34X_2X_3$	11,52–12,03

Таблица 4–Зависимость фазового состава покрытия от режимов лазерного легирования MoB

Фаза	Уравнения регрессии	Количество вещества
Fe	$Y_1 = 24{,}642 + 4{,}809X_2 - 1{,}341X_1X_2$	18,49–28,11
MoB	$Y_2 = 8{,}642 + 0{,}438\ X_1 - 0{,}354X_2 + 0{,}396X_1X_2$	8,95–9,12
Бориды Fe	$Y_3 = 18{,}121 + 0{,}396X_1 + 1{,}129X_3 + 1{,}971X_1X_2 - 0{,}529X_2X_3 + 0{,}846X_1X_2X_3$	17,19–21,93
Mo	$Y_4 = 11{,}091 - 1{,}908X_2 + 0{,}575X_1X_2$	9,76–13,57
Fe_3C	$Y_5 = 8{,}0483 - 0{,}883X_1 - 0{,}658X_2 + 0{,}683X_3 + 0{,}558X_1X_2 - 0{,}365X_1X_3 - 0{,}592X_2X_3$	6,94 – 7,08
Карбиды Cr, V	$Y_6 = 18{,}925 - 0{,}858X_1 + 1{,}383X_2 + 0{,}642X_3 - 0{,}75X_1X_2$	16,97–19,34
Бориды Cr	$Y_7 = 7{,}825 - 2{,}542X_2 - 2{,}071X_1X_2$	3,21–8,29
Нμ, ГПа	$Y_M = 11{,}7 + 0{,}09X_3 + 0{,}16X_1X_2 - 0{,}11X_1X_3 + 0{,}24X_2X_3 + 0{,}14\ X_1X_2X_3$	11,94–12,22

Таблица 5–Зависимость фазового состава от параметров лазерного легирования B_4C

Фаза	Уравнения регрессии	Количество вещества
Fe	$Y_1 = 30{,}067 + 1{,}325X_1 - 1{,}133X_2$	29,88–30,26
Бориды Fe	$Y_3 = 26{,}05 - 2{,}317X_2$	23,73–28,37
Карбиды Fe	$Y_5 = 9{,}125 + 0{,}821X_1 + 0{,}041X_2$	8,26–9,99
Карбиды V,Cr,B_4C	$Y_6 = 23{,}142 - 1{,}1X_1 - 0{,}517X_2 + 1{,}133X_3 - 0{,}492X_1X_3 + 1{,}008X_2X_3 + 0{,}483X_1X_2X_3$	23,64–23,66
Бориды Cr	$Y_7 = 10{,}092 - 1{,}235X_1 - 3{,}341X_2 + 0{,}767X_1X_2$	6,28 –15,44
Нμ, ГПа	$Y_M = 12{,}225 + 0{,}275X_2 - 0{,}225X_3 + 0{,}275X_1X_3 + 0{,}225X_1X_2X_3$	12,23–2,78

Результаты фазового анализа показали, что в поверхностном слое как в покрытиях без легирования, так и после лазерного легирования TaB, MoB и B_4C при скоростях луча лазера $0{,}83 \cdot 10^{-3}$ м/с и $3{,}33 \cdot 10^{-3}$ м/с образовалась мелкодисперсная структура α-фазы с небольшим количеством остаточного аустенита (5 – 10% γ-фазы). Наличие последнего свидетельствовало о дополнительном насыщении решетки железа углеродом и легирующими элементами.

При легировании TaB MoB и B_4C образуются непрерывные твердые растворы в системах $Fe_2B - Mo_2B$, $Fe_2B - Ta_2B$, $Fe_2B - Cr_2B$ [6].

Выводы

Параметры лазерной обработки сыграли существенную роль в изменении микроструктуры, микротвердости и химического состава получаемых покрытий. С увеличением скорости луча лазера структура из дендритной превратилась в пересыщенную, с выделениями карбидов и боридов. При этом в покрытии повышается содержание хрома и снижается кремния. Микротвердость покрытий при этом увеличилась.

Технологические параметры лазерной обработки оказывают влияние на количество упрочняющих фаз в покрытии. На основании экспериментальных данных и анализа уравнений регрессии доказано, что с ростом скорости движения луча лазера увеличивается количество

упрочняющей фазы, состоящей из карбидов Fe, V, Cr, B и боридов Fe, Cr, с 42,3 % до 93,7 % (TaB), 62,2–73,6 % (B_4C).

Список используемых источников

1. Девойно О.Г. Лазерная обработка газотермических композиционных покрытий/О.Г. Девойно, А.С. Калиниченко, М.А. Кардаполова. – Минск: БНТУ, 2011. – 161 с.

2. Спиридонова И. М. Структура и свойства железобороуглеродистых сплавов/ Металловедение и термическая обработка металлов. – 1984. - № 2. - С. 58 –61.

3. Кардаполова М.А., Девойно О.Г., Дьяченко О.В. Особенности влияния параметров лазерной обработки на физико-механические свойства покрытий из сплавов на основе железа/Машиностроение-традиции и инновации: сборник трудов Всерос.молод. конф. 30 августа-1 сентября /Юргинский техн. институт, Томск: Изд-во Томского полит. Университета. 2011.С. 200-204

4. Самсонов Г. В. Тугоплавкие соединения. – М.: Металлургия. – 1963. – 398 с.

5. Каледин Б.А. Планирование экспериментов в порошковой металлургии. Методическое пособие по курсу «Математическое планирование экспериментов» для студентов специальности «Порошковая металлургия, и слушателей факультета «Новые материалы» специальности 0414 – «Методы создания композиционных материалов и изделий» Часть II Планы второго порядка. Минск: БПИ, 1982 – 61 с.

6. Самсонов Г.В. Бор, и его соединения и сплавы / Г.В. Самсонов, Л.Я. Марковский, А.Ф. Жигач, М.Г. Валяшко – Киев: Издательство Академии наук Украинской ССР. – 1960. – 590 с.

Исследование микроструктуры и свойств сварных соединений при лазерной сварке теплообменников из разнородных титановых сплавов

М.О. Скляр, О.Г. Климова, К.Д. Бабкин, Г.А. Туричин, Е.В. Земляков

Институт лазерных и сварочных технологий СПбПУ им. Петра Великого, Россия
E-mail: skmar.spb@gmail.com

Одной из перспективных технологий для соединения титановых сплавов является сварка с использованием лазеров. В развитых странах лазерная сварка активно используется во многих отраслях промышленности [1].

При использовании лазерной сварки за счёт высокой концентрации энергии и малого размера пятна зона термического влияния заметно уменьшается, в сравнении с аргонодуговой сваркой. Помимо этого, технология лазерной сварки обеспечивает высокую производительность и автоматизацию процесса, позволяет контролировать технологические

параметры и глубину проплавления, что является важным фактором при сварке крупногабаритных теплообменников, требующих приварки тысячи трубок к трубной доске.

Во многих случаях для изготовления теплообменных аппаратов титан и его сплавы оказываются более выгодным материалом в сравнении с нержавеющей сталью [2]. Срок службы теплообменников, изготовленных из титанового сплава, повышается в несколько раз в сравнении с нержавеющей сталью за счёт высоких механических свойств. Кроме того, при нагревании до температуры 400 ºС - 500 ºС титановые сплавы сохраняют достаточно высокую прочность, по сравнению с другими лёгкими сплавами [3, 4].

Важной особенностью сварки титановых сплавов является активное взаимодействие при нагревании с газами атмосферы. В связи с этим необходимо проводить сварку в среде инертных газов. Для, того чтобы получить качественное сварное соединение необходим правильный подбор технологический параметров. Лазерная сварка является многопараметрическим технологическим процессом, требующим предварительных исследований и математического моделирования с целью определения наиболее подходящих технологических параметров. В предыдущих работах авторами статьи проведены теоретические исследования сварки разнородных материалов [5-7], которые позволили перейти непосредственно к технологическим экспериментам. При подборе оптимальных режимов лазерной сварки узла «труба-трубная доска» был проведён ряд натурных экспериментов. В ходе экспериментов подобраны значения скорости, мощности и величины зазора при, которых происходит удовлетворительное формирование сварного шва.

Ещё одним фактором, определяющих качество сварных соединений, является изменение микроструктуры, происходящее под влиянием источника нагрева, величина зоны термического влияния (ЗТВ). Исследовано влияние мощности на ширину ЗТВ. Проведён микроструктурный анализ сварного шва между разнородными сплавами ПТ-7М – ПТ-3В, полученного с применением лазерной сварки.

Помимо вышесказанного при сварке разнородных сплавов необходимо знать распределение легирующих элементов в зоне шва и ЗТВ. Для этого был проведён химический анализ, а также измерена твёрдость.

Технологические исследования проводились на установке дистанционной лазерной сварки, разработанной в Институте лазерных и сварочных технологий СПбПУ (ИЛиСТ) (Рисунок 1). В качестве источника лазерного излучения использовался волоконный лазер ЛС-5 мощностью 5 кВт с системой охлаждения на базе чиллера Riedel PC160. Лазерное излучение транспортировалось по волоконному кабелю к сканатору intelliWELD 30 FC с рабочим расстоянием 500 мм и фокальным диаметром 0,4 мм. Позиционирование сканатора относительно изделия осуществляется 3-х-координатным манипулятором—системой линейных приводов [8].

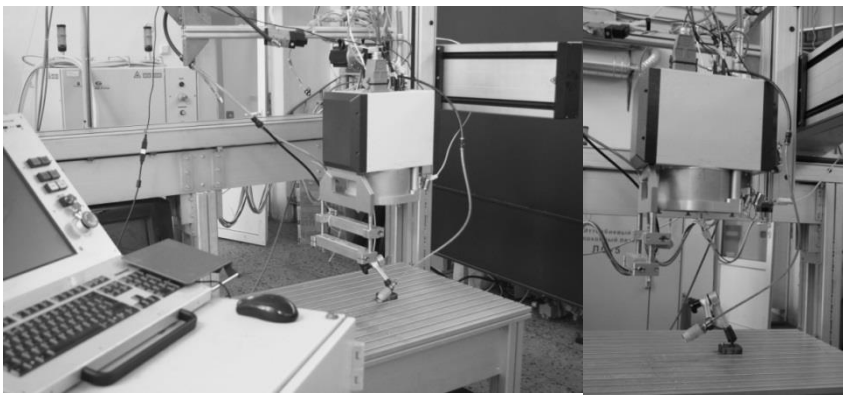


Рисунок 1 - Технологическая установка дистанционной лазерной сварки

Таблица 1 - Химический состав, исследуемых сплавов

Материал	Элемент, масс.%									
	Fe	**C**	**Si**	**N**	**Ti**	**Al**	**Zr**	**V**	**H**	**Примесей**
ПТ-7М	до 0.25	до 0.1	до 0.12	до 0.04	93.69 - 95.9	1.8 - 2.5	2 - 3	-	до 0.006	прочих 0.3
ПТ-3В	до 0.25	до 0.1	до 0.12	до 0.04	91.39 - 95	3.5 - 5	до 0.3	1.2 - 2.5	до 0.006	прочих 0.3

Толщина трубной пластины 4 мм, диаметр трубок 6 мм, толщина стенок 1 мм (Рисунок 2). Локальная газовая защита металла шва выполнялась с использованием аргона высокой чистоты, подаваемого из баллонов в зону сварки через боковое сопло, выполненное в виде газовой линзы.

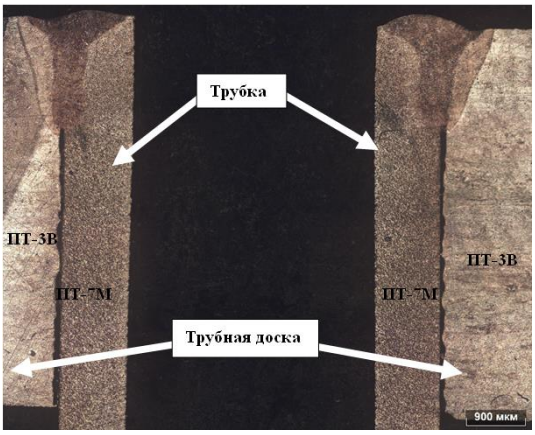


Рисунок 2 - Сварной шов узла теплообменника «труба-трубная доска»

Для лазерной сварки характерно формирование узкого шва с глубоким проплавлением. Из-за уникальных теплофизических свойств титана и титановых сплавов, а именно, низкое значение коэффициента теплопроводности (примерно в 3 раза меньше чем у железа), форма шва титанового сплава, полученного лазерной сваркой отличается от формы шва характерной для лазерной сварки других металлов. Это связано с тем, что часть энергии концентрируется на поверхности и ведёт к увеличению ширины шва в верхней части. В средней и нижней части шва формируется узкий шов, характерный для лазерной сварки. При лазерной сварке энергия от источника сосредоточена на малой площади, что уменьшает тепловложения и, как

следствие, приводит к уменьшению ЗТВ. При этом необходимо подобрать мощность так, чтобы при меньшем значении ширины ЗТВ формирование шва так же было удовлетворительным. На Рисунке 3 представлены данные по параметрам режимов, обеспечивающим необходимое проплавление при сохранении геометрии трубки.

При значении мощности 2000 Вт достигается сравнительно небольшой размер ЗТВ. На больших мощностях появляются дефекты, такие как пористость и изменение геометрических размеров трубки. Ширина шва не превышает 1 мм, ширина ЗТВ не превышает 400мкм, что является благоприятным при сварке тонкостенных трубок и позволяет избежать оплавления внутренней стенки.

Сплавы ПТ-7М и ПТ-3В относятся к деформируемым псевдо-альфа сплавам и содержат α- β-стабилизаторы. Для определения влияния легирующих элементов на прочность и качество сварного шва необходимо проведение металлографического анализа. На рисунке 3 представлена микроструктура основного металла титановых сплавов.

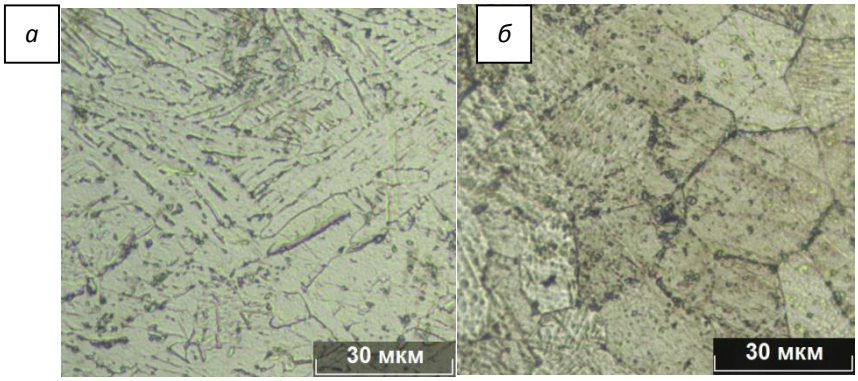


Рисунок 3 - Микроструктура основного металла сплав ПТ-3В (а) сплав ПТ-7М (б)

Псевдо-α сплавы представляют собой α твёрдый раствор с небольшим количеством β-фазы, расположенной по границам α-фазы. Структура основного металла определяется в соответствии с формой α-фазы. Для сплава ПТ-3В характерна пластинчатая структура, для сплава ПТ-7М – полиэдрическая (Рисунок 4б).

При сварке, как видно из Рисунка 4а, со стороны сплава ПТ-3В происходит частичное превращение первичной α-фазы в тонкую игольчатую α’. Чётко прослеживается линия сплавления толщиной до 10 мкм (Рисунок 4а). При переходе к центру сварного шва (Рисунок 4б) пластины увеличиваются в продольном направлении, вытягиваются по направлению охлаждения, размер зерна увеличивается. Увеличивается содержание α’-фазы, происходит образование вторичной α-фазы по границам зёрен, а также образование вторичной метастабильной β-фазы. При высоких скоростях охлаждения характерных для лазерной сварки возможно образование метастабильной α’’-фазы.

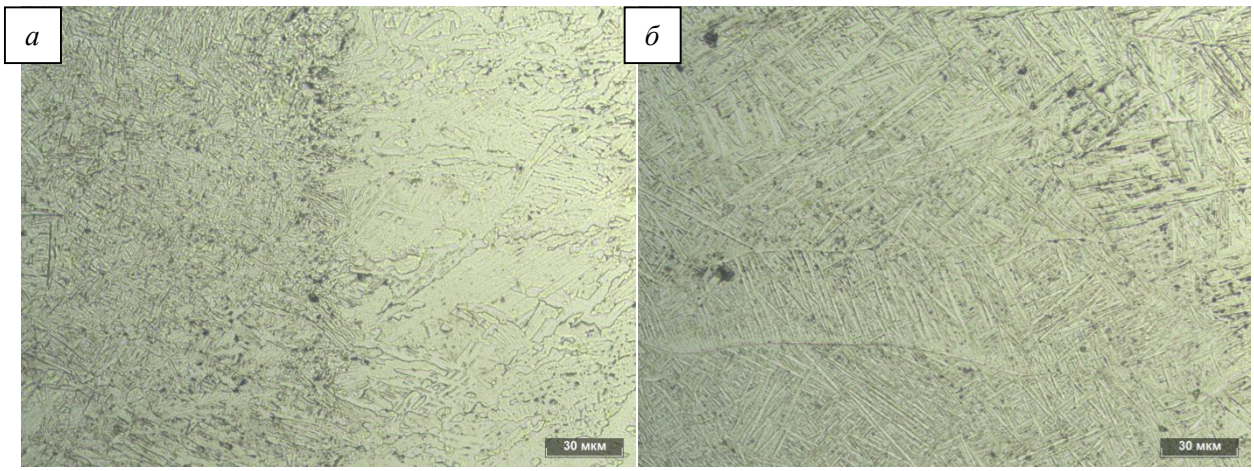


Рисунок 4 - Микроструктура сварного соединения:
а) зона сплавления со стороны ПТ-3В, б) зона сварного шва

Со стороны сплава ПТ-7М с приближением к зоне термического влияния происходит незначительный рост зерна. Средний размер зерна в основном металле составил 15-20 мкм, на участке, расположенном возле линии сплавления средний размер зерна 20-30 мкм. На линии сплавления происходит переход от полиэдрической структуры к пластинчатой (Рисунок 5).

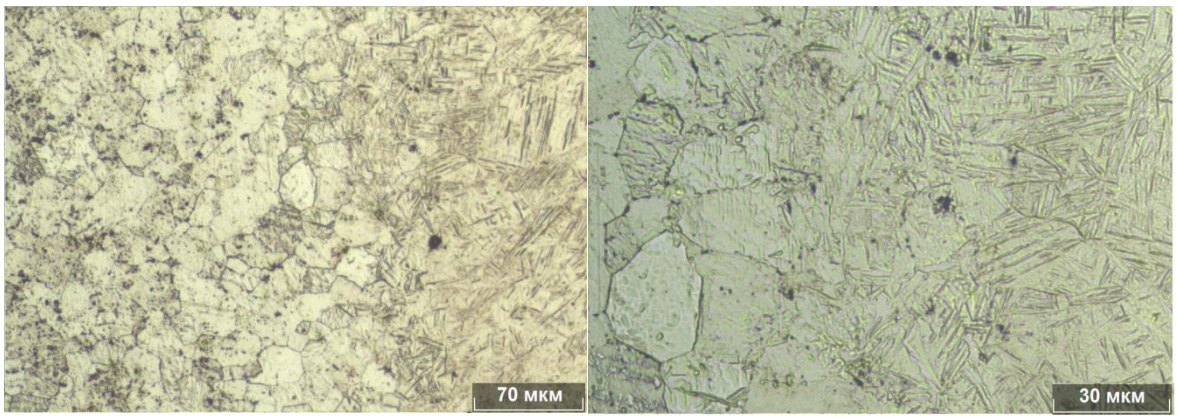


Рисунок 5 - Диффузионная зона «ПТ-7М – ПТ-3В» при различных увеличениях

Для того, чтобы установить насколько равномерно произошло распределение основных легирующих элементов сплавов ПТ-7М и ПТ-3В в металле шва, произведён химический анализ всех зон (Рисунок 6а). Как видно из графика изменение процентного соотношения содержания элементов происходит плавно по всему шву.

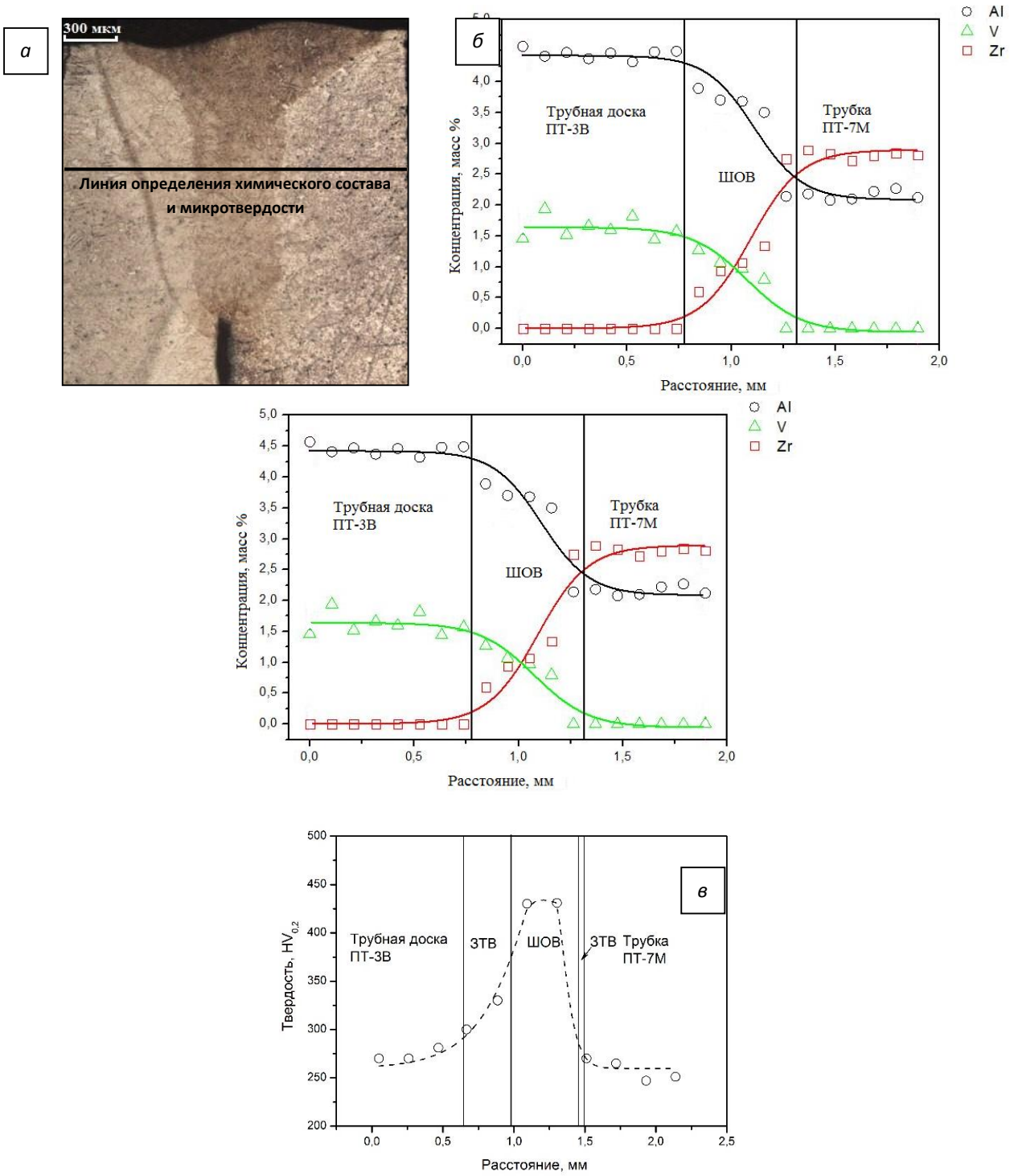


Рисунок 6 - Область определения химического состава и микротвердости (а), химический состав (б) и микротвёрдость (в) в поперечном сечении шва

Для более точного определения влияния изменения микроструктуры на качество сварного соединения измерена твёрдость металла в основном металле, зоне термического влияния и в зоне шва (Рисунок 6 в). Из графика (Рисунок 6 в) видно, что в зоне шва происходит плавное увеличение твёрдости при переходе к зоне шва, что может быть обусловлено увеличением количества α’- фазы.

Выводы

Экспериментально установлены оптимальные технологические параметры лазерной сварки разнородных титановых сплавов ПТ-3В (толщина 4мм) и ПТ-7М (толщина 1мм). Значение мощности 2000 Вт, значение скорости 75 мм/с. При указанных значениях параметров возможно получение качественного шва без дефектов.

Анализ микроструктуры показал удовлетворительное формирование структуры как со стороны сплава ПТ-3В, так и со стороны сплава ПТ-7М. Ширина зоны термического влияния не превышает 400мкм, ширина шва не превышает 1 мм. В ЗТВ наблюдается незначительный рост зёрен. В металле шва структура литая, состоящая из α’ - фазы.

Перемешивание легирующих элементов сплавов ПТ-7М и ПТ-3В произошло равномерно в зоне шва, что благоприятно сказывается на качестве полученного сварного соединения.

В результате выполненной работы разработана технология для сварки узла теплообменника «труба-трубная доска». Подобранные режимы лазерной сваркиобеспечивают сохранение геометрии трубки и формирование качественного сварного шва.

Список используемых источников

1. Лопота В.А., Туричин Г.А., Цибульский И.А., Земляков Е.В., Валдайцева Е.А., Новые технологии термообработки, сварки и наплавки материалов с использованием волоконных лазеров большой мощности// Заготовительные производства в машиностроении. - 2012.- № 10. - С.6 – 13.

2. IaoG., ChenJ., ZhangH-F., LiS-X., XiangK. Improvement of automatic tube-to-tube sheet welding equipment fixtures used for titanium heat exchanger // *Petro-ChemicalEquipment*. – 2013. - Iss. 1. - P. 64-67

3. Тукаев, А.М. Файрушин, А.В. Сисанбаев, Т.М. Кучуков, Совершенствовании технологии изготовления узла «труба-трубная решётка» кожухотрубчатого теплообменного аппарата из жаропрочной стали 15Х5М применением лазерной сварки// Сборник трудов СПбГПУ. 2013.С. 1179-1185.

4. X.L. Wei, X. Ling, Investigation of welded structures on mechanical properties of 304L welded tube-to-tube sheet joints // Engineering Failure Analysis 52 (2015) 90–96

5. Turichin, G.A., Klimova, O.G., Babkin, K.D.,Pevzner, Ya.B., Effect of thermal and diffusion processes on formation of the structure of weld metal in laser welding of dissimilar materials // Metal Science and Heat Treatment, Vol. 55, Iss.9-10, 2014, Pp. 569-574

6. Turichin, G., Klimova, O., Valdaytseva, E., Effect of peculiarities of heat transfer, diffusion and phase transformation on joint formation during welding of dissimilar materials by high power fiber laser // Physics Procedia, Vol. 56, Iss. C, 2014, Pp.566-575

7. Turichin, G., Klimova, O., Babkin, K., Valdaytseva, E. Theory and technology of welding of dissimilar materials by high power fiber laser Proceedings - 2014 International Conference Laser Optics, LO 2014 2014, Article number 6886489 2014 International Conference Laser Optics, LO

2014; St. Petersburg; Russian Federation; 30 June 2014 through 4 July 2014; Category numberCFP1436X-ART; Code 107407
8. Е.В. Земляков, О.Г. Климова, Г.А. Туричин, В.Н. Ёлкин, Технология дистанционной лазерной сварки соединений «труба-трубная доска» в производстве теплообменной аппаратуры// «Сварочное производство», 2015. - №6 г - стр. 21-26
9. Xiao-LongGao, Lin-JieZhangn, JingLiu, Jian-Xun ZhangA comparativestudyofpulsedNd:YAGlaserweldingand TIG weldingofthinTi6Al4Vtitaniumalloyplate// Materials Science & Engineering A 559 (2013) 14–21

Гибридная лазерно-дуговая сварка нейтронно-поглощающей стали ЧС-82

М.В. Кузнецов, А.Д. Ахметов, В.В. Сомонов

Институт лазерных и сварочных технологий СПбПУ, Россия
E-mail: kuznetsov_mich@ltc.ru

Введение

Согласно докладу МАГАТЭ [1] суммарное количество отработанного ядерного топлива (ОЯТ) в мире составляет на 2015 год около 800 тысяч тонн. Из них около 400 тысяч тонн захоронены, 300 тысяч тонн отложены во временные хранилища для принятия решения и около 100 тысяч тонн находятся на переработке, Рисунок 1.

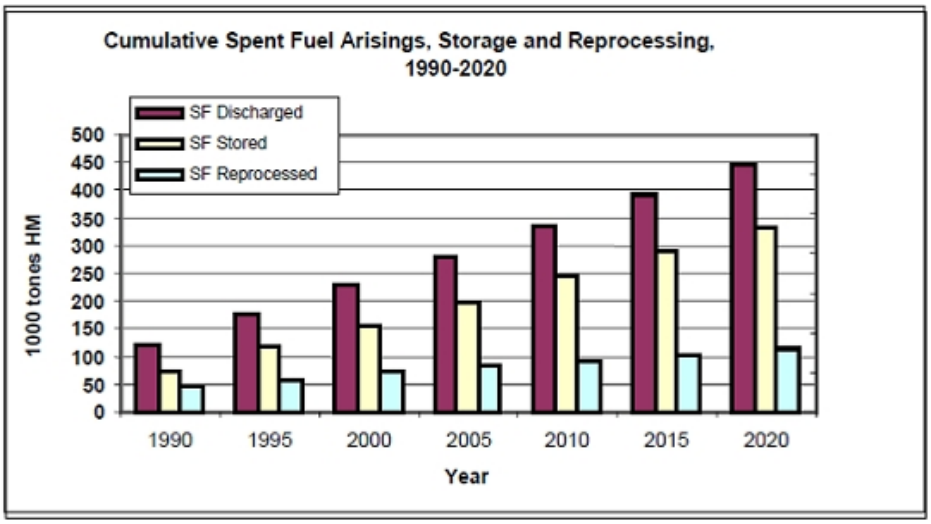


Рисунок 1 – Изменение ОЯТ в мире [1]

При этом количество ОЯТ ежегодно увеличивается: в мире на 10,5 тысяч тонн, в России на 850 тонн (Рисунок 1). Отношение мировых государств к ОЯТ различно: одни считают его

отходами, от которых необходимо избавляться, другие же стараются его сохранить для дальнейшей переработки. При хранении ОЯТ используют различные способы, в том числе сухой и мокрый способы. Хранение мокрым способом осуществляется, в основном, в прireакторных и внереакторных бассейнах. Тепловыделяющие элементы (ТВЭЛы) с ОЯТ устанавливают в чехлы, расположенные в стеллажах уплотнённого хранения и изготавливаемые из высокохромистой стали с содержанием бора, поглощающего тепловые нейтроны.

Только в России ежегодно выпускается около 1500 шестигранных труб (чехлов) с габаритными размерами 257х6х4300 мм. На данный момент, в силу низкой пластичности, используемой стали, процесс изготовления труб отличается высокими материалоёмкостью и трудоёмкостью. При производстве труб используются следующие технологические операции: отливка слитков электрошлаковым переплавом, обточка слитков по наружной поверхности до удаления дефектов литейного происхождения в слитки-заготовки, сверление центрального отверстия, нагрев слитков-заготовок до температуры пластичности, прошивка слитков-заготовок в стане поперечно-винтовой прокатки в гильзы и т.д. [2]. Процесс изготовления трубы согласно вышеописанной технологии занимает более 1 месяца.

Авторы следующего патента предлагают иную технологию изготовления шестигранной трубы, содержащую процесс сварки: сляб из высокохромистой стали по стандартной технологии прокатывают на валках до достижения необходимого типоразмера, после прокатки осуществляют правку листа на роликовых агрегатах, обработку кромок и точный раскрой. Затем на листогибочном прессе формируют шестигранный профиль трубы, далее осуществляют сварку кромок, с размещением шва в средней части грани трубы параллельно ее ребру [3]. Использование данной технологии изготовления шестигранной трубы существенно сокращает материалоёмкость и трудоёмкость. Однако при изготовлении труб по данной технологии особое внимание уделяется сварному соединению, которое должно удовлетворять следующим требованиям: концентрация бора в сварном соединении должна быть не меньше 1,0% [4] с целью обеспечения требуемого поглощения тепловых нейтронов; высокая стойкость сварного соединения к межкристаллитной коррозии (МКК), для устранения холодных трещин и достижение требуемых эксплуатационных свойств.

Аналитический обзор результатов работ сторонних авторов показал, что в данном направлении ведутся определённые работы. Рядом авторов предлагается использовать дуговую сварку под слоем флюса [4] и дуговую сварку неплавящимся электродом [5], основными недостатками, которых являются низкая производительность. При этом для удержания ванны расплава с обратной стороны используется гибкая лента марки ЛМС-3 и «флюсовая подушка». Другие авторы предлагают использовать лазерную сварку (ЛС) [6] и электронно-лучевую сварку с присадочным материалом [5], основным недостатком которых является высокое качество предварительной подготовки свариваемых кромок.

Учитывая недостатки вышеописанных способов сварки, а также требования, предъявляемые к сварному соединению, наиболее предпочтительным способом получения неразъёмного соединения из высокохромистой стали является гибридная лазерно-дуговая

сварка (ГЛДС). Данный способ обладает рядом преимуществ по сравнению с вышеописанными способами сварки: высокая производительность, возможность сварки по зазору, низкая погонная энергия и как следствие низкие сварочные деформации, возможность варьирования химическим составом металла шва [7-9]. Одной из проблем, которая была выявлена при аналитическом обзоре - это недостаток информации в области ГЛДС высокохромистых сталей. Поэтому данная работа посвящена экспериментальному исследованию технологической возможности ГЛДС и ЛС высокохромистой нейтронно-поглощающей стали.

Проведение эксперимента

ЛС и ГЛДС высокохромистой стали ЧС-82 осуществляли с использованием лазерно-дугового технологического комплекса (ЛДТК) на базе мощного волоконного иттербиевого лазера ЛС-15 с максимальной выходной мощностью 15 кВт, длиной волны 1,07 мкм, и источника питания сварочной дуги ВДУ – 1500 DC с максимальным током 1500 А, Рисунок 2.



а б

Рисунок 2 – Источники энергии ЛДТК: иттербиевый волоконный лазер ЛС-15 и источник тока ВДУ-1500 DC

В рамках работы сваривали пластины из высокохромистой стали ЧС-82 (04Х14Т3Р1Ф) толщиной 6 мм. В качестве сварочного электрода использовали сварочную проволоку св-10Х19Н11М4Ф. Химический состав свариваемой стали и электрода представлены в Таблицах 1 и 2 соответственно.

Таблица 1 – Химический состав стали ЧС-82

Марка стали	Содержание элементов, %									
	C	Si	Mn	S	V	Cr	Ni	B	Ti	Mo
ЧС-82	0,028	0,37	0,27	0,005	0,23	14,35	0,25	1,5	2,9	0,03

Таблица 2 – Химический состав сварочного электрода св-10Х19Н11М4Ф.

Марка проволоки	Содержание элементов, %								
	C	Si	Mn	S	P	V	Cr	Ni	Mo
Св-10Х19Н11М4Ф	≤0,10	1,0-1,5	1,0-2,0	≤0,025	≤0,020	1,0-1,6	18,0-20,0	10,0-11,0	3,5-4,5

Свариваемые поверхности предварительно зачищали до металлического блеска с использованием углошлифовальной машины и обезжиривали ацетоном. Сварку осуществляли прямолинейными стыковыми швами в нижнем пространственном положении. Для защиты ванны расплава с лицевой и обратной сторон использовали аргон высокой чистоты в количестве 25 л/мин.

Результаты и обсуждение

В рамках экспериментального исследования с использованием ЛС и ГЛДС было проведено 32 опыта. Параметры режимов, при которых образуются наиболее характерные для ЛС сварные соединения, представлены в таблице 3, внешний вид сварных соединений – на Рисунке 3.

Таблица 3 – Параметры режимов сварки

Режим	Тип сварки	Рл, кВт	Vсв, м/мин	Iд, А	Uд, В	Защитный газ	Расход, л/мин
21	ЛС	15	2,4	-	-	Ar	25
24	ЛС	15	3,6	-	-	Ar	25

Для сварных соединений, образованных при ЛС, характерен недостаток металла в верхней части шва, больший допустимого (по требованию заказчика вогнутость должна составлять не более 0,5 мм). По-видимому, вогнутость металла шва образовалась как за счёт испарившегося основного металла при взаимодействии с высококонцентрированным лазерным излучением, так и за счёт протекания расплава с обратной стороны в процессе сварки. Устранить эти недостатки представляется возможным при снижении погонной энергии ЛС за счёт уменьшения диаметра пятна лазерного излучения в фокальной плоскости и повышения скорости сварки.

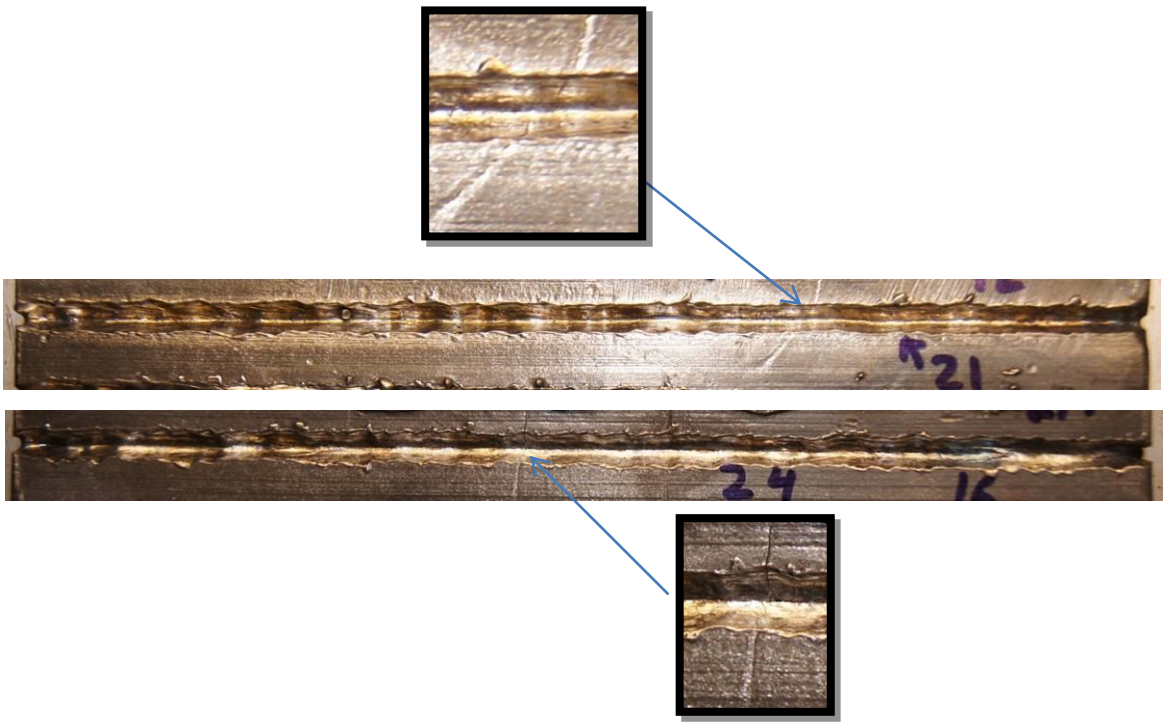


Рисунок 3 – Характерный внешний вид сварных соединений, образованных при ЛС

Также большинство сварных соединений имели поперечные холодные трещины (Рисунок 3), что, свидетельствует об их низкой стойкости к МКК. Основной причиной образования холодных трещин является перегрев металла шва и металла в зоне полной перекристаллизации, из-за чего зёрна данных областей достигают больших размеров, по сравнению с зернами других зон сварного соединения, что в свою очередь снижает суммарную площадь их контакта и стойкость к МКК. Повысить стойкость металла шва и ЗТВ к МКК можно несколькими способами: во-первых, снизив погонную энергию сварки, во-вторых, внесением в металл шва дополнительных тугоплавких элементов и, в-третьих, использовать сварочный электрод, способствующий образованию аустенитной фазы в металле шва.

Проанализировав результаты ЛС, были проведены эксперименты по ГЛДС. Параметры режима, при котором образуется характерное сварное соединение, представлено в Таблице 4. Внешний вид сварного соединения и поперечный микрошлиф на Рисунках 4 и 5 соответственно.

Таблица 4 – Параметры режима ГЛДС

Режим	Тип сварки	Рл, кВт	Vсв, м/мин	Iд, А	Uд, В	Защитный газ	Расход, л/мин
31	ГЛДС	15	3,6	300	28	Ar	25

Лицевая сторона



Обратная сторона

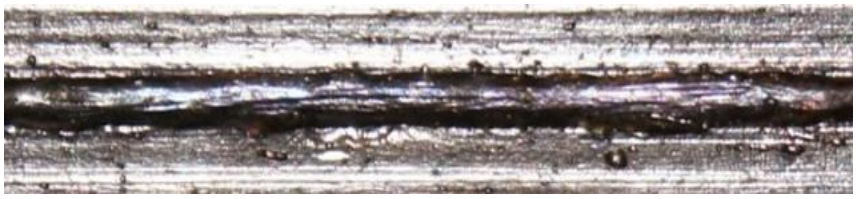


Рисунок 4 – Внешний вид сварного соединения, образованного при ГЛДС

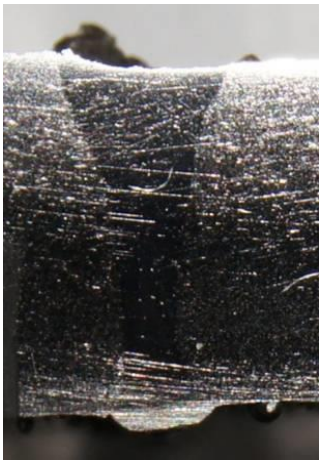


Рисунок 5 – Поперечный микрошлиф сварного соединения, образованного при ГЛДС

Сварные соединения, образованные при ГЛДС с плавящимся электродом либо не имели вогнутость металла шва с лицевой стороны, либо имели вогнутость в пределах допустимого: до 0,5 мм (Рисунок 5).

При визуальном и оптическом осмотре сварных соединений и поперечного микрошлифа внешних и внутренних дефектов не обнаружено.

Металлографический анализ, сварных соединений, образованных при ГЛДС, показал наличие в структуре металла шва как ферритной, так и аустенитной фазовой составляющей, что, по мнению некоторых авторов, повышает стойкость сварного соединения к МКК. Также было замечено, что основной металл имел зёрна большего размера по сравнению с металлом шва. Структура металла шва в случае ГЛДС состояла из матрицы и боридной эвтектики [4].

Химический анализ сварного соединения показал равномерное распределение легирующих элементов, обеспечивающих поглощение тепловых нейтронов (B) на уровне не менее 1,0%. Также при химическом анализе в металле шва обнаружено увеличение (по сравнению с основным металлом) количества таких легирующих элементов, как Cr и Ni, за счёт внесения дополнительного металла плавящегося электрода. Увеличенное количество

данных элементов повышает эксплуатационные свойства сварного соединения, работающего в агрессивных средах.

Выводы

При ЛС высокохромистых сталей образованы сварные соединения с низкой стойкостью к МКК и недостатком металла шва в верхней его части. Использование ГЛДС позволяет получать сварные соединения с требуемой геометрией, равномерным распределением легирующих элементов таких как В (на уровне не менее 1,0%) и высокой стойкостью к МКК за счёт наличия в металле шва помимо ферритной также и аустенитной фазовой составляющей и зерна меньшего размера по сравнению с зерном основного металла.

В работе представлены текущие результаты.Дальнейшие исследования в области ЛС высокохромистых сталей планируется проводить при снижении её погонной энергии. При дальнейшем исследовании ГЛДС высокохромистых сталей, наибольший интерес представляет влияние ширины зазора на геометрию, фазовый и химический состав сварного соединения.

Список использованных источников

1. Spent Fuel Reprocessing Options. International Atomic Energy Agency, 2008. – 144 p.

2. Заявка 2013102759 на патент на изобретение в РФ: Способ производства передельных труб размером 292×12 мм на тпу 8-16" с пилигримовыми станами из слитков-заготовок электрошлакового переплава низкопластичных сталей марок 04Х14Т3Р1Ф-Ш и 04Х14Т5Р2Ф-Ш с содержанием бора от 1,3 до 3,5 % для изготовления шестигранных труб-заготовок размером "под ключ" 257+2,0/-3,0×6+2,0/-1,0×4300+80/-30 мм для уплотненного хранения в бассейнах выдержки аэс и транспортировки отработанного ядерного топлива.

3. Патент: RU 2317866: Способ производства чехловых шестигранных труб-заготовок из низкопластичной стали с содержанием бора 1,3-1,8% для уплотненного хранения отработанного ядерного топлива.

4. Волобуев Ю.С., Доронин А.Ю. Оптимизация технологии односторонней сварки опытных образцов стали аустенитно-ферритного класса с использованием керамического флюса ФКБ-4 // Глобальная ядерная безопасность. – 2012 г. – №1(2). – С. 41 – 53.

5. Robino C.V., Cieslak M.J. Fusion Welding of a Modern Borated Stainless Steel // Welding research supplement. – 1997. Jan. – P. 11 – 23.

6. Shanmugarajan B, Chary J.N., Padmanabham G. Studies on autogenous laser welding of type 304B4 borated stainless steel // Optics and Lasers in Engineering, Volume 51, Issue 11, November 2013, Pages 1272–1277.

7. Цибульский И.А., Кузнецов М.В., Ахметов А.Д. Влияние пространственного положения и зазора между свариваемыми пластинами на эффективность лазерно-дуговой сварки // Сборник международной конференции: Инновационные технологии и экономика в машиностроении, Национальный исследовательский Томский политехнический университет. Томск, 2014. - С. 112-117.

8. Цибульский И.А., Кузнецов М.В., Сомонов В.В. Технология лазерно-дуговой сварки металлов больших толщин // Сборник 6-й международной конференции Лучевые технологии и применение лазеров, Россия, Санкт-Петербург. – С. 344-348.
9. Туричин Г.А., Цибульский И.А., Кузнецов М.В. Технология гибридной лазерно-дуговой сварки // Учеб. пособие – СПб.: изд-во Политехн. ун-та, 48 с.

The features of gear teeth laser hardening process

O.G. Devoino, M.A. Kardapolova, A.M. Ausiyevich, I.V. Shvets

Belarusian National Technical University, Belarusia
E-mail: scvdmed@bntu.by

Introduction

Modern developments allow extending the possibilities of effective application of laser technologies in mechanical engineering. Laser hardening of the teeth of the gear wheels allows eliminating the traditional expensive and energy-intensive heat treatment processes in furnaces. For carbon steels (with carbon content C = 0,42 – 0,5 %), low-alloyed steels (C = 0,36 – 0,5, Cr ≈ 1 %) and alloyed steels (C = 0,36 – 0,5, Cr ≈ 1, Ni ≈ 1 %), which are used to obtain gears with a hardness of teeth surface HRC 45–53 laser treatment eliminates the surface hardening. For alloyed steels (C = 0,17-0,29, Cr ≈ 1 and Mn ≈ 1 %), which after heat treatment have the surface hardness of 56-63 HRC, hardening of the laser lets to eliminate the cementation and volume hardening. Also laser hardening let's to replace expensive low-carbon alloyed steel by cheaper medium carbon low alloyed steels. The locality of the impact causes the lack of large deformation and surface melting, which allows decreasing or eliminating subsequent machining with cutting process. It provides more cheap process of manufacture. Laser hardening in addition to the high hardness provides a fine-grained structure of the layers, the absence of cracks on the surface, the increased resistance of the contact stress, reducing the coefficient of friction. However, there are a number of problems to be solved to ensure adequate quality of the surface of the teeth of gears: surface roughness, the optimum depth of hardening in different parts of the profile, obtaining the required accuracy. These problems may be solved by using adaptive optics and optimization of the laser treatment schedules.

Result of researches

The thickness of the hardened layer depends from the laser power and the beam movement speed. It reaches more than 1 mm. Laser treatment allows to avoid defects in the structure, which are typical for chemical-heat treatment. After it is observed structure stratification that prevent the

emergence and development of cracks [1]. The disadvantage of medium-carbon low-alloy steel low-carbon alloy may be insufficient hardness and strength of the core of the tooth.

There is a directly proportional dependence of contact fatigue from surface hardness [2]. Therefore, it is possible to analyze already used parts, manufactured using traditional methods of heat treatment and laser surface treatment. It lets to determine the ability of replacing alloyed steels by medium-carbon steels and provide the sufficient contact strength of teeth, when provided contact strength exceeds allowable contact stresses on the whole thickness of the tooth (Figure 1).

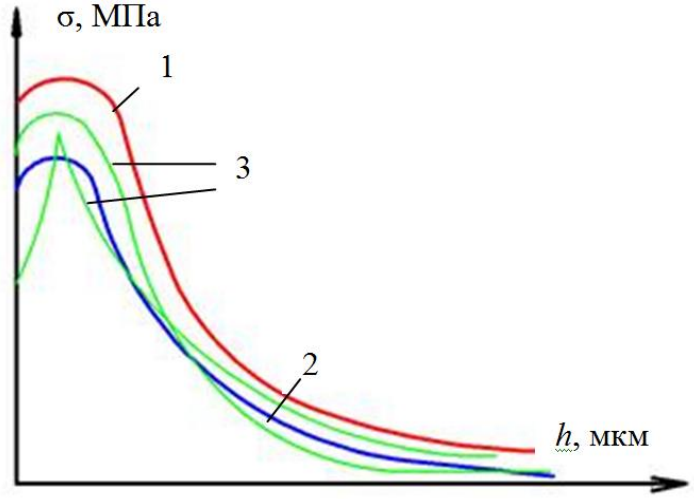


Figure 1 – Curves of the distribution of contact strength: 1 (red) – required distribution after laser hardening; 2 (blue) – allowable contact stresses; 3 (green) – distribution curves of the contact stresses are not satisfied the condition of overlap of the curve of the allowable stress

Check the contact strength of gears was carried out by calculation method according to GOST 21354-87 «Gears-cylindrical involute external gear. Strength calculation». The module of the gear is 2.5 mm. Contact endurance of the surface layer is determined by its hardness. Since the hardness of the gear flanks after laser hardening reaches up to 56-62 HRC, the condition of the contact strength is. Also condition of the teeth strength in bending is provided with a large stock. The most sufficient is checking for deep contact destruction which provided by calculation.

The depth contact strength is provided if the estimated maximum contact stress σ_H will be less than the limit of the deep contact fatigue σ_{HKP} considering the factor of safety S_{HK}

$$\sigma_H = \frac{\sigma_{HKP}}{S_{HK}}$$

The strength calculations of gears with different modules and surface hardening with layer hardness more than 55 HRC shows that the condition depth of contact strength is provided when the zone of maximum shearing stress depth is within the thickness of the hardened layer and not in the softer core. The depth of this zone is up to 1 mm and does not exceed the thickness of the hardened layer obtained by the modern methods of hardening. Calculation was made for the wheel modules

from 1.5 to 4.5 mm. the Results are presented in Figure 2. The obtained dependence is close to linear. The required depth of hardening increases with the module wheels.

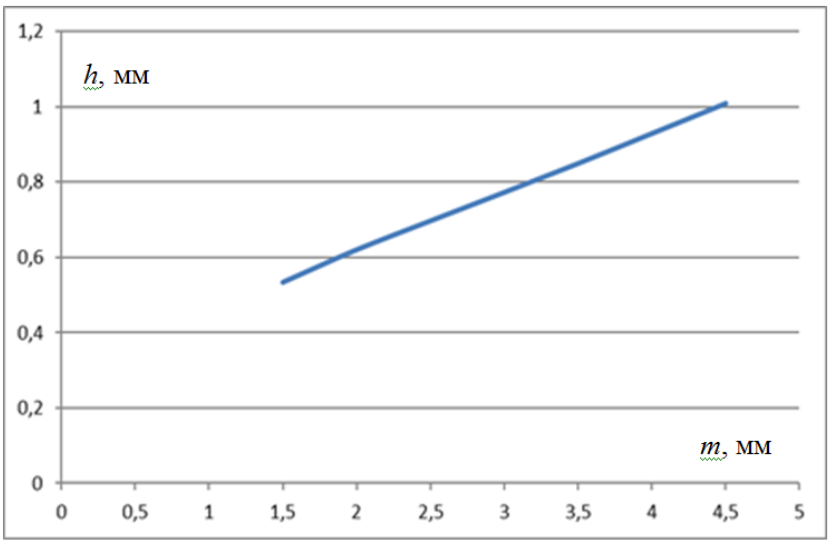


Figure 2 – The dependence of the hardened layer thickness from the gear module

For steel 40X surface hardness after laser hardening can achieve 62 HRC, core hardness in the delivery condition – 220 HB. The laser hardening eliminates remelting and subsequent mechanical working, which reduces the thickness of the hardened layer. This operation can be finish. For gears of steel 40X determined the distribution of microhardness over the depth after laser hardening with different speeds of movement of the laser beam (Figure 3).

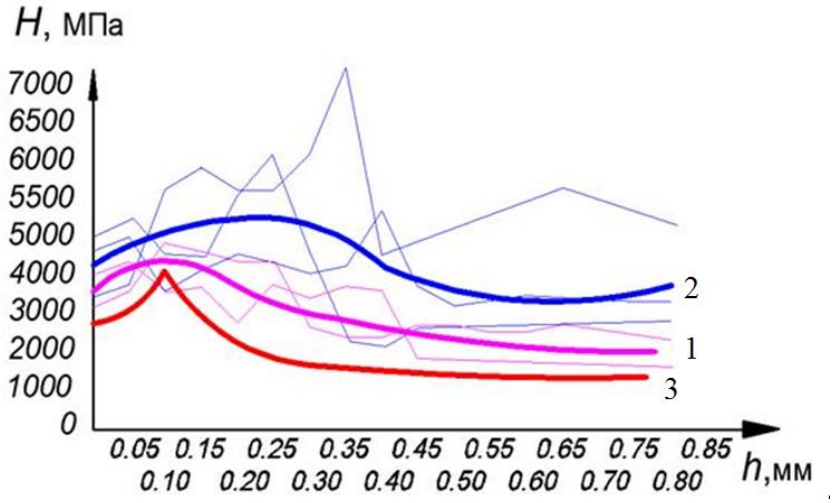


Figure 3 – The distribution of microhardness on depth in the laser processing of the teeth of the wheel at a speed of: 1(rose) - V=1000 mm/min; 2(blue) - V=500mm/min; 3(red) - the curve of the stress distribution

The location of the zone of maximum deep shear stresses in the core is not considered because the hardness of the core is deliberately small and the strength will fail. The depth of the hardened layer in laser hardening can be varied through the processing modes in the range of more than 1 mm. Therefore, the aim of the calculation part of research was to check the condition of depth contact strength at the location of zones of maximum tangential stresses deep within the hardened layer satisfying the condition of the gears workability. Calculation of wheels on depth contact strength at the occurrence of the danger zone at the boundary layer allows to define a variant of hardening when the hardening depth can be minimized and ensure effective and durable gear work.

For example of gears from steel 40X shown in Figure 3, it is seen that for the given geometry and operation conditions the gear contact strength and durability are provided in a range of modes of a laser hardening. The strength providing of certain gear by laser hardening is required the following steps: 1) calculation of the distribution of contact stresses over the depth of teeth, 2) selection of laser processing parameters that provides the excess of the hardness values over the values of the contact stresses across the thickness of the tooth.

Laser hardening leads to a change in the thickness of the teeth of gears. This is due to microstructural phase transformations and the occurrence of residual stresses. Changes of the teeth thickness after laser hardening was estimated using 3D coordinate-measuring scanning system ATOS Core (Figure 4), the thickness before hardening in given points means equal to zero.

After laser treatment of gears from steel 40X is appear a decreasing of the teeth thickness. The microstructural phase transformations, previously martensite formation, occur after hardening and are accompanied increasing of the crystal lattice period, it theoretically should lead an increasing of the tooth thickness. Therefore, the observed phenomenon lets to suggest the appearance of considerable compressive residual stresses.

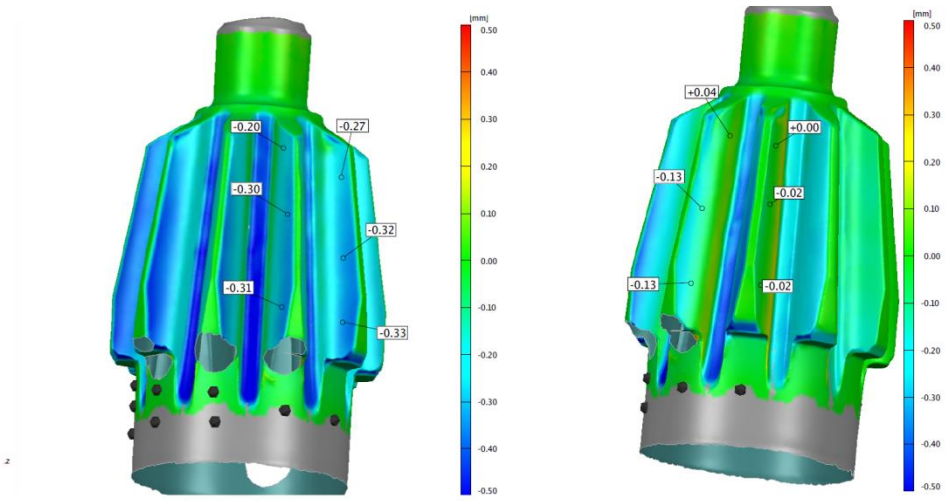


Figure 4 – Changes of the teeth thickness after laser hardening with laser beam speed V=500 mm/min

Laser working allows providing the hardening of the teeth flank surfaces in accordance with the plot of the loading factors of the involute section of the gear tooth. It is necessary to pay attention to the most loaded local zone [3], which is carrying out the greatest wear and where cracks formation is most probably. Laser capabilities, in particular optical system for scanning laser beam, allow processing the data zone (Figure 5).

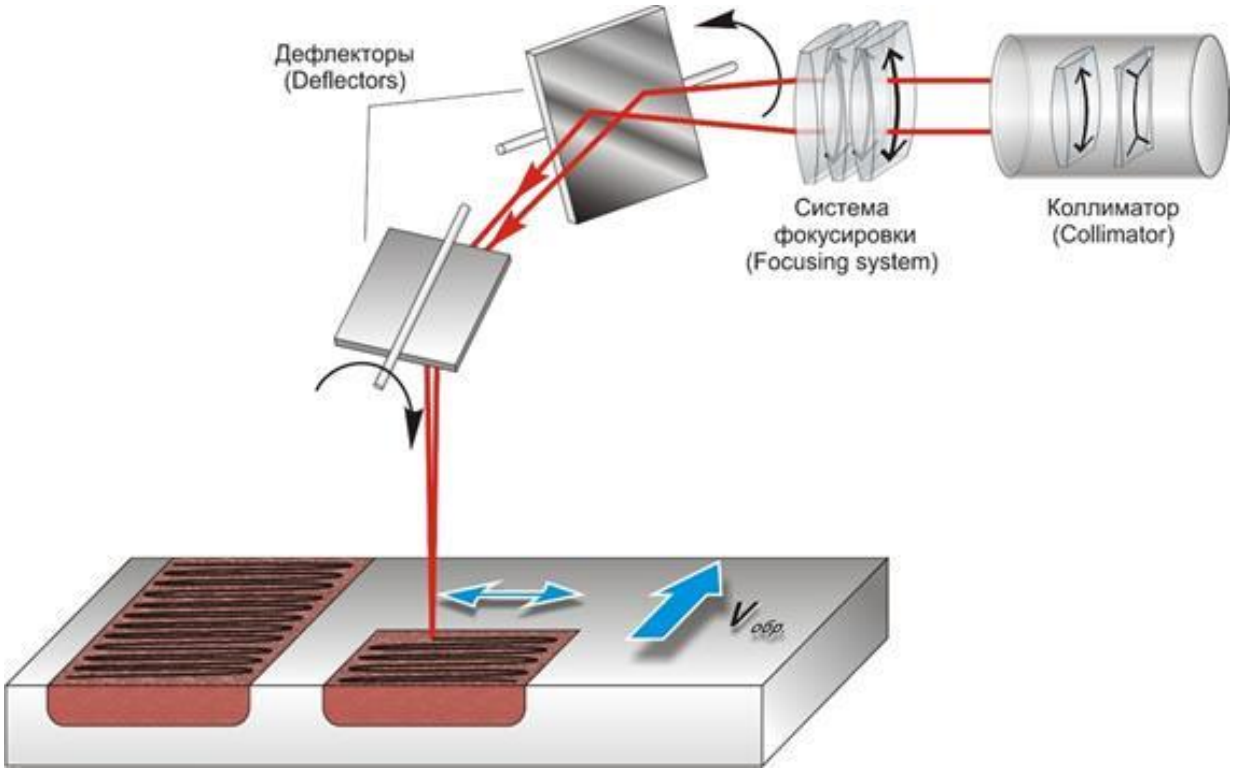


Figure 5 – Optical scanning system and the spot of laser scanning

These modern techniques let to provide controlled distribution of the hardness through varying modes of treatment gear with a specific geometry and operating conditions. For non-reversing, gears can be performed hardening only one flank of the tooth.

Conclusion

Laser hardening allows providing a distribution of hardness along the depth so that the hardness exceeds the values of the stresses arising in the working process on entire depth of tooth. Good qualitative indicators of laser treated surfaces, such as fine-grained structure, the absence of cracks on the surface, increased resistance contact load, reducing the coefficient of friction surface hardness in medium carbon low alloy steel 63...65 HRC allows to achieve maximum resistance to spalling and obtain high durability. Traditionally to achieve so high hardness of gears are used high-alloyed steels are exposed by chemical-thermal treatment: improvements, carburizing, carbonitriding or nitriding the surface with subsequent low-temperature tempering. During such traditional treatment occur defects in the microstructure which reduce contact and bending strength. In laser hardening, this phenomenon is absent, and the treated layer has a certain ductility, which improves resistance to fatigue damage and overload.

In Figure 6 are present the physics and mechanical properties, geometrical and structural characteristics of gears, which can be influenced by varying the parameters of laser hardening.

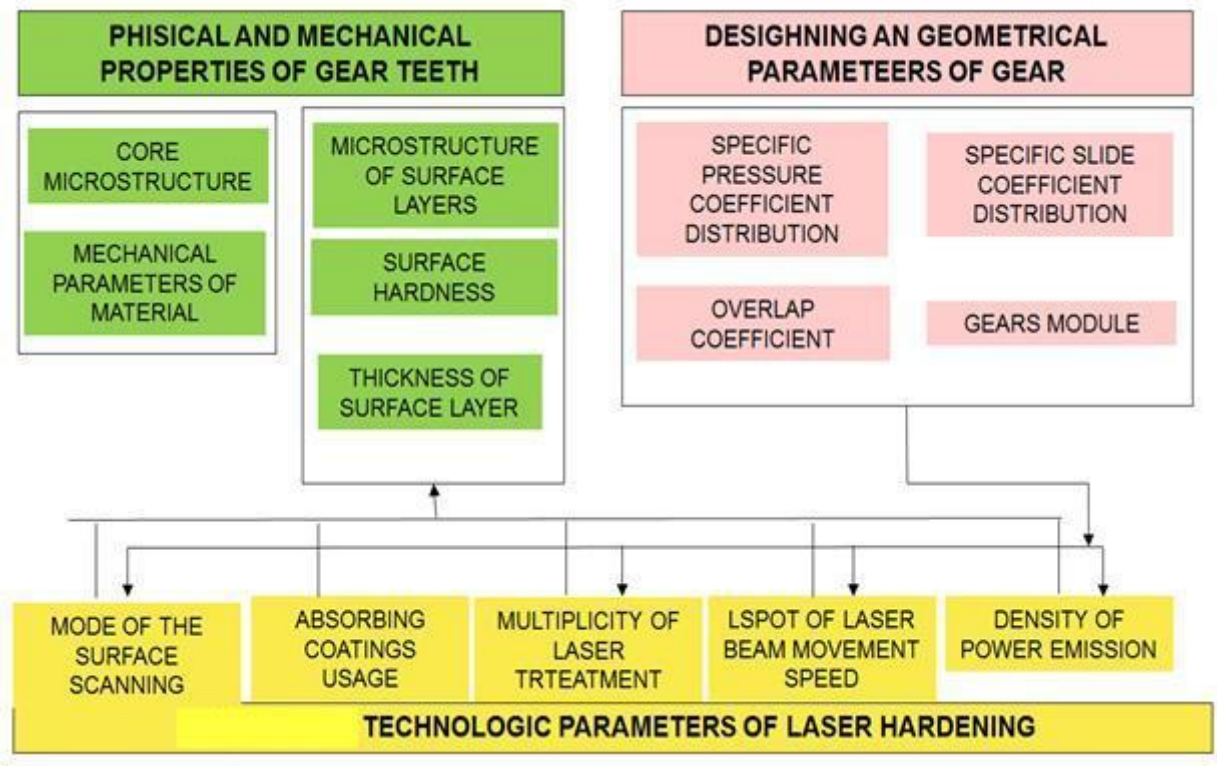


Figure 6 – The factors that determine the durability of the gears

The laser hardening is a perspective technology, which provides required property and durability of gears and sufficient decreasing of hardening cost. The feature of this approach is the need for pre-calculation of contact stress in a certain gear and selection of processing parameters of laser hardening, provided the hardness exceeding on the arising stresses on entire depth of tooth.

References

1. Tesker E.I., Tesker S.E. The modern methods Modern methods of increasing the bearing capacity of heavily loaded gear transmissions and drives. International Symposium «Theory and practice of Gear - 2014», Igevsk, Russia. – P. 316-323.

2. Petrusevich A.I. Contact strengthening of machines parts. M.: Mashinostroenie, 1970 - 64 p.

Yermichev V.A., Tihomirov P.V. Wear and tribostatic of gears. / The state and prospects of development of road complex. Proceeding. Issue. 3.- Briansk: BSTA, 2001 - P. 16-18.

Гибридная лазерно-дуговая сварка высокопрочных сталей больших толщин

Г.А. Туричин, И.А. Цибульский, М.В. Кузнецов, А.Д. Ахметов, О.Г. Климова-Корсмик

Институт лазерных и сварочных технологий СПбПУ, Россия
E-mail: kuznetsov_mich@ltc.ru

Введение

В настоящее время высокопрочные стали широко применяются при создании ответственных инженерных конструкций в таких областях, как машиностроение, мостостроение, в производстве промышленного оборудования, горнодобывающей техники, судостроение и т.д. Это становится возможным благодаря свойствам этих сталей, которые сочетают в себе высокую прочность и твердость при достаточной пластичности и вязкости [1].

В тяжелом машиностроении более половины валового продукта создается с помощью сварки и родственных технологий. До двух третей мирового потребления стального проката идет на производство сварных конструкций и сооружений. Наиболее распространенной в настоящее время является технология дуговой, для толстостенных конструкций – многопроходной дуговой сварки. Однако большая часть используемых в России сварочных технологий морально устарела и не является полностью пригодной для сварки новых материалов, таких как высокопрочные стали [2]. Поэтому ключевым вопросом технологического развития является внедрение новых технологий сварки.

Перспективной для решения этой задачи является технология гибридной лазерно-дуговой сварки (ГЛДС), основными преимуществами которой являются высокая производительность, низкие сварочные деформации, возможность сварки по зазору, возможность контроля химического состава и механических свойств сварного соединения за счёт сварочной проволоки [3-5]. Технико-экономический расчёт внедрения технологии ГЛДС в сравнении с технологией дуговой сварки на примере Челябинского трубопрокатного завода показал повышение производительности сварки в 2-5 раз, снижение энергопотребления в 2 раза, расхода защитных газов в 5 раз, расхода сварочной проволоки в 3 раза при повышении качества сварного соединения и итоговой производительности изготовления труб большого диаметра на 7% [6].

Одной из задач, решаемых при сварке с присадочным материалом, является обеспечение требуемого химического состава металла шва. Состав металла шва зависит как от потерь, происходящих на стадии плавления и переноса присадочного материала в сварочную ванну, так и от доли участия присадочного и основного металла в формировании состава металла шва. Если потери легирующих компонентов, происходящие на стадии переноса, могут быть компенсированы за счет их увеличения в составе присадочного

материала, то вопрос доли участия более сложен, поскольку он определяется возможностью проникновения присадочного материала в сварочную ванну и равномерностью его распределения, как по глубине, так и по всей площади сварного шва.

Для определения равномерности заполнения наплавленным металлом центральной части стыкового сварного соединения выполнен ряд экспериментов по сварке стальных образцов с проведением дальнейшего микрорентгеноспектрального анализа металла шва и определения концентрации легирующих элементов, вносимых с помощью сварочной проволоки.

Данная работа посвящена экспериментальному исследованию технологической возможности ГЛДС высокопрочных сталей больших толщин за один проход.

Проведение эксперимента

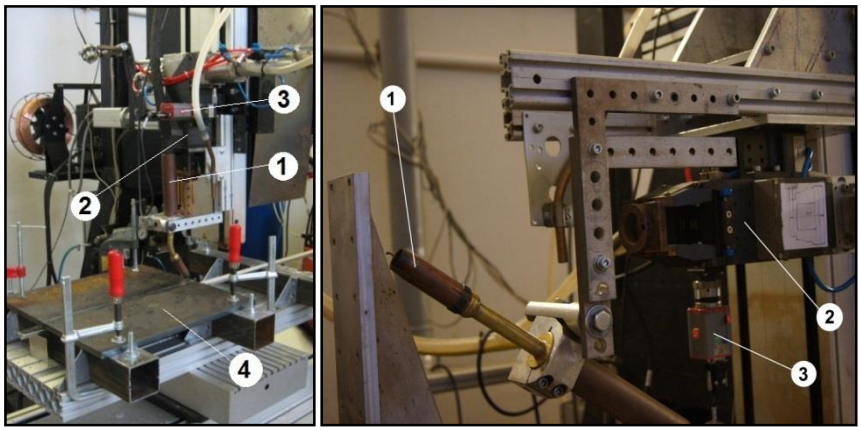
ГЛДС сталей осуществляли с использованием лазерно-дугового технологического комплекса (ЛДТК), созданного сотрудниками ИЛиСТ на базе мощного волоконного иттербиевого лазера ЛС-15 с максимальной выходной мощностью 15 кВт, длиной волны 1,07 мкм, и источника питания сварочной дуги ВДУ – 1500 DC с максимальным током 1500 А.

На первом этапе с целью определения проникновения легирующих компонентов присадочного материала в сварочную ванну для сварки использовали образцы из стали РС Е36 толщиной 50 мм. Пластины сваривали встык без зазора и с зазором шириной 1,5 мм. При сварке без зазора в качестве присадочного материала использовали проволоку из алюминиевого сплава. В этом случае проводили микрорентгеноспектральный анализ алюминия – элемента, не входящего в состав свариваемого материала, а также Si, Mn и Fe. При сварке образцов с зазором в качестве присадочного материала использовали проволоку POWERR BRIDGE 60M. Возможность проникновения легирующих элементов в сварочную ванну оценивали с помощью вставок из медной проволоки, устанавливаемых в верхней части свариваемого соединения и переплавляемых в ходе сварки. Распределение меди (элемента, отсутствующего в проволоке POWERR BRIDGE 60M) по глубине шва определяли с помощью микрорентгеноспектрального анализа. Сварку проводили при различных положениях дуги относительно лазерного луча: дуга впереди луча и дуга сзади луча.

Для определения равномерности заполнения наплавленным металлом стыкового сварного соединения выполнен микрорентгеноспектральный анализ легирующих элементов, содержащихся в сварочной проволоке Св-03Х22Н9АМ3 при сварке стали РС Е36.

При исследовании возможности ГЛДС высокопрочных сталей использовали марки сталей: Hardox 450 (толщина 12мм), Hardox 400 (толщина 15мм), Armox 600T (толщин 7 мм) и АК-35 (толщина 48мм). Для снижения количества технологических операций и повышения производительности ГЛДС шведских сталей осуществляли без разделки кромок. Пластины из стали АК-35 толщиной 48мм имели Х-образную разделку кромок: притупление 20 мм, угол скоса кромок 20^0. Для обеспечения стабильного сквозного проплавления Hardox 450 сваривали в нижнем пространственном положении (НПП), Hardox 400 и АК-35 в

вертикальном пространственном положении (ВПП). Изображение экспериментальной установки представлено на Рисунке 1.



а б

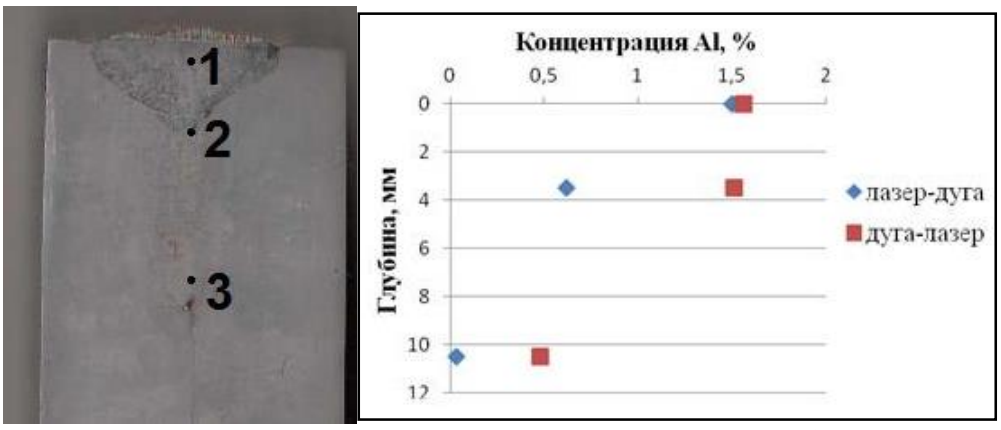
Рисунок 1 – Расположение лазерной головки и горелки при ГЛДС: а – НПП, б – ВПП: 1- сварочная горелка, 2- лазерная головка, 3- камера, 4- свариваемые образцы

В качестве плавящегося электрода использовали металлопорошковые сварочные проволоки и проволоки сплошного сечения POWER BRIDGE 60M, Св-08ГСМТ.

Свариваемые поверхности перед сваркой зачищали до металлического блеска и обезжиривали. Сварку осуществляли прямолинейными стыковыми швами. С целью защиты ванны расплава от окисления с лицевой стороны шва использовали смесь защитных газов 80%Ar-20%CO_2, с обратной - инертный газ Ar в количестве 25л/мин.

Результаты и обсуждение

На графике Рисунка 2 показаны средние значения концентраций алюминия по глубине сварного шва.

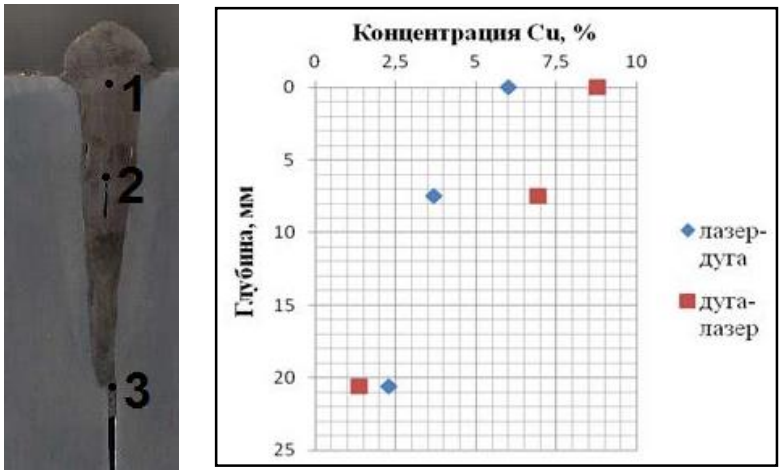


а б

Рисунок 2 – а) - Фото макрошлифа поперечного сечения сварного шва (проволока АМг61): $P_л$ = 15 кВт, $v_{св}$ = 10 мм/с, $P_д$ = 2,5-3,5 кВт; б) - график распределения концентрации алюминия по глубине сварного шва

При сварке стали без зазора равномерное распределение присадочного материала по глубине сварного шва достигалось при толщинах до 5 мм. На глубине свыше 5 мм наблюдалось резкое снижение участия присадочного материала в металле шва. Проникновение присадочного материала происходило более эффективно в случае расположения плавящегося электрода перед лазерным лучом.

На графике, изображённом на Рисунке 3, показаны средние значения концентраций меди по глубине сварного шва.



а б

Рисунок 3 – а) - Фото макрошлифа поперечного сечения сварного шва, выполненного при наличии медной вставки в верхней части стыка (проволока POWERR BRIDGE 60M): $P_л$ = 15 кВт, $v_{св}$ = 10 мм/с, $P_д$ = 8-10 кВт; б) - распределение концентрации меди по глубине сварного шва

При сварке по зазору происходило значительное проникновение легирующих элементов присадочного материала на максимально достигнутую глубину проплавления 20 мм. Снижение концентрации меди может составлять около 40% от концентрации, наблюдаемой на поверхности сварного шва.

На Рисунках 4 - 5 представлены распределения концентраций легирующих элементов по глубине сварного шва в его верхней и корневой частях.

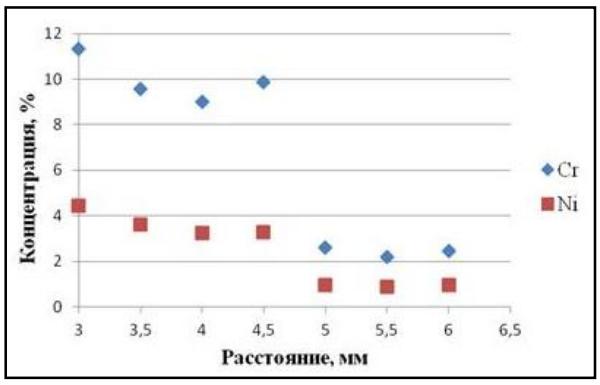


Рисунок 4 – Распределение Cr и Ni по глубине в верхней части сварного шва, выполненного с помощью проволоки Св-03Х22Н9АМ3

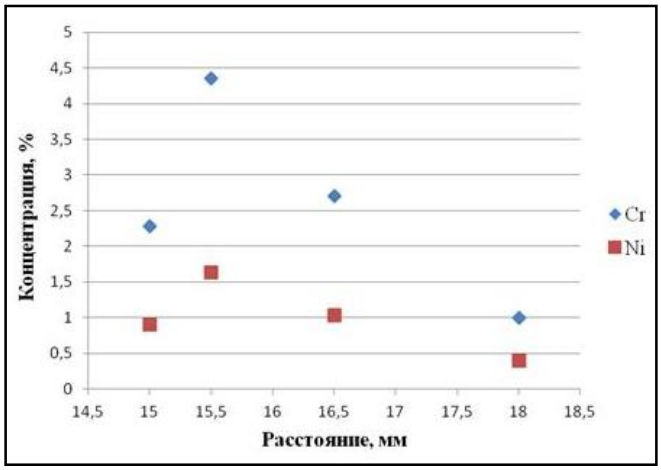


Рисунок 5 – Распределение Cr и Ni по глубине в нижней части сварного шва, выполненного с помощью проволоки Св-03Х22Н9АМ3

Как следует из результатов, представленных на Рисунках 4 и 5, в корневой части шва концентрация легирующих элементов сварочного электрода (в виде Cr и Ni) снизилась по сравнению с верхней частью в 4…5 раз.

ГЛДС высокопрочных сталей Hardox 450 и Hardox 400

ГЛДС стали Hardox 450 толщиной 12 мм осуществляли в нижнем пространственном положении (НПП), а Hardox 400 толщиной 15 мм в вертикальном пространственном положении (ВПП). В качестве плавящегося электрода для сварки Hardox 450 использовали металлопорошковую проволоку Power Bridge 60M, диаметром 1,6 мм. Для Hardox 400 - Св-08ГСМТ, диаметром 1,2 мм. ГЛДС осуществляли при следующих значениях параметров режимов: Рл=14кВт, Iд=396А, Uд=25,2В, Vсв=35мм/сек, Vпп=6,6 м/мин – при сварке Hardox 450; Рл=15кВт, Iд=276А, Uд=25,2В, Vсв=35мм/сек, Vпп=9,12 м/мин – при сварке Hardox 400. Внешний вид и поперечные микрошлифы сварных соединений представлены на Рисунках 6 и 7 соответственно.

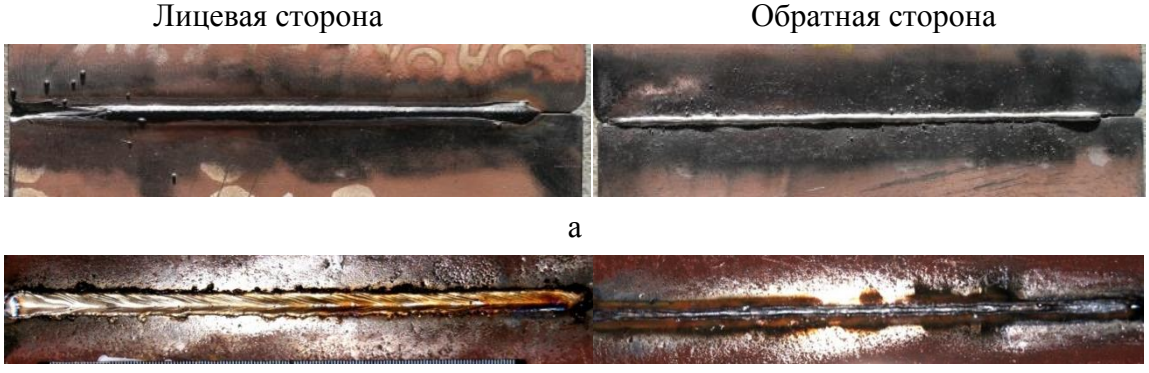
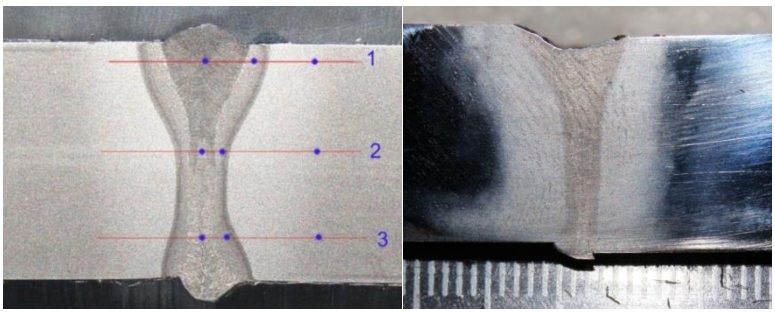


Рисунок 6 – Внешний вид сварных соединений: а - Hardox 450; б - Hardox 400



а б

Рисунок 7 – Поперечный микрошлиф сварного соединения: а - Hardox 450; б - Hardox 400

Визуальный контроль сварных соединений и поперечных микрошлифов показал отсутствие внешних и внутренних дефектов. Результаты измерения твёрдости (HV10) сварного соединения Hardox 450 показали несоответствие твёрдости основного металла (ОМ) заявленной в спецификации, а также приблизительно одинаковую твёрдость металла шва (МШ) и ОМ, Таблица 1.

Таблица 1 - Результаты измерения твердости для Hardox 450

Место измерения	Твердость (HV10)			
	1	2	3	Ср.зн.
МШ	354	362	378	364,7
ЗТВ	386	420	324	377
ОМ	367	359	374	366,7

Средняя твёрдость зоны термического влияния (ЗТВ) имела значение выше приблизительно на 10 единиц HV по сравнению со значениями твёрдости ОМ и МШ. Необходимо отметить, что ширина ЗТВ составляет в обоих случаях 1-1,5 мм, что несопоставимо меньше ширины ЗТВ сварных соединений, образованных при дуговых способах сварки со всеми вытекающими последствиями.

ГЛДС высокопрочных сталей Armox 600T

Пластины из стали Armox 600T толщиной 7 мм сваривали за один проход в НПП. В результате ЛДС получены сварные соединения без видимых дефектов. Внешний вид и поперечные микрошлифы сварных соединений представлены на Рисунках 8 и 9 соответственно.

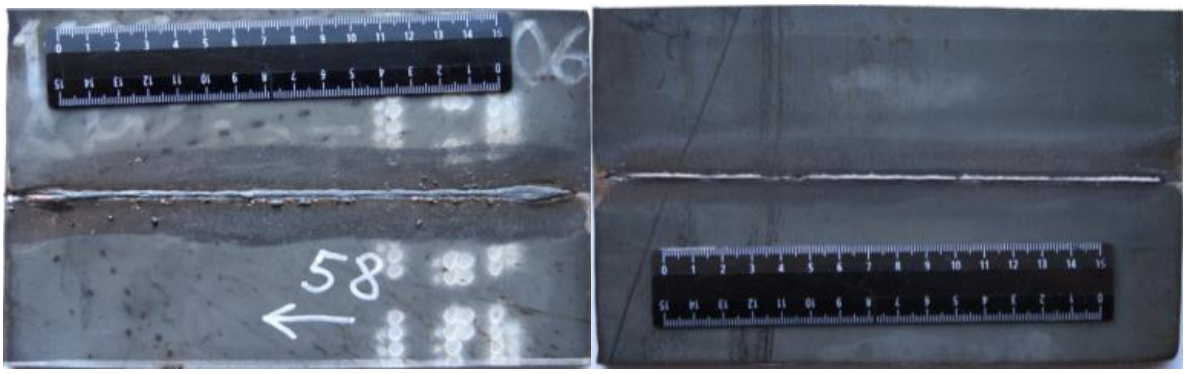


Рисунок 8 - Внешний вид сварного соединения

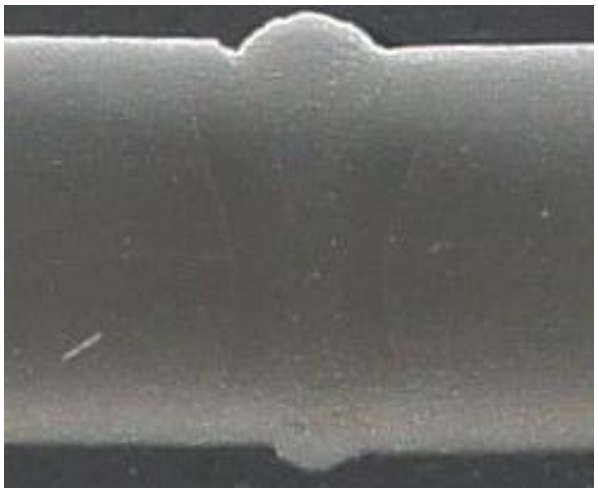


Рисунок 9 – Поперечный макрошлиф сварного соединения

Результаты измерения твердости сварного соединения (толщиной 7 мм) приведены в Таблице 2.

Таблица 2 - Результаты измерения твердости

Место измерения	Твердость (HV10)			
	1	2	3	Ср. зн.
МШ	467	489	506	487
ЗТВ	531	529	532	531
ОМ	460	473	488	474

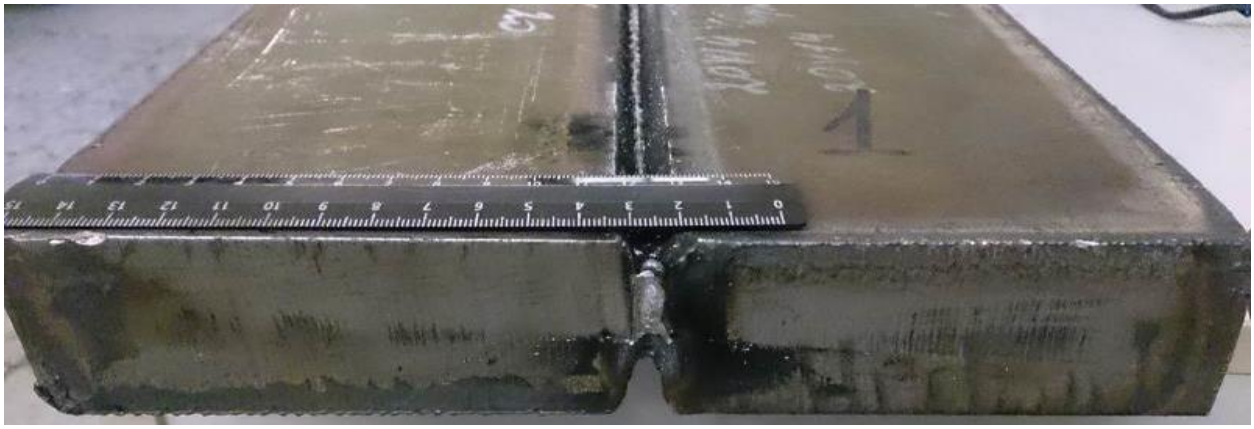
Визуальный контроль и металлографическое исследование сварного соединения не выявили внутренних или внешних дефектов. Результаты измерения твёрдости сварного соединения показали, что твердость металла шва немного превышает твердость основного металла. Наибольшее значение твердости обнаружено в области ЗТВ. Ширина ЗТВ не превышает 1мм. Разрушение сварного соединения при испытаниях на статическое растяжение произошло по металлу шва. Результаты испытаний на растяжение представлены в Таблице 3.

Таблица 3 - Результаты испытаний на статическое растяжение

Маркировка образца	Размер *a*, *мм*	Размер *b*, *мм*	Место разрушения ОМ, МШ, ЛС	Максимальная нагрузка, *кН*	Временное сопротивление, *МПа*
1–1	5,33	14,94	МШ	103,46	1299,3
2–1	5,22	14,95	МШ	139,26	1784,5
2–2	5.29	14,97	МШ	137,02	1730,3

Сварка высокопрочной стали АК-35

ГЛДС стали АК-35 осуществляли за один проход в ВПП. В качестве плавящегося электрода использовали сварочную проволоку Св-08ГСМТ. ГЛДС выполняли при следующих значениях параметров режима: Рл=15кВт, Vсв=18мм/сек, Vпп=18м/мин, I=410А, U=40В. Внешний вид и поперечный макрошлиф сварного соединения представлены на Рисунках 10 и 11 соответственно.



Внешний вид сварного соединения



Лицевая сторона



Обратная сторона

Рисунок 10 – Сварное соединение, образованное при ГЛДС стали АК-35



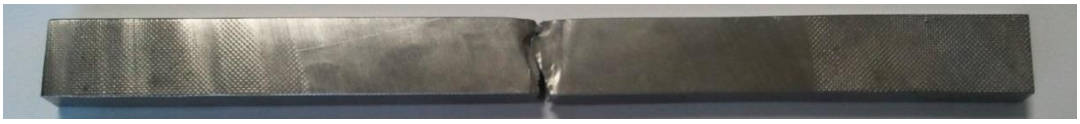
Рисунок 11 – Поперечный макрошлиф сварного соединения стали АК-35

Сварное соединение имело стабильное сквозное проплавление без видимых внешних и внутренних дефектов. Металл шва имел серебристый оттенок, свидетельствующий о качественной защите. Сварное соединение было подвергнуто механическим испытаниям.

Средние значения результатов испытаний на статическое растяжение сварного соединения и основного металла приведены в Таблице 4. Образцы после испытаний представлены на Рисунке 6. Все образцы, изготовленные из сварного соединения, разорвались по металлу шва при допустимых значениях предела прочности.

Таблица 4 – Средние результаты испытаний на статическое растяжение

№	Образец	Разрыв	Толщина образца, мм	Ширина образца, мм	Максимальная нагрузка, кН	Предел прочности, МПа
1	СС	МШ	9,97	20,57	203,7	993,3
2	ОМ	ОМ	диаметр – 5,95		28,72	1000



а



б

Рисунок 6 – Образцы после испытаний на статическое растяжение:
а – сварное соединение; б – основной металл

Металлографическое исследование сварных швов

Металлографические исследования, для определения влияния процесса ГЛДС на микроструктуру сварного соединения, были проведены с использованием микрошлифов, изготовленных из сварного соединения, образованного при сварке стали Hardox 450, Рисунок 12.

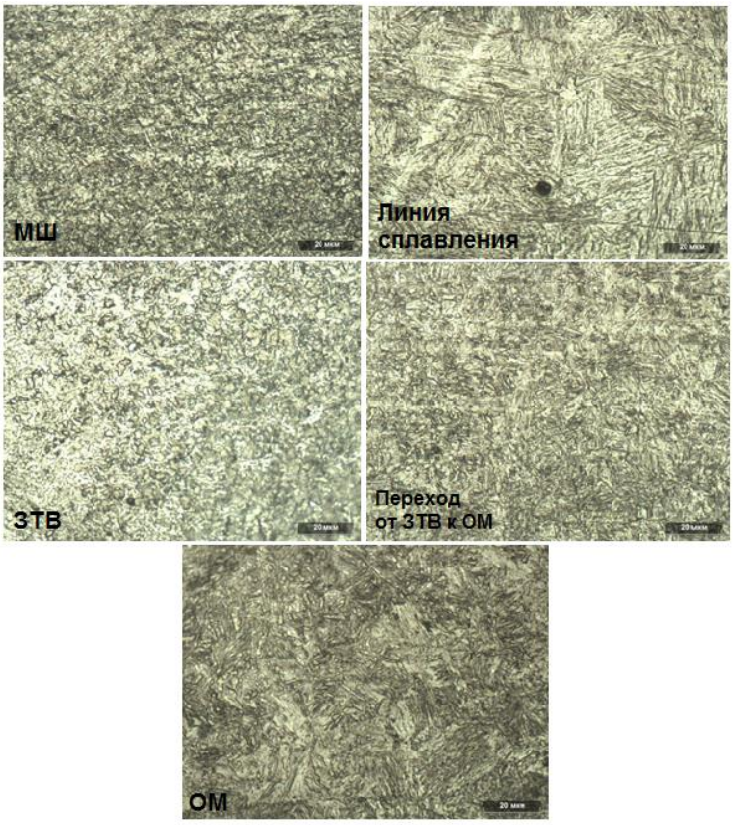


Рисунок 12 - Микроструктура сварного соединения из стали Hardox 450 в различных зонах сварного шва

При ГЛДС стали Hardox 450 в структуре сварного соединения в некоторых областях присутствует мартенсит. В структуре МШ выделяется существенное количество мартенсита (более 70%) и карбидов. На линии сплавления отсутствуют трещины и поры. В средней области ЗТВ присутствует некоторое количество мартенсита (менее 10%). Основной структурной составляющей является бейнит верхней и гранулярной морфологии. В области перехода от ЗТВ к основному металлу наблюдается мелкодисперсная структура преимущественно бейнита гранулярной морфологии. Микроструктура ОМ представляет собой бейнит нижней и гранулярной морфологии, карбиды.

Из результатов металлографических исследований сварных швов можно сделать вывод, что процесс ГЛДС высокопрочных сталей эффективен, т.к. тепловое воздействие от процесса не искажает значительно исходную структуру металла в сварном соединении, благодаря чему механические свойства металла сохраняются.

Заключение

Результаты проведённых исследований демонстрируют не только технологическую возможность, но и эффективность применения ГЛДС современных высокопрочных сталей больших толщин.

Таким образом, показано, что при сварке стыкового соединения без разделки кромок с зазором, стремящемся к нулю, легирующие компоненты присадочного материала участвуют в формировании химического состава металла шва при толщинах до 10 – 12 мм, однако их

содержание в корневой части шва становится незначительным (примерно 10% от концентрации, наблюдаемой в верхней части шва). Равномерное распределение легирующих компонентов при этом наблюдается до глубины 5 – 7 мм.

Показано, что для толщин свариваемого металла до 20 мм наличие зазора между свариваемыми кромками позволяет повысить долю участия присадочного материала в формировании металла шва.

Показано, что ГЛДС позволяет получить сварные швы с механическими свойствами на уровне свойств основного металла.

Список использованнных источников

1. Сидоров Л., Использование высокопрочных сталей в машиностроении // НМ-Оборудование. – 2005. - № 2. – С. 58-60.

2. Шалимов М. П., Панов В. И. Сварка вчера, сегодня, завтра. Под научной редакцией Запарий В. В., Екатеринбург: УГТУ-УПИ – 2006. – 227 С.

3. Цибульский И.А., Кузнецов М.В., Ахметов А.Д. Влияние пространственного положения и зазора между свариваемыми пластинами на эффективность лазерно-дуговой сварки// В сборнике: Инновационные технологии и экономика в машиностроении Национальный исследовательский Томский политехнический университет. Томск, 2014. С. 112-117.

4. Цибульский И.А., Кузнецов М.В., Сомонов В.В. Технология лазерно-дуговой сварки металлов больших толщин // Сборник 6-й международной конференции «Лучевые технологии и применение лазеров», Россия, Санкт-Петербург, 2010. - С. 344-348.

5. Туричин Г.А., Цибульский И.А., Кузнецов М.В. Технология гибридной лазерно-дуговой сварки // Учеб. пособие – СПб.: изд-во Политехн. ун-та, 2015. – 48 с.

6. Лопота А., Афанасьева А., Величко О., Технико-экономические аспекты внедрения технологии гибридной лазерно-дуговой сварки в отечественной промышленности // Сборник 6-й международной конференции «Лучевые технологии и применение лазеров», Россия, Санкт-Петербург – 2010. – С. 423-429.

Improving weld quality and welding distortion in laser beam welding of dissimilar high strength steels

F. Hugger[1], V. Mann[1], S. Kohl [2,3]

---

1 - Bayerisches Laserzentrum GmbH, Erlangen, Germany
2 - Institute of Photonic Technologies, Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg, Erlangen, Germany
3 - Erlangen graduate school in advanced optical technologies (SAOT), Erlangen, Germany
E-mail: f.hugger@blz.org

Introduction

High strength steels are a solution for lightweight construction for automobility besides high strength aluminium alloys. Due to its higher Young's modulus and higher absolute strength level, high strength steels are preferred in case of small available construction space and parts relevant for passenger safety. There is also a trend for welding dissimilar steels in tailored blanks since the best suitable material should be applied for specific loads like crash behaviour.

The increased heating and cooling rate in laser welding makes materials sensitive for hardening and hot cracking compared to conventional welding methods [1 - 3]. For deep and narrow weld seams, typical for laser beam welding, also cracks inside the weld seam with hardly any connection to the surface can occur. Both for hardening, hot cracking susceptibility and welding distortion calculation methods exist which allow predicting material behaviour and material properties during and after welding process, respectively [4, 5]. Nevertheless, experimental investigations have to be performed to verify analytical and calibrate numerical calculation methods working with equivalent heat source. In this paper, results of hardening hot cracking and distortion tests for three different high strength steels are shown in order to discuss the influence of welding parameters to increase process robustness.

Experimental Setup

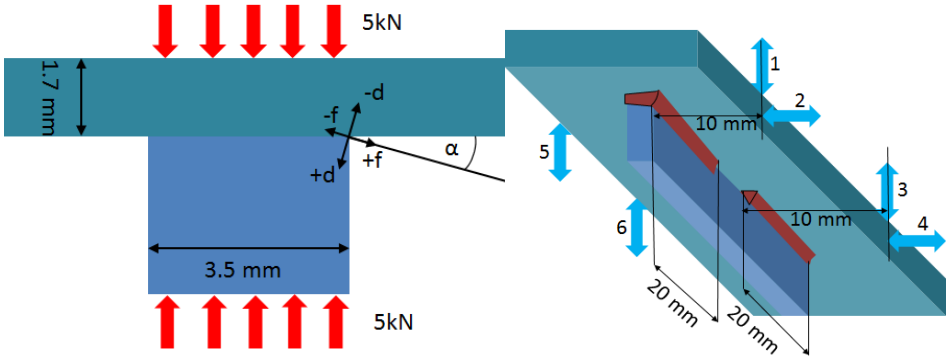
The experiments were carried out using a 4 kW disc laser with 1030 nm wavelength. The spot was focused to a diameter of 0.6 mm. For welding experiments three different high strength steels, a high strength low alloyed steel (HSLA) with a tensile strength of 800 MPa, a dual phase steel (DP) with a tensile strength of 800 MPa and a complex phase steel (CP) with a tensile strength of 1,000 MPa, with a thickness of 1.7 mm as well as one mild steel (S420) with a thickness of 3.5 mm were used. The chemical composition of the steels is displayed in Table 1.

Table 1 - Chemical composition of high strength steels

	HSLA800	DP800	CP1000	S420
C	0.057	0.071	0.141	0.12
Si	0.240	0.080	0.258	0.5
Mn	0.800	2.430	1.740	1.6
P	0.015	0.010	0.014	0.025
S	0.006	0.001	0.003	0.15
Cr	0.050	0.914	0.474	-
Mo	0.015	0.026	0.002	-
Ni	0.036	0.023	0.035	-
Al	0.036	0.033	0.031	0.15
Cu	0.019	0.016	0.019	-
Nb	0.034	0.045	0.018	0.09
Ti	0.100	0.026	0.003	0.15
V	0.050	-	0.011	0.2
Pb	0.010	-	0.003	-

Each of the high strength steel was welded in T-joint configuration to the S420. The two metal sheets were clamped as showed in Figure 1a. The sheets are clamped with a force of 5 kN. In the welding experiments the influence of beam displacement d and the welding speed was analyzed. The algebraic sign of the respective direction is also displayed in Figure 1a. The welding arrangement consists of two seams with a length of 20 mm each. Figure 1b shows the position of the 6 tactile sensors used for measuring the displacement of the upper sheet in lateral and vertical directions orthogonally to the weld seam. The sensors are placed at the beginning of both seams in 10 mm distance.

For characterization of the hot cracking and hardening susceptibility a fan, shaped self-restrained specimen was used [6]. All specimens have a length of 200 mm and are fan-shaped. The short edge has a length of 10 mm, while the long edge has a length of 60 mm. Weld seams have a length of 150 mm. For evaluation of hardening behaviour hardness measurements were carried out in a cross section in 10 mm distance to the weld seam ending, which give the hardness distribution in weld zone. When welding from short edge in direction to long edge a crack is initiated. Hot cracking susceptibility was evaluated by measuring total crack length of the specimen. The crack stops after a characteristic distance for a specific material and welding parameter.



a) b)

Figure 1 - a) Clamping situation and sheet dimensions, b) Positions of tactile sensors for displacement measurement

Results and discussion

Hardening

Figure 2 displays the hardness distribution of the similar weld of S420 and of different dissimilar joints of high strength steels with S420. The similar joint shows only low hardening, while for the dissimilar welds hardness values up to 500HV for the DP can be observed. In the heat affected zone of CP a metallurgical notch occurs which can be an initial point for cracks. For HSLA lower hardening compared to the other high strength steels can be observed. Here maximum hardness values of 450HV occur.

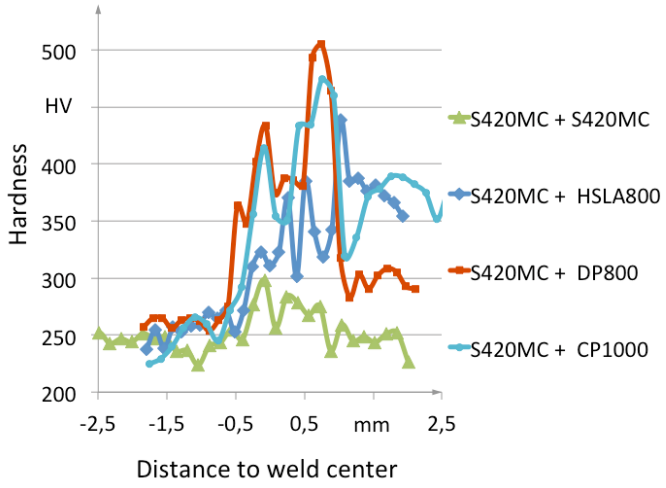


Figure 2 - Hardness distribution in cross section of weld seam of high strength steels with S420; parameters: laser power 3 kW and feed rate 3 m/min

The influence of welding parameters on the hardness distribution of the dissimilar weld of CP with S420 is displayed in in Figure 3. Welding with a low energy input results in a narrow heat affected zone with a maximum hardness value of 450HV. In the fusion zone hardness values of about 400HV occur, see Figure 3 (a). On the other side, when welding with a high energy input the hardness values in the fusion zone are decreased to about 300HV. In the heat affected zone the hardness values

is not decreased and the hardened zone is much wider compared to the hardened zone when welding with low energy input.

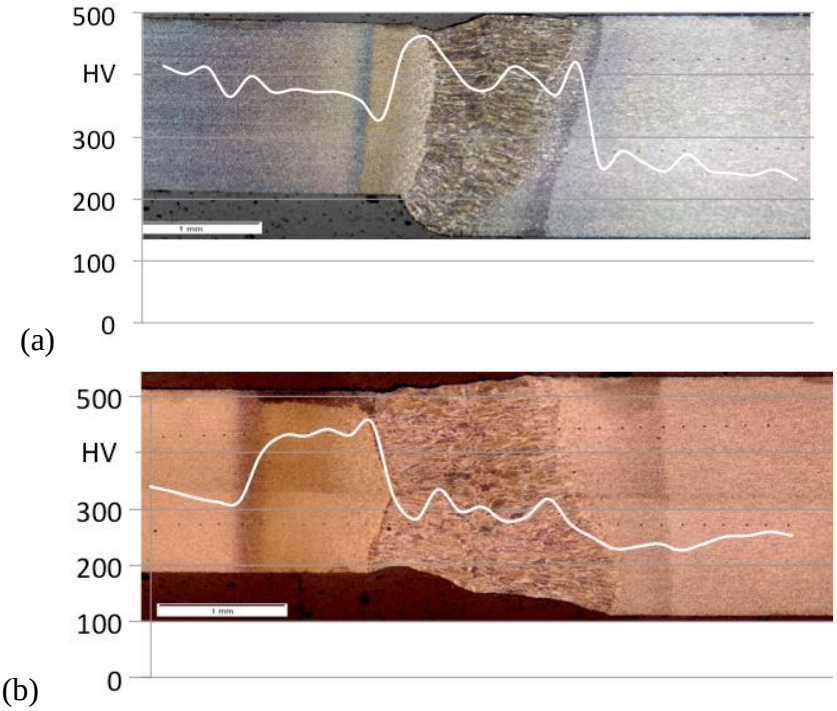


Figure 3 - Hardness distribution in dissimilar welding of CP steel (left) and S420 (right); parameters: laser power 3 kW and (a) feed rate 5 m/min and (b) feed rate 1 m/min

Hot cracking

The welding experiments using fan-shape hot cracking tests showed that the hot cracking susceptibility of CP steel is higher than the susceptibility of DP and HSLA, which are at the same level for low feed rates of 1.5 m/min. For higher feed rates up to 3 m/min the hot crack length increases for all three steels. At 3 m/min HSLA shows an average crack length of 23 mm, while DP has an average crack length of 33 mm. For CP the longest average crack length of 45 mm was determined. Welding dissimilar joints the same behavior could be observed see Figure 4. Here for different parameters half of all samples of CP show hot cracks, while the fraction for DP and HSLA is below 30%. The reason for the cracks mainly occurring at the end of the weld seam is the increased welding distortion at this position, see Figure 5.

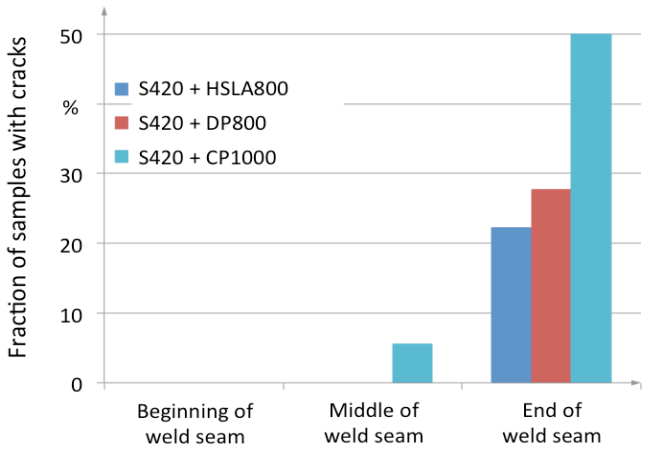


Figure 4 -Hot cracking susceptibility of high strength steels and crack position in weld seam for different parameters

Welding distortion

For the investigation of welding distortion the influence of different parameters were investigated. In Figure 5 the measured welding distortion for different beam displacements are compared. The green short dashed line indicates the welding process when the laser is on and irradiates the material. The distortion shows a maximum right after the welding process and subsequently decreases to a constant level. It was observed that a laser beam displacement d in positive direction towards further distances from the joining gap results in lower distortion. Investigations with different parameter showed that the welding distortion is mainly influenced by the penetration of the horizontal high strength steel sheet and not, as expected before, by the weld seam geometry.

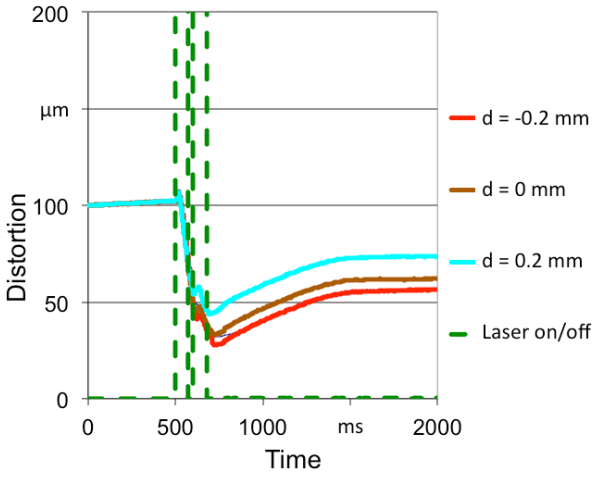


Figure 5 - Vertical displacement measured with of sensor 1 for different focal positions; parameters: laser power 3.5 kW, feed rate 2 m/min, angle of incidence 3°, (a) focal position +2 mm

Figure 6 shows a comparison of distortion measurement of two feed rates at the laser facing side (sensor 1) and the laser distant side (sensor 5). Changing the feed rate has almost no influence

on the laser facing side, while the distortion is significantly increased at higher feed rates on the laser distant side. In the case of different feed rate and lower feed rate of 2 m/min leads to equal distortion at the laser facing side and on the laser distant side and therefore to symmetric distortion of the sample. Comparing different welding parameters no clear correlation of parameters and welding distortion could be found.

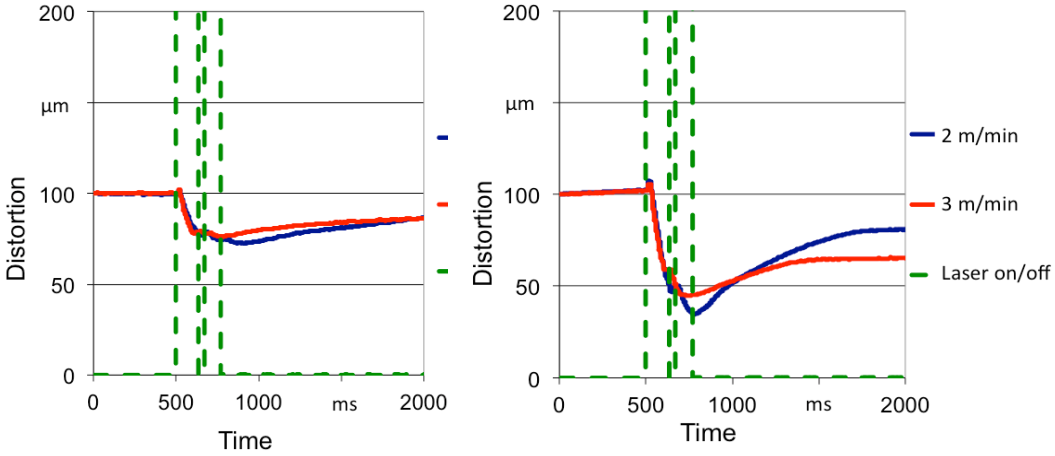


Figure 6 - Vertical displacement measured with of (a) sensor 1 and (b) sensor 5 for different focal positions. Process parameters: Power 3.5 kW, beam displacement 0 mm, angle of incidence 3°, focal position +2 mm

Conclusion and outlook

For increasing the weld seam quality of laser welded high strength steels different topics were investigated. It could be shown that there is a widening of the hardness zone when increasing the energy input per unit length when welding CP steel. This steel also has the highest susceptibility to hot cracking of the investigated materials. Regarding distortion of a T-joint a beam displacement in direction off the gap results in lower welding distortion. For symmetric distortion optimized parameter can be identified with which equal shrinking on both sides of the T-joints occurs.

Future investigations will focus on numerical simulation of welding failures and welding distortion. Therefore a transient fluid dynamical finite volume model is developed which takes into account heat input through angle and polarization dependent absorption as well as multiple reflections inside the keyhole. The model further includes phase changes, conductive and convective heat transfer and a keyhole surface calculated self-consistently from surface tension, flow pressure and evaporation pressure. First results show good agreement of the simulation and experimental investigations, see Figure 7 [7].

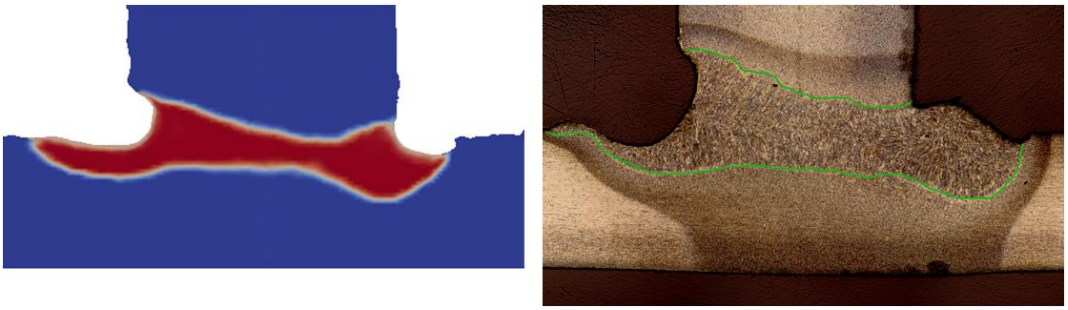


Figure 7 - Cross-section through the simulated (left) and an experimental weld (right). In the simulation, the color indicates, if the metal had been liquefied (red) or not (blue). In the experimental cross-section, the green line illustrates the border of the molten material [7]

Acknowledgement

The authors gratefully acknowledge the funding of the project SQLaP (AZ 1109-13) by the Bavarian Research Foundation and the funding of the Erlangen Graduate School in Advanced Optical Technologies (SAOT) by the German National Science Foundation in the framework of the excellence initiative.

References

1. Mayer S., Werkstoffkundliche Untersuchungen zur Eignung hochfester Stähle zum Laserstrahlschweißen. Dissertation University Bayreuth, 2004

2. Sreenivasan N., Effect of laser welding on formability of DP980 steel. Journal of Engineering Materials and Technology, Vol. 130, 2008

3. Ahmed, E.: Laser welding of advanced high strength steels. Dissertation University Aachen, 2011

4. Ploshikhin V., Prikhodovsky A., Makhutin M., Ilin A., Zoch H.-W. Integrated Mechanical-metallurgical Approach to Modelling of Solidification Cracking in Welds. Th.Böllinghaus, H.Herold (Eds.) Hot cracking phenomena in welds, Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2005, p. 223-244.

5. Weidinger et al.: Testing of new materials and computer aided optimization of process parameters and clamping device during predevelopment of laser welding processes. Physics Procedia Vol. 56, 2014, 487-496

6. Matsuda, F.; Nakata K.: A New Test Specimen for Self-Restraint Solidification Crack Susceptibility for Electron-Beam Welding Bead, Transactions of the JWRI, Welding Research Institute of the Osaka University, Ibaraki Osaka, 1982 Vol. 11, No. 2

7. Kohl S., Hugger F., Mann V.; Schmidt M. Towards numerical determination of distortion in laser welding. Vollertsen F., Tetzel H. (Eds.) Thermal Forming and Welding Distortion: Proceedings of the IWOTE'14: 4th International Workshop on Thermal Forming and Welding Distortion, BIAS Verlag Bremen, 2014, pp. 173-184

Разработка лазерной головки для сварки внутренних кольцевых швов

Н.А. Васильева, И.Т. Ласота, К.Д. Бабкин

Институт лазерных и сварочных технологий, СПбПУ, Россия
E-mail: n.sudakova@ltc.ru

Введение

В настоящее время в промышленности актуальна задача разработки оборудования, которое позволит выполнять соединение тонкостенных деталей с корпусными конструкциями (выполнения внутренних кольцевых швов) в труднодоступных местах, при изготовлении изделий судового машиностроения (теплообменных аппаратов, герметичных узлов насосов и пр.).

Такое оборудование, в первую очередь, должно обеспечивать надлежащее качество изготавливаемой продукции, повышение эксплуатационных свойств изделий, а также быть удобным в эксплуатации. Данные параметры достигаются путем использования новых материалов, которые могут обеспечить уникальные свойства, и внедрением новых конструктивных решений.

Технологические решения, основанные на применении традиционных дуговых методов сварки, не позволяют в полной мере решить задачи, которые ставятся на современном этапе развития производства.

В последние годы одной из перспективных технологий соединения деталей, является технология лазерной сварки, так как технологические решения, основанные на применении традиционных дуговых методов сварки, не позволяют в полной мере решить задачи, которые ставятся на современном этапе развития производства.

Применение лазерного источника нагрева позволяет получить сварные соединения, высокого качества, уменьшить тепловложение и, как следствие, деформации сварной конструкции, снизить трудозатраты на последующую обработку, повысить производительность процесса сварки [1]. К тому же, в рамках поставленной задачи – сварки в труднодоступных местах, лазерный источник предпочтителен по отношению к другим.

Для выполнения внутренних кольцевых швов в труднодоступных местах необходима технологическая оснастка – специализированная лазерная сварочная головка (далее – ГЛС). Создание ГЛС позволит провести исследовательские испытания технологии получения кольцевых стыков с применением лазерных технологий.

Постановка проблемы, цели, задачи

В настоящее время на рынке не существует специализированных ГЛС, с помощью которых возможно осуществить сварку внутренних кольцевых швов. Следует отметить, что серийно выпускаемые ГЛС плохо подходят для решения данной задачи.

Целью проекта является разработка ГЛС для проведения исследовательских испытаний технологии соединения тонкостенных деталей с корпусными конструкциями (выполнения внутренних кольцевых швов) в труднодоступных местах, при изготовлении изделий судового машиностроения (теплообменных аппаратов, герметичных узлов насосов и пр.) на базе современных и перспективных сталей с применением лазерных технологий.

Задачами проекта являются:

Анализ существующих технологий и технических решений;

Определение технических и технологических характеристик оборудования;

Разработка конструкторской документации ГЛС;

Сборка ГЛС;

Проведение экспериментов по лазерной сварке внутренних кольцевых швов, с помощью, разработанной ГЛС.

Подходы к решению

Назначение и область применения ГЛС

Лазерная сварочная головка предназначена для проведения технологических исследований, лазерной сварки внутренних кольцевых швов в труднодоступных местах с применением лазерных технологических комплексов на базе мощных (P>1 кВт) лазеров, с длиной волны излучения λ~1000 нм.

Формирование требований к ГЛС

Основные характеристики головки приведены в Таблице 1.

Таблица 1 – Основные характеристики ГЛС

№ п.п.	Параметр, единица измерения	Значение
1.1	Тип используемого лазера	волоконный, дисковый
1.2	Оптический вход	оптоконектор
1.3	Длина волны излучения (λ), нм	~1000
1.4	Фокусное расстояние, мм	от 250 до 500
1.5	Апертура (входная), не менее, мм	30

Конструкция головки обеспечивает:

- минимальный диаметр выполнения внутренних кольцевых швов, не более 150 мм;
- глубину досягаемости, не менее 1000 мм;
- унифицированное крепление к различным манипуляторам;
- возможность регулировки выноса точки фокусировки;
- установку системы газовой защиты (внешней или интегрированной в конструкцию);
- возможность установки системы мониторинга зоны обработки.

Описание

Сварочный процесс реализуется за счет воздействия сфокусированного лазерного излучения на кромки свариваемых деталей. За счет расплавления кромок свариваемого металла формируется сварочная ванна, металл которой после кристаллизации создает монолитное соединение – сварной шов.

Для осуществления процесса сварки используется лазерный технологический комплекс, в состав которого входят:

- комплекс лазерного оборудования (волоконный лазер, чиллер);
- манипулятор (линейный, антропоморфный робот);
- ГЛС;
- смеситель газов;
- комплекс компрессорного оборудования;
- система управления.

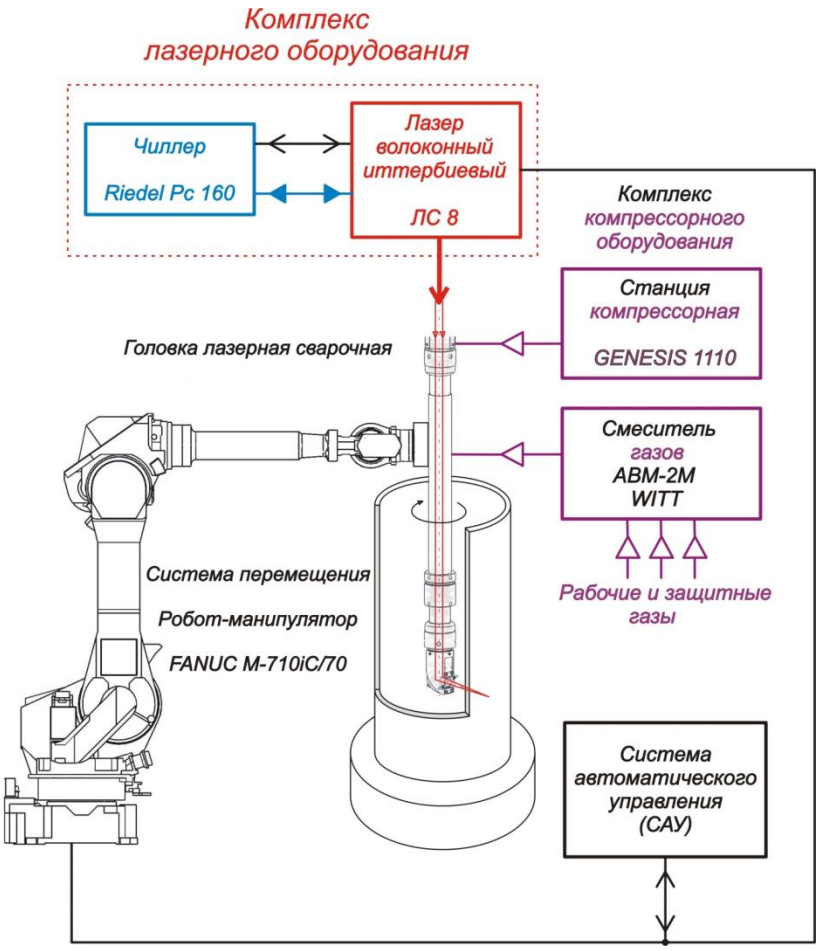


Рисунок 1 - Функциональная схема технологического комплекса

Излучение волоконного лазера поступает в ГЛС, закрепленную на манипуляторе и фокусируется в зоне обработки.

Смеситель газов обеспечивает подачу защитных газов в рабочую зону.

С помощью комплекса компрессорного оборудования обеспечивается подача сжатого воздуха с требуемым давлением, расходом и степенью чистоты.

Система управления осуществляет взаимодействие составных частей комплекса в целом (установку, контроль и поддержание требуемых параметров технологического режима).

Взаимодействие основных составных частей ГЛС

При конструировании технологической головки использовался модульный принцип построения. Это обеспечивает следующие преимущества:

возможность модернизировать отдельные элементы и узлы по мере необходимости;

возможность изменять комплектацию ГЛС.

Общий вид ГЛС и ее составные части приведены на Рисунке 2.

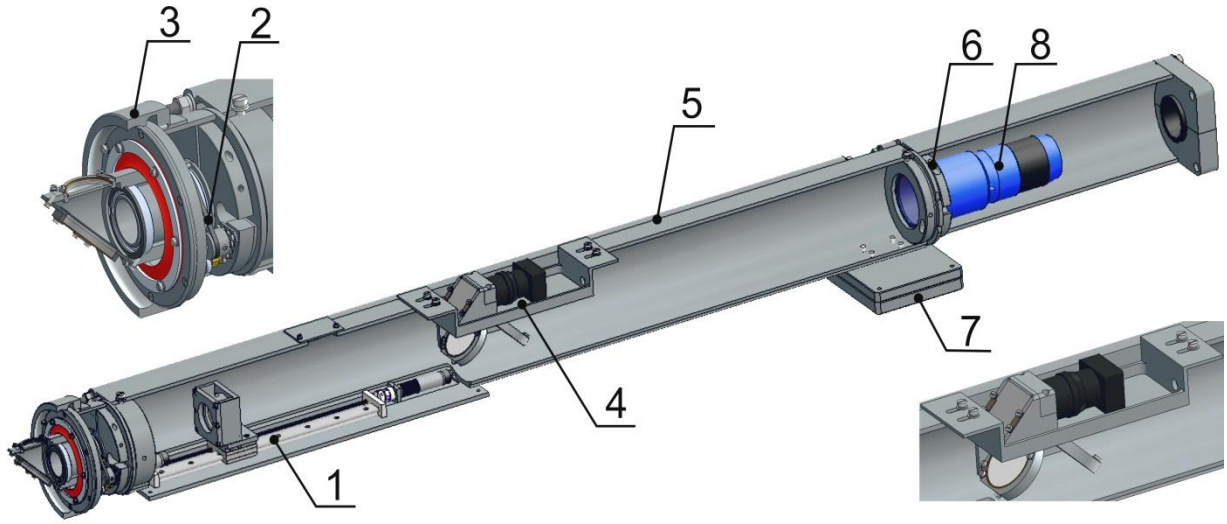


Рисунок 2 - Общий вид ГЛС

1 – Узел линейный, 2 – Узел вращения, 3 – Нож воздушный, 4 – Видоискатель, 5 – Корпус, 6 – Клеммный зажим, 7 – Пластина, 8 – Коллиматор

Взаимодействие основных составляющих частей ГЛС в ходе работы реализуется следующим образом. Лазерное излучение через оптоконектор оптического выхода лазера направляется в коллиматор (8), закрепленный с помощью клеммного зажима (6) в корпусе (5). Прошедшее через коллиматор (8) излучение поступает в видоискатель (4), закрепленный в верхней части корпуса (5). Далее излучение фокусируется оптическими элементами в линейном узле (1), закрепленном в нижней части корпуса (5). Проходя через узел вращения (2), излучение, отражаясь, меняет свое направление на 90º, разворачивается по круговой траектории и попадает непосредственно в зону обработки. Для предотвращения загрязнений оптических элементов ГЛС продуктами, образующимися при сварке, на корпусе ГЛС (5) закреплен воздушный нож (3), в который под высоким давлением подается сжатый воздух или защитный газ. Процесс предварительной наведения на зону обработки, а также наблюдение за ходом процесса осуществляется с помощью видоискателя (4). При сборке ГЛС должна быть обеспечена соосность всех ее оптических элементов и оси вращения узла (2). Крепление ГЛС к манипулятору осуществляется за корпус (5) с помощью пластины (7).

Описание составных частей ГЛС

Коллиматор

В ГЛС используется коллиматор IPG Photonics'D50-F120 для согласования параметров оптического выхода оптоконектора с параметрами ГЛС (увеличивает диаметр лазерного пучка и уменьшает его расходимость).

Узел линейный

Узел линейный (1) предназначен для настройки положения точки фокусировки, необходимого для конкретной поставленной задачи.

Общий вид узла и его составные части приведены на Рисунке 3.

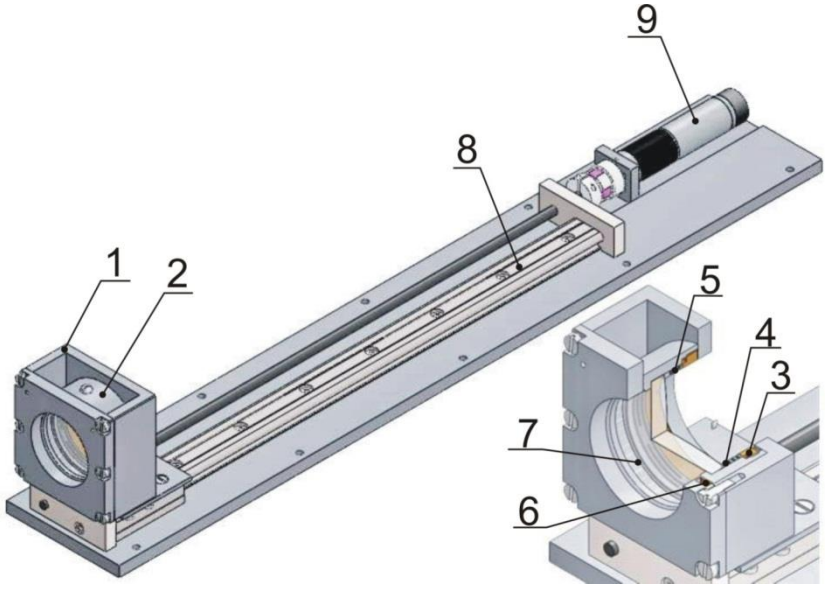


Рисунок 3 - Узел линейный

1 – Объективодержатель, 2 – Оправка, 3 – Кольцо (резьбовое), 4 – Кольцо, 5 – Кольцо (пружинное), 6 – Пружина, 7 – Линза, 8 – Система с позиционирующим винтом, 9 - Привод линейного перемещения

Узел вращения

Узел вращения (2) (Рисунок 2) предназначен для изменения направления распространения излучения на 90º, и «развертки» по круговой траектории в зоне обработки. Общий вид узла и его составные части приведены на Рисунке 4.

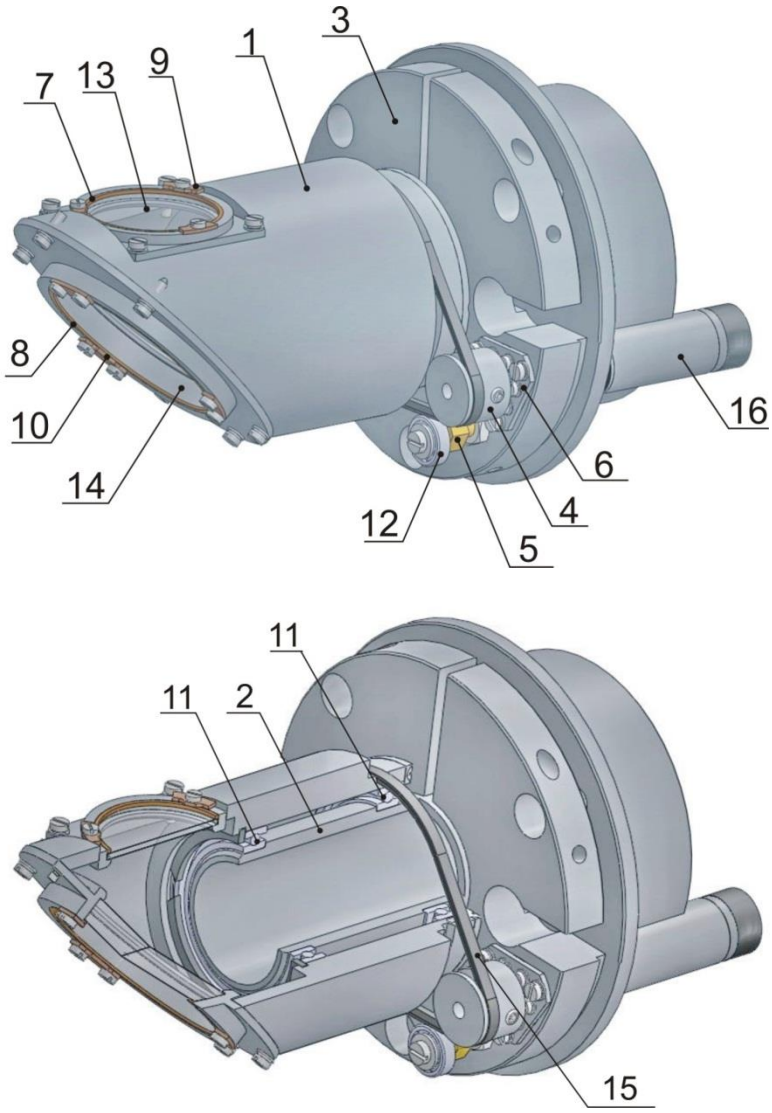


Рисунок 4 - Узел вращения

1 – Корпус, 2 – Опора, 3 – Зажим (клеммный), 4 – Шкив, 5 – Вал (эксцентрик), 6 – Фланец, 7 – Кольцо, 8 – Кольцо, 9 – Планка, 10 – Планка, 11 – Подшипник, 12 – Подшипник, 13 – Зеркало отражающее, 14 – Стекло защитное, 15 – Клиновый ремень, 16 – Привод вращения

Нож воздушный

Нож воздушный (4) (Рисунок 2) устанавливается на корпус (5) (Рисунок 2) для удаления продуктов, образующихся в процессе сварки, и предохранения оптических элементов от загрязнений.

Общий вид и составные части ножа воздушного приведены на Рисунке 5.

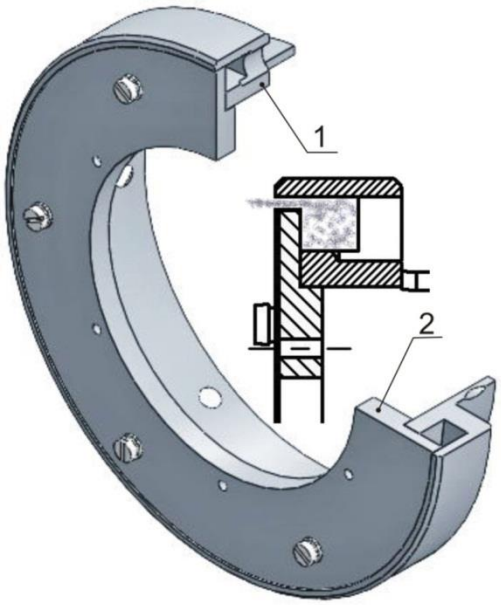


Рисунок 5 - Нож воздушный

1 – Корпус, 2 – Крышка

Видоискатель

Видоискатель (4) (Рисунок 2) предназначен для предварительной настройки положения точки фокусировки лазерного излучения в зоне обработки. Также с помощью данного узла возможно осуществить процесс наблюдения за процессом сварки.

Общий вид видоискателя и его составные части приведены на Рисунке 6.

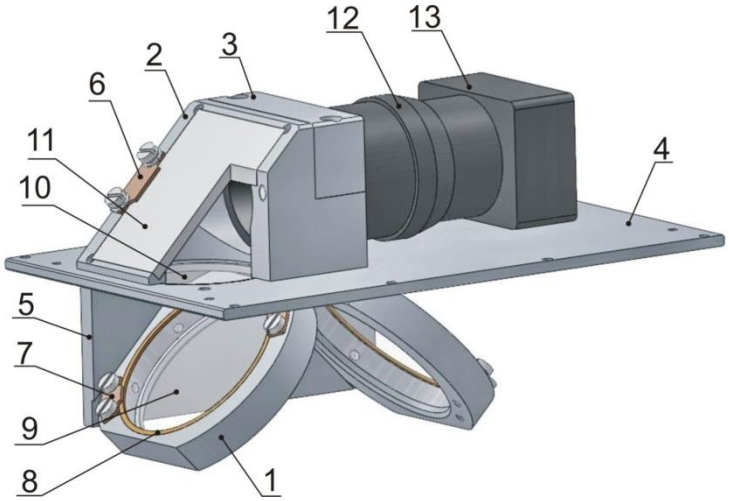


Рисунок 6 – Видоискатель

1 – Оправка, 2 – Корпус, 3 – Хомут, 4 – Пластина, 5 – Пластина, 6 – Планка, 7 – Планка, 8 – Кольцо, 9 – Светоделительная пластина, 10 – Зеркало, 11 – Стекло защитное, 12 – Вариообъектив, 13 – Видеокамера

Корпус

Корпус (5) (Рисунок 2) является основным конструкционным элементом ГЛС, на котором крепятся все перечисленные узлы и компоненты.

В качестве основы корпуса используется профиль DNC100, Festo с внутренним диаметром – d=100 мм.

Оценка результатов

В результате выполнения проекта был проведен анализ существующих технологий и технических решений; был разработан комплект конструкторской документации лазерной головки (ГЛС); произведены изготовление, сборка и юстировка ГЛС, написано программное обеспечение. Планируется проведение экспериментов по лазерной сварке внутренних кольцевых швов, с помощью разработанной ГЛС.

Разработанная ГЛС может быть внедрена в существующие промышленные линии по сварке внутренних кольцевых швов (например, ОАО «Центр судостроения и судоремонта», ОАО «Адмиралтейские верфи», ряд оборонных предприятий).

Список использованных источников

1. Лопота А.В., Туричин Г.А., Харламов В.В. Перспективы применения лазерных технологий в трубопроводном строительстве //Трубопроводный транспорт [теория и практика] № 1 (13), 2009.

Лазерно - дуговая сварка титанового сплава ОТ4

И.А. Цибульский, В.В. Сомонов, М.В. Кузнецов, А.Д. Ахметов

Институт лазерных и сварочных технологий СПбПУ, Россия
E-mail: vlad@ltc.ru

Введение

Титан и сплавы на его основе являются незаменимыми конструкционными материалами [1] за счет наличия уникальных физических свойств, таких как высокая удельная прочность, сопоставимая с показателями для стали, при практически в два раза меньшей плотности. Также сплавы титана обладают высокими температурой плавления и коррозионной стойкостью в агрессивных химических средах, атмосфере и воде.

Технология сварки титана имеет свои особенности: при нагреве свыше 350°С титан активно взаимодействует с атмосферными газами, такими как кислород, водород, азот, в следствие чего заметно снижаются механические свойства сварного соединения [2]. Также титановые сплавы чувствительны к термическому циклу из-за резкого роста зерна при нагреве и охлаждении в области β фазы. Поэтому сварку необходимо вести в среде защитного инертного газа при минимальной погонной энергии [3]. Для образования неразъёмного сварного соединения из титана и сплавов на его основе в мировой практике применяются различные способы сварки: аргонодуговая, трением, электронно-лучевая, лазерная. Однако каждый из этих способов имеет свои существенные недостатки: аргонодуговая сварка

обладает низкой производительностью, сварка трением - узкой областью применения из-за ограничения на размеры свариваемых деталей, электронно-лучевая сварка – ограничением по габаритным размерам свариваемых заготовок, трудоёмкостью процесса из-за необходимости создания вакуума в рабочей камере и высокой точностью предварительной механической обработки, лазерная сварка – также высокой точностью предварительной механической обработки. В связи с этим, наиболее привлекательным процессом сварки титановых сплавов является лазерно-дуговая сварка, основными преимуществами которой являются минимальные сварочные деформации (сравнимые с деформациями, образованными при лазерной сварке), высокая скорость сварки, большая глубина проплавления, возможность сварки по зазору, а также возможность варьирования химическим составом металла шва [4-6].

В рамках данной работы была проведена оценка технологической возможности лазерно-аргонодуговой сварки (ЛАДС) неплавящимся электродом титанового сплава ОТ4 толщиной 5 мм, также экспериментально изучено влияние параметров ЛАДС на формирования сварного соединения и проведен анализ микроструктуры и механических свойств сварных соединений.

Проведение эксперимента

Сварочное оборудование

ЛАДС осуществляли на экспериментальном стенде, на базе лазерно-дугового технологического комплекса (ЛДТК), разработанного и изготовленного в Институте лазерных и сварочных технологий (ИЛиСТ) Санкт-Петербургского политехнического университета Петра Великого (СПбПУ).

В качестве источника лазерного излучения использовали иттербиевый волоконный лазер ЛС-5 (ИРЭ-Полюс) с непрерывным режимом генерации излучения длиной волны 1070 нм и максимальной выходной мощностью 5 кВт. Лазерное излучение фокусировали с использованием лазерной головки Bimo (HighYAG) в пятно диаметром 200 мкм при фокусном расстоянии 300 мм. Транспортировка лазерного излучения от источника к лазерной головке была осуществлена по оптическому волокну диаметром 100 мкм. В качестве дуговой составляющей использовали аппарат для сварки TIG переменным/постоянным током TRITON 220 AC/DC Power Sinus (EWM), с максимальным сварочным током и напряжением холостого хода 220А и 45В соответственно.

Присадочную проволоку в зону ЛАДС подавали с использованием подающего устройства ПДГО-601 (НПФ «ИТС»), обеспечивающего подачу проволоки диаметром от 1,2 мм до 3,2 мм со скоростью от 1 м/мин до 13,7 м/мин.

Сварочные материалы

В рамках экспериментального исследования ЛАДС титанового сплава ОТ4 использовали пластины с габаритными размерами 200х400х5мм. В качестве присадочной проволоки использовали сварочную проволоку ОТ4св диаметром 1,6 мм. В качестве неплавящегося электрода использовали вольфрамовый электрод (WL15) с примесью оксида

лантана в количестве 1,5% диаметром 2,4 мм. Электрод выступал над газовым керамическим соплом горелки на 2-3 мм. Перед сваркой электрод заостряли путем шлифовки согласно ОСТ 36-57-81. Для предотвращения окисления сварочной ванны и металла, нагретого до температуры свыше 350^0С, использовали инертные газы: аргон и гелий.

Методы контроля качества сварных соединений, их испытаний и используемое оборудование

Все сварные соединения подвергали визуальному контролю на наличие внешних дефектов. Изготовление микрошлифов с целью дальнейшего исследования геометрии, внутренних дефектов и микроструктуры сварных соединений осуществляли с использованием установки для шлифоподготовки фирмы Buhler. Металлографические исследования проводили на оптическом микроскопе Observer фирмы Carl Zeiss. Для исследования характера плавления и переноса присадочного материала в ванну расплава, а также стабильности горения дуги использовали высокоскоростную видеокамеру C100 CENTURIO, с частотой съёмки 3000 кадров/сек.

Результаты экспериментального исследования и их анализ

ЛАДС осуществляли в нижнем пространственном положении за один проход. С целью обеспечения максимальной производительности процесса ЛАДС выполняли при максимальной выходной мощности лазерного излучения 5 кВт.

Плавление присадочной проволоки

В процессе ЛАДС присадочную проволоку подавали вдоль стыка со стороны дуги при минимально возможном угле относительно поверхности пластин $10\text{-}15^0$, Рисунок 1. При этом проволока касалась поверхности свариваемых пластин до зоны горения дуги.

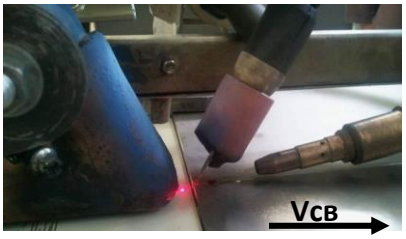
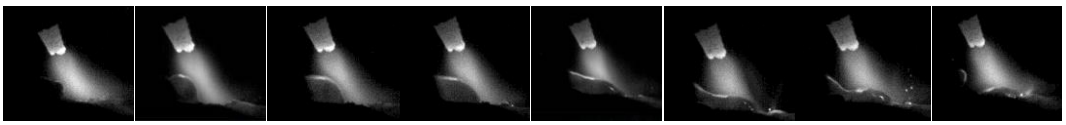


Рисунок 1 – Схема расположения источников нагрева и присадочной проволоки при ЛАДС

С целью определения характера плавления присадочной проволоки использовали скоростную видеосъёмку. Кадры скоростной видеосъёмки представлены на Рисунке 2.



а б в г д е ж з

Рисунок 2 – Перенос присадочного материала в сварочную ванну: Рл-5кВт, Vсв-0,9 м/мин, Iд-140А, Uд-18В, Vпп-1,1м/мин; расстояние от конца электрода до поверхности пластин (h)-3мм

Как можно увидеть из Рисунка 2 процесс плавления присадочной проволоки можно разделить на несколько стадий: нагрев проволоки в передней части дуги и её расплавление с образованием за счёт сил поверхностного натяжения сферической капли на её торце (Рисунок 2а); рост сферической капли за счёт плавления новых порций присадочной проволоки и удержание её на торце проволоки благодаря силам поверхностного натяжения (Рисунок 2б); с увеличением объёма расплавленного металла присадочной проволоки и массы за счёт действия силы тяжести капля изменяет свою форму (Рисунок 2в,г); с приближением ванны расплава, а также при увеличении давления дуги на поверхности, капля вытягивается (Рисунок 2д-ж) и отделяется от торца присадочной проволоки, стекая в ванну расплава (Рисунок 2з). Цикличность данного процесса обеспечивает равномерный перенос расплавленного присадочного металла в сварочную ванну. Плавление присадочной проволоки за счёт дуговой составляющей ЛАДС позволяет обеспечить расходование дорогостоящего лазерного излучения на проплавление свариваемых пластин. Также дуга обеспечивает предварительный подогрев свариваемых пластин, повышая их коэффициент поглощения лазерного излучения.

Влияние скорости сварки на формирование сварного соединения.

Оценка влияния скорости ЛАДС на формирование сварного соединения выполнялась в диапазоне от 0,72 м/мин до 1,5 м/мин. Электрод располагался под углом 30^0 от вертикали. Расстояние между осями лазерного излучения и электродом на поверхности пластин составлял 3 мм. ЛАДС осуществляли без присадочной проволоки и без защиты корня шва. С верхней стороны ванну расплава и металл шва защищали аргоном в количестве 30 л/мин. Постоянные параметры режима ЛАДС приведены в Таблице 1, внешний вид сварных соединений приведен на Рисунке 3.

Таблица 1 – Параметры режимов ЛАДС

№	Рл, кВт	Vсв, м/мин	Δf, мм	Iд, А	Uд, В	Qпог, Вт*мин/м
4	5	0,72	-1	160	18	10944,44
5	5	0,9	-1	160	18	8755,55
6	5	1,2	-1	160	18	6566,67
7	5	1,5	-1	160	18	5253,33

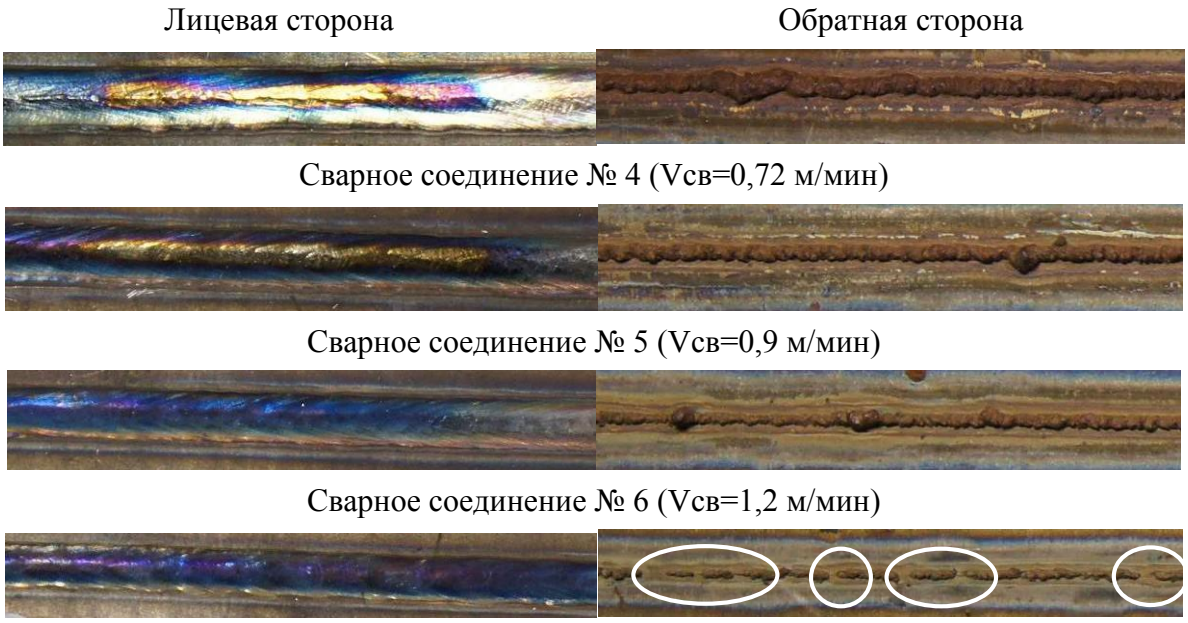


Рисунок 3 – Внешний вид сварных соединений, выполненных ЛАДС с различной скоростью

Как видно из Рисунка 3, сварное соединение №7 не имело стабильного сквозного проплавления из-за высокой скорости сварки и, как следствие, низкой погонной энергии по сравнению со сварными соединениями, образованными на режимах № 4-№ 6. Наибольшей стабильностью проплавления отличалось сварное соединение №4, образованное при ЛАДС со скоростью 0,72 м/мин и максимальной погонной энергией. По результатам данного исследования было принято решение проводить дальнейшие эксперименты ЛАДС со скоростью сварки 0,72 м/мин.

Влияние величины заглубления фокальной плоскости лазерного излучения на формирование сварного соединения

ЛАДС с заглублением фокальной плоскости от 1 мм до 7 мм относительно поверхности свариваемых пластин осуществляли с целью достижения стабильного сквозного проплавления. Параметры режимов ЛАДС приведены в Таблице 2.

Таблица 2 – Параметры режимов сварки

№	Рл, кВт	Vсв, м/мин	Δf, мм	Iд, А	Uд, В
1	5	0,72	-7	160	18
2	5	0,72	-3	160	18
3	5	0,72	-2	160	18
4	5	0,72	-1	160	18

Сварку осуществляли без присадочной проволоки и без защиты корня шва. Электрод располагался под углом 30^0 от вертикали. Расстояние между осями лазерного излучения и электрода на поверхности пластин составлял 3 мм. С верхней стороны ванну расплава и металл

шва защищали аргоном в количестве 30 л/мин. Внешний вид сварных соединений представлен на Рисунке 4.

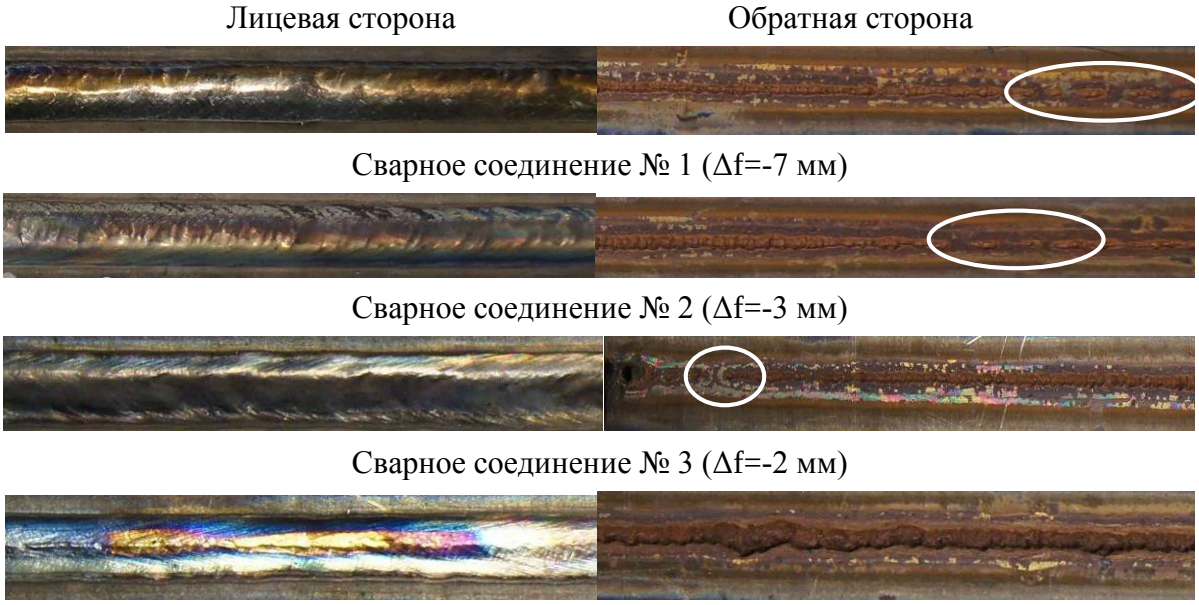


Рисунок 4 – Внешний вид сварных соединений (овалом указано отсутствие сквозного проплавления)

Верхние валики сварных соединений, окрашены в цвета побежалости, свидетельствующие о недостаточной защите в процессе сварки. Обратные валики имели неровную поверхность и были окрашены в коричневый цвет, свидетельствующий об отсутствии защиты металла шва.

При визуальном исследовании геометрии сварных соединений обнаружено уменьшение ширины нижнего валика и увеличение ширины верхнего валика при заглублении фокальной плоскости лазерного луча. При этом стабильное формирование обратного валика (сквозное проплавление) обнаружено при заглублении фокальной плоскости относительно верхней поверхности пластин на 1 мм.

Экспериментальное исследование технологической возможности ЛАДС

С лицевой стороны для защиты сварочной ванны и металла, нагретого до температуры выше 350^0С, использовали специально разработанное защитное приспособление, в которое подавали аргон с расходом около 60 л/мин. Для защиты корня сварного соединения использовали приспособление, плотно прикреплённое к свариваемым пластинам с обратной стороны с помощью термостойкой клеящейся фольги. В приспособление подавали аргон в количестве 25 л/мин, который, после заполнения газовой камеры, свободно вытекал через отверстие, расположенное с противоположной стороны.

Расстояние между защитным приспособлением и лазерным лучом составляло 5 мм. ЛАДС выполняли на режиме, представленном в Таблице 3. Внешний вид сварных соединений изображён на Рисунке 5.

Таблица 3 – Параметры режима ЛАДС

№ режима	Рл, кВт	Vсв, м/мин	Δf, мм	Iд, А	Uд, В
8	5	0,72	-1	160	18

Лицевая сторона Обратная сторона



Рисунок 5 – Внешний вид сварного соединения № 8

При визуальном осмотре сварного соединения каких-либо внешних дефектов не обнаружено. Сварные соединения имели стабильное сквозное проплавление. Цвет верхнего валика изменялся от светло-серебряного до светло-соломенного. Обратный валик имел светло-серебряный цвет, свидетельствующий о равномерной качественной защите.

Металлографические исследования и механические испытания

Формирование сварного соединения

При осмотре поперечного сечения сварного соединения с использованием оптического микроскопа обнаружено его уширение в верхней и нижней частях.

Микроструктура сварного соединения

Титановый сплав ОТ4 относится к псевдо α сплавам с содержанием β фазы до 5%. Сварное соединение, образованное при ЛАДС титанового сплава ОТ4 имеет несколько характерных зон, Рисунок 6. Зона металла шва. Металл данной зоны, состоящий из основного и присадочного материалов, был нагрет выше температуры плавления. Для зоны характерна литая структура с вытянутыми (от периферии к центру) столбчатыми кристаллами, выросшими на оплавленных зёрнах основного металла. При ЛАДС скорости охлаждения были достаточными для образования мартенситной α’ – фазы (закалочной игольчатой структуры мартенситного типа с искажённой гексагональной решёткой), Рисунок 6 (1-3). Далее за линией сплавления располагается следующая зона сварного соединения – зона перегрева (Рисунок 6 (4, 5)). В этой зоне основной металл нагревался ниже температуры плавления, но значительно выше температуры полиморфного превращения $\alpha \leftrightarrow \beta$, которая составляет 920-960^{0}С. Для этой зоны характерен большой размер зерна, при этом, чем выше температура нагрева металла, тем больший размер имеет зерно. Химический состав зоны перегрева аналогичен химическому составу основного металла, однако вблизи линии сплавления может иметь место диффузионное проникновение легирующих элементов. Далее располагается зона полной перекристаллизации. В данной зоне основной металл был нагрет до температуры, достаточной

для полного полиморфного превращения, Рисунок 6 (6). Далее располагаются зоны неполной перекристаллизации, рекристаллизации и основной металл, Рисунок 6 (7,8).

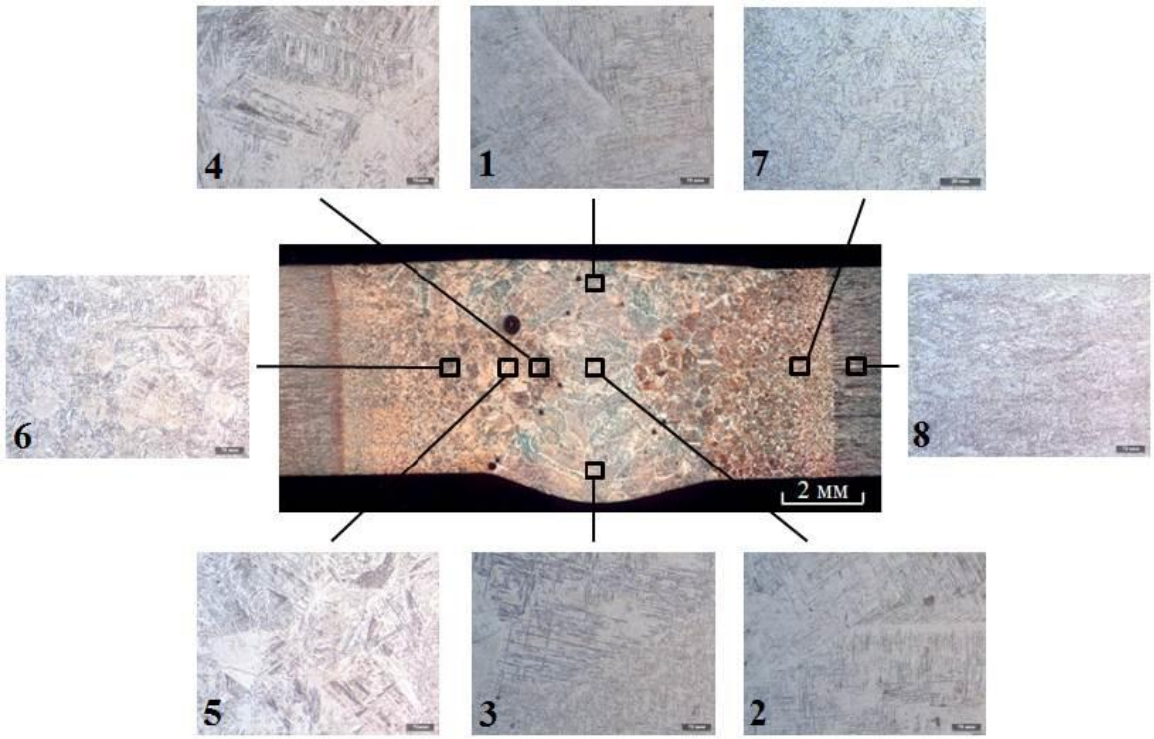


Рисунок 6 – Микроструктура сварного соединения

Механические испытания

Статическое растяжение

Для испытания на статический разрыв из сварного соединения №8 были изготовлены два образца, которые разорвались по основному металлу с временным сопротивлением 661 МПа и 653 МПа.

Выводы

По результатам проведённой работы можно сделать следующие выводы:

1. при экспериментальном исследовании характера переноса металла присадочной проволоки в сварочную ванну выявлено её плавление в передней части дуги с равномерным капельным характером переноса;
2. экспериментально определено минимальное расстояние между концом электрода и поверхностью свариваемых пластин, обеспечивающее стабильное горение дуги;
3. проведены экспериментальные исследования влияния скорости сварки и величины заглубления фокальной плоскости лазерного луча на стабильность проплавления при ЛАДС титанового сплава ОТ4;
4. изготовлены приспособления, обеспечивающие качественную защиту ванны расплава и металла, нагретого свыше температуры 350^0С, от атмосферы;

5. по результатам исследования разработана технология ЛАДС неплавящимся электродом с присадочной проволокой титанового сплава ОТ4 толщиной 5 мм и получены сварные соединения, с удовлетворительными механическими свойствами.

Список использованных источников

1. Wang, Q.-J. , Liu, J.-R., Yang, R., 2014, High temperature titanium alloys: status and perspective, Hangkong Cailiao Xuebao/Journal of Aeronautical Materials, Volume 34, Issue 4, August 2014, Pages 1-26.
2. Wada, Y., Inoue, S., Tsukamoto, H., Yamaguchi, T., Nishio, K., 2012, Numerical simulation of shielding gas behaviour in tungsten inert gas welding of titanium plate, Science and Technology of Welding and Joining, Volume 17, Issue 2, February 2012, Pages 116-121.
3. M. J. Donachie, Titanium, A technical Guide. ASM International, 1988.
4. Цибульский И.А., Кузнецов М.В., Ахметов А.Д. Влияние пространственного положения и зазора между свариваемыми пластинами на эффективность лазерно-дуговой сварки// В сборнике: Инновационные технологии и экономика в машиностроении Национальный исследовательский Томский политехнический университет. Томск, 2014. С. 112-117.
5. Цибульский И.А., Кузнецов М.В., Сомонов В.В. Технология лазерно-дуговой сварки металлов больших толщин // Сборник 6-й международной конференции Лучевые технологии и применение лазеров, Россия, Санкт-Петербург, 2009. С. 344-348.
6. Туричин Г.А., Цибульский И.А., Кузнецов М.В. Технология гибридной лазерно-дуговой сварки // Учеб. пособие – СПб.: изд-во Политехн. ун-та, 2015. – 48 с.

Влияние зазора на эффективность гибридной лазерно-дуговой сварки

Г.А. Туричин[1], И.А. Цибульский[1], М.В. Кузнецов[1], А.Д. Ахметов[1], М. Мильдебратх[2], Т. Хассель[2], П.А. Головин[3]

---

1 - Институт лазерных и сварочных технологий СПбПУ, Россия
2 - Институт материаловедения, Ганноверский университет имени Лейбница, Германия
3 - Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, Россия
E-mail: kuznetsov_mich@ltc.ru

Введение

Целесообразность использования гибридной лазерно-дуговой сварки (ГЛДС) в промышленности объясняется её преимуществами по сравнению с традиционными способами сварки. Наиболее важные из них – высокая скорость сварки, низкие сварочные деформации, возможность влияния на механические свойства металла шва, а также одно из наиболее интересных преимуществ ГЛДС при производстве крупногабаритных металлоконструкций – возможность сварки по зазору [1 -3]. Исследование влияния ширины зазора на геометрию и

механические свойства сварного соединения, образованного при ГЛДС, необходимо для определения точности предварительной механической обработки кромок свариваемых изделий применительно к производству продольных швов при изготовлении труб большого диаметра в трубостроении, изготовлению панелей и переборок в судостроении и других отраслях тяжёлого машиностроения.

В последние годы в данной области были проведены и опубликованы результаты различных исследований. Так, экспериментально обнаружено, что у сварных соединений, образованных при ГЛДС высокопрочной стали AISI A514 толщиной 6,63 мм предел прочности снижается, и трещина при испытании на ударную вязкость отклоняется от металла шва в сторону ЗТВ при увеличении зазора от 0 мм до 1,25 мм [4]. Авторами работы [5] экспериментально показано, что при ГЛДС судокорпусной стали РС Е36 толщиной 20 мм с зазором 1 мм образуются сварные соединения с наибольшей глубиной проникновения легирующих элементов сварочного электрода. Сварку выполняли за один проход в горизонтальном пространственном положении при варьировании зазора от 0 мм до 1 мм. Авторами работы [6] при ГЛДС высокопрочной низколегированной стали толщиной 16 мм образованы сварные соединения при изменении ширины зазора от 0 мм до 0,7 мм.

В данной работе описаны результаты экспериментального исследования влияния ширины зазора на геометрию сварного соединения. Полученные результаты могут быть использованы как при практическом определении параметров режима сварки, так и при разработке систем автоматического управления, учитывающих изменение зазора по длине шва, что делает выполненную работу актуальной.

Оборудование и материалы

Экспериментальная установка

В экспериментальном исследовании использовали пластины из высокопрочной низколегированной стали РС Е36 с габаритными размерами 230х70х7мм и сварочную проволоку Power bridge 60M (Pb 60M) диаметром 1,6 мм. Химический состав свариваемых пластин и сварочной проволоки приведены в Таблице 1. В качестве источников энергии использовали иттербиевый волоконный лазер ЛС-15 и выпрямитель сварочный ВДУ-1500 DC. ГЛДС выполняли в нижнем пространственном положении. Электрод был расположен под углом 30^0 относительно вертикальной оси, вылет электрода из мундштука составлял 16 мм, рисунок 1. ГЛДС выполняли при лидирующем положении дуги, при расстоянии между осями электрода и лазерного излучения 3 мм. Фокальную плоскость лазерного излучения заглубляли относительно верхней поверхности свариваемых пластин на 5 мм. С целью ограничения взаимодействия расплава с атмосферными газами использовали смесь Ar и CO_2 в пропорции 80%-20% соответственно, при расходе 25 л/мин.

Таблица 1 – Химический состав основного металла и сварочного электрода

Материал	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Ni	Cu	V	Nb	Fe
РС Е36	0.18	0.15-0.5	0.9-1.6	0.02	0.015	0.02-0.06	0.3	0.4	0.35	0.05-0.10	0.02-0.05	Bal.
Pb 60M	0.04-0.08	0.4-0.8	1.3-1.6	0.015	0.015	-	-	0.4-0.6	-	-	-	Bal.



Рисунок 1 – Экспериментальная установка

Методы контроля качества и геометрии сварных соединений

Все сварные соединения подвергали визуальному контролю. Три поперечных макрошлифа были изготовлены из каждого сварного соединения с использованием ленточной пилы и системы шлифоподготовки фирмы Buhler. Травление макрошлифов осуществляли с использованием 10% азотной кислоты.

Окончательная оценка качества сварных соединений была выполнена с помощью визуального контроля поперечных макрошлифов с использованием оптического микроскопа Observer (Carl Zeiss).

Площадь и геометрия металла шва измеряли по цифровой фотографии поперечных макрошлифов с помощью демоверсии программного обеспечения «Datinf Measure». Геометрию металла шва измеряли по 3-м линиям, расположенным, как показано на Рисунке 2.

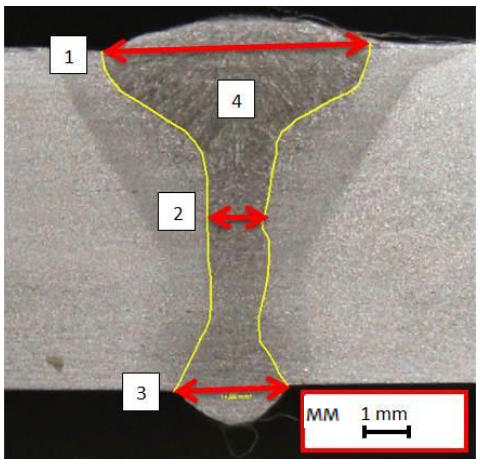


Рисунок 2 – Измерения геометрии металла шва:
1– верхняя поверхность пластин; 2 – середина шва; 3 – обратная поверхность пластин;
4 – площадь металла шва

Твёрдость сварных соединений измеряли при комнатной температуре по 3-м линиям: 2 мм ниже верхней поверхности пластин, посередине шва и 2 мм выше нижней поверхности пластин - с массой груза 1 кг. Оценку твёрдости выполняли согласно стандарту DIN EN ISO 14577 по имеющимся поперечным макрошлифам. Измерения выполняли с использованием микротвёрдомера MicroMet 5103 с погрешностью измерений ±10 HV.

Планирование эксперимента

Для определения диапазона варьирования величины зазора был сварен образец с шириной зазора от 0,6 мм до 1,5мм. Стабильность ГЛДС оценивали по качеству формирования сварного соединения. Стабильное формирование сварного соединения было определено на длине 178 мм от начала шва. Конечная точка стабильного формирования соответствовала ширине зазора 1,3 мм. Корень сварного соединения показан на Рисунке 3.

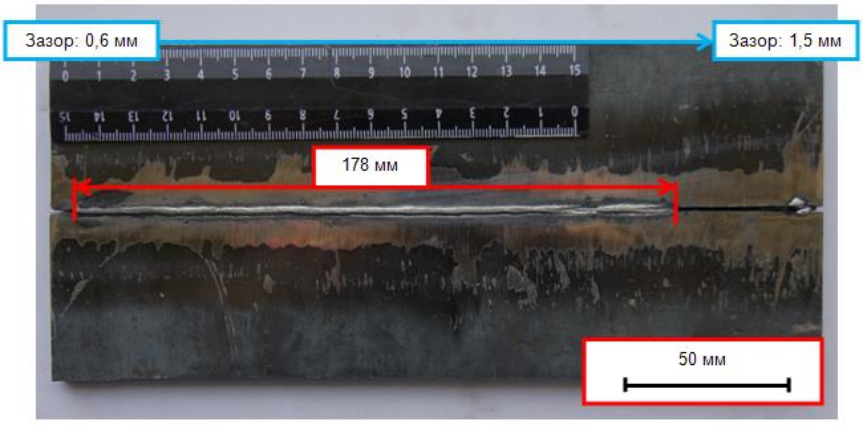


Рисунок 3 – Внешний вид обратной стороны сварного соединения №4

По результатам данного опыта был разработан однофакторный эксперимент при изменении ширины зазора от 0 мм до 1,2 мм с шагом 0,3 мм при постоянных значениях всех остальных параметрах ГЛДС.

Результаты эксперимента

ГЛДС образцов была выполнена со следующими значениями постоянных параметров режима: скорость сварки (V) - 25 мм/сек, мощность лазерного излучения ($P_Л$) - 7 кВт, скорость подачи сварочной проволоки ($V_{п.п.}$) – 4,3 м/мин, ток дуги (I) – 290А и напряжение на дуге (U) - 25 В.

Влияние ширины зазора на геометрию сварного соединения

Все сварные соединения имели стабильное сквозное проплавление, Рисунок 4. Сварные соединения, образованные при зазоре 0 мм и 0,3 мм имели качественное формирование с верхним валиком; остальные – подрезы на лицевой поверхности шва. При увеличении ширины зазора замечено уменьшение высота верхнего валика. Геометрия сварных соединений изменялась от «кубкообразной» формы до «вазообразной». Результаты измерения ширины по трём линиям и площадь металла шва в зависимости от ширины зазора представлены на Рисунке 5.



а б в г д

Рисунок 4 – Поперечные макрошлифы, образованные при ГЛДС с различной шириной зазора: а – 0 мм; б – 0,3 мм; в – 0,6 мм; г – 0,9 мм; д – 1,2 мм

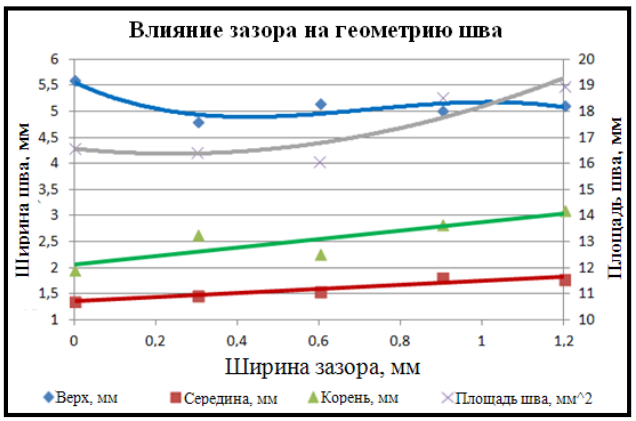


Рисунок 5 – Влияние ширины зазора на геометрию и площадь металла шва

Так ширина металла шва в верхней части уменьшается при увеличении ширины зазора от 0 до 0,3 мм. Дальнейшее увеличение зазора не оказывает видимого влияния на ширину металла шва в верхней части. Ширина металла шва в центральной и нижней части, и соответственно площадь металла шва увеличиваются с ростом ширины зазора.

Влияние ширины зазора на эффективность ГЛДС

За эффективность ГЛДС был принят термодинамический КПД. За энергию источника приняли сумму энергии мощности лазерного излучения и дуги; за энергию, аккумулированную в стыке, приняли энергия, затраченную на нагрев и плавление металла шва. Максимальная эффективность ГЛДС отмечена при зазоре 0 мм, минимальная – при зазоре 1,2 мм (Рисунок 6), что объясняется увеличением протёкшего расплава с обратной стороны шва при увеличении ширины зазора из-за увеличения массы расплава и силы тяжести, действующего на него. Так, в работе [5] максимальная эффективность ГЛДС определена при зазоре 1 мм. Но в данной работе ГЛДС осуществляли в горизонтальном пространственном положении, исключающем влияние силы тяжести на протекание расплава.



Рисунок 6 – Влияние ширины зазора на эффективность ГЛДС

Результаты измерения твёрдости сварных соединений

Влияние ширины зазора на твёрдость металла шва не обнаружено. Отличие в значениях твёрдости металла шва сварных соединений, образованных при ГЛДС без зазора (0 мм) и с максимальным зазором (1,2 мм), лежит в диапазоне погрешности установки ±10%. Вероятно, причиной тому является схожесть механических свойств основного металла и сварочного электрода.

Выводы

В работе описаны результаты влияния ширины зазора на геометрию и механические свойства сварного соединения, образованного при ГЛДС судокорпусной стали РС Е36 толщиной 7 мм. Все сварные соединения имели стабильное сквозное проплавление. Наилучшее формирование сварного соединения, без внешних дефектов, образовано при ширине зазора 0 мм и 0,3 мм. При увеличении ширины зазора до 0,9 мм сварные соединения имели подрезы в области верхнего валика. При ГЛДС с зазором 1,2 мм сварное соединение имело недостаточное количество металла шва в верхней части. При увеличении зазора зафиксировано увеличение ширины металла шва в центральной и нижней части. Ширина верхней части шва уменьшается при изменении зазора от 0 мм до 0,3 мм, а затем остается практически неизменной при увеличении зазора от 0,3 мм до 1,2 мм. Максимальная

эффективность ГЛДС зафиксирована при зазоре 0 мм, минимальная – при зазоре 1,2 мм. Их значения 30,6% и 22,7% соответственно.

Список использованных источников

1. Цибульский И.А., Кузнецов М.В., Ахметов А.Д. Влияние пространственного положения и зазора между свариваемыми пластинами на эффективность лазерно-дуговой сварки // Сборник международной конференции: Инновационные технологии и экономика в машиностроении, Томск, 2014. - С. 112-117.
2. Цибульский И.А., Кузнецов М.В., Сомонов В.В. Технология лазерно-дуговой сварки металлов больших толщин // Сборник 6-й международной конференции Лучевые технологии и применение лазеров, Россия, Санкт-Петербург, 344-348.
3. Туричин Г.А., Цибульский И.А., Кузнецов М.В. Технология гибридной лазерно-дуговой сварки // Учеб. пособие – СПб.: изд-во Политехн. ун-та, 48 с.
4. Kong F., Liu W., Ma J., Levert E., 2013. Feasibility study of laser welding assisted by filled wire for narrow-gap butt-jointed plates of high-strength steel. Welding in the World, 57, 693-699.
5. Tsibulskiy I., Kuznetsov M., Akhmetov A., 2014. Effect of Welding Position and Gap between Samples on Hybrid Laser-arc Welding Efficiency. Applied Mechanics and Materials, 682, 35-40.
6. Rethmeier M., Gook S., Gumenyuk A., 2009. Perspectives of Application of Laser-GMA-Hybrid Girth Welding for Pipeline Construction // Proc. of the 6 Int. Conf. «Beam Technology and Laser Application», Russia, Saint-Petersburg, P. 278 – 288.

Combined surface laser treatments of titanium alloys

A.I. Gorunov, A.K. Gilmutdinov

Kazan national research technical university named after A.N. Tupolev, Russia
E-mail: gorunow.andrej@yandex.ru

Limiting the use of titanium and its alloys for the production of moving machine parts and mechanisms associated with a high propensity for seizing and galling at work on sliding friction [1]. Analysis work domestic and foreign researchers shows that increasing the wear resistance of titanium alloys can be achieved by creation of functional coatings [2], surface alloying [3], heat [4, 5] and thermomechanical processing [6, 7], and the combined methods of treatment [8]. One of the most promising and modern techniques to improve physical and mechanical properties of titanium alloys is a surface treatment of the concentrated streams of energy, in particular, laser processing [9]. Improving physical and mechanical properties of reinforcement materials due to give a finely divided structure in the surface layers. Laser surface treatment methods are used to obtain high hardness, increase corrosion resistance and improve the wear resistance of parts. However, laser processing

mode selection alloys selected for each individual, depending on many parameters, including the structural state of the starting material and its chemical composition. In the works of contemporary researchers established a link between exposure conditions, emerging with the structure and properties of processed materials. The most suitable materials for treatment of a fiber laser are due to the fact that its efficiency is higher than 2.5 times in comparison with other lasers, for the technology. Brightness of the laser beam is higher by 3-5 times, resource 2 times higher than the classical - CO_2 lasers.

No less attractive way to restore old or increase the strength of the new parts and machinery is laser cladding. The technology of laser welding is characterized by a minimal investment in thermal weld detail, allowing you to keep details of the structure of the core unchanged, and get a weld metal with a highly structure. Improving the technology of coating on the surface of structural materials, including titanium alloys, has led to the appearance, gaining popularity in recent years, methods for selective laser melting point [10] and direct laser deposition material [11].

The objects of the study were in samples of titanium α + β alloy VT6. In the initial state it has a plate VT6, β - transformation of the structure.

Table 1 - Chemical composition of the titanium alloy VT6 (%)

alloy grade	Ti	Al	V	C	Fe	Si	Zr	O	N	H
VT6	86,485 - 91,2	5,3 - 6,8	3,5 - 5,3	0,1	0,3	0,15	0,3	0,2	0,05	0,015

The plate thickness α-phase was b = 3-5 μm size colonies d = 140-160 mm, and the width of layers β - phase does not exceed the 0.2-0.3 μm.

Laser hardening is carried out by means of a fiber laser with a wavelength of 1064 nm, output power up to 2kW, and using different speeds of the laser beam.

The unit laser hardening with fiber laser includes optical head. The optical head based on the high-speed sequential scanning of the laser radiation in the direction normal to the line of motion and speed displacement along the lines of the scan line through galvanic deflectors. At the same installation is made laser welding nickel-based powder containing, % (wt.): 0,75 C; 14.8 Cr; 4.3 Si; 3.7 Fe; 3.1 B, remainder Ni, on the surface of the specimens of titanium alloy. Powder particle size 45-125 microns.

We are preparing the sample surface grinding, gross and subtle polishing. Chemical etching is performed in a prepared reagent microsections HF - 15 cm^3, HNO^3 - 35 cm^3 H_2O - 200 cm^3, glycerol - 100 cm^3. Used to measure the hardness HX - 1000TM. Analysis of the structure of the surface of metallographic samples made using an inverted microscope universal “Axiovert -200M”. Electron microscopic image of the surface of samples received at the workstation AurigaCrossBeam.

Laser hardening is carried out by the mechanism without melting the surface due to polymorphic transformations.

Hardening is achieved by the instantaneous heating of the minimum volume of the metal surface of the fiber laser radiation and subsequent cooling speed. The structure of the titanium alloy material before and after laser hardening is shown in Figure 1.

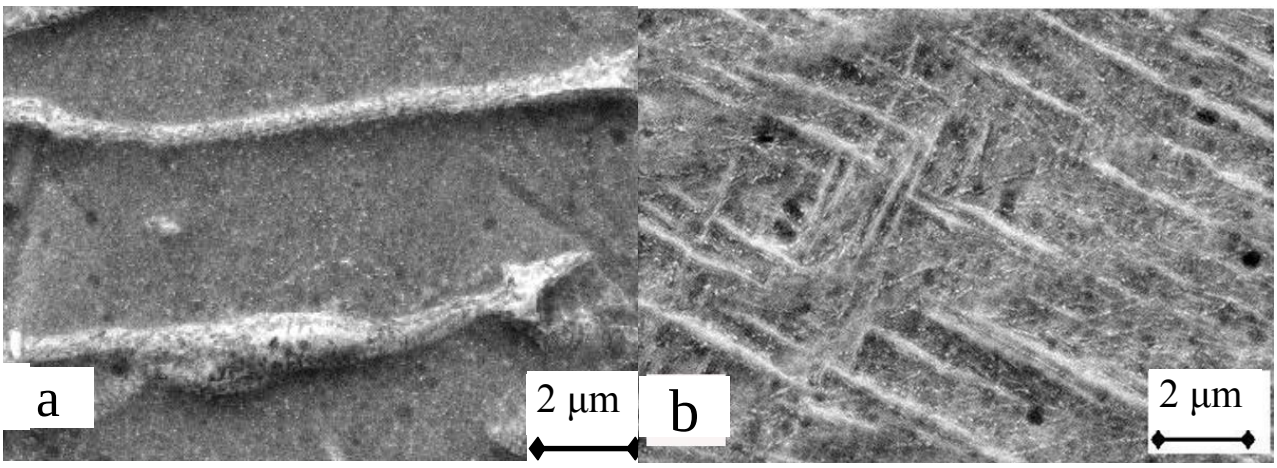


Figure 1 - Structures of the titanium alloy to before (a) and after laser hardening (b)

In the process of laser hardening without melting observed two zones. First, highly martensite formed as a result of high-speed heating and subsequent cooling, formed near a substrate or base metal structure of titanium alloy VT6. The second area is formed on the surface of the thin oxide film by reacting titanium with the atmosphere of air. This area has increased hardness; the thickness of the fragile zones of the oxide film is less than 2 μm. As we move into the metal plates the size of martensite increases.

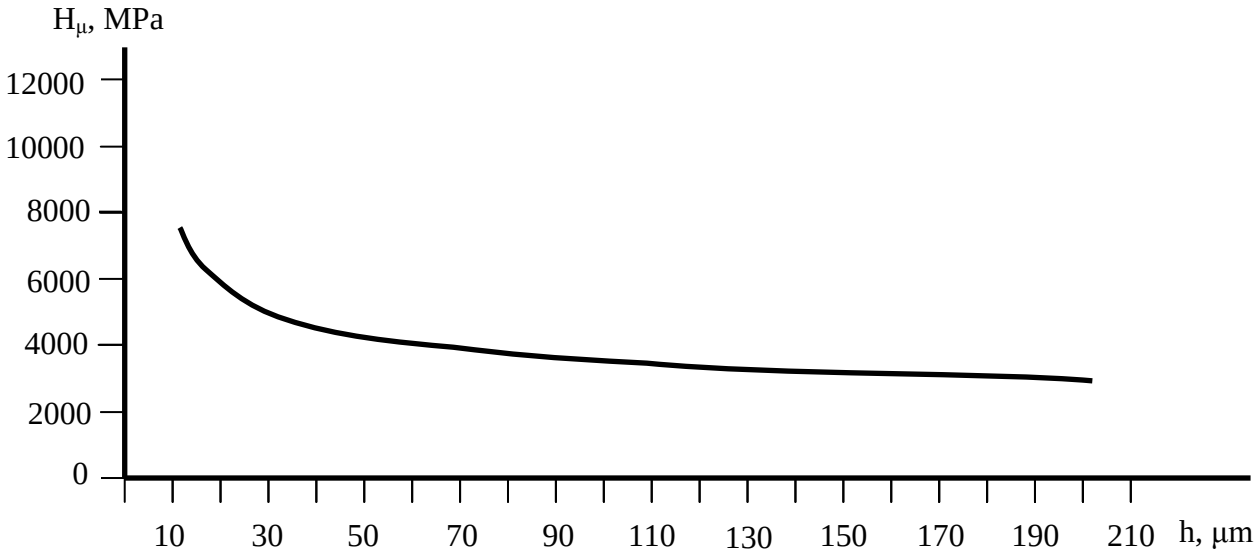


Figure 2 - Hardness structural zones after laser hardening alloy VT6 without melting

In Figure 1 it can be seen that the laser hardening of the titanium alloy forms a layer with a hardness of 7500 MPa.

In the case of laser hardening melting can be distinguished in the surface layer of three distinct zones, in which the microstructure is observed, differs from the basic material. The first zone is characterized by a martensitic microstructure α'. For a given area, as well as in the case of hardening without melting, there is an increase relative to the initial hardness of 1.5.

Further, this area is transformed into an intermediate zone with a dendritic structure. A third zone, located close to the surface contains well-developed dendrites directed from the base metal to the surface. However, the increased hardness of the dendritic layer disposed in the surface layers is achieved by oxidation in air.

Crystallization occurred due to a high temperature gradient; it led to the formation of fine columnar or dendritic structures extending along the heat flow. This picture is a result of welding nickel alloy with self-fluxing powder.

Surfacing nickel alloy leads to the formation of structures in the surface hardening layers of a titanium alloy.

Most dendrite in the surface layer of the titanium alloy are oriented in the direction of the surface - a substrate, while some of the tips of the dendrites, are directed at an angle to the surface. Figures 3a and Figure 3b can be seen that with increasing the size of the radiation power dendritic axes can vary from 1 to 30 microns. Orientation dendritic axes determined by the temperature gradient.

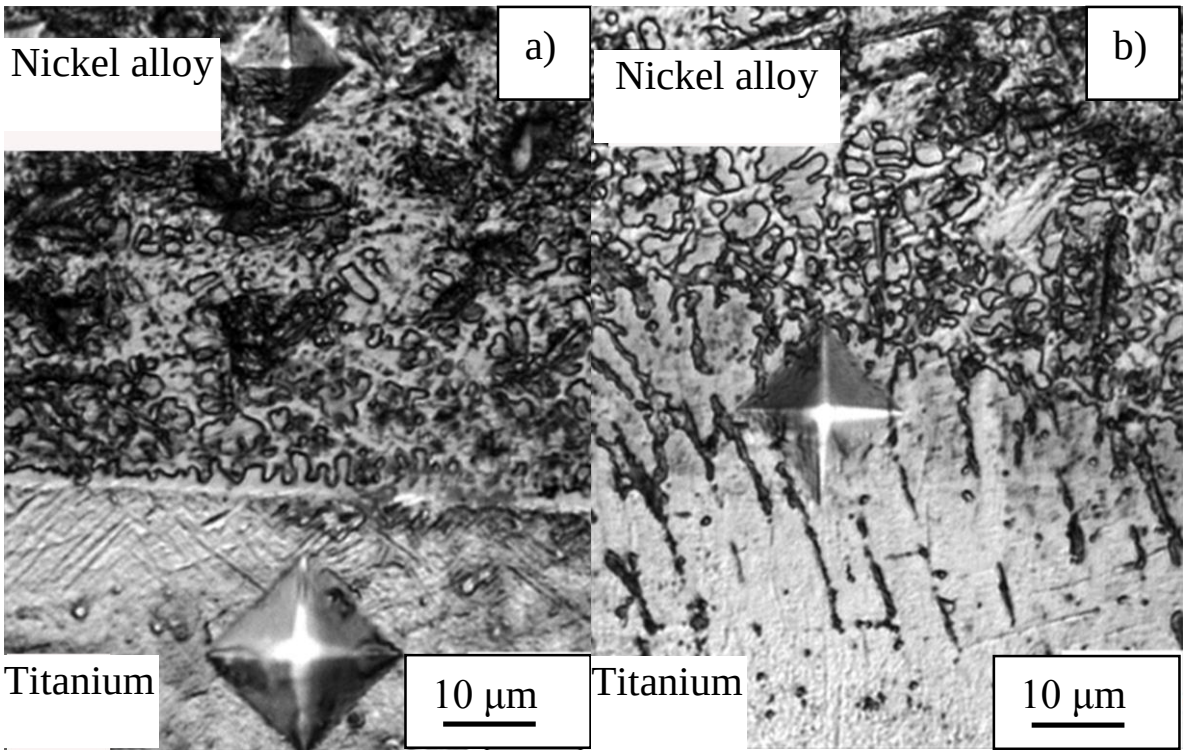


Figure 3 - The structure of the transition zone of the welded joint titanium alloy VT6-nickel alloy for different values of laser power as well) P = 700 W, b) P = 1200 W

As a result of deposition on the surface of the titanium alloy layer is formed with high hardness. The hardness of the weld metal after laser melting and quenching on the surface of the titanium substrate is 2.7 times more martensitic hardened layer formed of the titanium alloy after quenching. At higher values of the laser power on the border fusing titanium - weld metal (Figure 3b) there is a significant increase in the size of dendritic axes titanium layer.

The increase in microhardness of titanium alloy at the border conditional fusion line due to its alloying with carbon, which is part of the filler powder form carbides TiC. In this context, surfacing melting allows us to achieve high hardness titanium alloy, not only through the formation of a martensitic structure, similar to the case without melting, but also due to the doping of surface layers of titanium alloy.

Conclusions

It is found that the laser cladding a powder mixture of nickel-based alloy on the surface of the titanium forms a coating with a hardness of 11,300 MPa.

Laser cladding fiber laser at low power leads to the formation of a martensitic structure in a surface layer of titanium alloys.

Laser welding at high power laser radiation leads to melting of the surface of the titanium alloy and the formation of mature dendritic structure on the boundary of the coating-substrate interface, and allows work to increase the hardness of titanium alloy by formation of the martensitic structure in the surface layers and alloying elements that are part of filler coating.

Acknowledgement

The authors are grateful Ministry of Education Russian Federation for supported research projects №14.z50.31.0023, and RFBR, 14-29-10281 ofi_m and №14-08-31712 mol_a.

References

1. Eleonora Santecchia, A.M.S. Hamouda, Farayi Musharavati, Erfan Zalnezhad, Marcello Cabibbo, Stefano Spigarelli. Wear resistance investigation of titanium nitride-based coatings Ceramics International. 2015. Vol. 41, Issue 9, Part A. P. 10349–10379.

2. Li H.C., Wang D.G., Chen C.Z., Weng F. Effect of CeO2 and Y2O3 on microstructure, bioactivity and degradability of laser cladding $CaO–SiO_2$ coating on titanium alloy. Colloids and Surfaces B: Biointerfaces. 2015. Vol. 127, P. 15–21.

3. Liu Y., Baker T. N. Deformation characteristics of IMI685 titanium alloy under β isothermal forging solutions. Mater. Sci. Eng. A. 1995. Vol. 197. P. 125–131.

4. Chen C. Li, J., Ren Y.J., Li W., He J.J., Chen J.H. Effect of solution heat treatment on the stress-induced martensite transformation in two new titanium alloys Journal of Alloys and Compounds. 2015. Vol. 641. P. 192–200.

5. Wang X., Jahazi M., Yue S. Substructure of high temperature compressed titanium alloy IMI 834. Mater. Sci. Eng. A. 2006. Vol. 434. P. 188–193.

6. Bagmutov V.P., Vodopunov V.I., Zaharov I.N., Gorunov A.I., Denisevich D.S. Effect of intense thermomechanical treatment on the structure and properties of titanium pseudo-α alloys during

electromechanical treatment Russian metallurgy (Metally). 2013.Vol. 2013. No. 9. P. 712-715. (In Russ.: Vliyaniye intensivnoy termosilovoy obrabotki na strukturu i svoystva titanovykh psevdo - al'fa - splavov v usloviyakh EMO).
7. Nalla R. K., Altenberger I., Noster U., Liu G.Y., Scholtes B., Ritchie R.O. On the influence of mechanical surface treatments—deep rolling and laser shock peening—on the fatigue behavior of Ti–6Al–4V at ambient and elevated temperatures Mater. Sci. Eng. A. 2003. Vol. 355. P. 216–230.
8. Guo Y. B., Caslaru R. Fabrication and characterization of micro dent arrays produced by laser shock peening on titanium Ti–6Al–4V surfaces J. Mater. Process. Technol. 2011. Vol. 211. P. 729–736.
9. Hemmati I., Ocelík V., De Hosson J. Th. M. Effects of the alloy composition on phase constitution and properties of laser deposited Ni-Cr-B-Si coatings. Physics Procedia. 2013. Vol. 41. P. 302 – 311.
10. Karg M., Ahuja B., Kuryntsev S., Gorunov A., Schmidt M. Processability of high strength Aluminium-Copper alloys AW-2022 and 2024 by Laser Beam Melting in Powder Bed: 25th Annual International Solid FreeForm Fabrication Symposium. 2014. Austin, Texas, USA. P. 420-436.
11. Amend P., Hentschel O., Scheitler K, Gorunov A.I., Schmidt M. Effect of additive manufactured metallic structures on laser-based thermal joining of thermoplastic metal hybrids. Key Engineering Materials. 2015. Vol. 651-653. P. 777-782.

Формирование и износостойкость композиционных полосчатых покрытий из сплава на основе никеля и бронзы, получаемых лазерной наплавкой

О.Г. Девойно, М.А. Кардополова, Н.И. Луцко, А.С. Лапковский

Белорусский национальный технический университет, Беларусь
E-mail: scvdmed@bntu.by

В связи с увеличением потребности промышленности в высоко-износостойких материалах и исчерпанием возможностей упрочнения однокомпонентных материалов возрастает роль композиционных материалов, позволяющих значительно увеличить износостойкость.

Уникальные возможности создания композиционных износостойких покрытий предоставляет метод лазерной наплавки. Этот метод, при котором сочетаются небольшие размеры наплавляемых валиков (сравнимые с диаметром лазерного пятна на поверхности наплавки) и локальность нагрева, позволяет создавать полосчатые слои, состоящие из материалов, имеющих различные физико-механические свойства, когда один из материалов

играет роль связующего, а второй — арматуры. В настоящее время уже накоплен значительный научный задел в области формирования покрытий из порошковых материалов с использованием метода лазерной наплавки. Изучены материаловедческие и технологические аспекты получения лазерно-наплавленных слоев для различных материалов [1-3]. Показана возможность формирования композиционных полосчатых покрытий методом лазерной наплавки [4]. Полученные при исследовании свойств таких покрытий данные позволяют предположить, что они могут иметь высокие эксплуатационные показатели.

Исследования, проведенные авторами показали, что в поперечном сечении композиционного покрытия хорошо различаются валики из бронзы ПГ-19М-01 валики из сплава ПГ-12Н-01, Рисунок 1. При исследованиях микротвердости в поперечном сечении в направлении параллельно основе было установлено, что в продольном направлении двухслойного композиционного покрытия наблюдается периодичность изменения микротвердости. Вначале, когда измерения выполняются в валике бронзы ПГ-19М-01, средняя микротвердость покрытия находится в пределах 3300-4750 МПа, затем, когда измерения проводятся в валике сплава ПГ-12Н-01, наблюдается увеличение средней микротвердости до 4400-5600 МПа, и, наконец, когда измерения снова проводятся в валике из бронзы, средняя микротвердость опять уменьшается до 3300-4750 МПа (Рисунок 2). Такие периодические изменения микротвердости происходят вдоль всего поперечного сечения двухслойного композиционного покрытия из сплава ПГ-12Н-01 и бронзы ПГ-19М-01.

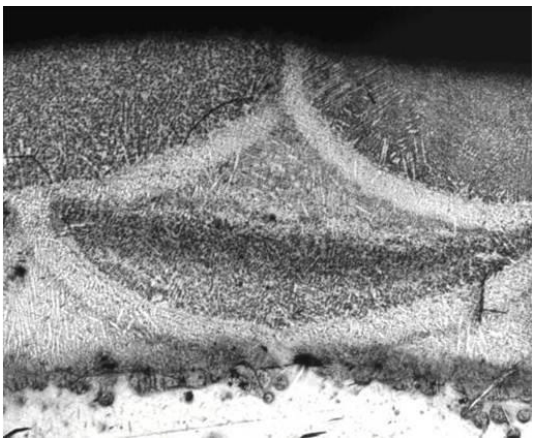


Рисунок 1 - Поперечное сечение двухслойного композиционного полосчатого покрытия из сплава ПГ-12Н-01 и бронзы ПГ-19М-01 х50



Рисунок 2 - Распределение микротвердости в двуслойном композиционном покрытии в направлении параллельно основе

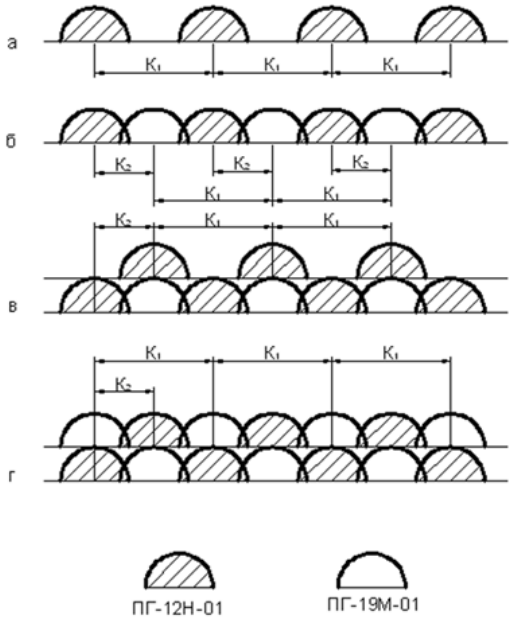


Рисунок 3 - Схема наплавки композиционных покрытий
а- первый этап; б- второй этап; в- третий этап; г- четвертый этап

В данной работе изучалась износостойкость композиционных полосчатых покрытий, полученных методом лазерной наплавки чередованием валиков из сплава ПГ-12Н-01 и бронзы ПГ-19М-01, при различных условиях испытаний. Покрытия наносились на технологическом комплексе, на базе CO_2-лазера непрерывного действия типа «Комета» и системы числового программного управления на образцы из стали 45, предварительно подвергнутые дробеструйной обработке. Наплавлялись двухслойные композиционные покрытия, наплавка производилась в 4 этапа, схема наплавки приведена на Рисунке 3. После наплавки образцы подвергалась шлифованию до Ra 1,6 мкм.

Испытания на износ в условиях сухого трения проводились на установке МИПТ. Метод испытаний на данной установке основан на возвратно-поступательном движении контртела

относительно образца по схеме «алмазный наконечник – плоскость» - для испытаний на износ и по схеме «шарик-плоскость» - для выполнения измерений по определению коэффициента трения скольжения.

Величина силы трения дискретно регистрировалась с помощью тензометрических датчиков, коэффициент трения автоматически рассчитывался и индексировался в координатах $К_{тр.}$ – путь трения. Схема установки представлена на Рисунке 4.

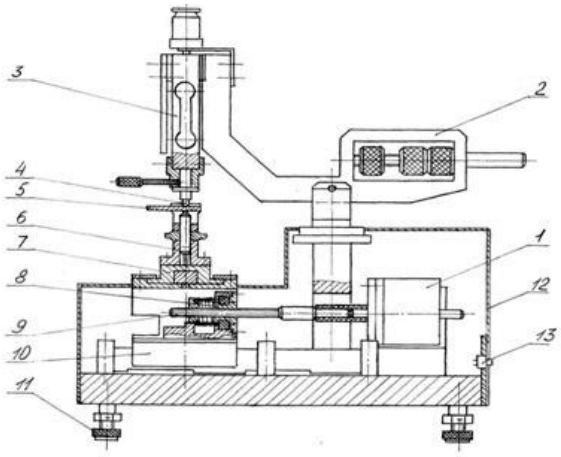


Рисунок 4 - Схема установки МИПТ
1-двигатель шаговый; 2- коромысло; 3- датчик веса, совмещенный с датчиком силы трения; 4-индентор; 5-образец; 6-механизм фиксации образца; 7- каретка поперечной подачи; 8-гайка; 9-винт ходовой; 10-каретка продольной подачи; 11-винт установочный; 12- корпус; 13- разъёмы электрические

Контртело для испытаний на износ представляло собой цангу с закрепленным в ней алмазным наконечником типа Роквелл. Показателем величины износа являлся объем изношенного материала. Для его определения при помощи профилографа-профилометра «Профи-130» измерялись глубина и ширина дорожки износа.

Полученные результаты для сплава ПГ-12Н-01 и двухслойного композиционого покрытия приведены на Рисунках 5, 7, а на Рисунках 6, 8 представлены зависимости коэффициента трения от скорости наплавки.

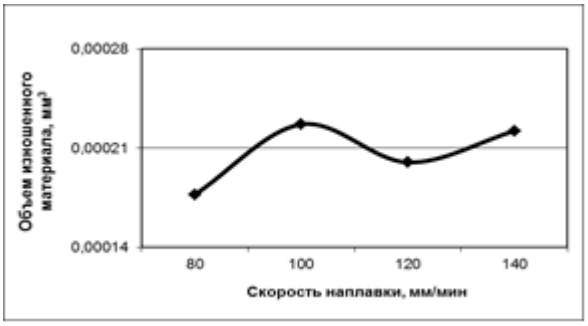


Рисунок 5 - Зависимость объема изношенного материала от скорости наплавки покрытия из сплава ПГ-12Н-01 в условиях сухого трения

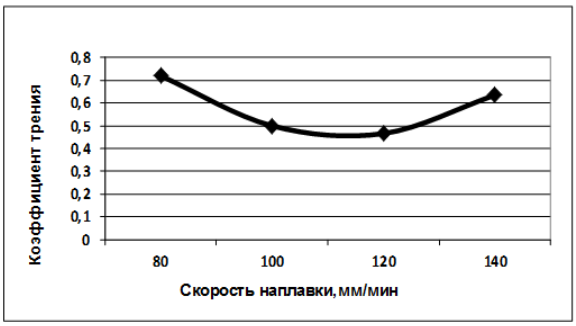


Рисунок 6 - Зависимость коэффициента трения от скорости наплавки покрытия из сплава ПГ-12Н-01 в условиях сухого трения



Рисунок 7 - Зависимость объема изношенного материала от скорости наплавки двухслойного композиционного покрытия в условиях сухого трения



Рисунок 8 - Зависимость коэффициента трения от скорости наплавки двухслойного композиционного покрытия при сухом трении

Из Рисунка 5 видно, что в диапазоне скоростей наплавки 80-100 мм/мин объем изношенного материала для сплава ПГ-12Н-01 увеличивается. Это происходит, несмотря на уменьшение в этом диапазоне скоростей наплавки коэффициента трения (Рисунок 6). При дальнейшем увеличении скорости наплавки до 120 мм/мин объем изношенного материала уменьшается (Рисунок 5). Коэффициент трения в этом диапазоне скоростей наплавки уменьшается (Рисунок 6). При увеличении скорости наплавки со 120 до 140 мм/мин объем изношенного материала опять увеличивается. Коэффициент трения для сплава ПГ-12Н-01 при этом тоже растет. Такие зависимости объясняются тем, что при малых скоростях наплавки и большом энерговкладе в покрытие образуется достаточно крупнозернистая, но плотная структура, что обусловливает небольшой объем изношенного материала. При росте скорости наплавки с 80 до 100 мм/мин действует одновременно два фактора – уменьшение размера зерен в покрытии и уменьшение сцепления материала покрытия по границам зерен. Как видно, в этом диапазоне большее влияние оказывает второй фактор, и объем изношенного материала растет, а коэффициент трения уменьшается. При дальнейшем увеличении скорости наплавки до 120 мм/мин начинает преобладать действие уменьшения размера зерен, при этом объем изношенного материала уменьшается, а коэффициент трения практически не изменяется. При

росте скорости наплавки до 140 мм/мин все больше начинает сказываться уменьшение сцепления материала покрытия по границам зерен из-за сильного уменьшения энерговклада в покрытие. Величина объемного износа растет, коэффициент трения увеличивается.

Зависимости объема изношенного материала и коэффициента трения от скорости наплавки для двухслойного композиционного покрытия (Рисунки 7 и 8) очень похожи на такие же зависимости для сплава ПГ-12Н-01. Скорее всего, и действующие закономерности те же, за исключением более резкого уменьшения объема изношенного материала в диапазоне скоростей наплавки сплава/бронзы 110/160-120/170 мм/мин, которое объясняется тем, что бронзовая составляющая композиционного покрытия способствует протеканию процесса избирательного переноса и является твердой смазкой при трении [5].

Относительная износостойкость испытывавшихся при сухом трении материалов приведена на Рисунке 9, из которого видно, что относительная износостойкость двухслойного композиционного покрытия выше, хотя и незначительно, износостойкости самофлюсующегося сплава ПГ-12Н-01, в то время как себестоимость композиционного покрытия значительно ниже.

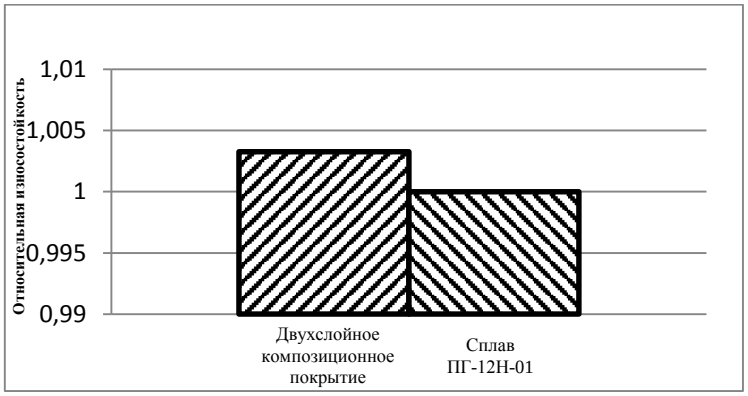


Рисунок 9 - Относительная износостойкорсть испытывавшихся материалов при сухом трении

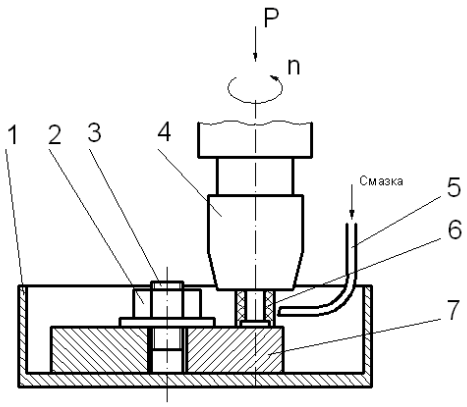


Рисунок 10 - Схема узла трения при испытаниях на износ в условиях граничной смазки

Испытания на износ в условиях граничной смазки проводили на машине трения, изготовленной на базе сверлильного станка. Схема узла трения показана на Рисунке 10. В патроне станка закреплено контртело 6 из твердого сплава ВК-6, рабочая часть которого выполнена в виде трубки. Образец 7 представлял собой диск с центральным отверстием. Крепление образца в ванне для сбора смазки 1 осуществлялось при помощи шпильки 3 и гайки 2. В зону трения при испытаниях капельным способом через трубку 5 подавалась смазка – масло индустриальное марки И-20А. Оценку износа производили при помощи профилографа-профилометра «Профи-130» по глубине канавки износа, замеренной по профилограмме. Для каждого материала определялась величина износа на 1000 м пути трения.

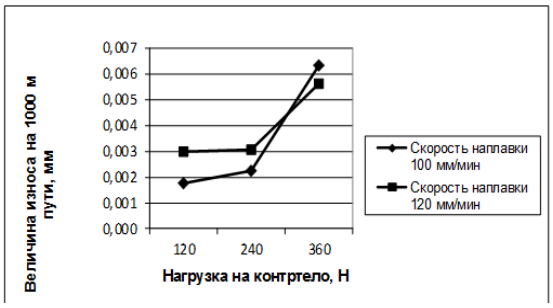


Рисунок 11 - Зависимость величины износа на 1000 м пути от нагрузки на контртело для покрытия из сплава ПГ-12Н-01 при граничной смазке

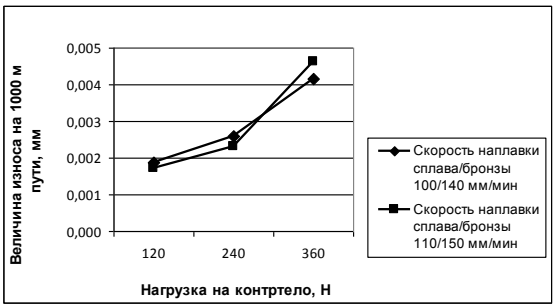


Рисунок 12 - Зависимость величины износа на 1000 м пути от нагрузки на контртело для двухслойного композиционного покрытия при граничной смазке

На Рисунках 11 и 12 представлены зависимости величины износа на 1000 м пути от нагрузки на контртело для покрытия из сплава ПГ-12Н-01 и двухслойного композиционного покрытия. Из Рисунка 12 видно, что для покрытия из сплава ПГ-12Н-01 при увеличении нагрузки на контртело со 120 Н до 240 Н происходит незначительное увеличение величины износа, при дальнейшем увеличении нагрузки до 360 Н величина износа резко увеличивается

в 1,8-2,8 раза. Т.е. в данном случае величина нагрузки при трении до момента наступления схватывания (120-240 Н) влияет на интенсивность процессов, определяющих износ в небольшой степени, т.к. это явление связано в основном с изменением величины и интенсивности пластической деформации поверхностных слоев покрытия. И только после достижения критических значений нагрузки (240-360 Н) она начинает оказывать резкое влияние на величину износа, что связано с переходом к износу схватыванием [6].

Рисунок 11 позволяет также оценить влияние скорости наплавки на величину износа сплава ПГ-12Н-01 при трении в условиях граничной смазки. Из него видно, что величина износа при нагрузке на контртело 120 и 240 Н выше для покрытия, нанесенного при скорости наплавки 120 мм/мин по сравнению со скоростью наплавки 100 мм/мин в 1,4-1,6 раза, что связано меньшим сцеплением зерен в покрытии для скорости 120 мм/мин. Однако, при нагрузке на контртело 360 Н величина износа покрытия нанесенного при скорости наплавки 100 мм/мин уже в 1,12 раза выше величины износа покрытия, нанесенного при скорости наплавки 120 мм/мин. Последнее, скорее всего, связано с тем, что при скорости наплавки 120 мм/мин покрытие из сплава ПГ-12Н-01 имеет более мелкозернистую и более износостойкую микроструктуру.

На Рисунке 12 приведены зависимости величины износа на 1000 м пути от нагрузки на контртело для двухслойного композиционного покрытия. Из них видно, что при увеличении нагрузки на контртело со 120 до 240 Н величина износа для обоих скоростей наплавки возрастает в 1,34-1,39 раза. Величина износа покрытия, наплавленного при скорости наплавки 100/140 мм/мин при этом несколько выше, чем наплавленного при скорости наплавки 110/150 мм/мин. В этом случае, также как для покрытия из сплава ПГ-12Н-01 и однослойного композиционного покрытия, происходит износ без схватывания. При увеличении нагрузки на контртело до 360 Н величина износа на 1000 м пути резко возрастает для обоих скоростей наплавки в 1,6-2,0 раза. В этом случае можно говорить о том, что происходит переход к износу схватыванием. При этой нагрузке величина износа покрытия, наплавленного при скорости наплавки 110/150 мм/мин уже превышает величину износа покрытия, наплавленного при скорости наплавки 100/140 мм/мин в 1,1 раза.

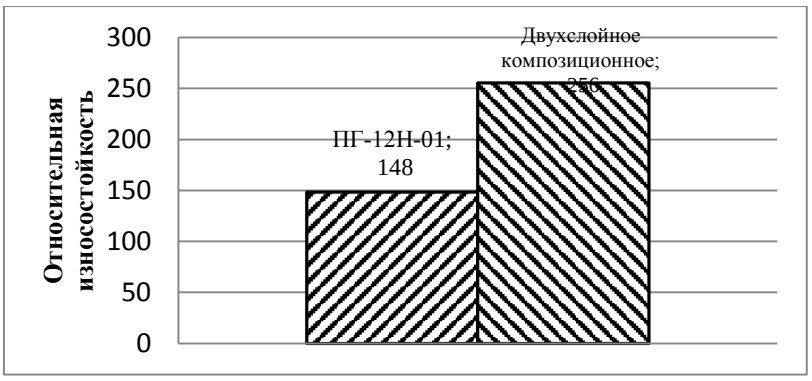


Рисунок 13 - Относительная износостойкость испытывавшихся материалов при граничном трении

На Рисунке 13 представлена относительная износостойкость покрытий из сплава ПГ-12Н-01 и двухслойного композиционного покрытия при трении в условиях граничной смазки. Из этого рисунка видно, что в условиях граничной смазки более высокой износостойкостью обладает двухслойное композиционное покрытие. Его износостойкость намного превышает износостойкость самофлюсующегося сплава на основе никеля ПГ-12Н-01.

Выводы

1. В композиционном полосчатом покрытии, полученном чередованием валиков самофлюсующегося сплава ПГ-12Н-01 и бронзы ПГ-19М-01 наблюдается периодичность изменения микротвердости в поперечном сечении покрытия в направлении параллельно основе и по поверхности покрытия;

2. Испытания на износостойкость покрытия из самофлюсующегося сплава ПГ-12Н-01 и композиционного полосчатого покрытия из сплава ПГ-12Н-01 и бронзы ПГ-19М-01 в уловиях сухого трения показали, что зависимости объема изношенного материала от скорости наплавки для сплава ПГ-12Н-01 и двухслойного композиционного покрытия весьма похожи. При этом для композиционного покрытия существенно влияние такого фактора как наличие бронзовой составляющей, которая способствует протеканию процесса избирательного переноса и играет роль твердой смазки. Также похожи и зависимости коэффициента трения от скорости наплавки. Следует отметить, что области наименьших коэффициентов трения и наименьшего объемного износа на зависимостях совпадают. Относительная износостойкость двухслойного композиционного покрытия при сухом трении незначительно превышает износостойкость сплава ПГ-12Н-01.

3. Испытания на износостойкость тех же покрытий в условиях граничной смазки показали, что при увеличении нагрузки свыше 240 Н происходит резкий рост величины износа обоих материалов, причем для сплава ПГ-12Н-01 этот рост гораздо более выражен. В этом

случае также существенно влияние механизма избирательного переноса. Относительная износостойкость двухслойного композиционного покрытия в 1,7 раза выше износостойкости самофлюсующегося сплава, что особенно важно, если учесть, что себестоимость двухслойного композиционного покрытия практически в 2 раза ниже себестоимости сплава ПГ-12Н-01, который в свое время был разработан, как высоко-износостойкий материал.

Список использованных источников

1. John C. lon, Laser processing of Engineering Materials: principles, procedure and industrial application, Elsevier Butterworth – Heintmann, Burlington, MA, 2005, 220 p.

2. E. Toyserkani, A. Khajepour, S. Corbin, Laser Cladding, CRS Press, Boca Raton, Florida, 2005, 380 p.

3. J. Th. M. De Hosson, V. Ocelic, Fanctionally graded materials produced with high power lasers, Proceeding of ASTRA – 2003, Hyderabad, India, 2003. pp. 368-376.

4. О.Г. Девойно, М.А. Кардаполова, Н.И. Луцко, А.С. Лапковский. – Особенности формирования двухслойных композиционных покрытий из сплава ПГ-12Н-01 и бронзы ПГ-19М-01, получаемых лазерной наплавкой. – Современные методы и технологии создания и обработки материалов: Сб. научных трудов. В 3 кн. Кн. 2. Технологии и оборудование механической и физико-технической обработки/ редколлегия: С.А. Астапчик (гл. ред.) [и др.]. – Минск: ФТИ НАН Беларуси, 2014. - 487 с., С. 130-136.

5. В.М. Берсенев Влияние многокомпонентных и многослойных покрытий на процессы трения и износа.- «Физическая инженерия поверхностей», 2004, Т. 2, № 4, с. 214-219.

6. Аксенов А.Ф. Трение и изнашивание металлов в углеводородных жидкостях. М., «Машиностроение», 1977, 152 с.

Optical diagnostics of gas flows in laser cladding heads

A.I. Shpilev, F.R. Iskhakov, M.R. Gilyazov, K.Yu. Nagulin, A.Kh. Gilmutdinov

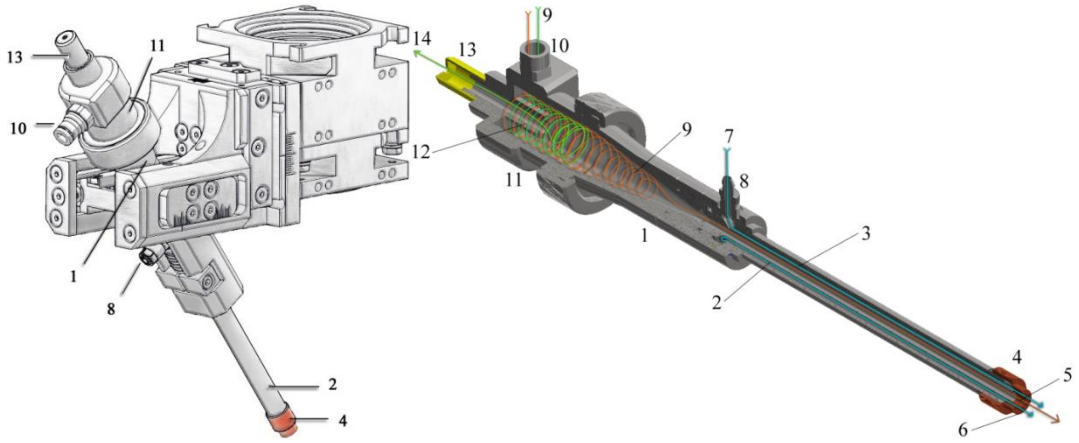
---
Kazan National Research Technical University named after A.N. Tupolev – KAI, Russia
E-mail: kyunagulin@kai.ru

Schlieren imaging is used for investigation of gas flow dynamics in the off-axis nozzle Precitec YC-52 for laser cladding. Lens shadow device with a Foucault knife built by straight through optical scheme with high speed imaging was used. Main peculiarities of transport and shielding gas streams flowing out of the nozzle. Transport flow was optimized for nozzle jets with various diameter of the inside channel.

Laser powder cladding is widely used for various shielding and functional coatings on metal surfaces, shape recovery of worn-out pieces and in additive technologies for layerwise material synthesis on a substrate (DMD) [1]. For powder deposition coaxial, four-jet and off-axis [2] nozzles that differ in mutual orientation of powder jet and laser beam are used. For the first two nozzle types laser beam and powder jet are coaxial, for the last mentioned their axes don't coincide. The advantage of the off-axis nozzle is the ability to form wide powder jets that are convenient for laser cladding on a big substrate, lesser screening of laser beam by powder jet and relative simplicity of use and adjustment [3]. Nevertheless, even for such a simple device wrong choice of operating parameters may lead to low quality of coating and falling productivity of the cladding process. As a rule, manufacturers of cladding heads do not give optimal operating conditions; hence end consumers have to optimize the equipment by themselves empirically. The main goal of optimization is obtaining clear cause-and-effect relations between input parameters (type of transport and shielding gas, its pressure and flow rate, shape and material of substrate, powder type, its grain size distribution, laser radiation power, degree of defocusing, scanning speed, etc.) and quality of deposited bead. Usually a group of dominating parameters is chosen and, by varying them, one or more beads are deposited. Following microsection analysis and microhardness investigation data give information about the quality of obtained junction. Large quantity of initial parameters makes optimization extremely laborious and forces to look for the ways of simplification. Shielding and transport gas dynamics at the outlet and near the substrate plays significant role in formation of powder jets in the nozzle. Thus, investigation of the cladding process from the point of view of gas dynamics allows to narrow search range of pressure and gas flow rates values and, as a result, to simplify following optimization. For investigation of gas dynamics in off-axis and coaxial nozzles numerical modeling [4], particle image velocimetry [5] and shadow interference methods [6] are widely used. Among existing methods,

shadow method [7] provides the best informativeness / simplicity of practical realization ratio and allows discerning of interested streams against the background of others.

The aim of this paper is experimental investigation of influence of shielding and transport gas flow rates and design factors in the off-axis nozzle.



(a) (b)

Figure 1 - Exterior (a) and interior (b) of the off-axis YC-52 nozzle.
Clarification is below in the text

The object of this investigation is the off-axis nozzle Precitec YC-52 (Germany) (Figure 1). The nozzle consists of the cylindrical case one inside of which the pipe 2 transporting the powder is located. Shielding gas 3 flows between the pipes. The role of this gas is focusing of powder jet and antioxidation protection of particles. Gases outflow through the jet 4: transport gas flows out through the central outlet with diameter of 2-4 mm depending on the nozzle modification, shielding gas goes through 12 outlets 6 around the central flow with diameter of 1 mm. Shielding gas 7 is injected through the connecting pipe 8. Transport gas 9 is injected radially through the pipe 10 into the cyclone chamber and starts rotating aroung the nozzle axis. Powder particles are pressed to the conic surface of the chamber by centrifugal force and are carried away by transport gas 9 to the central channel of the nozzle. A pipe 12 is situated on the axis of the cyclone chamber. The pipe connects with the atmosphere through the plastic valve cap with an orifice 13. Part of transport gas 14 dissipates through this orifice. The YC-52 nozzle is supplied by valve caps of different diameters - 1, 1.5, 2 and 3 mm that allow variation of the transport gas flow rate at the outlet of the jet.

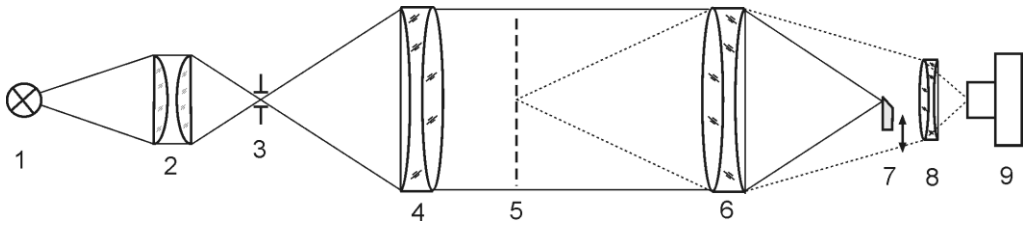


Figure 2 - Optical scheme of a shadow device. Clarification is below in the text

Optical scheme of the shadow device for gas flow visualization in the nozzle is presented in Figure 2. Radiation from the source 1 focuses in the place of knives of the entrance slit 3 by means of the condensing system 2. The slit is situated in the focal plane of the illuminator lens and is able to rotate around the optical axis of the system. As an objective lens of the 100 mm diameter and 500 mm focal distance. All the elements of the illuminator are on the optical rail. The radiation source 1 is a 100 W halogen lamp. The illuminator forms parallel beam in the investigated area of a torch 5. The chamber of the shadow device consists of the lens 6 that is identical to the lens 4 and movable Foucalt knife 7 located in the focal plane of the lens 6. The knife can move along the focal plane and rotate around the main optical axis of the system. The projection lens 8 images the object 5 in the plane of the matrix sensor of the high speed camera 9. One can select desired cross section by simultaneous rotation of the entrance slit and the knive in the plane perpendicular to the optical axis. High speed recording of the shadow image was performed using HX-4 Memrecam camera with 1280 x 960 pix resolution and frame rate up to 2000 fps. Moving the knife 7 in the focal plane of the lens 6 one can change sensibility of the system to refraction index gradients. The shadow device provides 80 mm field of view and knife rotation degree adjustment to an accuracy of 1^{o}. Since the extended light source is used, Hartmann diaphragm is placed on the entrance slit that scales down longitudinal size of the luminous body of the source in order to refine the quality of shadow images.

As transport and shielding gas Ar is used. Ether vapor was injected in order to change gas refraction index so that it would be possible to mark out the investigated gas flow among others for shadow imaging.

Table 1 - Optimization parameters of the off-axis nozzle

№	Parameter	Unit	Values
1	Diameter of the central channel of the jet	mm	2; 3; 4
2	Diameter of the outlet of the cyclone valve cap	mm	0; 1; 1.5; 2; 3
3	Transport gas flow rate	l/min	4; 5; 6
4	Shielding gas flow rate	l/min	6; 7; 8

Following input parameters are used for optimization of gas flow dynamics: diameter of the central channel of the jet, diameter of the cyclone valve cap, transport and shielding gas flow rates. Range of values of input parameters is presented in the Table 1. Transport gas flow at the jet outlet is characterized by the length of laminar part L, stream diameters D_1 and D_2 at the jet outlet and the end of laminar part, accordingly (Figure 3). Statistical treatment was implemented - each measurand was measured five times with calculation of absolute error for the 0.9 confidence level.

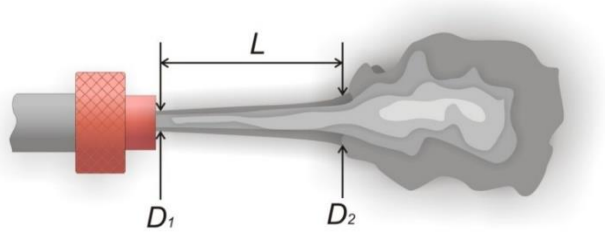
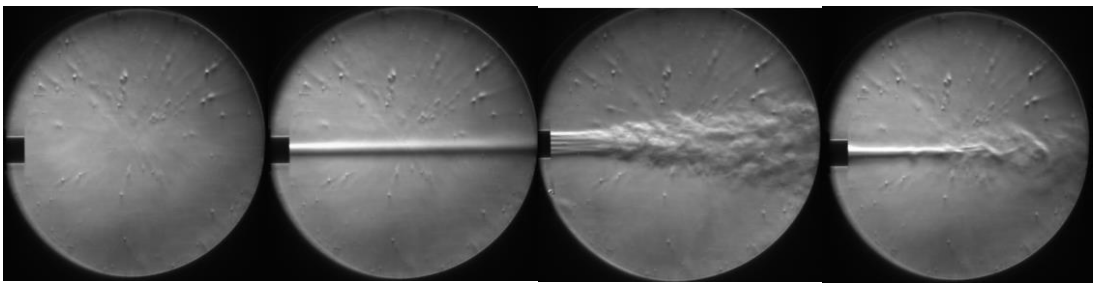


Figure 3 - Quantitative characteristics of transport flow

Consider the features of the formation of the transport and shielding gas stream in the off-axis nozzle for laser cladding. Figure 4 shows shadow images of gas flows in the nozzle. Gas flow rates are 5 and 7 l/min for transport and shielding gases, accordingly. Figure 4a demonstrates background image in the absence of gas flows in the jet. Field of view of the shadow device is the 80 mm diameter circle. On the left one can notice the image of the cylindrical jet of the nozzle. Dots in the image are caused by inhomogeneity of the lens refractive index and small defects on its surface. Figure 4b shows shadow images of the central transport flow without shielding gas. Gas flows from left to right. One can see that gas flow rate was chosen within laminarity range, because gas flow becomes unstable just near the opposite to the nozzle image side. Practically this operation mode is not used since the vast majority of deposited materials require protective medium around powder jet to prevent oxidation.

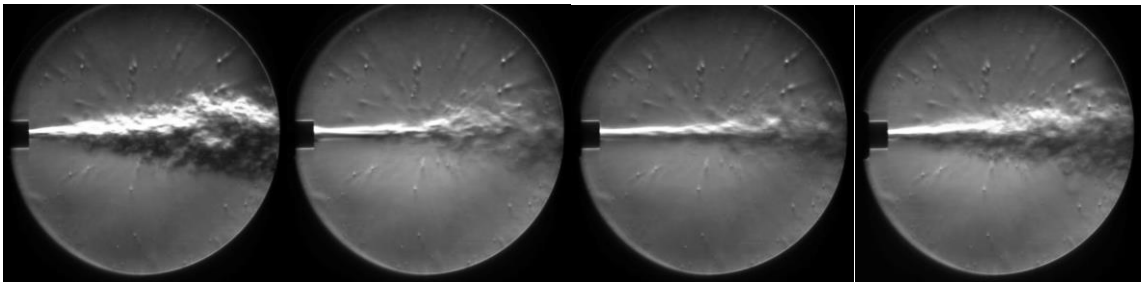


(a) (b) (c) (d)

Figure 4 - Shadow images of gas flows at the 2 mm diameter outlet of the nozzle: (a) - background image, (b) - shadow image of transport flow, no shielding gas, (c) - shadow image of shielding gas, no transport gas, (d) - shadow image of transport gas with shielding gas

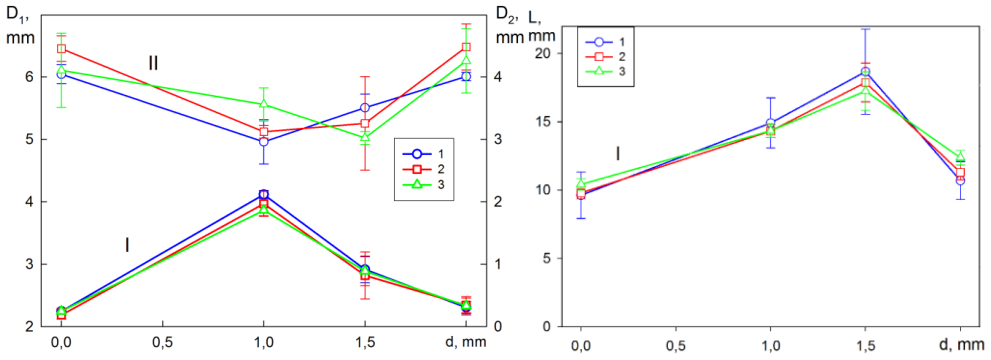
In Figure 4b one can notice 12 gas flows situated around the central transport flow. Due to high gas speed through the small orifice, flow destabilization starts at the distance of 15-20 mm of the jet edge already. At a greater distance, one can notice diverging turbulent flow. Figure 4d shows the most interesting case from the practical point of view - transport gas flow is visualized in the presence of shielding gas that is invisible. It is seen that the transport gas cross section narrows as it flows away the jet, it means that shielding gas focuses the transport flow. It should be noted that the diameter D_1 of the focused transport flow (Figure 4d) is bigger than D_1 without focusing (Figure 4b). This phenomenon can be explained on the basis of Bernoulli effect - gas pressure near the jet outlets is lower than on the axis of the nozzle, what leads to increase of the transport flow diameter. As flow velocity decreases, shielding gas pressure goes up focusing the central flow. In Figure 4d it is seen that destabilization of the transport flow starts at the distance of 20-30 mm from the edge of the jet. This very distance determines maximal distance from the nozzle to the work surface.

Consider results of gas flow dynamics optimization in the nozzle with the 2-4 mm jet diameter. Transport and shielding gas flow rates as well as the diameter of the cyclone valve cap are varied. In Figure 5 one can see shadow images of gas flows depending on the diameter of the valve cap. The diameter of the central channel of the jet is 2 mm. Transport and shielding gas flow rates are 4 and 6 l/min, accordingly. In all cases during this experiment the shadow device visualized the transport flow. In shadow images presented in Figure 5a one can see the jet of the nozzle. The outside diameter of its prominent part is 7 mm, what might be of use for the distance readout in the picture. Figure 5a allows qualitative estimation of influence of the valve cap diameter on the structure of the transport flow at the jet outlet.



0 1 1.5 2 mm

(a)



(b) (c)

Figure 5 - a) Schlieren images of the transport flow for the 2 mm diameter jet The valve cap diameter is pointed by numbers, b) dependence of transport flow diameters D_1 (curves I) and D_2 (curves II) on the valve cap diameter, c) dependence of the laminar part length L of the transport flow on the valve cap diameter

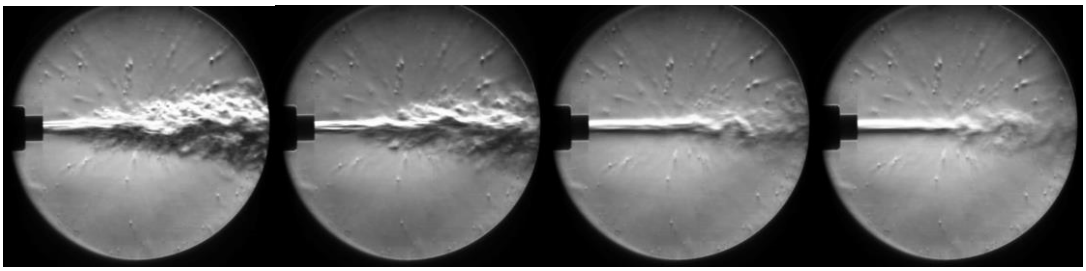
In Figure 5a one can observe that without extra gas vent through the valve cap the central flow destabilizes at the distance of around 10 mm from the jet edge. As gas flow through the valve cap increases (Figure 5a, 1-2 mm diameters), one can see lengthening of the laminarity zone that reaches its maximum (about 30 mm) when the valve cap diameter is 1.5 mm (Figure 2d). The following increase of the diameter until 2 mm leads to shrink of the laminarity zone. Probably, this effect is caused by destabilizing influence of the shielding gas flow. Given significant decrease of the transport gas velocity, this flow is easily amenable to disturbance from the surrounding transport gas. After experiments with other combinations of transport and shielding gas flow rates it has been found that there is an optimal value of the valve cap diameter that provides maximal laminarity of the central flow.

Results of qualitative processing of shadow images for the 2 mm diameter jet are presented in Figures 5b and c. In Figure 5b one can see dependence of the initial diameter D_1 (curves I) and terminal diameter D_2 (curves II) of the laminar part of the central flow on the valve cap diameter d. Shielding gas flow rates are 6 (curve 1), 7 (curve 2) and 8 l/min (curve 3). Transport gas flow rate is constant and equal to 4 l/min. Firm dependence of D_1 on the valve cap diameter d occurring in each

case with different shielding gas flow rates has been found (Figure 5b). D_1 is minimal for d = 0 and 2 mm and reaches maximum for d=1 mm. D_2 is characterized by inverse dependence - it is minimal for d in the range from 1 to 1.5 mm and reaches maximum when d is either maximal or minimal. Dependence of the laminar part length L of the central flow on the valve cap diameter d is presented in Figure 5c. It is seen that L increases with an increase of d and reaches its maximum at d=1.5 mm. Following augmentation of d leads to shrink of the laminar part length. From the practical point of view of central flow with maximal L and minimal D_2 is of the greatest interest. The 1.5 mm diameter valve cap meets these criteria for the 2 mm diameter jet channel.

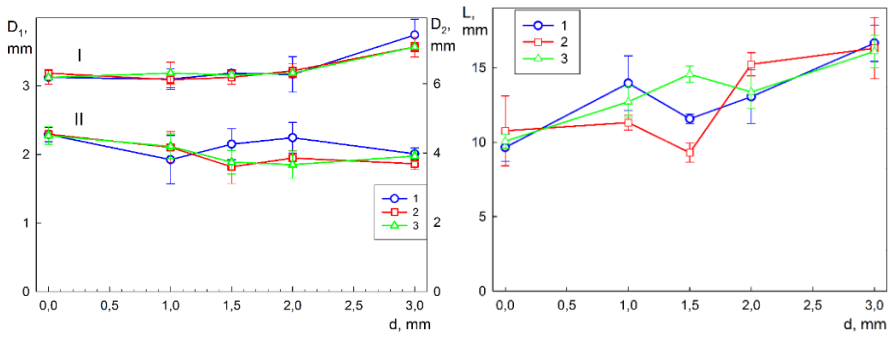
Shadow imaging results of gas flows for the 3 mm diameter jet are shown in Figure 6. The valve cap diameter is varied from 0 to 3 mm. Figure 6a shows that for d=0 mm gas flow is turbulent along almost the whole field of view of the shadow device. Increase of d stabilizes the central flow providing maximal length of the laminar part for d=3 mm. Unlike the 2 mm jet (Figure 5), dependence of D_1, D_2 and L on the valve cap diameter d is less pronounced for the 3 mm jet (Figure 6).

Figure 7 shows results of visualization of the central flow in the 4 mm diameter jet. In contrast to previous cases, the central flow diameter is so large that its interaction with the shielding gas is clearly noticeable. In the last frame of Figure 7a in the shadow image of the central flow in the luminary zone one can observe lengthwise gutters left by shielding gas trickles.



0 1.5 2 3 mm

(a)



(b) (c)

Figure 6 - a) Schlieren images of the transport flow for the 3 mm diameter jet The valve cap diameter is marked by numbers, b) dependence of transport flow diameters D_1 (curves I) and D_2 (curves II) on the valve cap diameter, c) dependence of the laminar part length L of the transport flow on the valve cap diameter

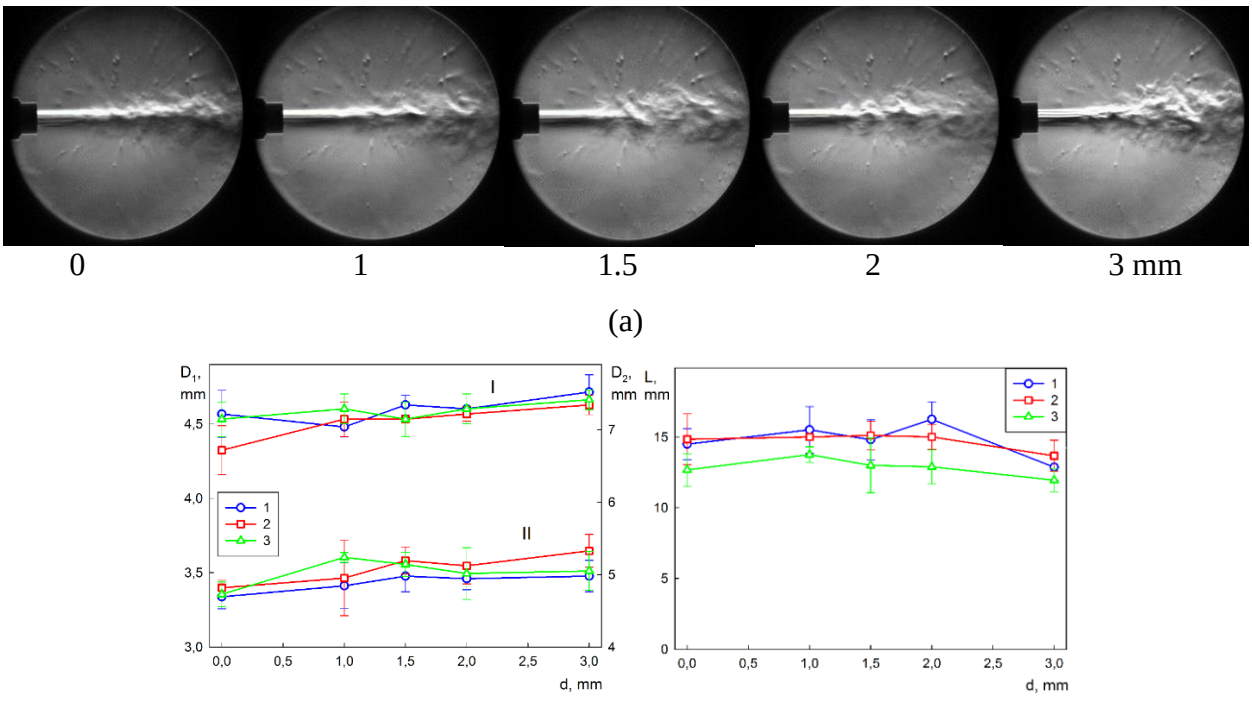


Figure 7 - a) Schlieren images of the transport flow for the 4 mm diameter jet The valve cap diameter is marked by numbers, b) dependence of transport flow diameters D_1 (curves I) and D_2 (curves II) on the valve cap diameter, c) dependence of the laminar part length L of the transport flow on the valve cap diameter

The greater part of the transport gas flows through the central channel of the 4 mm diameter jet, therefore, the valve cap diameter has almost no influence (within the error limits) on the structure of the transport flow. This fact is confirmed by Figures 7b and c.

Acknowledgments

The work is supported financially by the Ministry of Education and Science of the Russian Federation (government contract under the 220th resolution №14.Z50.31.0023).

References

1. W.M.Steen, J.Mazunder, Laser Material Processing, London, 4 th ed. Springer-Verlag, London Limited, 2010

2. Sam Lester New systems for laser Cladding. Laser surface modification in steel industry // LTJ, 2013, N3, 41-43

3. Marsel Dias da Silva, Knut Parters, Thomas Seefeld, Frank Vollertsen Comparison of coaxial and off-axis nozzle configurations in one step process laser cladding on aluminum substrate // Journal of Materials Processing Technology 212 (2012) 2514-2519

4. I.Kovaleva, O.Kovalev, A. Zaitsev, I.Smurov Numerical simulation and comparison of powder jet profiles for different types of coaxial nozzles in direct material deposition // Physics Procedia 41 (2013) 870-872

5. Srdja Zecovic, Rajeev Dwivedi, Radovan Kovacevic Numerical simulation and experimental investigation of gas-powder flow from radially symmetrical nozzles in laser-based direct metal deposition // International Journal of Machine Tools & Manufacture, 2007, V47, P.112-123
6. Merzkirch W. Flow visualization, 2nd edn. Academic Press, New York, 1987, 266.
7. Settles G.S. Schlieren and shadowgraph techniques. Springer, Berlin Heidelberg New York, 2001, 471

Numerical simulation of gas dynamics in the supersonic laser cladding

D.Sh. Akhmetshin, F.R. Iskhakov, I.V. Tsivilskiy, K.Yu. Nagulin, A.Kh. Gilmutdinov

---

Kazan National Research Technical University named after A.N. Tupolev – KAI, Russia
E-mail: kyunagulin@kai.ru

Numerical model

The main way to produce supersonic gas jet is to use tube with DeLaval profile. Basic design of a SLC head (Figure 1, top) is the follows: de Laval nozzle is mounted at the entering of long conic nozzle with sligtly expanding diameter through its length. Supersonic flow is caused by gas under gas pressure, which flows through side inlet and reaches inner chamber. Before entering to flow divider, gas flow inside a chamber tends to be turbulent and has vortex structure. Flow divider is built-in inside a chamber and forces gas flow to be more stable and laminar. Particle feeder is designed as a thin tube and injects gas and powder particles to the ending of an inner chamber of the SLC head. Particles then immediately go to de Laval nozzle. Tube of the injector can move through the axis of a nozzle to vary powder injection point, which is crucial for resulting speed of particles, because de Laval section of a nozzle forms non-uniform longitudinal gas velocity distribution inside a long conic nozzle. Refractory and dense particles need higher speed to be precipitated on the substrate that is why these particles are injected at the beginning of long nozzle. On contrary, particles with low density should be injected at the end of long nozzle. In our lab we have this one.

To reproduce inner shape of the whole system we used infinite x-ray scanning tomography. Corresponding plot is shown at the right side. Colors point to zones with certain density. Such a detail scan helped us to build complete 3d computational mesh which exactly follows outer and inner shape of real experimental setup for SLC. Computational grid consists of 1 million of tetrahedral and hexahedral cells and spatial divergence of its size from the real system is not greater than 0.01 mm.

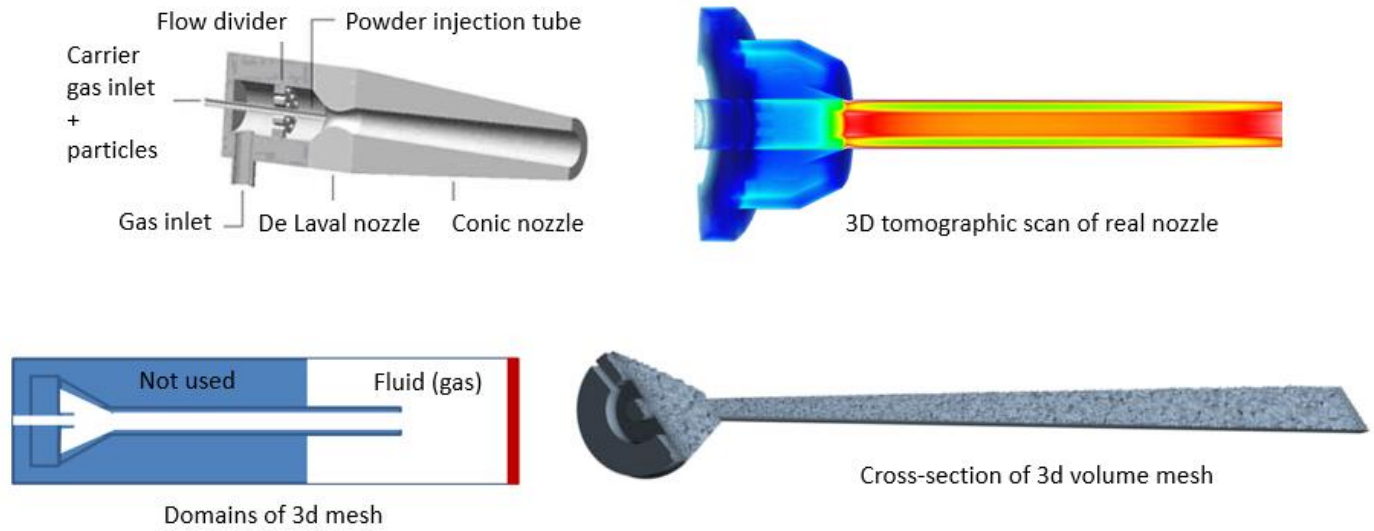


Figure 1 - Top left: schematic graph of SLC nozzle and its inner design. Top right: 3d infinite volumetric scan of this nozzle. Colors correspond to density of material. Bottom left: domains of a zone to be simulated (blue: not used solid parts of a system; white: cells filled by gas; red: semi-solid substrate). Bottom right: cross-section of a fragment of 3d volume mesh. Only «liquid» cells are shown

Numerical solution of a set of Navier-Stokes equations is performed in Ansys Fluent software. Transient pressure-based solver with k-ε model of turbulence is used. This model is suitable when a non-zero gravity field and temperature gradient are present simultaneously. The standard k-ε turbulence model is based on solution of two separate transport equations and allows the turbulent velocity and length scales to be determinate. Differential equations of turbulence kinetic energy (k) and its rate of dissipation (ε) are solved numerically.

Gravitational and shear turbulence are taken into account. Navier-Stokes transport equations are transformed according to turbulence model. The diffusion equation looks like:

$$\rho \frac{dC_k}{dt} = div(D_{k\varepsilon}\rho \nabla C_k)$$

$C_k = \frac{\rho_k}{\rho}$- mass concentration of components; $D_{k\varepsilon} = \frac{c_\mu}{Sc}\frac{k^2}{\varepsilon}$ – turbulent diffusion coefficient; c_μ – influence of turbulent viscosity; *Sc* – turbulent Schmidt number.

The continuity equation remains the same as for laminar flow:

$$\frac{d}{dt}\left(\frac{1}{\rho}\right) = \frac{1}{\rho} div\vec{u}$$

Transport equations are supplemented by the viscous shear tensor τ_{ik} the following way:

$$\rho \frac{du_k}{dt} = \frac{\partial}{\partial x_i}(\tau_{ik}) - \frac{\partial}{\partial x_k}\left(p + \frac{2}{3}\rho k\right)$$

$$\tau_{ik} = \rho c_\mu \frac{k^2}{\varepsilon}\left(\frac{\partial u_i}{\partial x_k} + \frac{\partial u_k}{\partial x_i} - \frac{2}{3}\delta_{ik} div\vec{u}\right)$$

Mass density of internal energy of gas is the follows:

$$\rho\frac{dE}{dt}=\frac{p}{\rho}\frac{d\rho}{dt}-pdiv\left[D_{k\varepsilon}\left(\frac{\nabla\rho}{\rho}-\frac{\nabla p}{\rho a^2}\right)\right]+\rho\varepsilon-div(\vec{S}+\vec{S}_T)$$

Turbuent heat flux:

$$\vec{S}_T=-\rho\frac{c_\mu k^2}{\varepsilon}\frac{c_p}{Pr}\left(\nabla T-\frac{\gamma-1}{\gamma}T\frac{\nabla p}{p}\right)-\rho D_{k\varepsilon}\sum_k\left(E_k+\frac{p_k}{\rho_k}\right)\nabla C_k$$

c_p – heat capacity for constant pressure; Pr – Prandtl number (for the standard and realizable - models, the default value of Pr is 0.85); γ – heat capacities ratio (c_p/c_v).

Differential equation of mass density of turbulent kinetic energy, taking into account both of shear turbulence G_{shear} as well as the gravitational one G_g:

$$\rho\frac{dk}{dt}=\frac{2}{3}k\frac{d\rho}{dt}-\rho\varepsilon+\rho\left(G_{shear}+G_g\right)+div\left(\frac{c_\mu k^2}{\varepsilon}\frac{1}{Pr_k}\rho\nabla k\right)$$

$$G_{shear}=\frac{1}{\rho}\frac{\partial u_i}{\partial x_k}\tau_{ik}$$

$$G_g=D_{k\varepsilon}\left[-\frac{\nabla p}{\rho}\left(\frac{\nabla\rho}{\rho}-\frac{\nabla p}{\rho a^2}\right)\right]$$

Differential equation of dissipation rate of turbulent energy if the follows:

$$\rho\frac{d\varepsilon}{dt}=C_3\varepsilon\frac{d\rho}{dt}-C_2\rho\frac{\varepsilon^2}{k}+\rho\frac{\varepsilon}{k}\left(C_1G_{shear}+C_0G_g\right)+div\left(\frac{c_\mu k^2}{\varepsilon}\frac{1}{Pr_k}\rho\nabla\varepsilon\right)$$

C_0–C_3 deal with the: 0) width of mixing zone of turbulent layers; 1) width of mixing zone caused by shear stress; 2) extinction of turbulent flow; 3) evolution of uniform turbulence caused by fast compression.

Finally, turbulent viscosity is modelled as:

$$\mu_t=\rho C_\mu\frac{k^2}{\varepsilon}$$

Argon flow rate is 300 lpm, which produces full developed turbulent supersonic flow at the end of a de Laval nozzle. Gas velocity magnitude reaches 700 m/s within a jet. Rapid gas jet produces chaotic shockwave when collides with surface of substrate (wall on the left side). Then the jet become stable with a set of shockwaves uniformly distributed in space through jet's length. Distance from nozzle end to substrate is 70 mm, which is crucial for gas flow stability.

Results of numerical simulation

Let us consider transitional process of formation of supersonic jet at the end of nozzle after the gas flow is plugged in. Although this effect is not suitable for real operational conditions for production, the results of such a simulation are helpful for verification the model itself, based on its comparison with Schlieren shadow imaging.

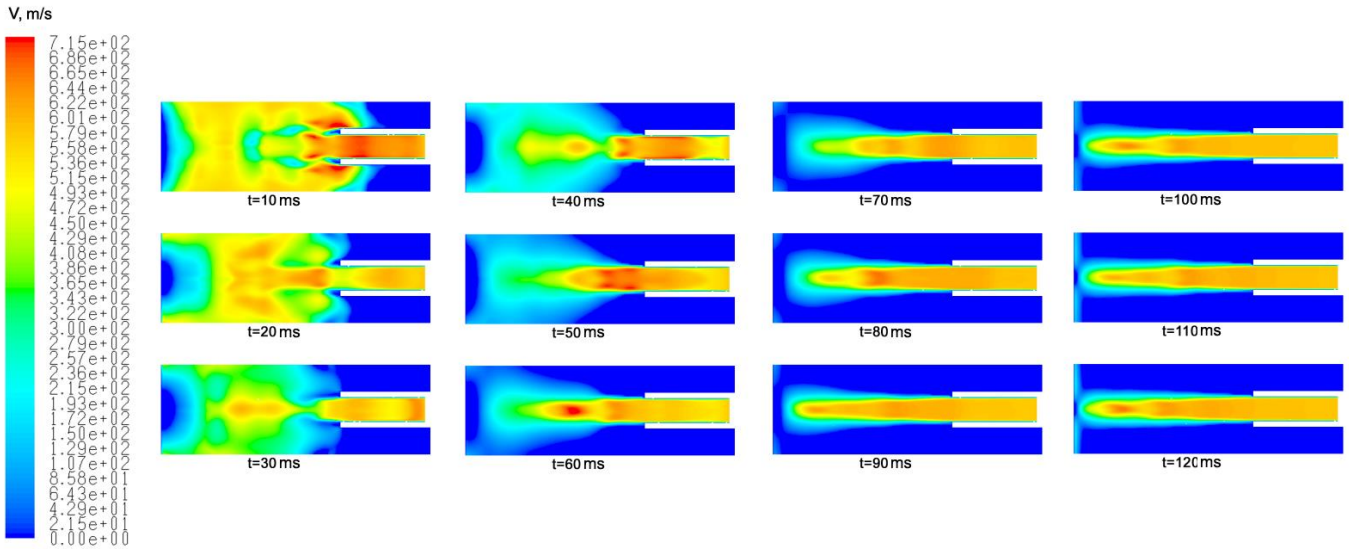


Figure 2 - Computed dynamics of gas velocity magnitude for SLC after the gas inlet was plugged in. Gas pressure condition for inlet is 20 atmospheres. Gas temperature corresponds to ambient ones and equal 300 K. Distance to substrate equals 70 mm

Figure 2 shows spatial distribution of gas velocity magnitude in a domain from nozzle's end to the surface of substrate. Rapid gas jet produces chaotic shockwave when collides with surface of substrate (wall on the left side), then the jet become stable with a set of shockwaves uniformly distributed in space through jet's length. An underexpanded supersonic jet, characterized by appearances of periodic seal of gas caused by shockwaves, is forming after leaving the nozzle. Despite the relatively large eddy zones at the corners of supersonic jet, its central part remains continuous through all its length. It means that most of powder particles will reach the surface of a substrate.

Computed spatial distribution of gas pressure is shown in Figure 3. At start moment of time: high level of pressure at spot, where supersonic field collides with substrate, has the same order as the one at the inlet. For subsequent moments of time, when the jet became stable (full developed), periodic shockwaves are observable. This periodic pattern of pressure pulsations has the same geometric structure as zones of pulsation of gas velocity.

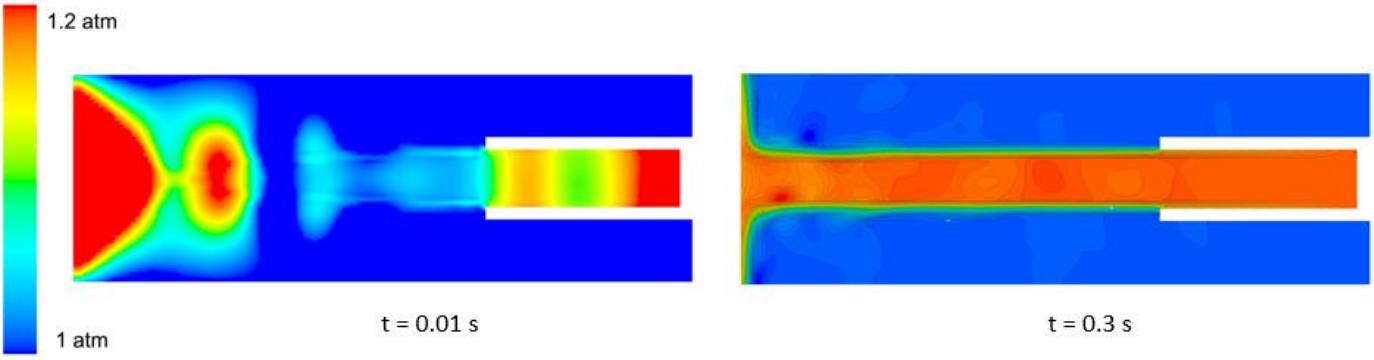


Figure 3 - Computed contours of gas pressure. Left: start times of simulation. Right: subsequent time moments, corresponding to stable supersonic jet. Periodic pressure pulsations are clearly observable

Velocity vector field has conic shape (Figure 4), spreading through the length of a jet. Bounds of this cone consist of rotating vortices, as is clearly seen on the figure. One the other hand, velocity vectors within the jet has direction collinear to axis of the jet. Rotating vortices has lesser movement speed than the jet. Vortices appear on boundary between supersonic jet and slow outer gas due to contact between this zones of significantly different speeds. Turbulent heat dissipation is also located in zone of vortices. Despite a high-pressure zone located near the substrate, there are no any gas backflow, which will make opportunity to claim that all of the powder particles (injected in the jet) will reach the wall.

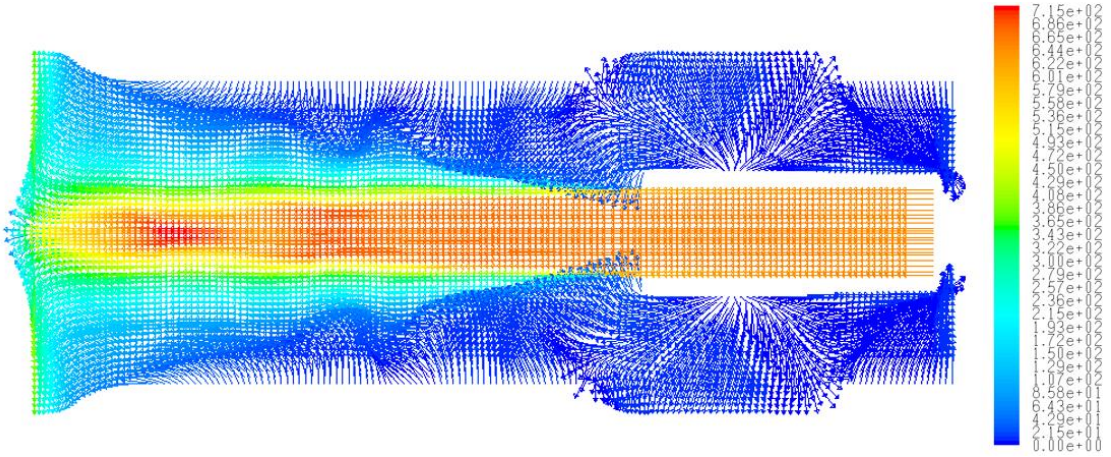


Figure 4 - Computed gas velocity vectors for full-developed supersonic jet. Color corresponds to velocity magnitude in [m/s]

To see inner structure of a gas jet in detail, we have plotted (Figure 5) the same velocity field in the same time, but in different colorscale, corresponding to smaller velocity range. Four high-speed shockwaves are clearly seen in detailed view, and the distance between them is about one diameter of tube's outlet and remains constant for given operating conditions. Variation of gas speed within the supersonic jet (between the periodic zones) is 15 m/s, which is comparable with experimental results, obtained by Schlieren imaging and is predictable within the theory of acoustic shockwaves.

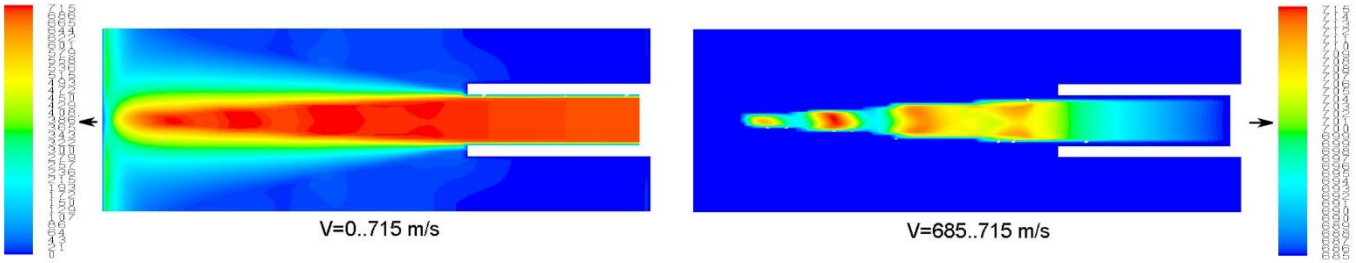


Figure 5 - Full and detailed view of the same velocity contours to see better, where the high-speed periodic zones are located within the supersonic jet

Initially, gas jet and outer gas have the same «ambient» temperature, which equals 300K. Boundary layer of gas zones of different velocity magnitude tends to heat because of viscous friction between such a zones. It causes local heating of a gas on the surface of a cone of turbulent vortices.

The amount of this heat is not significant and is about 2K (Figure 6, right). There is also another heating zone, which is located near the surface of substrate. In this zone supersonic jet collides with solid surface of a metal and its high kinetic energy transforms to heat. This circumstance leads to substantial heating of the surface of substrate, and its temperature increases by 5K. Temperature is almost 300K except cells marked by not blue color. Temperature gradient along the «x» axis through the jet (Figure 6, left) helps to see, that main temperature changes occur because of presence of vortices et the edges of supersonic jet, whereas within the jet – gas temperature remains constant.

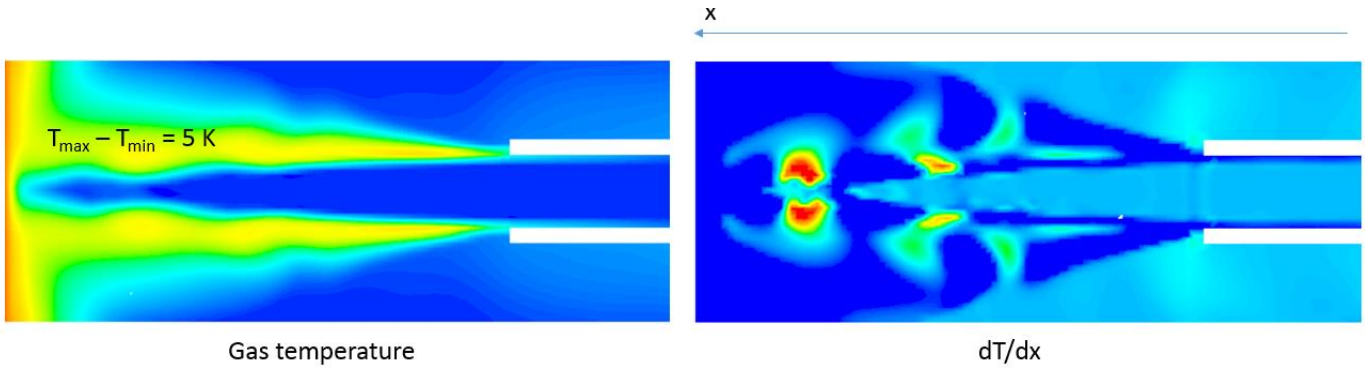


Figure 6 - Right: computed contours of gas temperature. Temperature is almost 300K except in not-blue cells of a domain of solution. Left: 1st differential of gas temperature along the «x» axis

Experimental results of schlieren imaging

Optical schlieren method is the best (and relatively simple) way to visualize various kinds of gas flows in real time. Supersonic jet is characterized by zones of significant differences of gas pressure, that's why this type of gas flow is clearly observable on the shadow image. In all the experiments, we use the same spatial orientation of Foucault knife.

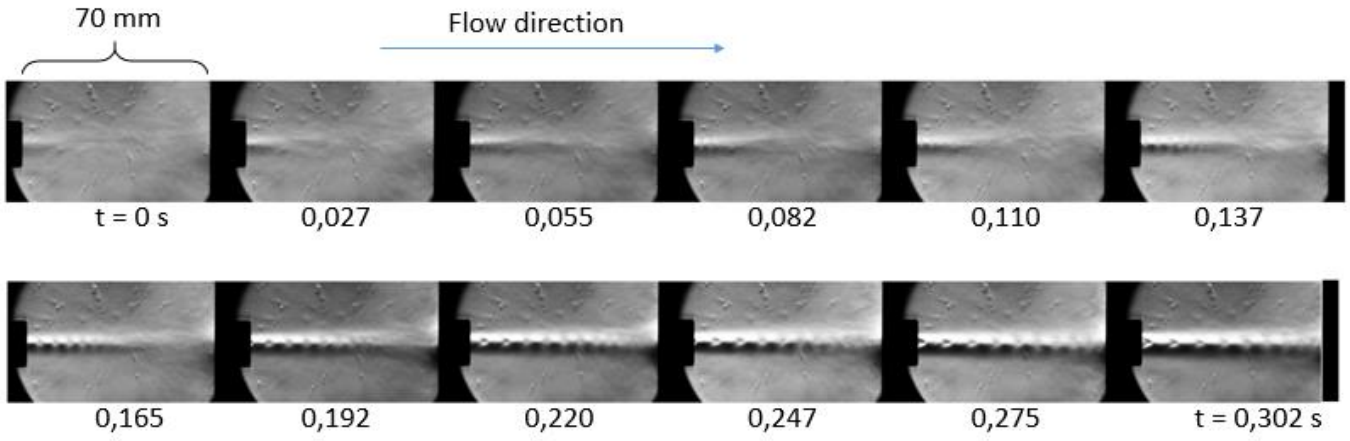


Figure 7 - High-speed schlieren imaging of gas flow in supersonic jet. Distance to substrate equals 70 mm

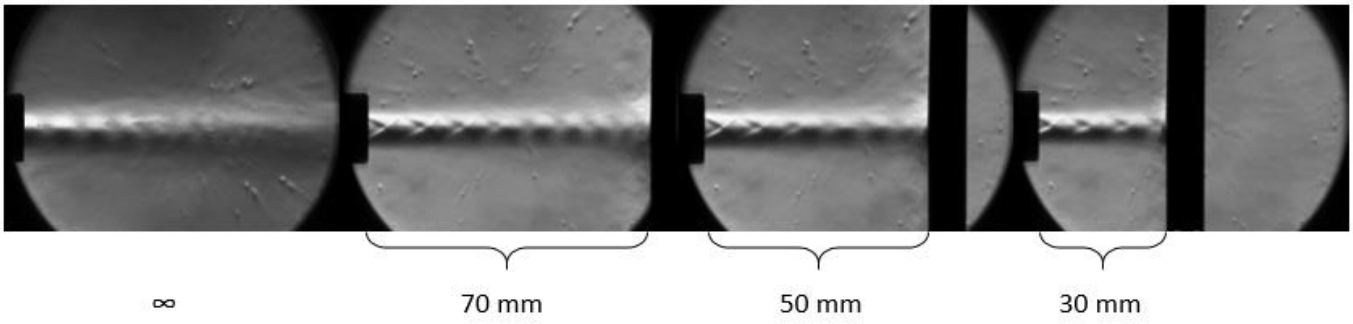


Figure 8 - Dependence of structure of a supersonic jet on distance from nozzle's end to the substrate. Experimental results correspond to 0.3 s after the gas flow has plugged in

High-speed video camera (2000 frames per second) is used to record real-time shadow imaging of a gas flows. Set of experiments was performed for different distances from nozzle to the substrate. Transient behavior of gas flow and forming of supersonic stable jet is shown in Figure 7.

Even in full developed mode of a gas flow, there are significant oscillations and instabilities of jet, caused by interaction with surrounding air and initial rotation of a gas in a chamber with lateral inlet. Varying the distance to substrate from «infinity» to 30 mm (Figure 8), we have founded that gas flow became more stable and less expanded near the contact zone (a zone where jet collides the obstacle). The most optimal distance is about 60-70 mm. Greater distance leads to flow instabilities (rotations and oscillations), whereas the lower one can harm the nozzle by particles, reflected from surface of the substrate.

Conclusion

Three dimensional transient model of gas flow inside and outside the supersonic nozzle of cladding head for SLC is developed. Effect of thermo-acoustic heating of edges of supersonic jet and near the surface of substrate is founded. This effect is caused by dissipation of turbulent kinetic energy (stored in vortices) in form of heat. Optimal distance from nozzle to the substrate is found (60 mm) by two ways: numerical modeling and shadow schlieren imaging. All obtained results are in a good agreement with experimental data.

The work is supported by RFBR, project number 14-29-10281

References

1. Bray, M., Cockburn, A., O'Neill, W. (2009) The laser-assisted cold spray process and deposit characterisation. Surface and Coatings Technology, 203. 2009, pp. 2851-2857. ISSN 0257-8972

2. Settles, G. S., Schlieren and shadowgraph techniques: Visualizing phenomena in transparent media, Berlin:Springer-Verlag, 2001.

A CFD model of gas flow in a coaxial head for laser cladding

D.Sh. Akhmetshin, I.V. Tsivilskiy, K.Yu. Nagulin, A.Kh. Gilmutdinov

---
Kazan National Research Technical University named after A.N. Tupolev – KAI, Russia
E-mail: kyunagulin@kai.ru

Laser cladding [1] has a special place in modern laser additive technology, having the maximum possible performance in contrary with selective laser melting [2] but lacks of precision of manufacturing in contrary of selective laser melting. To improve the accuracy of growing clad and to make possible to create products of gradient materials it's necessary to have detailed information about the dynamics of dusty gas flows within the laser cladding systems and the way of their thermodynamic interaction with the laser beam and the surface of substrate. Experimental research of such complex systems is rather difficult and even impossible in some cases. In this paper the three-dimensional transient mathematical model describing gas flows and thermodynamic processes in laser cladding systems is developed and experimentally verified. Coaxial head for laser powder cladding YC52 Presitec (Germany) equipped with LS-6K fiber laser (IRE-Polus, Russia) is selected for modeling. In works [4, 5] some other types of nozzles were modelled.

The dynamics of the gas system was modelled and the focus point of gas flow was detected. The motion of the powder particles within the gas stream and their interaction with the laser radiation and of the molten pool is described. The concentration of the powder particles near the molten pool was simulated and analyzed. Some ways of improvement the efficiency of deposition is proposed.

Numerical model: geometry

First, we created the 3d surface mesh and then extruded the whole volume mesh of a domain in interest. It is non-structured hybrid mesh of the tetrahedral cells and hexagonal cells. The mesh (Figure 1, right) consists of 2 million cells representing the area filled by the gas. In our case, it is argon. To imagine how the whole system looks inside, let us consider the cross section of computational domain (Figure 2). Black filled area represents the rigid body, while the white ones correspond to «liquid» cells filled by the gas. The usual gas flow rates and particle feeding rate then were recalculated to the velocity field specified on the inlets according to its area. Metal powder is injecting at 4 symmetrical inlets with carrier gas. Central inlet corresponds to shielding gas and has no particles. Distance between the nozzle’s end and the surface of the substrate was forty millimeter for the first time.

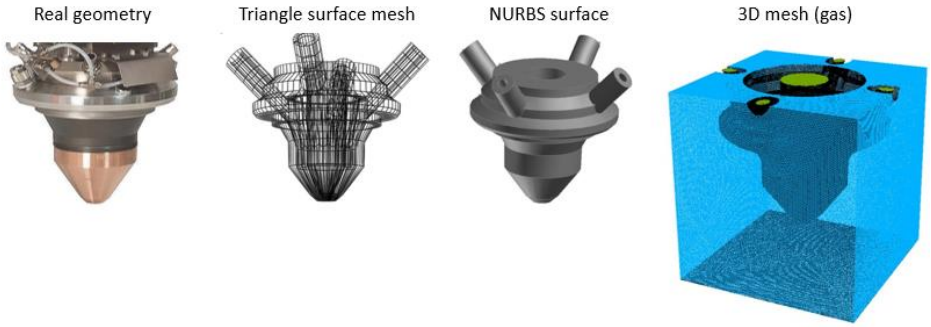


Figure 1 - From real geometry of a laser cladding head to its computational volumetric grid consistent of «liquid» cells

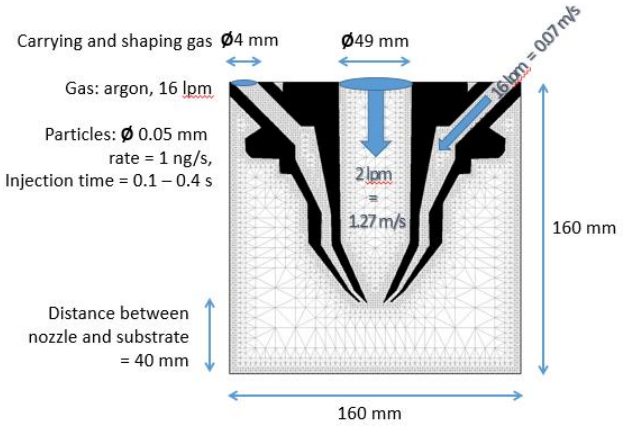


Figure 2 - Boundary conditions for gas flows and particle feeding rate

Numerical model: solver and governing equations

The FLUENT program by the ANSYS is used to solve full set of Navier-Stokes equations to simulate viscous compressible gas flow inside the computational domain. We also use standard k-ε model of a turbulence to reproduce the formation of vortexes and effect of viscous turbulent heating. Basic governing equations of gas dynamics are accompanied by turbulent terms and viscous stress tensor τ_{ik}:

$$\rho\frac{dC_k}{dt} = div(D_{k\varepsilon}\rho\nabla C_k); \qquad \rho\frac{du_k}{dt} = \frac{\partial}{\partial x_i}(\tau_{ik}) - \frac{\partial}{\partial x_k}\left(p + \frac{2}{3}\rho k\right)$$

$\tau_{ik} = \rho c_\mu \frac{k^2}{\varepsilon}\left(\frac{\partial u_i}{\partial x_k} + \frac{\partial u_k}{\partial x_i} - \frac{2}{3}\delta_{ik} div\vec{u}\right)$, $C_k = \frac{\rho_k}{\rho}$ is a mass concentration of components. $D_{k\varepsilon} = \frac{c_\mu}{Sc}\frac{k^2}{\varepsilon}$ is turbulent diffusion coefficient; c_μ defines turbulent viscosity, *Sc* is turbulent Schmidt number.

Balance of internal energy is the follows: $\rho\frac{dE}{dt} = \frac{p}{\rho}\frac{d\rho}{dt} - pdiv\left[D_{k\varepsilon}\left(\frac{\nabla\rho}{\rho} - \frac{\nabla p}{\rho a^2}\right)\right] + \rho\varepsilon - div(\vec{S} + \vec{S}_T)$

Where «a» is speed of sound in argon, and $\vec{S}_T = -\rho\frac{c_\mu k^2}{\varepsilon}\frac{c_p}{Pr}\left(\nabla T - \frac{\gamma-1}{\gamma}T\frac{\nabla p}{p}\right) - \rho D_{k\varepsilon}\sum_k\left(E_k + \frac{p_k}{\rho_k}\right)\nabla C_k$ is turbulent heat flux.

To take into account presense of particles of deposited metal powder we use well known trajectory approach. The key idea is to integrate particle's trajectories through given velocity field in

form of flowlines provided by CFD solver. Drag law for each particle is defined by the following equation

$$\frac{du_p}{dt} = F_D(u - u_p) + \frac{g_x(\rho_p - \rho)}{\rho_p} + F_x$$

where $F_D = \frac{18\mu}{\rho_p d_p^2}\frac{ReC_D}{24}$ is particle drag force; $Re = \frac{\rho d_p|u-u_p|}{\mu}$ is Reynolds number; u, u_p are velocities of gas and particle; g_x is acceleration of gravity. This approach looks like the one proposed in [3], but we also added the F_x term, representing Brownian and thermoforetic forces.

We also take into account possible divergence of partcicle shape from ideal spherical form. Particle movement is also forced by thermoforetic effects and random Brownian force. Thrermoforetic force is proportional to temperature gradient in gas phase.

Presence of a laser beam and subsequent heating is specified in form of spatial distribution of beam intensity with specific power:

$$I(r,t) = 2\frac{P}{\pi R^2}e^{-2\left(\frac{r}{R}\right)^2}$$

Laser can move through the surface of substrate to simulate scanning beam. In FLUENT it was done by user memory patch and «define user scalar» function hooks written in C.

Governing equations of thermal evolution of particle is written in form of transient differential equation on particle's enthalpy and takes into account three effects: thermal conductivity (1st term in left side of equation), radiative heat exchange (2nd term) and absorption of laser radiation (3rd term). Phase changing of particle is specified by conditions on melting point temperature, which is given.

$$\rho\frac{\partial H_p}{\partial t} = \frac{\lambda_p}{R_p}Nu_p(T_p - T_{gas}) - \sigma\varepsilon(T_p^4 - T_{gas}^4) - \frac{s_p}{V_p R_p}\alpha I$$

where λ_p is thermal conductivity of a particle; *Nu* is Nusselt number; *Rp*, *Vp* are radius and volume of a particle respectively.

As the «hot» particle reaches the surface of a substrate, we have to simulate their interaction. The substrate is heated by laser as well. The governing equation for this process is the transient heat conduction equation:

$$\rho cp\frac{\partial T}{\partial t} = \text{div}(k(\text{T}) \cdot \nabla T) + Q$$

Assume that the temperature of the just deposited material equals the temperature of the particles. And at the start moment and at the infinity the substrate should have the temperature of ambient gas. Boundary conditions are written for the surface of the substrate taking into account convection, radiative losses and the intensity and the direction of the moving laser beam. Substrate is also heated by laser beam by absorption of its radiation. It can be described by certain transient heat conduction equation with the boundary conditions, which are almost the same as for powder particles. Boundary conditions for surface of substrate represent convection, conductive heating, radiative heating and laser power absorption:

$$k(\nabla T, n) = h(T - T_{gas}) - \sigma\varepsilon(T^4 - T_{gas}^4) + \alpha(I, n) + K$$

k is thermal conductivity; Q is power of heat sources; **n** is a normal vector to th esurface of substrate, h is convection coefficient; ε is emittance of a surface; σ is Stephan-Boltzman constant; α is radiation absorption coefficient; $\boldsymbol{I}$ (r, t) is density of laser power.

Due to melting, substrate became liquid. To simulate its form we use «volume of fluid» method. Fraction is specified by relative ratio of densities of solid and liquid cells of a mesh. Behavior of liquid is also simulated by numerical solution of Navier-Stokes equations. To reconstruct shape of a surface of molten bath, we use fraction field from previous step. Its gradient provide normal vector to surface. Our future work is to simulate solidification of the alloy. We will compute transient thermal diffusion in couple with mass transfer equation, using kind a Phase-Field method.

Results and discussion

Let us consider the velocity vectors itself. It is evident that the carrier gas flow forms kind of cone. The end of a cone is a focusing point of the powder. Vertical position of focus point is dependent on shape of nozzle and for given flow rates are the following. Newertheless, threre are 2 different focus points: for outer particle carrying gas and for inner shielding gas. To find the one focus point, we average positions of two these points according to normalized flow rates of both carrier and inner shielding gas flows: 7.5 mm. It is the best distance from the end of a nozzle and surface of a substrate. We rebuilt computational mesh to «move» the nozzle closer to substrate and perform new simulation with the same boundary conditions as in the first case.

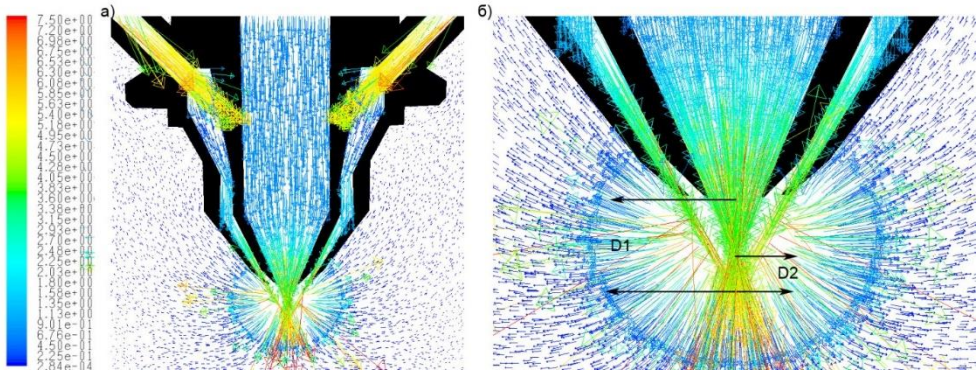


Figure 3 - a) Velocity field in whole computational domain. b) Velocity field near the nozzle. Gas focus points: D1 = 8 мм, D2 = 3 мм

According to temperatures of powder particles and substrate three different kind of interaction is possible. If particle temperature is greater or equals temperature of substrate, full adhesion occurs. If particle and substrate are relatively cold (which means that their temperatures are under the meting point), particles mostly reflect from surface of a substrate. Finally, particle slip condition occurs in case when particle's temperatures equals or lower than its melting point, whereas the molten pool is already formed on the surface of substrate. Our numerical simulation show, that for given boundary conditions and for given heating rate here is the following ratio of total amount of interactions between particles and substrate. The «slip» condition prevails. The particle tracks don't intersect just right in previously computed gas focus point. Particles reflect from the walls of a nozzle. Their focus

point is not clearly visible as for velocity vectors. That is why to find out, where the focus point of particle is, we plot their spatial concentrations. Distance between end of nozzle and substrate surface was splitted to 6 horizontal layers where we plot particle concentration distribution (at the bottom of Figure 5). At the left top corner we show particle distribution in vertical cross section. Red color correspond to maximum concentration amount, which is 20 kg/m^3.

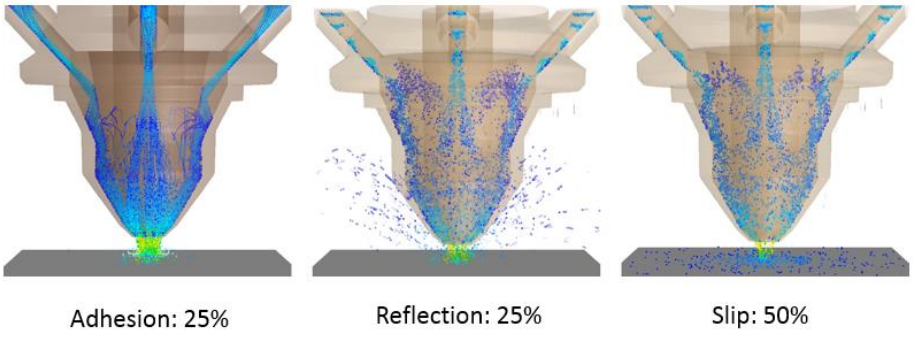


Figure 4 - Different types of interaction between powder particles and substrate and their relative probability

At the right, we plot particle concentration versus distance from nozzle's end to substrate along vertical axis. The first focus point is located at 1.1 centimeter from the end of a nozzle, while the maximum velocity magnitude reaches 7 meters per second. The second point is obviously located right on the surface of substrate, where particles collide.

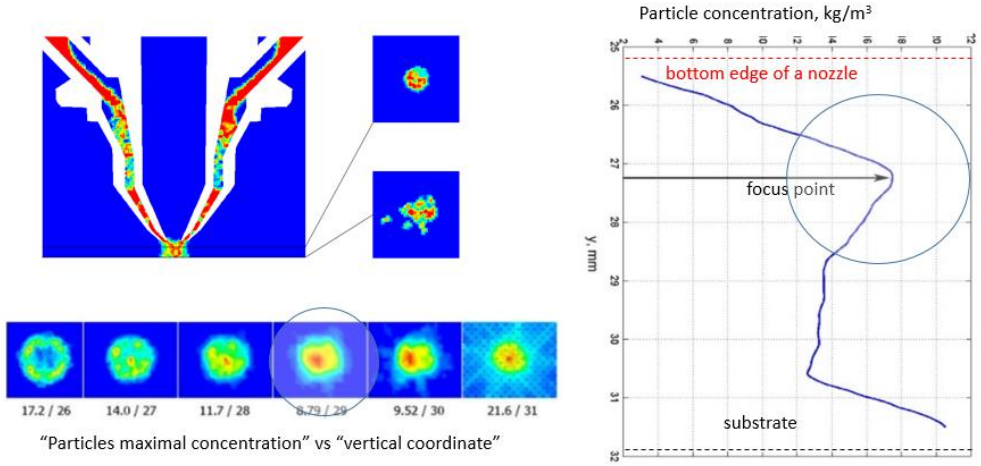


Figure 5 - Left: Spatial concentration of powder particles in different cross-section of computational domain. Right: particle's focus points

We simulate two powder materials: copper (Cu) and nickel (Ni) with different flow rates. Family of graphs at the left part of fig. 6 shows radial averaged concentration of particles in gas phase depending on vertical coordinate.

Blue color corresponds to position of surface of substrate. Red lines correspond to position of the end of a nozzle (see right bottom corner of a slide). Two symmetrical pikes of concentration is a

consequence of shape of particle's outlet, which is designed in a form of thin ring. Moving close to the substrate, particle streams are mixing and their concentration equalizes. If powder mass flow rate is low and particles are relatively small (Cu), their dispersion is high enough and large amount of initial powder disappear and cannot reach the substrate. In contrary, if particles are large and their flow rate is high enough (Ni), they will achieve the surface of substrate.

It is seen on the plots corresponding to Ni, where two initial pikes at the nozzle's end merges to one pike at the surface of substrate. At the right, we plot the iso-surface of constant concentration of the particles to clearly visualize how the 4 initial powder jets split into individual interfering streams within the nozzle's interface. Actually, there is no significant influence of particle feeding rate (mass flow rate) on its velocity, because it is primarily defined by gas velocity.

Left part of Figure 7 represents 3d image of computed molten bath colored by vertical coordinate, gas flow lines colored by velocity magnitude and spatial distribution of laser intensity. Due to heating, the substrate melts and became liquid. Significant changes of surface curvature in time are caused by gas flow, interacting with liquid surface of substrate. Higher gradient of surface tension at the edges of the molten pool is observed, because the metal is partially in solid state (at the corner of laser spot).

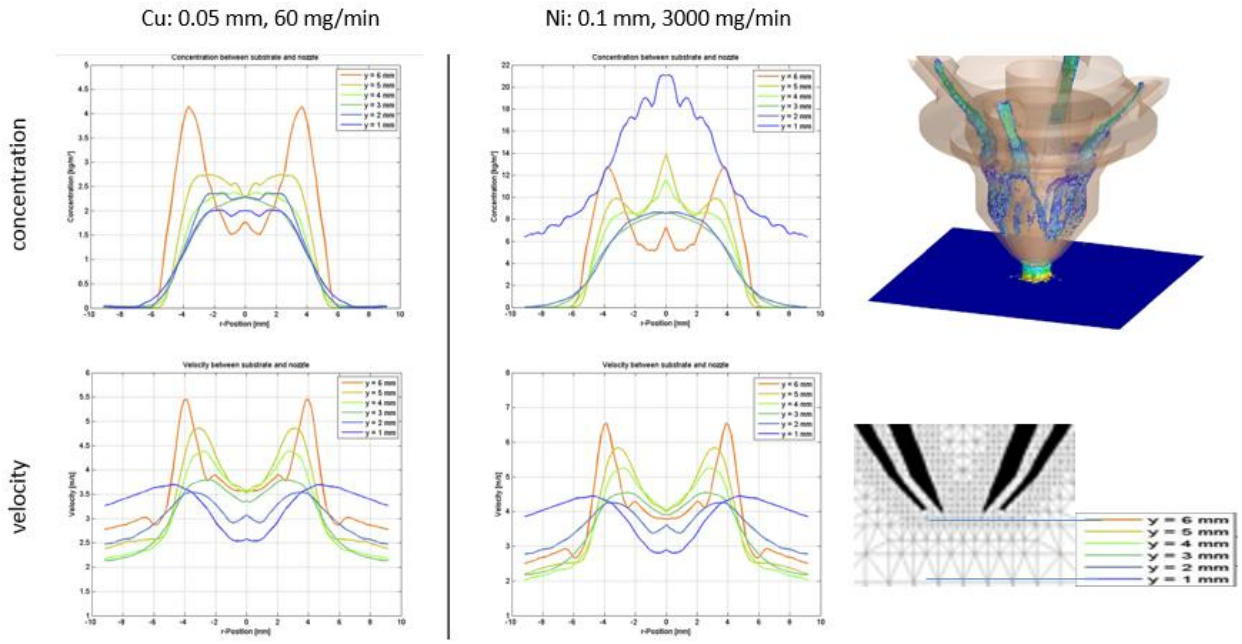


Figure 6 - Left: concentrations and velocity magnitudes of particles computed through set of horizontal «rings» in each of 6 horizontal cross-sections. Right: particles spatial distribution within the cladding head

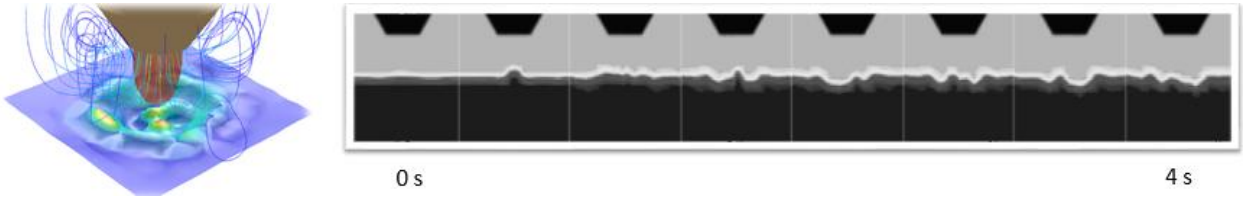


Figure 7 - Molten pool and its transient evolution

Conclusion

Physical effects, accompanying laser cladding with coaxial nozzle, are modelled numerically. The focus point of gas flows is founded for specific boundary conditions and it is also the optimal distance from the surface of the cladding. This distance is completely determined by flowrates of carrier and shielding gas for a given nozzle geometry.

We have analyzed two kinds of metal powders (copper and nickel) with the 70% near-spherical shape. Material of a substrate is titanium.

The larger particles feeding rate is, the larger are the probability of its precipitation. Size and the mass flow of the particles have almost no influence on their velocity. It means, that for sufficiently large particles of copper (Ø 0.05 mm) with feed rate of 60 mg / min, the maximum concentration is reached at a distance less than the distance from the nozzle to the surface of the cladding. Thus, most of the starting powder is scattered and does not reach the substrate. For fine particles of nickel (Ø 100 mm, feed rate of 30 g / min), the inertia of the powder flow become more significant, and powder reaches the substrate, despite the backflow effect, where gas jets collide with the surface of titanium. This powder is obviously better than a small one.

The work is done in KAI and is supported financially by the Ministry of Education and Science of the Russian Federation (government contract under the 220th resolution №14.Z50.31.0023).

References

1. J. Dutta Majumdar and I. Manna (eds.), Laser-Assisted Fabrication of Materials, 375 Springer Series in Materials Science 161, DOI: 10.1007/978-3-642-28359-8_9, Springer-Verlag Berlin Heidelberg 2013

2. I. Gibson, D. Rosen and B. Stucker, Additive Manufacturing Technologies: Rapid Prototypingto Direct Digital Manufacturing. ISBN-13: 978-1441911193, Springer, New York, Dordrecht, London 2010

3. I. Kovaleva, O. Kovalev, A. Zaitsev, I. Smurov, Numerical Simulation and Comparison of Powder Jet Profiles for Different Types of Coaxial Nozzles in Direct Material Deposition, Physics Procedia V. 41, 2013, P. 870–872

4. J.I. Arrizubieta, I. Tabernero, J. Exequiel-Ruiz, A. Lamikiz, S. Martinez, E. Ukar, Continuous Coaxial Nozzle Design for LMD based on Numerical Simulation, Physics Procedia, V.56, 2014, P. 429–438

5. M. Vogel, M. Khan, J. Ibara-Medina, A. Pinkerton, N. N'Dri, M. Megahed, A Coupled Approach to Weld Pool, Phase and Residual Stress Modelling of Laser Direct Metal Deposition (LDMD) Processes, Contribution in Book/Report/Proceedings DOI: 10.1002/9781118767061.ch37, 2014

Advanced processes and system technology for high power laser cladding

I. Shakhverdova[1], H. Hillig[1], S. Nowotny[1], C. Leyens[1,2]

---

1 - Fraunhofer Institute Material and Beam Technology IWS, Dresden, Germany
2 - Technical University of Dresden, Dresden, Germany
E-mail: irina.shakhverdova@iws.fraunhofer.de

Introduction

The laser cladding by powder deposition (LPC) has become an important coating method for corrosion and wear protection because of particular coating features: low level of mixing with substrate, high level of adhesive strength, low porosity and high stability of process. Some typical application examples are corrosion and wear protection of components and tools for extraction of natural gas and oil. Yet, because of possibility to design the required coating properties, the relevance for other industry branches rises.

However, often the coating costs are too high and the deposition rate and efficiency are too low. But the development of laser beam sources is progressing rapidly and the available laser power was multiplied in a short time. Nowadays there are lasers with 20, 40 or 100kW available. Due to a significant price reduction, which took place simultaneously, the high power laser cladding could be interesting and economically effective also for other industry sectors e.g. mechanical and plant engineering.

However, the latest available very high-power lasers require a special system technology and a new adaptation of the laser cladding process.

In the present work for Inconel 625 powder the maximum deposition rates the process limits and optimization possibilities were investigated in the context of experiments with a 20kW high power diode laser. Moreover, during the experiments the various powder nozzles configurations were tested and compared. For this purpose a round laser spot of 12.5 mm diameter in combination with an annular gap powder nozzle COAXpowerline as well as a rectangular spot of 16x6 mm^2 size in combination with a prototype wide stream powder nozzle COAX11 (V3) were applied.

Experimental

The experiments were performed by using a 20kW diode laser, incorporated in a robot-based cladding system. Two completely different concepts were used as cladding heads. In the first case, a round laser spot of 12.5 mm diameter in combination with an annular gap powder nozzle COAXpowerline were applied. In the other case, laser optics with a rectangular spot of 16x6 mm^2 size in combination with prototype of a modified wide stream powder nozzle COAX11 were tested (Figure 1).



Figure 1 - left: Wide-stream-powder-nozzle COAX11 (V3) for rectangular laser spot, right: an annular powder nozzle COAXpowerline for round laser spot of up to 12.5 mm diameter

Parameters sets, which were optimized for 10 kW laser power in previous experiments served as the starting basis for the tests.

Experimental procedure and results with rectangular laser spot and COAX11(V3)

Figure 2 shows the samples, cladded using the wide stream powder nozzle, and the used process parameters.

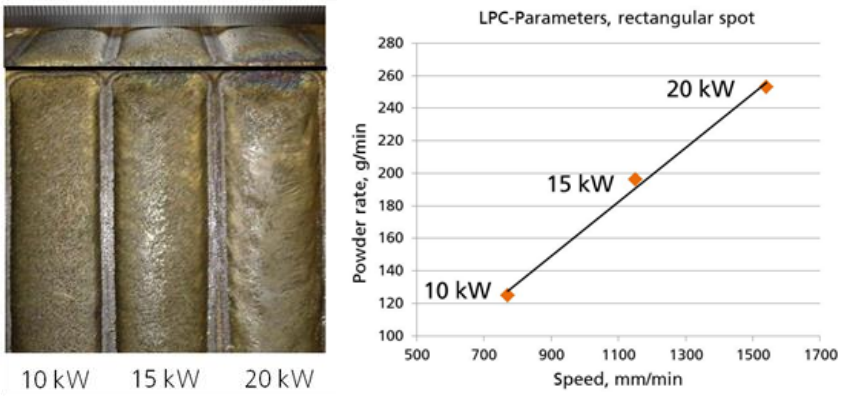
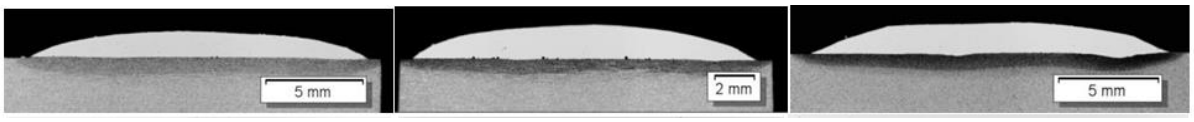


Figure 2 - Cladded samples and coating parameters for rectangular spot and wide stream powder nozzle COAX11 (V3)

The coating parameters, cladding speed and powder feeding rate, have been increased nearly proportional to the up to 20 kW stepwise increased lasers power.Due to the proportional increase of the parameters, the productivity (i.e. the deposition rate or coating area efficiency) was linearly enhanced during the coating thickness was remaining the same. Thus, a real deposition rate at 20 kW lasers power of about 14kg/h Inconel 625 was reached.

The coating quality achieved with 15 and 20 kW is comparable to the optimized cladding result with 10 kW, see Figure 3. The cladding tracks show defect free microstructures, no cracks and porosity is very low. Just insignificant differences are visible regarding the dilution, which needs further parameter adjustments.



10kW 15kW 20kW

Figure 3 - Cross sections of cladding tracks of Inconel 625coated using rectangular spot and wide stream powder nozzle COAX11

Experimental procedure and results with round laser spot and COAX powerline

The experiments with round laser spot and annular gap coaxial powder nozzle COAXpowerline were carried out according the preceding scheme. First, the parameter set for 10 kW lasers power was optimized. Then the coating parameters were increased proportional and stepwise to 20 kW lasers power. There were no cracks on the coating surface observed, see Figure 4, left. But the metallographic evaluation revealed hot cracks (Figure 4, right), which appear because of high cladding speed of max. 3.9 m/min. Furthermore, some melting/solidification faults arise in upper coating area. These defects can be explained by too short interaction time for complete melting of powder in the melt pool, or too rapid cooling. This shows that the limit of productivity was partly reached here, and further adjustments are necessary. In case of powder materials, which are susceptible for hot cracks, the cladding speed is a limiting parameter.

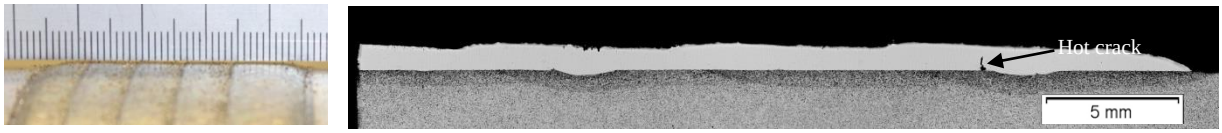


Figure 4 - Top view and cross section of Inconel 625 coating, which was cladded by overlapping of single tracks, using round spot and annular gap powder nozzle (COAXpowerline)

The deposition rate of coatings, which were cladded using COAXpowerline powder nozzle, are similar high to those for COAX11 (V3) powder nozzle, see Figure 5. The comparison of different laser powers and the hybrid cladding option with induction assistance are also showed in Figure 5.

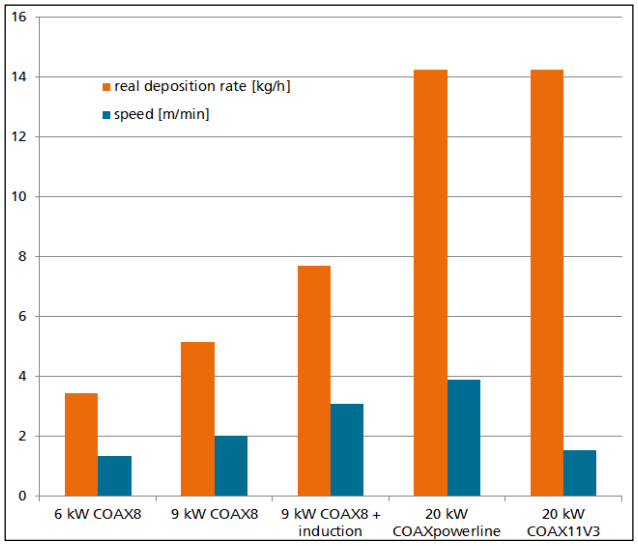


Figure 5 - Deposition rates and cladding speed of Inconel 625 in dependence of laser power; process option with induction assistance

Conclusions

The experiments showed the actual possibility of significant productivity increase due to the increase of laser power up to 20 kW. In the present study the deposition rates of 14 kg/h Inconel 625 were reached. The high quality, which is typical for the LPC process, could be guaranteed further on.

However, the tests show that a special selection and adaptation of system technology is necessary. The selection of laser spot geometry and suitable powder feeding are especially important.

During laser powers lower than 10kW the annular gap powder nozzles with round spots are much better than wide stream powder nozzles with rectangular spots, inter alia with regard to utilisation powder ratio, adjustment effort, independence of cladding direction and process stability. At laser powers higher than 10kW a critical cladding speed for round spots was reached caused by limiting track width. The high speed in this case can lead to coating defects, for instance, hot cracks and melting faults. Therefore, if the high laser power is being used, the wide stream powder nozzles with rectangular spots are beneficial or even necessary.

References

1. C. Bratt, H. Hillig: «Possibilities for High Deposition Rate Cladding: High Power Lasers and Hybrid Techniques», Proceedings of International Laser Symposium «FIBER, DISC, DIODE», Dresden, 27.-28.2.2014

Разработка технологии лазерной наплавки медно-никелевого сплава на сталь

И.А. Цибульский, О.Г. Климова, Р.С. Корсмик, А.Д. Ахметов, М.В. Кузнецов

Институт лазерных и сварочных технологий СПбПУ, Россия
E-mail: r.korsmik@ltc.ru

Актуальность

В технических устройствах к разным частям конструкции предъявляются разные требования. Ни один материал, из которого изготавливается то или иное изделие, не может обеспечить охвата всех свойств одновременно, которые даже могут противоречить друг другу [1]. Так же бывает экономически не целесообразно изготавливать всё изделие из дорогостоящего материала, обладающего хорошими характеристиками. В этом случае прибегают к сварным соединениям разнородных материалов. Поверхность металлических материалов, для придания им необходимых эксплуатационных свойств, модифицируют с помощью наплавки. Получаемые биметаллические детали, как правило, состоят из значительно отличающихся по своему химическому составу материалов, в переходной области между которыми возможно существенное изменение свойств и, следовательно, служебных характеристик при эксплуатации [2, 3, 4]. Основной проблемой при сварке меди со сталью, является образование залеченных медью трещин в стали, вызванных эффектом Ребиндера, длина которых может доходить до нескольких миллиметров [1]. Введение никеля в медные сплавы снижает активность воздействия жидкого металла в микронадрывах стали, уменьшая опасность образования глубоких трещин [5]. Кроме того, наличие никеля улучшает взаимную растворимость железа и меди, тем самым снижается вероятность образования фаз, снижающих прочность соединения [6].

В изделиях подверженных трению, улучшения антифрикционных свойств можно достичь наплавкой меди или медного сплава на стальную основу изделия. Применение дуговых методов наплавки медных сплавов на сталь сопровождается значительным расплавлением стальной подложки, её перемешиванием с расплавленным присадочным материалом, и как следствие, наплавленный слой характеризуется высоким содержанием

железа, с выделением отдельной фазы. Выделения железной фазы существенно уменьшают антифрикционные свойства наплавленного металла, ударную вязкость и пластические свойства наплавленных образцов [1, 7, 8]. Процесс дуговой наплавки ведут в несколько проходов, для уменьшения содержания железа в поверхностных слоях медной наплавки. Для минимизации использования дорогостоящих медных сплавов и веса изделия, следует применять методы, обеспечивающие минимальное расплавление стальной подложки (или его отсутствие), не допускать перемешивания стали и меди, минимизировать длительность и объём взаимодействия металлов в жидкой фазе, вести процесс на минимальной погонной энергии. Лазерная обработка материалов, по сравнению с другими методами, имеет ряд преимуществ: локальность обработки, дозировка вводимой энергии, минимизация зоны термического влияния, высокие скорости плавления и кристаллизации, низкий коэффициент перемешивания основного и наплавляемого материала, более высокие адгезионные характеристики [9, 10].

Целью работы являлось определение условий лазерной наплавки, обеспечивающих минимизацию взаимного проникновения железа и меди.

Методы исследований

Наплавку проводили на комплексе для лазерно-дуговой сварки. В качестве источника лазерного излучения использовался иттербиевый волоконный лазер ЛС-15 фирмы «ИРЭ-Полюс», Россия. Излучение фокусировали с помощью сварочной головки YW50 фирмы Precitec, Германия. Подачу присадочного материала осуществляли с помощью полуавтомата ПДГО-601, входящего в комплект дугового модуля на основе источника питания ВДУ-1500 DC фирмы ИТС, Россия. Комплекс для лазерно-дуговой сварки и источник лазерного излучения приведены на Рисунке 1.



а) б)

Рисунок 1 - а) комплекс для лазерно-дуговой сварки; б) источник лазерного излучения ЛС-15

Лазерную наплавку медного слоя производили проволокой МНЖКТ 5-1-0,2-0,2 диаметром 1,2 мм на стальную пластину Ст3сп толщиной 7 мм. Химический состав проволоки и стали приведён в Таблицах 1 и 2, соответственно. Наплавку образцов производили в

диапазоне мощностей 5-10 кВт, варьируя диаметр луча (D) на поверхности изделия, скорость наплавки ($V_{нап}$), скорость подачи проволоки ($V_{пр}$). Режимы наплавки приведены в Таблице 3.

Таблица 1 - Химический состав (масс. %) проволоки МНЖКТ 5-1-0,2-0,2 (ГОСТ 492-2006)

Ni+Co	Fe	C	Si	Mn	Ti	Cu	Pb	Zn	Примесей
5 – 6,5	1 – 1,4	<0,03	0,15 – 0,3	0,3 – 0,8	0,1 – 0,3	90 – 93,45	<0,005	<0,5	всего 0,7

Таблица 2 - Химический состав (масс. %) стали Ст3сп (ГОСТ 380-2005)

C	Si	Mn	Ni	S	P	Cr	N	Cu	As
0,14 – 0,22	0,15 – 0,3	0,4 – 0,65	<0,3	<0,05	<0,04	<0,3	<0,008	<0,3	<0,08

Металлографические исследования наплавленных образцов проводили на поперечных шлифах на микроскопе Phenom Pro X. Для изготовления полированных шлифов использовали комплекс Saphire фирмы ATM, Германия.

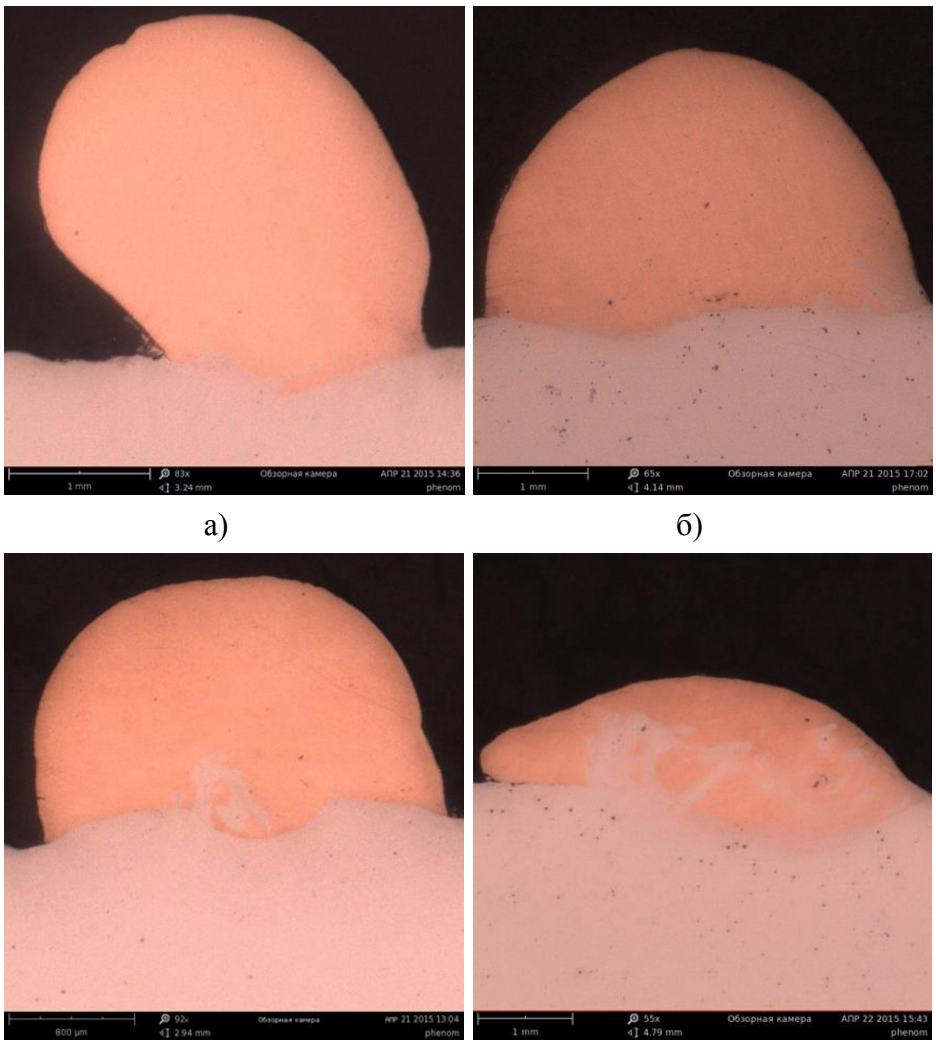
Таблица 3 - Режимы наплавки

№ образца	P, кВт	D, мм	Плотность мощности, Вт/см^2	$V_{нап}$, м/мин	Погонная энергия, Дж/см	$V_{пр}$, м/мин
1	5	3,6	49146,8	2,6	1152,1	7,87
2	5	3,6	49146,8	1,3	2304,1	7,87
3	10	3,6	98293,6	5,2	1153,4	15,5
4	10	6,0	35385,7	2,6	2309,5	9,12

Геометрические размеры (H – высота, B – ширина, δ – глубина проникновения меди в сталь) наплавленных валиков измеряли на поперечных шлифах. Результаты измерений приведены в Таблице 4.

Результаты исследований

Металлографическими исследованиями шлифов поперечного сечения показано, что, среднее содержание железа в наплавленном металле для образцов, выполненных на режимах P=5 кВт, D=3,6 мм, составляет 3,6 об. %; выполненных на режимах P=10 кВт, D=3,6 мм – 2 об. %; выполненных на режимах P=10 кВт, D=6 мм – 20,3 об. %. Микрофотграфии шлифов поперечного сечения приведены на Рисунке 2.



а) б)

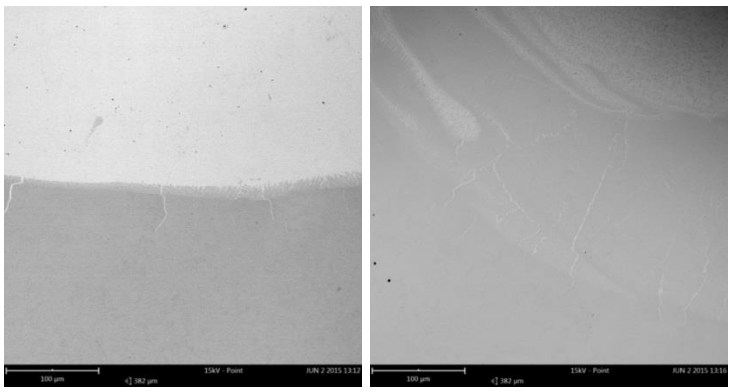
в) г)

Рисунок 2 - Поперечное сечение: а), б) образцов, выполненных при мощности 5 кВт; в), г) образцов, выполненных при мощности 10 кВт

Таблица 4 - Геометрические размеры наплавленных валиков

Размеры и геометрические характеристики	№ образца			
	1	2	3	4
H, мм	2,42	2,4	1,44	1,05
B, мм	2,7	4,04	2,56	6,45
δ, мм	0,3	0,23	0,2	0,39
S, мм^2	5,12	7,59	2,89	5,32

В переходной зоне выявлены микротрещины по границам зёрен железа, залеченные затёкшей медью (Рисунок 3). Глубина проникновения трещин в сталь для образцов, выполненных на режимах P=5 и 10 кВт, D=3,6 мм, составляет 50-130 мкм; выполненных на режимах P=10 кВт, D=6 мм – 100-300 мкм. Результаты измерения величины переходной зоны и глубины проникновения трещин приведены в Таблице 5.



а) б)

Рисунок 3 - Трещины, вызванные эффектом Ребиндера:
а) характерные для узкой ванны расплава (D=3,6 мм); б) характерные для широкой ванны расплава (D=6 мм)

Таблица 5 - Величина переходной зоны и глубина проникновения трещин

№ эксперимента	Величина переходной зоны, мкм	Глубина проникновения трещин, мкм
1	<160	<115
2		
3	<200	
4		<200

Обсуждение результатов

По результатам металлографических исследований определено что образцы, наплавленные на режимах с диаметром пятна 3,6 мм, обладают меньшим перемешиванием меди со сталью, чем при наплавке с диаметром пятна 6 мм (Рисунок 2). В образцах, наплавленных при диаметре пятна 3,6 мм, проникновение стали в медный слой наблюдается лишь в нижней части валика и у некоторых образцов незначительно присутствует в боковой части. У образцов, наплавленных при диаметре пятна 6 мм, сталь распределяется по всему слою с выходом к поверхности валика. Среднее содержание железа в наплавленном металле для образцов, выполненных на режимах P=5 кВт, D=3,6 мм, составляет 3,6 об. %; выполненных на режимах P=10 кВт, D=3,6 мм – 2 об. %; выполненных на режимах P=10 кВт, D=6 мм – 20,3 об. %.

Выводы

В ходе эксперимента установлено, что лучшее формирование валика происходит при погонной энергии ~2300 Дж/см. Металлографическими исследованиями показано, что меньшее взаимное проникновение меди и железа друг в друга соответствует диаметру луча на поверхности изделия 3,6 мм при наплавке проволоки диаметром 1,2 мм. Данные режимы обеспечивают минимальное проплавление основы и минимальное содержание железа в наплавленном слое. Как следствие, достигается минимизация использования присадочного материала, за счёт отсутствия необходимости в последующих проходах.

При поддержке Минобрнауки России: ФЦП «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2014-2020 годы», идентификатор ПНИЭР – RFMEFI5814X0010

Список использованных источников

1. Рабкин Д.М., Рябов В.Р., Гуревич С.М. Сварка разнородных металлов. Киев: Техніка, 1975. 208 с.
2. Исакаев Э.Х., Мордынский В.Б. Формирование зоны сплавления при плазменной порошковой наплавке // Сварочное производство. 2008. №12. с. 8-12.
3. Technological possibilities of laser cladding with the help of powerful fiber lasers. G.A. Turichin, E.V. Zemlyakov, E.Yu. Pozdeeva, and other // Metal Science and Heat Treatment. 2012. Vol. 54. pp. 139-144.
4. Majumdar J.D., Manna I. Laser processing of materials // Sadhana. 2003. №28. p. 495–562.
5. Сварка разнородных металлов. Сварка стали с медью. [Электронный ресурс] – Режим доступа: http://websvarka.ru/weld-82.html
6. Трофимов А.В., Трембач И.А., Трембач Б.А. Выбор присадочного материала для наплавки подслоя при сварке меди М1 со сталью 12Х18Н10Т. // Вісник Донбаської державної машинобудівної академії. 2013. № 2 (31). с. 16-20.
7. Atamert S., Bhadeshia H.K.D.H. Comparison of the microstructures and abrasive wear properties of stellite hardfacing alloys deposited by arc welding and laser cladding // Metallurgical transactions. 1989. №20. p. 1037-1054.
8. Подгаецкий В.В. Механизированная наплавка слоя алюминиевой бронзы БрАЖМц 10-3-1,5 // Автоматическая сварка. 1959. № 7. с. 93.
9. Григорьянц А.Г., Шиганов И.Н., Мисюров А.И. Технологические процессы лазерной обработки: Учеб. Пособие для вузов / Под ред. А.Г. Григорьянца. 2-е изд., стереотип. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2008. 664 с.: ил.
10. Формирование поверхностных слоёв при лазерной наплавке с использованием мощных волоконных лазеров. Е.В. Земляков, Я. Туоминен, Е.Ю. Поздеева, и др. // Научно-технические ведомости СПбГПУ. 2013. №166. с. 231-236.

Modification of ceramic layer in thermal barrier coating with diode laser

N.G. Zaitsev[1,2], I.V. Mazilin[1], L.C. Baldaev[1], Yu.A. Novinkin[1]

---
1 – «Technological systems for protective coatings» Ltd, Russia
2 – «Moscow state industrial university», Russia
E-mail: n.zajcev@tspc.ru

Introduction

Thermal barrier coatings (TBC) serve to protect high temperature parts such as blades, vanes, nozzles etc. in gas turbines from aggressive hot gases. TBC consists of several layers: oxidation-resistant bond coating, thermally grown oxide and refractory ceramic top coating.

Yttria–stabilized zirconia (ZrO_2-Y_2O_3, YSZ) usually used as ceramic topcoat material. YSZ possess low thermal conductivity (2,0-2,3 W/m·K) and phase stability up to 1200°C.

Resulting coating properties depend on the material and deposition process used. There are two industrial technologies to produce TBC: air plasma spraying (APS) and electron beam physical vapor deposition (EB-PVD) [1, 5]. APS ceramic coating consists of layered splats and porosity of about 10-20% resulting in low thermal conductivity. EB-PVD coating has columnar structure and it is extremely resistant to thermal cycling compared to APS coating [5].

Laser glazing of TBC ceramic top coating is one of the most efficient ways to improve thermal cycling resistance, [1,4] while saving best from APS coating properties (low thermal conductivity and high productivity). It was also reported [2, 3] that laser glazed TBC has higher corrosion and erosion resistance compared to non-glazed ones.

Experimental

Feedstock materials and Thermal spraying

Commercially available Ni-Cr-Al-Y and ZrO_2-Y_2O_3 powders were used as bondcoat and topcoat materials respectively. According to SEM investigation both powders are having spherical shape.

TBC bondcoat and topcoat were produced using atmospheric plasma spraying setup MF-P-1000 (TSPC, Russia) equipped with F4 plasma torch and Ar/H_2 gas mixture. The spraying parameters (Table 1) were optimized to yield defect-free coatings with bondcoat and topcoat thickness of 80-150 μm and 400-500 μm respectively.

Samples made of 12Kh18N10T steel were used as substrate for laser glazing parameters optimization and nickel-based alloy VZh-98 substrates - for thermal cycling tests and isothermal heat treatment (Table 2). During deposition process the substrate was cooled by the compressed air.

Table 1 - Air plasma spraying parameters

Powder	Distance, mm	Velocity, m/min	Current, A	Voltage, V	Ar, l/min	H, l/min	Feedrate, g/min
Bondcoat	110	0,5	460	54	40	2	31
Topcoat	110	0,5	590	61	36	13	24

Table 2 – List of the samples

No.	Coating type	Substrate material and dimensions	Purpose
1	Ni-Cr-Al-Y + ZrO_2-Y_2O_3 As-sprayed	Steel 12Kh8N10T 120X120X3	Parameters optimization for laser glazing process
2	Ni-Cr-Al-Y + ZrO_2-Y_2O_3 As-sprayed	Ni-based alloy VZh-98 30X30X3 mm	Comparison of the thermal cycling performance of as-sprayed and glazed coatings
3	Ni-Cr-Al-Y + ZrO_2-Y_2O_3 Laser glazed		
4	Ni-Cr-Al-Y + ZrO_2-Y_2O_3 As-sprayed	Ni-based alloy VZh-98 120X20X3 mm	Comparison of long-term thermal stability and oxidation resistance of as-sprayed and glazed coatings
5	Ni-Cr-Al-Y + ZrO_2-Y_2O_3 Laser glazed		

Laser glazing and thermal treatment

The coatings were treated with high power diode laser-based setup LN-6 (Plackart, Russia). The size of the laser spot at focal length (150 mm) was 3 mm. Laser glazing parameters were optimized by comparing microstructures obtained with different specific laser power intensity values by changing spot scanning speed velocity and laser power.

Table 3 - Laser glazing parameters

Parameter	1	2	3	4	5	6
Laser power, W	750	950	950	950	1500	2000
Scanning speed, m/min	0.1	0.1	0.2	0.3	0.3	0.3

Both as-sprayed and laser glazed coating samples were subjected to isothermal heat treatment in air muffle furnace model 12/16 (SNOL, Russia) at 950°C during 4 hours.

Structure characterization

As-sprayed and glazed coatings surface morphology and polished cross-sections were characterized using Supra 50 VP (LEO) field emission scanning electron microscope (FESEM) equipped with EDX (INCA Energy+ Oxford) system.

X-ray diffraction patterns of as-sprayed and glazed coatings were obtained using D8 Advance (Bruker) diffractometer with Cu Kα-radiation (λ= 0.15406 nm). Rietveld profile refinement was made with FullProf Suite software.

Thermal tests

A comparison of long-term thermal stability and oxidation resistance of as-sprayed and glazed coatings was made using air muffle furnace model 12/16 (SNOL, Russia). The samples were placed in the furnace working at 1100°C during 500 hours. Every 100 hours samples were examined for spallation, delamination, cracking and other defects.

A comparison of the thermal cycling performance of as-sprayed and glazed coatings was performed at self-designed burner rig. The burner operates with natural gas and oxygen. Temperature of coating and substrate monitored with pyrometers. Compressed air constantly cools back side of the sample. Each cycle starts with torch sliding to position against sample's front side and heats it in 60 seconds to the maximum temperature, than maintain it for 30 seconds and slides away for cooling process. Sample cools to a room temperature by compressed air blowing in front and back of sample during 60 seconds. Each sample tested 500 cycles or until coating spallation.

Results and discussion

Laser glazing parameters optimization

The appearance of the coating sample after laser glazing with different parameters (Table 3, 1-6) is presented at Figure 1. The coating surface after glazing became smooth and glassy.

The color of laser scanning tracks at the coating surface varies from original (as-sprayed) white-grey to black and can be counted as the indicator of the interaction type.

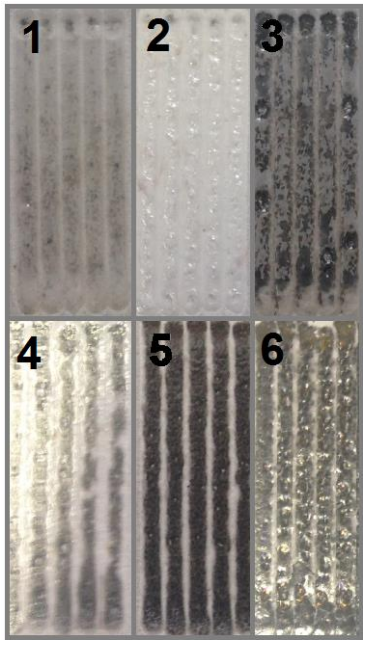


Figure 1 - Coating surface after laser glazing

Type I interaction (Low power-Low velocity): Glazing process led to formation of the brittle film at the coating surface (Figure 1, 1, 3), it has very weak bonding to main coating as they are probably separated by gas bubbles. Deep caverns appeared in coating after glazing (Figure 1, 3).

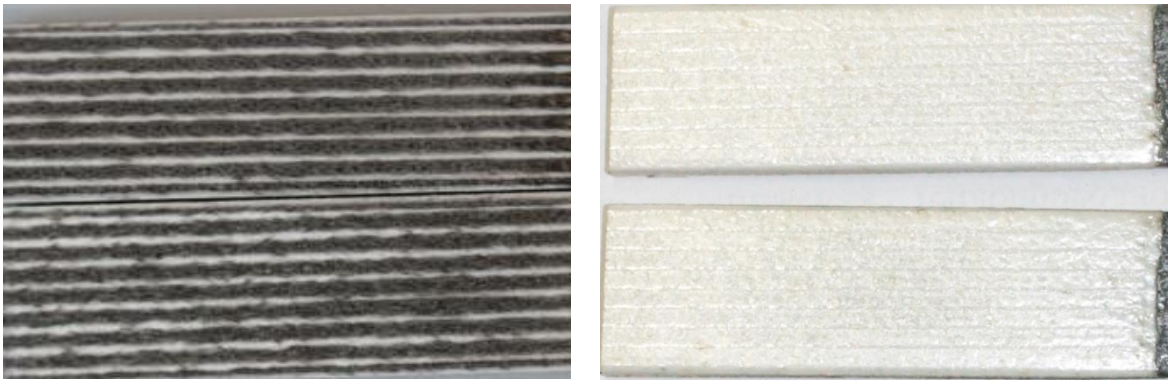
Type II interaction (High power-Low velocity): Increased power and reduced velocity leads to formation of severely damaged surface (Figure 1, 6) with deep pores, higher roughness. Also, yellowish impurities are present in the glazed layer (probably zirconium nitride inclusions).

Type III interaction (Low power-High velocity): With higher velocity and lower power tracks consist of defects such as pores, unmelts bubbles etc. (Figure 1, 1 - 4). Treated surface changed its color. If color is lighter after treatment (Figure 1, 2), that means surface was heated enough to restore oxygen in ceramic. If color is darker, that means ceramic was heated enough to be melted and oxygen depletion occurred in glazed ceramic (Figure 1, 3, 5, 6). That effect is known from work [1]. Several zones with partly melted surface were induced with higher power, but it was not enough to melt full surface (Figure 1, 2).

Type IV interaction (High power-High velocity): Glazing process with average power and increased velocity leads to formation of smooth surface with inhomogeneous structure (Figure 1, 4). Sample 5 has similar velocity compared to sample 4, but glazed with higher power. The appearance of sample 5 was satisfying enough to carry out further experiments. Only few pores occurred after glazing process, surface became smooth.

Metallographic research and heat treatment

After heat treatment, laser glazed samples returned white color as shown on Figure 2 as the result of oxygen restoration in cell's positions. Several samples were cut and polished for metallographic research.



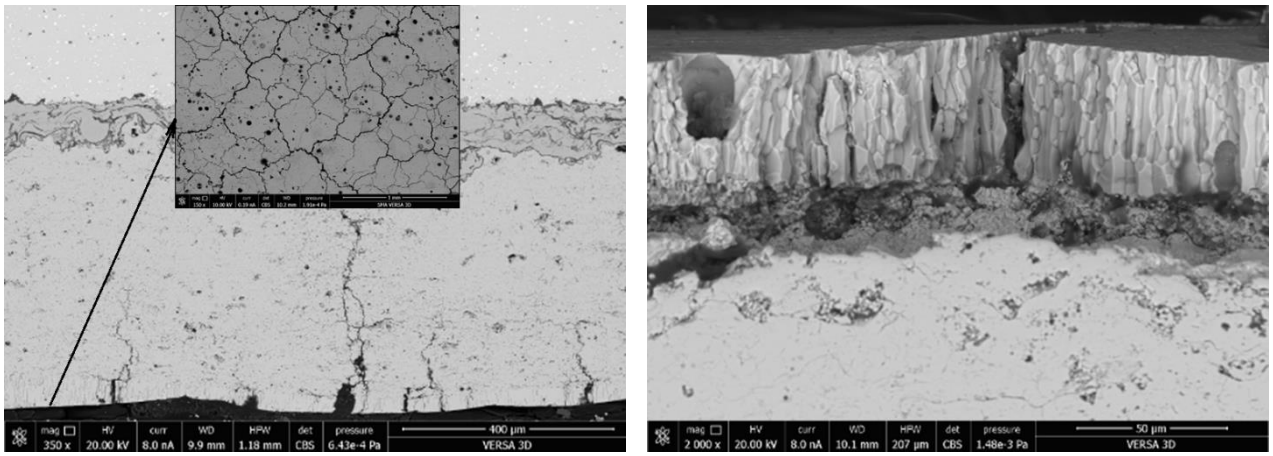
(a) (b)

Figure 2 - Samples for isothermal heating test. a) - Laser glazed coatings, b) - laser glazed coatings after heat treatment during 4 hours at 950°C

Figure 3, a shows cross section of the coating after laser glazing and thermal treatment. The glazed coatings obtained under optimized parameters homogeneous microstructure consist of three layers: Ni-Cr-Al-Y-based bondcoat, ZrO_2-Y_2O_3-based porous topcoat and ZrO_2-Y_2O_3-based glazed dense topcoat. The thickness of the glazed layer has no large deviations. Vertical cracks are present in coating structure, they were initiated in the glazed layer and going through the part of ceramic topcoat, having total length of 50-220 μm. The porous structure of the topcoat under the glazed layer remained unchanged. Also pores and air bubbles are present in the glazed layer.

Surface of glazed coating became smooth and consists of penta- and hexagons which divided by cracks. Penta- and hexagons may contain pores about 100 μm in diameter. Crack's width is about 10-20 μm on average.

Figure 3, b shows fracture of glazed layer. It consists of vertically oriented ZrO_2-Y_2O_3 grains looking very alike with columnar structure of the EB-PVD coating. Vertical orientation of grains in this case arises from thermal gradient between melted surface and near-room-temperature substrate. That kind of structure (vertically oriented grains + vertical cracks) is very desirable for coatings that work under thermal cycling loads, as it has higher strain tolerance.



(a) (b)

Figure 3 - SEM micrograph of laser treated coating and fragment of its surface (a) and fracture of glazed layer (b)

Figure 4 shows uniform boundary between laser glazed layer and unaffected topcoat microstructure. At higher magnifications one can clearly see the high homogeneity of the glazed layer. Such dense structure might lead to decreased penetration of aggressive environment.

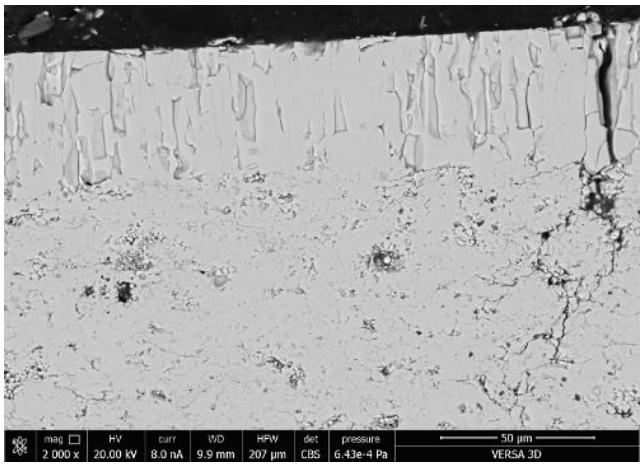
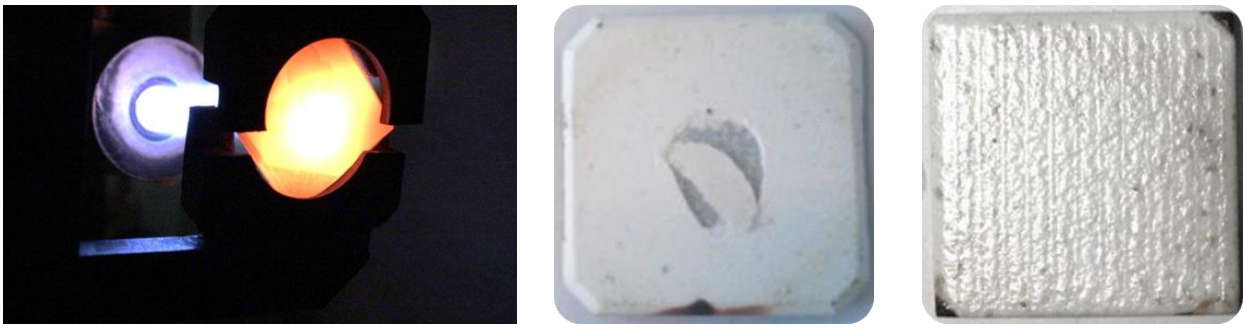


Figure 4 - Glazed layer. Uniform structure and good boundary between glazed layer and main coating

Thermal cycling tests

Figure 5, a shows burner rig in process. During thermal cycle loads tensile stresses increase due to difference between ceramic's and base material's coefficients of thermal expansion. Another important stress factor is non-uniform thermal field, which also leads to increased strain. As-sprayed

coatings subjected to spallation after ~300 cycles Figure 5b. Laser glazed coatings remained undamaged even after 500 cycles Figure 5c.



(a) (b) (c)

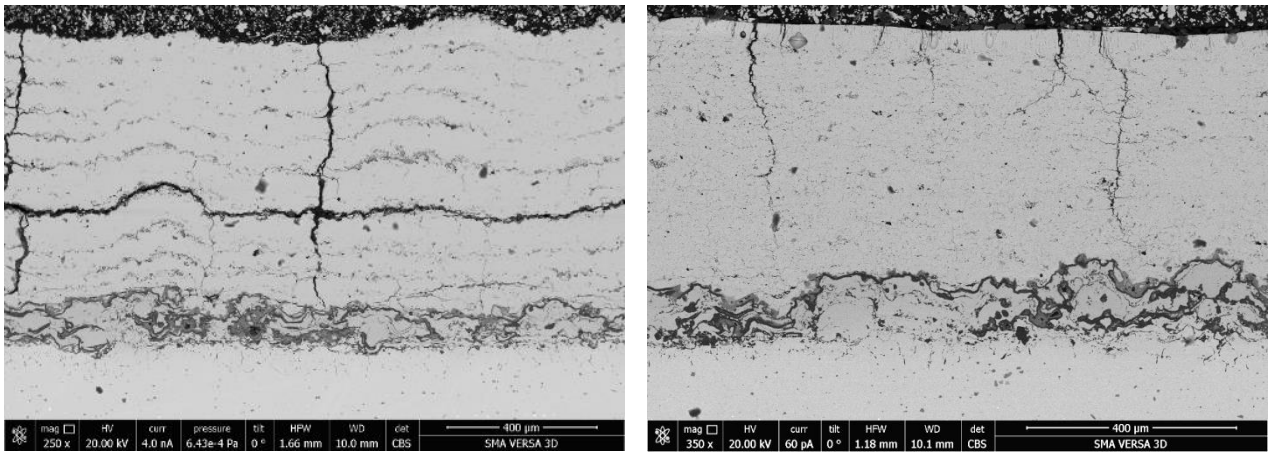
Figure 5 – a) Burner rig in process, b) - coating without laser glazing, c) - laser glazed coating

Long-term thermal stability test

After 400 hours at 1100°C samples without laser glazing failed. Cracks and delamination occurred in coating Figure 6, a.

Samples subjected to laser glazing remain whole after 500 hours at 1100°C. Only few pieces of glazed layer spalled. We suppose that it happened during cross-section preparation in the weak spots which are pores in glazed layer.

It appears to us, that glazed ceramic capable of avoiding some of internal stresses, which increase during long term isothermal heating, as a result bond coat oxidation and ceramic sintering.



(a) (b)

Figure 6 - Cross-sections of plasma sprayed coating. As sprayed (a) and laser treated (b)

Conclusions

Diode laser successfully applied to modify thermal barrier coating's ceramic layer. With optimized parameters of laser glazing process it is possible to obtain columnar-like structure of glazed layer. During laser glazing vertical cracks occurred in glazed layer with length 50-200 µm.

Modified coating has higher strain tolerance than as sprayed coating. During thermal cycling and isothermal heating tests laser glazed coatings showed better results, than typical as sprayed coatings.

References

1. Ahmaniemi, S. Modified Thick Thermal Barrier Coatings, Thesis for the degree of Doctor of Technology, Tampere University of Technology, 2004, 86 p.
2. Batista C., Surface Laser-Glazing of Plasma-Sprayed Thermal Barrier Coatings, Applied Surface Science, 2005, Volume: 247, Issue: 1-4, p. 313-319
3. M.F. Morks, C.C. Berndt, Y. Durandet, M. Brandt, J. Wang, Microscopic observation of laser glazed yttria-stabilized zirconia coatings // Applied Surface Science 256 (2010) 6213–6218
4. R. Ghasemi, R. Shoja-Razavi, R. Mozafarinia, H. Jamali, M. Hajizadeh-Oghaz et al, The influence of laser glazing on hot corrosion behavior of plasma-sprayed nanostructured yttria stabilized zirconia thermal barrier coatings // Journal of the European Ceramic Society 34 (2014) 2013–2021
5. Baldaev L.Ch. Gazotermicheskoe napylenie [Text]: technical guide / L.Ch. Baldaev, V.N. Borisov, V.A. Vakhalin, G.I. Gannochenko, A.E. Zatoka, B.M. Zakharov [*at el.*] M.:Market DS. 2007. 344 p.

Анализ акустических колебаний при лазерной термообработке

Д.Э. Велиев, И.Х. Исрафилов, В.В. Звездин

Набережночленинский институт (филиал) федерального государственного автономного образовательного учреждения высшего образования «Казанский (Приволжский) федеральный университет»), Россия
E-mail: gotoindvdum@gmail.com

Введение

Спектральная плотность единичного сигнала в общем случае является комплексной функцией, включающей в себя совокупность гармоник, с различной амплитудой и фазой. Применительно к процессу генерации звука при лазерной обработке, наибольший интерес представляет амплитуда сигнала. Она характеризует плотность энергии импульса лазерного излучения и поэтому при анализе результатов исследований рассматривались амплитудные спектры звуковых сигналов [1]. Анализ сигналов при различных параметрах обработки заключался в определении временных и частотных характеристик этих сигналов. К ним относятся временная функция сигнала, его спектральная плотность и энергетический спектр. По этим характеристикам можно определить следующие параметры сигнала, определяющие показатели качества технологического процесса: длительность; ширина спектра, особые точки

функции спектра, значения частот гармонических составляющих; и энергия сигнала. По ним прогнозируются показатели качества выполняемого технологического процесса.

Экспериментальные исследования

Рассмотрим способ получения временных, частотных и энергетических параметров акустического сигнала на примере единичного лазерного импульса с диаметром луча 0.5 мм и плотностью мощности $1.15*10^{10}$ Вт/см^2 на образец из материала Сталь 45. Над исходным снятым сигналом было выполнено дискретное преобразование Фурье. При переходе в частотную область сигнала, из полученной спектральной функции был выделен амплитудный спектр, изображенной на Рисунке 1.

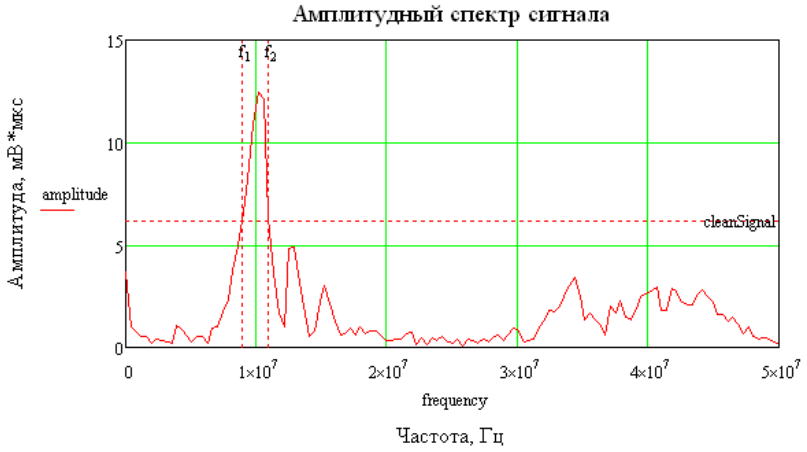


Рисунок 1 – Амплитудный спектр сигнала

Как видно из Рисунка 1, амплитудный спектр сигнала имеет характерный вид затухающей колеблющейся функции с главным лепестком, в котором сосредоточена основная часть энергии сигнала, на фоне других сигналов и шумов. Значение максимума амплитудного спектра приходится на частоту в $1.016*10^7$ Гц.

Так как замеренный сигнал имеет конечную длительность, ограниченную временным интервалом, его спектральная функция не ограничена на оси частот [2], поэтому ширину спектра сигнала необходимо выбирать, исходя из выбранного критерия. Было введено понятие эффективной ширины спектра, как интервала частот, в котором сосредоточена основная часть общей энергии исходного информационного сигнала. Во временной области импульсный сигнал характеризуется эффективной длительностью, которая определяется как длительность интервала времени, в котором сосредоточена основная часть общей энергии информационного сигнала.

При анализе сигнала из зоны обработки основное требование предъявлялось к необходимости обнаружить наличие информационного сигнала на фоне других сигналов и шумов. Сигналы, обладающие конечной энергией, имеют спадающий характер временной функции и модуля спектральной функции. Задавшись некоторым уровнем относительно максимума функции, непосредственно по графику были определены точки пересечения этих

функций с заданным уровнем. Абсциссы этих точек (координаты горизонтальных осей времени или частоты) позволили определить искомые параметры функций.

Для частотной области сигнала в качестве такого уровня отсечки шума было выбрано значение 0.5 от максимума. На Рисунке 1 такая эффективная ширина спектра ограничена частотами f1=8.984*10^6 Гц и f2=1.094*10^7 Гц, и представлена, таким образом, частью спектра шириной в 1.953*10^6 Гц.

Долю энергии сигнала, приходящуюся на эффективную ширину спектра в пределах всей его ширины можно оценить по Рисунку 2. Здесь изображен график зависимости части энергии сигнала в процентном отношении от ширины выбранного интервала частот относительно максимума амплитудного спектра.

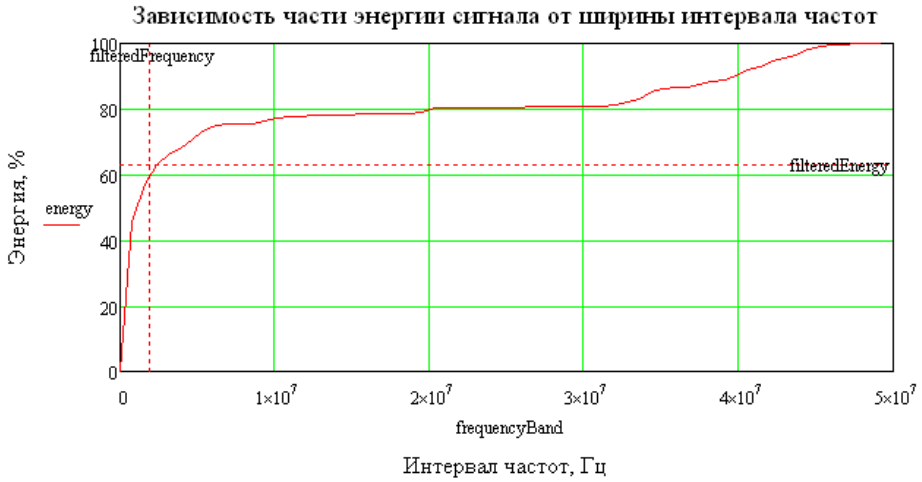


Рисунок 2 – Зависимость части энергии сигнала от ширины интервала частот

Как видно из Рисунка 2, при уровне отсечки шума в 0.5 от максимума амплитудного спектра в полученной таким образом эффективной ширине спектра в 1.953*10^6 Гц сосредоточено 63.14 % всей энергии сигнала.

Для восстановления сигнала по его спектру в эффективной полосе частот было выполнено обратное преобразование Фурье, и совершён таким образом переход из частотной области сигнала снова во временную.

В качестве уровня отсечки шума во временной области сигнала было выбрано значение 0.2 от максимума. На Рисунке 3 видно, что ограниченная таким образом эффективная длительность сигнала расположена в интервале времени от startTime=4.79 мкс до endTime=5.87 мкс, и составляет 1.08 мкс. Исходный сигнал и наложенный на него отфильтрованный сигнал показаны на Рисунке 3.

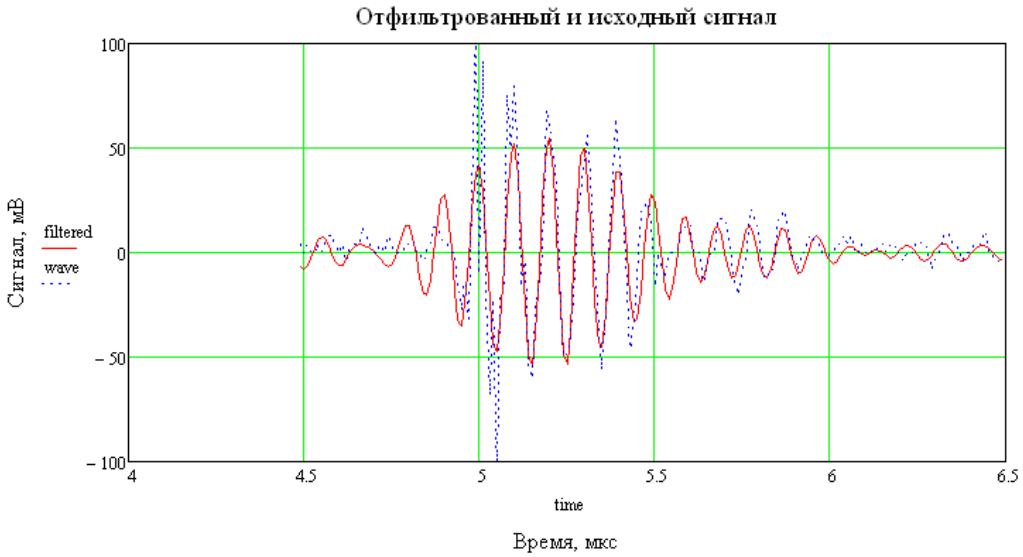


Рисунок 3 – Отфильтррованный и исходный сигналы

Таким образом, в результате анализа данного сигнала были получены конкретные значения его частотных, временных и энергетических параметров.

Сравнительный анализ данных

На образцы из материала Сталь 45 подавались импульсы лазерного излучения общей длительностью 0.5 мкс. Мощность лазерного излучения в ходе эксперимента менялась от $7.87 \cdot 10^8$ до $1.28 \cdot 10^{10}$ Вт/см^2, диаметр луча — 0.5 и 1 мм. Выполнив регрессионный анализ по полученным данным, были получены результаты, показанные на Рисунках 4 и 5.

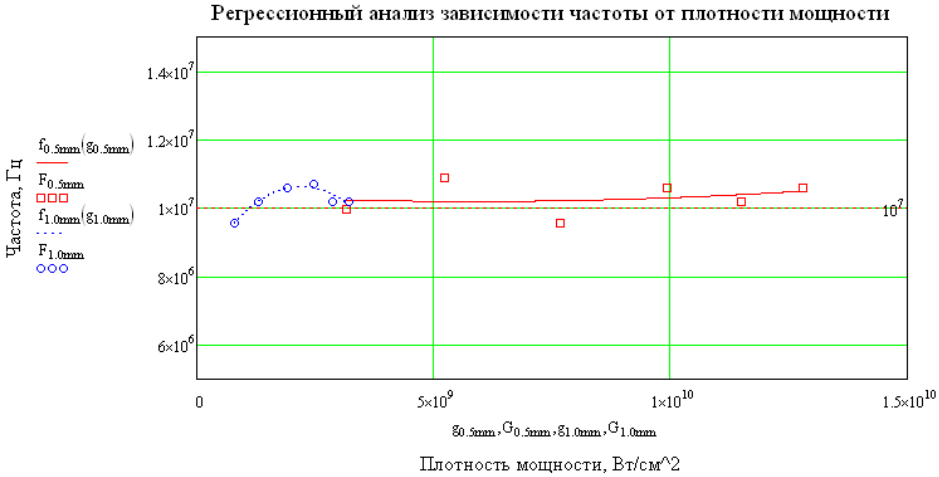


Рисунок 4 - Регрессионный анализ зависимости частоты от плотности мощности

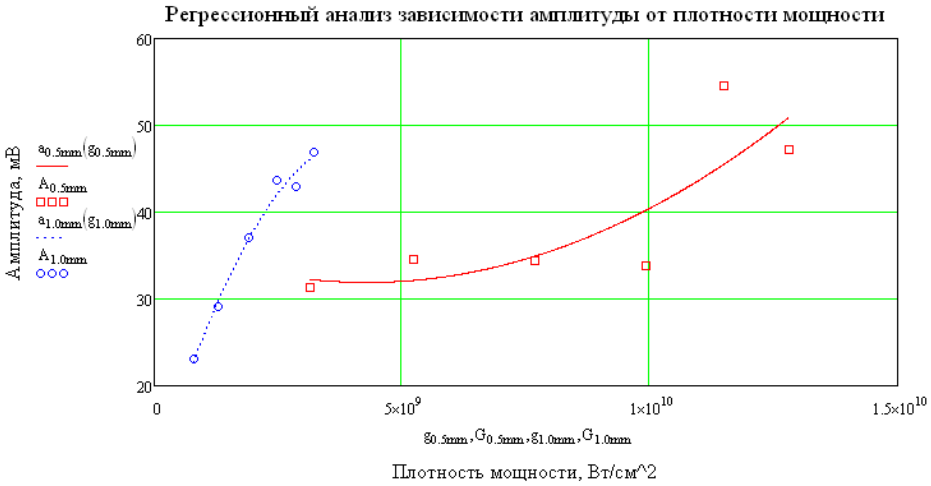


Рисунок 5 – Регрессионный анализ зависимости амплитуды от плотности мощности

Как видно из Рисунка 4, изменение плотности мощности излучения практически никак не сказывается на частоте акустических колебаний, ее значение колеблется около положения в 10^7 Гц. Из Рисунка 5 видно, что амплитуда, в отличие от частоты, напрямую зависит от плотности мощности. Подобные зависимости частоты и амплитуды согласуются с математическими расчетами и численным моделированием.

На Рисунках 6 и 7 показана микроструктура образца при обработке излучением с плотностью мощности $1.15 \cdot 10^{10}$ Вт/см^2.

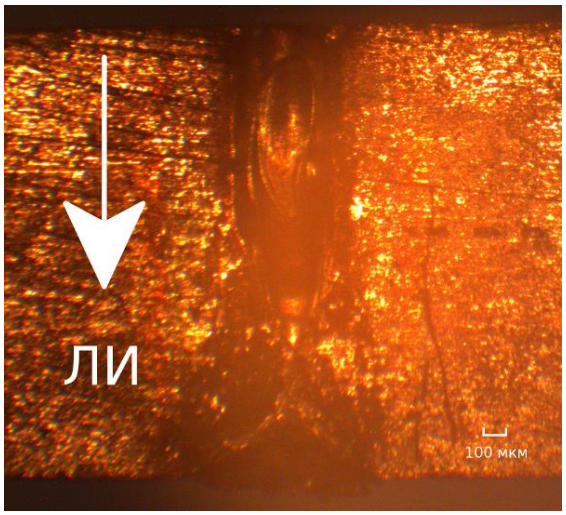


Рисунок 6 - микроструктура образца при обработке излучением с плотностью мощности $1.15 \cdot 10^{10}$ Вт/см^2

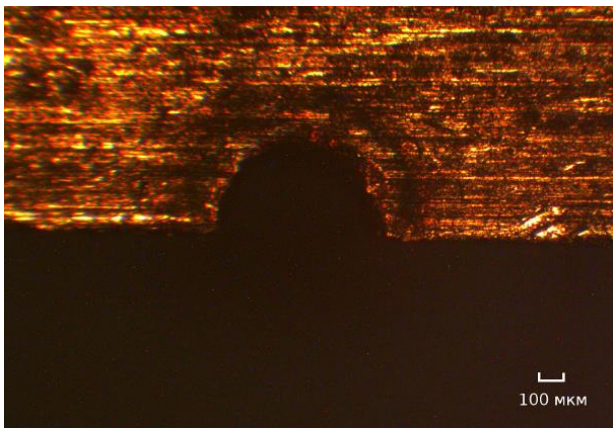


Рисунок 7 - микроструктура образца при обработке излучением с плотностью мощности $1.15 \cdot 10^{10}$ Вт/см^2

Заключение

Проведенные исследования в совокупности с выполненным частотным анализом показали, что изменение плотности мощности лазерного излучения при обработке металлического образца практически никак не сказывается на частоте акустического сигнала из зоны обработки, но напрямую влияет на рост давления акустического сигнала. Выявленные зависимости частоты и амплитуды сигнала от плотности мощности соответствуют теоретическим исследованиям в данном направлении и позволяют в дальнейшем использовать полученные данные для автоматизации управления процессом обработки лазерным излучением и повышения эффективности такой обработки.

Список использованных источников

1. Сравнительный анализ экспериментальных данных акустических колебаний при лазерной термообработке металлов / Велиев Д.Э., Звездин В.В., Галанина Н.А. «Научная дискуссия: вопросы технических наук»: материалы VIII международной заочной научно-практической конференции. (04 апреля 2013 г.) – Москва: Изд. «Международный центр науки и образования», 2013. – 152 с.

2. Кузнецов Ю.В., Баев А.Б. Спектральный и временной анализ импульсных и периодических сигналов: Учебное пособие. – М.: Изд-во МАИ, 2007. – 95.: ил.

3. Исрафилов, И.Х. Управление электростатическим полем глубиной лазерной закалки в металлах / И.Х. Исраифлов, В.А. Песошин, В. В. Звездин, Д.А. Башмаков // Вестник КГТУ им. А.Н. Туполева. - 2010. №2 - С. 47-48

Объемный отжиг легированных полупроводниковых материалов излучением CO_2 лазера

А.М. Григорьев, Е. Черкесова

ООО «Центр лазерных технологий», Россия
E-Mail: grigoriev@ltc.ru

В процессе выращивания полупроводниковых материалов и их легирования, в кристаллической структуре материала возникают напряжения и дефекты различных типов. Для снятия напряжений и уменьшения количества дефектов применяется отжиг.

Традиционный отжиг представляет собой нагревание материала в печи до высокой температуры с последующим выдерживанием при этой температуре в течение длительного времени. Ускорить процесс восстановления структуры можно посредством применения объемного лазерного отжига. Лазерный отжиг — это совокупность физических процессов, приводящих к изменению структуры, электрических и оптических характеристик твердых тел под действием лазерного излучения.

Согласно тепловой модели лазерного отжига, процесс рекристаллизации может протекать при температуре отжига, превышающей или меньшей, чем температура плавления полупроводника. В случае, когда температура отжига меньше, чем температура плавления материала, процесс идет по пути твердофазной кристаллизации («холодный» отжиг), а при температуре, превышающей температуру плавления, реализуется жидкофазная кристаллизация («горячий» отжиг).

Существуют различные механизмы поглощения света в полупроводниковых материалах:

1) Межзонное поглощение – при энергии кванта большей, чем ширина запрещенной зоны, за счет электронных переходов реализуется поверхностное поглощение.
2) Поглощение дефектами полупроводника.
3) Поглощение на свободных носителях. Этот механизм поглощения связан с движением электронов в зоне проводимости и дырок в валентной зоне.
4) Решеточное поглощение света. В этом случае энергия света переходит в энергию колебаний решетки.

Для реализации объемного отжига требуется небольшой коэффициент поглощения, который реализуется при механизме поглощения свободными носителями.

Лазерный отжиг осуществляется посредством объемного нагрева полупроводникового материала сканирующим пучком CO_2 лазера. В процессе облучения происходит поглощение лазерного излучения свободными носителями с последующей передачей энергии атомам кристаллической решетки.

Нагрев производится до температуры, несколько меньшей температуры плавления материала. Энергия, требуемая для нагрева, рассчитывается исходя из следующей модели.

Лазерное излучение фокусируется внутри материала в пятно радиусом r_0 и поглощается свободными носителями. Время воздействия лазерного излучения τ на локальную область материала в пределах пятна фокусировки подбирается так, чтобы к концу воздействия тепло не успевало уходить из области фокусировки.

$$l \ll r_0$$

где $l = \sqrt{a\tau}$ – расстояние, на которое смещается тепловой фронт в материале за время τ, $a = \frac{\lambda}{c\rho}$ – коэффициент температуропроводности. Тогда длительность воздействия должна соответствовать следующему условию:

$$\tau \leq \frac{l^2}{a}$$

При условии, что излучение концентрируется в пятно диаметром r_0 =1 мм, $l \leq 0{,}1$ мм. Мощность излучения рассчитывается исходя из требуемого распределения температуры в материале.

$$T = \frac{Ia\tau}{\rho c} + T_{\text{н}}$$

где I – интенсивность поглощенного излучения, ρ – плотность материала, с – удельная теплоемкость.

В случае поглощения излучения свободными носителями, коэффициент поглощения связан с концентрацией свободных носителей следующим соотношением:

$$\alpha = G_h n_h + G_e n_e + \alpha_0$$

Где $G_{h,e}$ – сечения поглощения на дырках и электронах соответственно, α_0 – коэффициент поглощения на структурных дефектах, $n_{h,e}$ – концентрация свободных носителей.

Распределение интенсивности излучения в материале:

$$I = I_0(1 - R)\exp(-\alpha \text{x})$$

Где x меняется от 0≤x≤L, L – толщина полупроводникового материала.

Распределение температуры в этом случае дается соотношением:

$$T = \frac{I_0(1 - \text{R})\exp(-\alpha \text{x})a\tau}{\rho c} + T_{\text{н}}$$

«Холодный» отжиг проводится при температурах порядка 800-900^{0}C.

Интенсивность лазерного излучения в этих условиях оценивается по формуле:

$$I_0 = \frac{T\rho c}{(1 - \text{R})\exp(-\alpha \text{x})a\tau}$$

Таким образом, для нагрева полупроводника для температуры порядка 1000 градусов, требуется длительность воздействия порядка 100 мкс, и интенсивность порядка десятков мДж. Также возможен отжиг непрерывным лазером в режиме растрового построчного сканирования. Для пятна размером 1 мм скорость сканирования образца порядка 10-20 м/с.

Для исследования процесса лазерного отжига был проведен следующий эксперимент. Отжигу подвергалась пластина GaAs n-типа с концентрацией свободных носителей

10^{18} см$^{-3}$. Поверхность пластины сканировалась сфокусированным пучком непрерывного CO_2 лазера мощностью 50 Вт. Перемещение лазерного пучка по поверхности пластины осуществлялось с помощью двухосной сканирующей системы RayLase в режиме растрового сканирования.

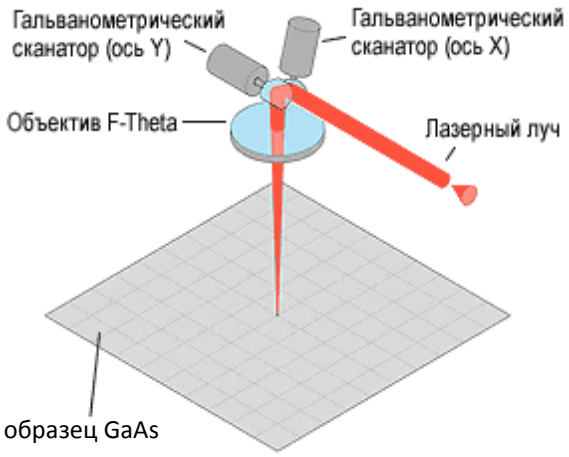


Рисунок 1 - Схема сканирования поверхности образца

На Рисунке 2 представлено распределение теплового поля в области фокусировки излучения внутри полупроводника.

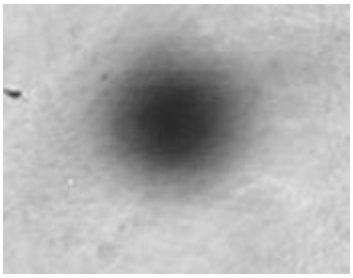


Рисунок 2 - Распределение теплового поля в области фокусировки

Эффективность отжига оценивалась путем сопоставления зависимостей краевого поглощения материала до и после операции отжига.

На Рисунке 3 представлены зависимости коэффициента поглощения материала в области края собственного поглощения до и после отжига.

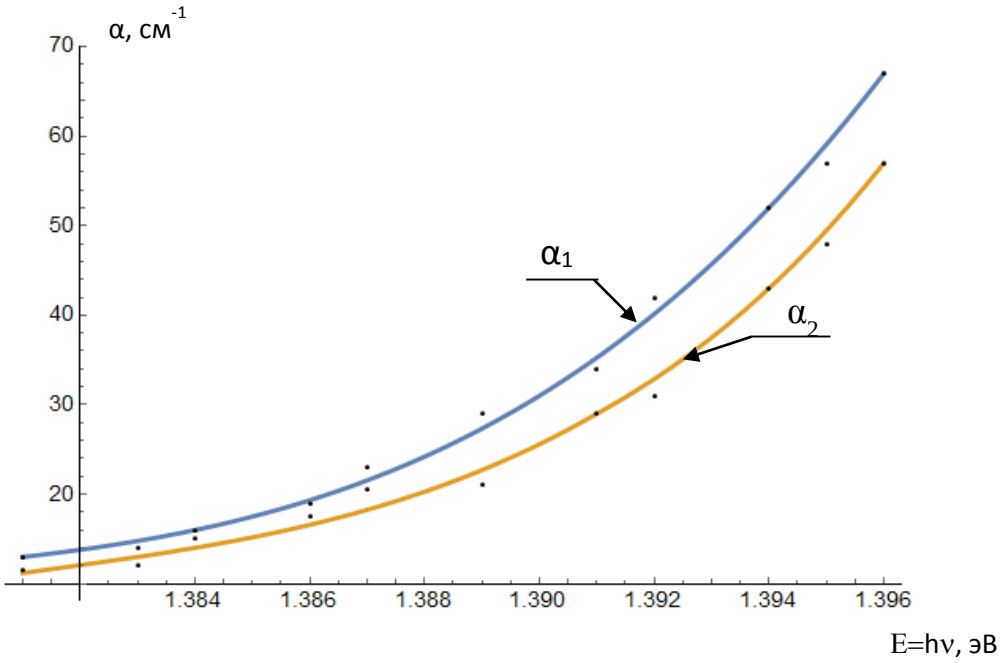


Рисунок 3 - Спектр поглощения материала до (α_1) и после отжига (α_2)

Край поглощения отожженного материала смещен в коротковолновую область спектра, что позволяет сделать вывод, что степень структурного дисбаланса уменьшилась.

Выявлено, что в условиях локального воздействия сфокусированного лазерного излучения на полупроводниковый материал, происходит изменение структуры в некотором объеме вещества. Таким образом, путем сканирования сфокусированным пучком лазерного излучения всего объема полупроводникового материала, возможно изменять его структуру. В случае частичного сканирования объема заданной формы, можно сформировать область с требуемой пространственной конфигурацией.

Список использованных источников

1. Ж. Панков «Оптические процессы в полупроводниках», перевод с англ. под ред. Ж.И. Алферова, М.:«Мир», 1973.
2. Вейко В.П., Либенсон М.Н. «Лазерная обработка», Лениздат, 1973.

Additive technologies

Развитие теории и технологии прямого лазерного выращивания крупногабаритных изделий для различных применений

Г.А. Туричин, К.Д. Бабкин, Е.В. Земляков, Е.А. Валдайцева, О.Г. Климова-Корсмик, Д.Ю. Колодяжный

Институт лазерных и сварочных технологий СПбПУ, Россия
E-mail: gleb@ltc.ru

Введение

Технология высокоскоростного прямого лазерного выращивания на сегодняшний день является одной из наиболее перспективных и быстроразвивающихся технологий аддитивного производства [1]. В этой области сосредоточены усилия ведущих зарубежных [2] и отечественных исследователей [3]. При этой технологии изделие формируется из порошка, подаваемого газопорошковой струей непосредственно в зону выращивания, коаксиально или некоаксиально лазерному лучу, осуществляющему контролируемый нагрев и частичное оплавление частиц порошка, а также подогрев подложки. Повышение производительности процесса выращивания требует повышения мощности лазерного излучения и скорости перемещения выращиваемого изделия относительно технологической головки. Современные мощные лазеры, как волоконные, так и диодные, позволяют создавать установки с производительностью выращивания, достигающей нескольких килограмм в час, но связанное с этим повышение скорости перемещения выращивающей головки относительно изделия приводит к развитию поверхностных неустойчивостей активной зоны, вызывающих появление дефектов формирования изделий – квазипериодического рельефа на поверхности и прерываний процесса выращивания. Природа этих процессов связана с особенностями совместного протекания тепловых и гидродинамических процессов в ванне расплава в условиях поступления на ее поверхность потока частично расплавленного порошка, и может быть проанализирована на основе подхода, разработанного ранее для анализа динамических процессов, протекающих в сварочной ванне при сварке лазерным или электронным лучом без глубокого проплавления [4].

В данной работе приведены результаты теоретических и экспериментальных исследований процесса прямого лазерного выращивания металлических изделий из порошковых материалов, исследования устойчивости процесса выращивания, разработки технологического оборудования и технологий выращивания изделий из различных материалов.

Материалы и методика исследований

Экспериментальные исследования процессов прямого лазерного выращивания проводились в Институте лазерных и сварочных технологий СПбПУ (ИЛИСТ) на

экспериментальных стендах на базе дискового лазера мощностью 3 кВт и волоконного лазера ЛС-5 мощностью 5 кВт, соответственно (см. Рисунок 1).

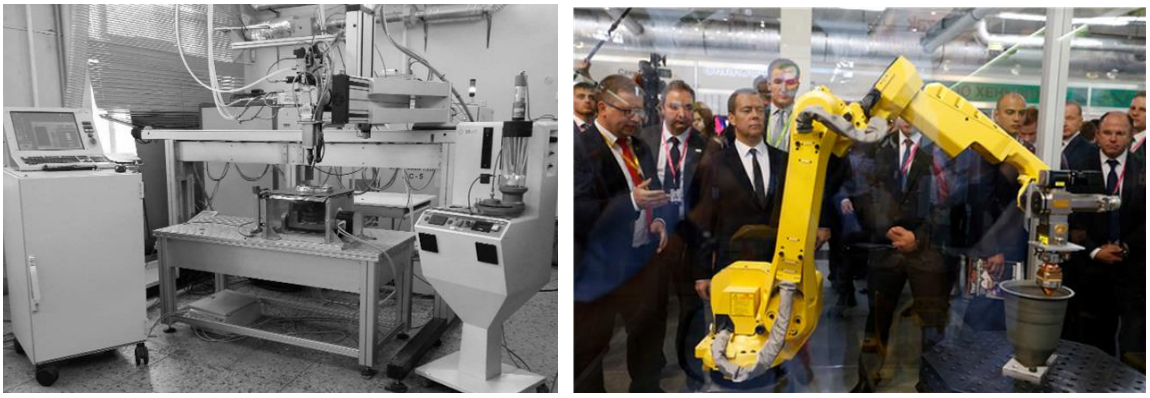


Рисунок1 - Экспериментальный стенд и роботизированный комплекс для исследований технологических процессов прямого лазерного выращивания изделий

При проведении технологических экспериментов варьировались мощность лазерного излучения, скорость перемещения выращивающей головки, скорость подъема фокусирующей головки, расход порошка, диаметр пятна лазерного излучения, угол ввода струи порошка в лазерный луч. Для экспериментальных исследований газодинамических процессов переноса порошка была использована высокоскоростная камера Citius Centurino C100 и камера высокого разрешения Basler acA-2000gm. Для автоматизации обработки изображений было использовано специально разработанное программное обеспечение в среде LabVIEW 2012. Для формирования газопорошковой струи использовались некоаксиальные сопла с диаметром выходного отверстия 1 - 2 мм и аксиально-симметричное щелевое сопло с регулируемой шириной щели в интервале 0.2 - 1 мм собственной разработки.

В качестве модельного материала для выращивания использовали порошковый жаропрочный сплав EuTroLoy16625G.04 производства Castolin Eutectic (Inconel 625), внешний вид порошка приведен на Рисунке 2, химический состав приведен в Таблице 1. Фракционный состав 53-150 мкм, форма частиц – сферическая. Также были проведены эксперименты по выращиванию их порошков различных жаропрочных сплавов на никелевой основе, титановых сплавов, сплавов на основе кобальта и нержавеющих сталей.

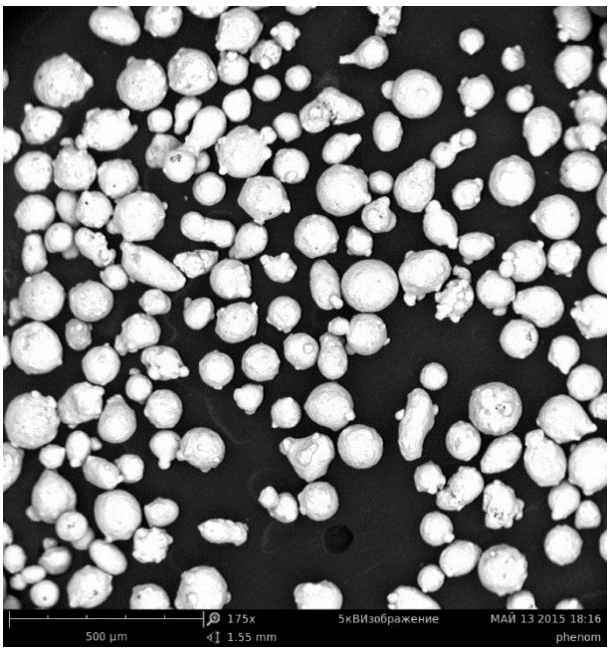


Рисунок 2 - Вид гранул порошка сплава EuTroLoy16625G.04

Таблица 1 - Химический состав сплава EuTroLoy16625G.04

Элемент	Состав, %
Ni	Основа
C	0,00
Si	0,40
Nb+Ta	3,70
Cr	21,50
Mo	9,00
Fe	до 5
Mn	0,35
Al	0,02
Ti	0,02
Другие	0,10

Металлографические исследования выращенных изделий были проведены на микроскопе DMI 5000 (Leica) с программным обеспечением Tixomet. Исследования химического состава и распределения химических элементов выполнены на сканирующем электронном микроскопе Phenom ProX и микроскопе Mira Tescan с использованием приставки Oxford INCA Wave 500. Для определния микротвердости наплавляемых покрытий был использован микрортвердомер Micromet 5103, Buehler. Для определения механических характеристик выращенных изделий были проведены испытания на одноосное растяжение на универсальной испытательной машине Zwick/Roell Z250 серии Allround. Были испытаны плоские образцы, вырезанные из выращенных из сплава Inconel 625 в исходном состоянии и после термической обработки (отжиг для снятия напряжения при T=1000 °C, 3 часа, воздушная атмосфера). Также были проведены испытания на длительную прочность и на малоцикловую усталость.

Результаты исследований и их обсуждение

Теория процессов, происходящих в газопорошковой струе при ее падении на подложку с учетом нагрева и частичного плавления порошинок лазерным излучением была разработана авторами данной работы [5] на основе совместного решения задач о разбиении струи о преграду и переноса порошинок в струе. Построенная на основе разработанной теории математическая модель процесса переноса порошка [6] позволила установить связь структуры газопорошковой струи с расходом транспортного газа, размерами сопла и параметрами частиц порошка.

При изучении процесса прямого лазерного выращивания сопло является важной частью технологического инструмента. Общие подходы к конструированию и классификация сопел приведены в [3]. Для проектирования сопел недостаточно обеспечить управляемый перенос и плавление порошка на пути к мишени, необходимо обеспечить формирование такого распределения порошка в газопорошковой струе, при котором возмущения выращиваемой поверхности будут автоматически гаситься. Для количественного анализа устойчивости процесса прямого лазерного выращивания рассмотрим гидродинамические процессы в ванне расплава, формирующейся на поверхности выращиваемого изделия при воздействии на нее лазерного луча и газопорошковой струи.

Устойчивость формирования поверхности в процессе прямого лазерного выращивания определяется комплексом физических процессов, протекающих на поверхности ванны расплава, движущейся с высокой скоростью по выращиваемому изделию при постоянном потоке вещества на ее поверхность. Начнем рассмотрение с анализа влияния термокапиллярного эффекта на течение расплава. В случае прямого лазерного выращивания скорость расплава относительно твердой фазы определяется скоростью термокапиллярного течения. Ограничимся для анализа практически интересным случаем, когда длина ванны расплава «L» много больше ее ширины «b» и ее глубины «H», характерным для реальных режимов выращивания. Тогда анализ уравнения непрерывности расплава позволяет заключить, что «продольная» компонента скорости vx , направленная вдоль оси перемещения лазерного луча относительно изделия, много больше поперечных компонент v_y, v_z, т.е. мы имеем дело с пограничным слоем. Уравнение движения для расплава при этом может быть записано в виде:

$$\frac{\partial v_x}{\partial t} + v_x \frac{\partial v_x}{\partial x} = -\frac{1}{\rho}\frac{\partial p}{\partial x} + \nu \frac{\partial^2 v_x}{\partial z^2} \qquad (1)$$

На «дне» ванны расплава, совпадающем с поверхностью предыдущего слоя, выполняется условие «прилипания» $v_x\big|_{z=0} = 0$, на поверхности – условие непрерывности касательной компоненты тензора напряжений $\eta \frac{\partial v_x}{\partial z}\bigg|_{z=H} = \frac{\partial \sigma}{\partial x}$, где σ – коэффициент поверхностного натяжения. Полагая, что в передней части ванны расплава температура поверхности близка к температуре кипения, и значение коэффициента поверхностного

натяжения близко к «0», принимая линейный закон падения температуры к «хвосту» сварочной ванны, можем записать:

$$\eta \frac{\partial v_x}{\partial z}\bigg|_{z=H} = \frac{\sigma}{L} \qquad (2)$$

Для оценки вязкого члена примем гипотезу о «параболическом» распределении скорости по глубине:

$$v_x(z) = v_x\left(\alpha + \beta z + \gamma z^2\right)$$

Такое распределение позволит удовлетворить как граничным условиям, так и условию сохранения полного потока массы вдоль оси «x». Тогда из граничных условий получаем: с $\alpha = 0$

$$\gamma = -\frac{3}{4H}\left(\frac{2}{H} - \frac{\sigma}{L\eta v_x}\right)$$

$$\beta = \frac{2}{H}\left(1 + \frac{H}{4}\left(\frac{2}{H} - \frac{\sigma}{L\eta v_x}\right)\right) = \frac{2}{H}\left(\frac{3}{2} - \frac{\sigma}{4\eta v_x}\frac{H}{L}\right) = \frac{3}{H} - \frac{\sigma}{2\eta v_x L} \qquad (3)$$

С учетом этого уравнение (1) может быть записано в виде:

$$\frac{\partial v_x}{\partial t} + v_x\frac{\partial v_x}{\partial x} = -\frac{1}{\rho}\frac{\partial p}{\partial x} - 3\nu\frac{v_x}{H^2} + \frac{3\sigma}{2\rho LH} \qquad (4)$$

Для того, чтобы связать скорость течения vx с положением поверхности ванны расплава воспользуемся условием сохранения массы. Пусть ζ – высота возмущения на поверхности. В нашем случае необходимо учесть поток массы, приходящий на поверхность расплава с газопорошковой струей. На поверхности расплава плотность падающего потока массы может быть записана как j(x,ζ). Полагая ζ<<H, можем теперь записать условие непрерывности течения как:

$$\frac{\partial(H+\zeta)}{\partial t} = -\frac{\partial}{\partial x}\left(v_x(H+\zeta)\right) + \frac{j(x,\zeta)}{\rho},$$

откуда, разлагая j(x,ζ) в ряд Тейлора с точностью до первого члена, получаем:

$$\frac{\partial v_x}{\partial x} \approx -\frac{1}{H}\frac{\partial\zeta}{\partial t} + \frac{j(x,0)}{H\rho} + \frac{1}{H\rho}\frac{\partial j(x)}{\partial x}\zeta \qquad (5)$$

Определим теперь давление в ванне расплава «p» и добавочное давление, связанное с наличием возмущения поверхности ванны расплава ζ, учитывая, что $p = \frac{\sigma}{R}$, где R – радиус кривизны поверхности (Рисунок 3).

Одномерная модель термокапиллярного течения не позволяет учесть эффекты, связанные с влиянием толщины выращиваемой стенки на изменение формы ее поверхности. Для этого нужно ввести в рассмотрение «поперечное» измерение. И хотя скоростью расплава в этом направлении, как следует из уравнения непрерывности, можно пренебречь, но изменения давления могут быть существенными. Легко видеть, что $R + \sqrt{R^2 - b^2} = b + \zeta$,

соответственно при ζ<<H имеем $R \approx b + \frac{\zeta^2}{2b}$, и соответственно для давления получаем: $p \approx \frac{\sigma}{b} - \frac{\sigma\zeta^2}{2b^3}$. С учетом этого член уравнения Навье-Стокса, связанный с изменением «поперечного» радиуса кривизны поверхности может быть записан как: $\frac{\sigma}{\rho b^3}\frac{\zeta\partial\zeta}{\partial x}$.

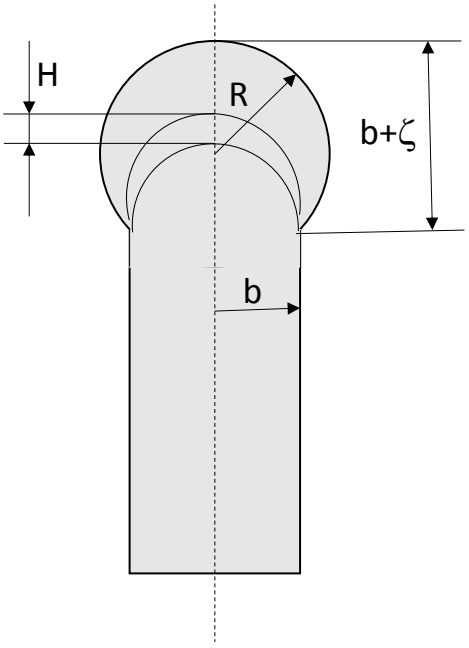


Рисунок 3 - Схема поперечного сечения выращиваемой стенки

Добавочное давление, связанное с возникновением «продольного» радиуса кривизны поверхности может быть записано как: $\sigma\frac{\partial^2\zeta}{\partial x^2}$

Тогда в двумерном случае имеем:

$$\frac{\partial v_x}{\partial t} + v_x\frac{\partial v_x}{\partial x} = -\frac{\sigma}{\rho}\frac{\partial^3\zeta}{\partial x^3} + \frac{\sigma}{\rho b^3}\frac{\zeta\partial\zeta}{\partial x} - 3\nu\frac{v_x}{H^2} + \frac{3\sigma}{2\rho LH} \qquad (6)$$

Рассмотрим сначала квазистационарный случай. Тогда:

$\frac{\partial}{\partial x}\left(v_x\left(H+\zeta\right)\right) = \frac{\mathrm{j(x,\zeta)}}{\rho}$, и соответственно, с учетом ζ<<H: $\frac{\partial v_x}{\partial x} \approx \frac{j(x,0)}{H\rho} - \frac{v_x}{H}\frac{\partial\zeta}{\partial x}$.

Полагая, что изменение продольной скорости vx в ванне расплава мало, положим, $v_x \sim v_0$, и окончательно получим:

$$\frac{\partial^3\zeta}{\partial x^3} - \frac{\rho v_0^{\,2}}{\sigma H}\frac{\partial\zeta}{\partial x} = \frac{3}{2LH} - 3\nu\frac{\rho v_0}{\sigma H^2} - \frac{v_0\, j(x,0)}{\sigma H} \qquad (7)$$

Начальные и граничные условия для этой задачи могут быть записаны как:

ζ = 0 при x = 0, $\left.\frac{\partial\zeta}{\partial x}\right|_{x=0} = 0$, $\left.\frac{\partial\zeta}{\partial x}\right|_{x=L} = 0$.

Перейдем к решению поставленной задачи. Ее решение складывается из общего решения однородного уравнения и частного решения неоднородного. Введем число $G = \frac{\rho v_0^{\,2}}{\sigma / H}$, по смыслу равное отношению скоростного напора потока расплава к капиллярному давлению на искривленной поверхности. Обозначив $A = -\frac{3}{2LH} + 3\nu\frac{\rho v_0}{\sigma H^2} + \frac{v_0 j(x,0)}{\sigma H}$ и решив поставленную задачу, получаем выражение для профиля поверхности ванны расплава:

$$\zeta = A\frac{H^2}{G}x + A\left(\frac{H^2}{G}\right)^{3/2}\frac{2-\exp\sqrt{\frac{G}{H^2}}L-\exp(-\sqrt{\frac{G}{H^2}}L)}{\exp\sqrt{\frac{G}{H^2}}L-\exp(-\sqrt{\frac{G}{H^2}}L)} - A\left(\frac{H^2}{G}\right)^{3/2}\frac{1-\exp(-\sqrt{\frac{G}{H^2}}L)}{\exp\sqrt{\frac{G}{H^2}}L-\exp(-\sqrt{\frac{G}{H^2}}L)}\exp\sqrt{\frac{G}{H^2}}x$$
$$- A\left(\frac{H^2}{G}\right)^{3/2}\frac{1-\exp(\sqrt{\frac{G}{H^2}}L)}{\exp\sqrt{\frac{G}{H^2}}L-\exp(-\sqrt{\frac{G}{H^2}}L)}\exp(-\sqrt{\frac{G}{H^2}}x) \qquad (8)$$

В хвосте ванны расплава при x=L для значения ζ получаем:

$$\zeta|_{x=L} = A\left(\frac{H^2}{G}\right)^{3/2}\left[\sqrt{G}\,\frac{L}{H} + 2\frac{1-Ch\left(\sqrt{G}\,\frac{L}{H}\right)}{Sh\left(\sqrt{G}\,\frac{L}{H}\right)}\right] \qquad (9)$$

Проанализируем полученное выражение. В зависимости от знака «А», который зависит от того, что больше – занижение поверхности из-за термокапиллярного ускорения течения расплава или ее завышение, вызываемое приходом нового материала с газопорошковой струей, возможно формирование как впадин, так и горбов на поверхности ванны расплава. При этом высота горбов, в зависимости от скорости процесса и длины ванны, может существенно превышать глубину ванны расплава H. Такие режимы наиболее опасны с точки зрения нестабильного формирования поверхности, но проанализировать этот случай с использованием принятых приближений «пограничного слоя» и малости «ζ» невозможно.

Приведенный анализ является теоретическим описанием процесса формирования профиля поверхности ванны расплава с учетом капиллярных явлений и потока материала приносимого газопорошковой струей. Для анализа нестационарных явлений, приводящих к неустойчивости процесса выращивания, необходимо сохранить в уравнениях «нестационарные» члены с временными производными, и проанализировать устойчивость «квазистационарного» поведения.

Выведем уравнение, описывающее динамическое поведение локального превышения поверхности «ζ» ванны расплава над «квазистационарной» поверхностью, рассчитанной выше. Воспользуемся для этой цели нестационарными уравнениями Навье-Стокса и непрерывности течения. (6) и (5). Положим, что $v_x(x,t) = v_0(x) + v_1(x,t)$ (10), приняв при этом, что $v_1(x,t) << v_0(x)$. Тогда, очевидно, и $\zeta(x,t) = \zeta(x) + \zeta_1(x,t)$ (11), где $\zeta(x)$ дается выражением (8). С учетом этого из (5) получаем:

$$\frac{\partial v_1}{\partial x} \approx \frac{1}{H}\frac{\partial \zeta_1}{\partial t} + \frac{1}{H\rho}\frac{\partial j(x)}{\partial x}\zeta_1 \qquad (12).$$

Подставив выражения (10) и (11) в уравнение (6), учитывая выражение (12), а также то, что для v_0 и ζ уравнение (6) является тождеством, получим уравнение для нестационарной добавки к скорости течения:

$$\frac{\partial v_1}{\partial t} + v_0\frac{\partial v_1}{\partial x} + v_1\frac{\partial v_0}{\partial x} = -\frac{\sigma}{\rho}\frac{\partial^3 \zeta_1}{\partial x^3} + \frac{\sigma}{\rho b^3}\frac{\zeta\partial\zeta_1}{\partial x} + \frac{\sigma}{\rho b^3}\frac{\zeta_1\partial\zeta}{\partial x} - 3\nu\frac{v_1}{H^2} \qquad (13)$$

Продифференцировав это уравнение по “x” с учетом (12), приведя подобные и пренебрегая малыми членами, приходим к уравнению, описывающему динамическое поведение превышения выращиваемой поверхности над стационарным значением:

$$\frac{\partial^2 \zeta_1}{\partial t^2} = \frac{\sigma H}{\rho}\frac{\partial^4 \zeta_1}{\partial x^4} - \frac{\sigma H^2}{2\rho b^3}\frac{\partial^2 \zeta_1}{\partial x^2} - \frac{\partial \zeta_1}{\partial x}\left(2\frac{\sigma H^2}{\rho b^3 L} - \frac{v_0}{\rho}\frac{\partial j}{\partial z}\right) + \zeta_1\frac{\partial j}{\partial z}\left(\frac{3\nu}{H^2\rho} + \frac{1}{\rho}\frac{\partial v_0}{\partial x}\right) \quad (14),$$

где L – длина ванны расплава, определяемая из решения тепловой задачи.

Воспользуемся линейной теорией устойчивости и будем искать решение этого уравнения в виде $\zeta_1 = \zeta_0 \exp(i(\omega t - kx))$, где ζ_0 - постоянная амплитуда, а частота ω в свою очередь может быть представлена как $\omega = \Omega + i\gamma$, где Ω - истинная частота, а γ - инкремент (или декремент) колебаний. Подставляя эти проекты в уравнение (14), получаем характеристическое уравнение, решив которое, пренебрегая в первом приближении коротковолновой капиллярной рябью, влиянием вязкости расплава и изменением скорости его течения вследствие термокапиллярного эффекта, получаем:

$$\Omega \approx \sqrt{\frac{\sigma}{2\rho}}\frac{Hk}{b^{3/2}}, \quad \gamma = -\frac{b^{3/2}}{\sqrt{\frac{\sigma}{2\rho}}H}\left(2\frac{\sigma H^2}{\rho b^3 L} - \frac{v_0}{\rho}\frac{\partial j}{\partial z}\right) \qquad (15).$$

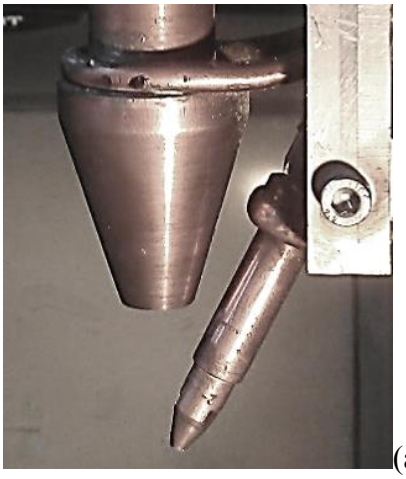
Таким образом, мы приходим к выводу, что при γ<0 на поверхности возникает колебательная неустойчивость с частотой Ω и инкрементом нарастания γ , при γ>0 колебания будут затухать с декрементом γ. Условием устойчивости при этом, очевидно, является выполнение неравенства:

$$2\frac{\sigma H^2}{v_0 b^3 L} < \frac{\partial j}{\partial z} \qquad (16),$$

т.е. критической величиной, определяющей устойчивость (или неустойчивость) процесса выращивания является величина градиента плотности потока частиц в газопорошковой струе по нормали к выращиваемой поверхности. Качественно этот факт легко понять – для стабилизации положения поверхности необходимо, чтобы при ее смещениях вверх относительно стационарного значения она попадала бы под менее плотный поток частиц, что снижало бы толщину наплавляемого слоя, а при смещениях вниз – под более плотный поток, что повышало бы его толщину и соответственно, гасило бы возникающие возмущения. Очевидно, что для устойчивости процесса необходимо также, чтобы длина зоны, в которой выполняется условие (16), была бы больше толщины наплавляемого за один проход слоя. При

количественном анализе следует также учитывать, что не все частицы прилипают к выращиваемой поверхности, поэтому необходимо иметь величину градиента несколько больше, чем даваемая выражением (16). Итак, линейный анализ устойчивости процесса прямого лазерного выращивания позволяет заключить, что устойчивое выращивание возможно только при положении выращиваемой поверхности выше перетяжки газопорошковой струи, а необходимым условием устойчивости является выполнение неравенства (16). Более точный анализ особенностей динамических процессов при прямом лазерном выращивании требует решения связанных задач о динамике поверхности, течении газопорошковой струи и ее разбиении о поверхность, движении, нагреве и плавлении частиц порошка.

Выведенные условия устойчивость определяют требования к конструкции технологических головок для выращивания. В соответствии с этими требованиями были разработаны некоаксиальная и коаксиальная технологические головки, которые и были использованы при экспериментах. Поскольку технологические головки с боковыми соплами несимметричны относительно направления движения, при их использовании процесс наращивания валика зависит от направления движения. Поэтому при использовании некоаксиальных головок выращивание необходимо проводить без изменения направления движения инструмента относительно изделия. Для технологических экспериментов было использовано некоаксиальное сопло с выходным отверстием круглого сечения диаметром 2 мм (Рисунок 4а). На Рисунках 4б и 4в приведены примеры выращиваемых изделий при использовании указанного сопла.


(а)

(б)

(в)

Рисунок 4 – Сопла для подачи порошка в зону лазерного воздействия: сопло круглого сечения (а), примеры выращиваемых изделий (б)

Газопорошковая струя, сформированная таким соплом, обладает простой структурой, является симметричной относительно оси канала и расходится с углом расхождения порядка 8-10°. Она обеспечивает достаточно широкую область устойчивого выращивания в верхней половине струи. Эксперименты показали, что использование некоаксиального сопла позволяет изготавливать тела вращения с минимальным диаметром 6 мм, а также позволяет

выращивать изделия сложной геометрии, но с осевой симметрией. Толщина стенки выращиваемых изделий варьируется в диапазоне 0,6 – 3 мм, при этом шероховатость поверхности изделия не превышает 50 мкм. Для изготовления изделий сложной формы требуется применение более сложных, коаксиальных сопел.

Технологические головки, оснащенные коаксиальными соплами, характеризуются независимостью параметров выращивания от направления движения инструмента. Это позволяет использовать сложные траектории обработки и получать изделия более сложной геометрии.

Разработанная коаксиальная головка и пример ее использования показаны на Рисунке 5.



Рисунок 5 - Трехмерная модель коаксиальной головки и пример ее использования для выращивания изделия сложной конфигурации

Для экспериментального исследования формирования газопорошковой струи коаксиальной головкой была проведена серия модельных экспериментов. Сопло с кольцевым каналом было заменено на сопло с плоским, щелевым каналом (Рисунок 6) с варьируемой шириной щели, что позволило упросить экспериментальную установку и процесс регистрации формы газопорошковой струи. При этом площадь сечения сопла подбиралась таким образом, чтобы получить схожие скорости при протекании через нее несущего газа.

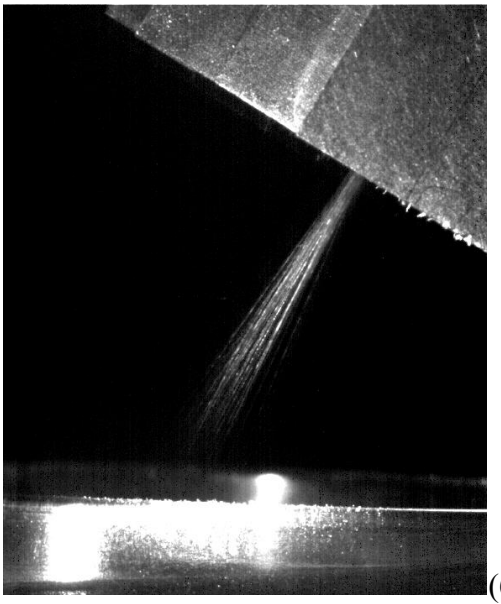

(а)

(б)

Рисунок 6 – Щелевое сопло для подачи порошка в зону лазерного воздействия: внешний вид сопла (а), съемка сопла в процессе эксперимента (б)

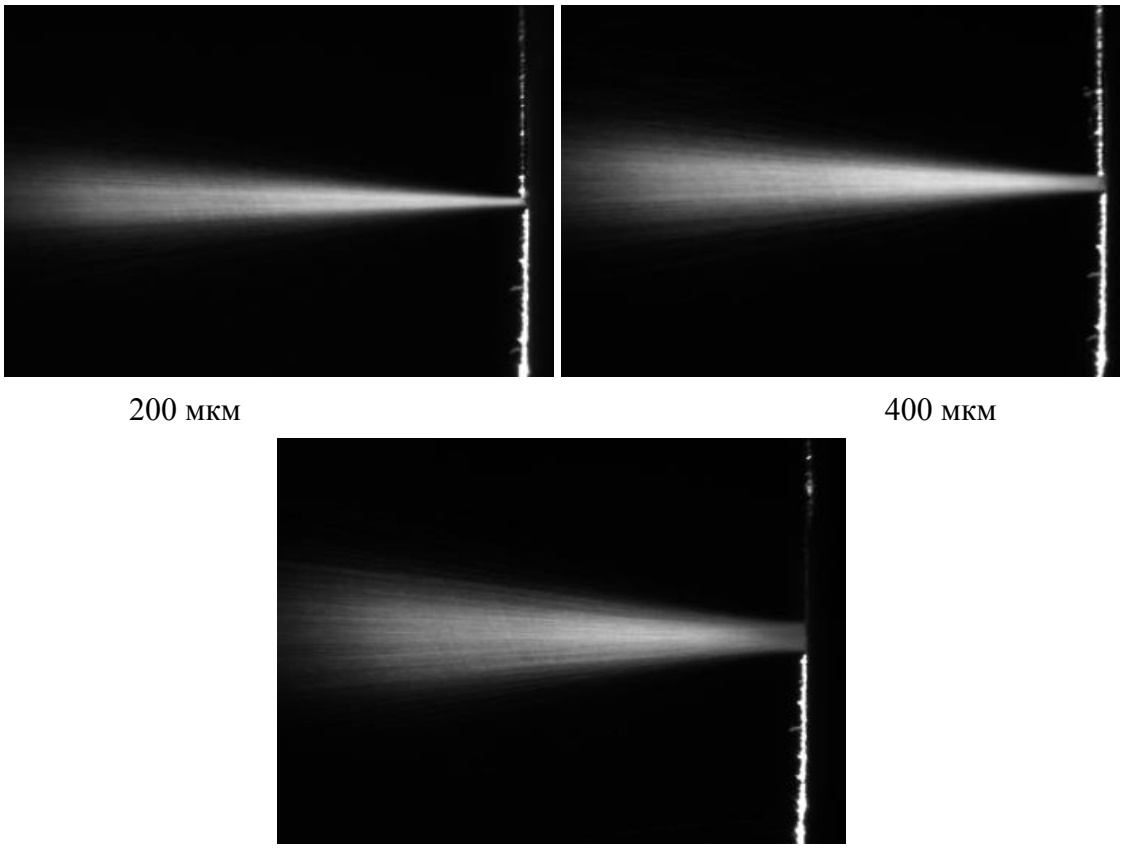
Одной из важных характеристик сопла для прямого лазерного выращивания является формируемая им геометрия газопорошковой струи в области роста. Основное влияние на устойчивость процесса выращивания, оказывают, в соответствии с приведенными выше теоретическими представлениями, угол сходимости, положение перетяжки газопорошковой струи относительно поверхности выращиваемого изделия и градиент плотности потока порошка по направлению нормали в выращиваемой поверхности.

Для изучения влияния расхода порошка и транспортного газа на пространственную структуру газопорошковой струи была проведена серия экспериментов с использованием щелевого сопла (Рисунок 6а), в ходе которых менялся расход подаваемого порошка в пределах от 5 до 20 г/мин при неизменных ширине щели (400 мкм) и расходе несущего газа (8 л/мин). Результаты показали, что ширина газопорошковой струи практически не зависит от расхода порошка, что хорошо согласуется с теорией [5]. Объемная доля порошка в газопорошковой струе составляет 0,3 % при расходе 20 г/мин и 8 л/мин для порошка и газа соответственно. Таким образом, в первом приближении взаимодействием между частицами можно пренебречь, и расход порошка практически не оказывает влияния на геометрию газопорошковой струи.

Для определения влияния расхода транспортного газа на ширину газопорошковой струи была проведена серия экспериментов с расходами от 3 до 10 л/мин. Они показали, что геометрия струи слабо зависит от расхода газа. Это можно объяснить тем, что скорость отдельных частиц на выходе из сопла растет при увеличении расхода транспортного газа только до определенного значения (5 м/с для порошинок с плотностью порядка 7-9 г/см^3). Для выбранного диапазона расходов транспортного газа 3-10 л/мин при ширине щели 400 мкм скорость транспортного газа на выходе из сопла составляет от 6 до 20 м/с и скорость порошинок запирается на максимальном уровне в 4,5-5,5 м/с. Таким образом, в первом

приближении влиянием расходов металлического порошка и транспортного газа на ширину газопорошковой струи можно пренебречь.

Основным фактором, влияющим на ширину газопорошковой струи после выхода из сопла, является ширина щели сопла. Во время движения по каналу сопла порошинки испытывают соударения со стенками канала, при которых теряют часть нормальной по отношению к стенке скорости. За счет многократного переотражения частиц формируется их направленное движение, и после выхода из сопла струя имеет направленную структуру с малым углом расхождения. На Рисунке 7 показаны примеры полученных изображений газопорошковых струй.



200 мкм 400 мкм

800 мкм

Рисунок 7 – Газопорошковая струя на выходе из плоского щелевого сопла с различной шириной щели

Обработка данных показала, что плотность частиц в струе имеет нормальное распределение в поперечном сечении, начиная с расстояния порядка двойной ширины сопла. На Рисунке 8 представлены экспериментально измеренные значения ширины газопорошковой струи на расстоянии в 5, 7.5 и 10 мм от среза сопла, в зависимости от ширины щели. Видно, что ширина струи монотонно возрастает при увеличении ширины зазора.

С точки зрения технологии прямого лазерного выращивания уменьшение ширины перетяжки газопорошковой струи дает определенные преимущества: увеличивается коэффициент использования порошка, так как увеличивается его концентрация и большая

часть попадает в зону роста; увеличивается производительность процесса за счет повышения скорости движения инструмента при неизменной толщине наплавляемого валика; повышается устойчивость процесса, так как увеличивается градиент плотности порошка вдоль оси струи в области перетяжки; упрощается процесс изготовления тонких стенок и мелкомасштабных элементов.

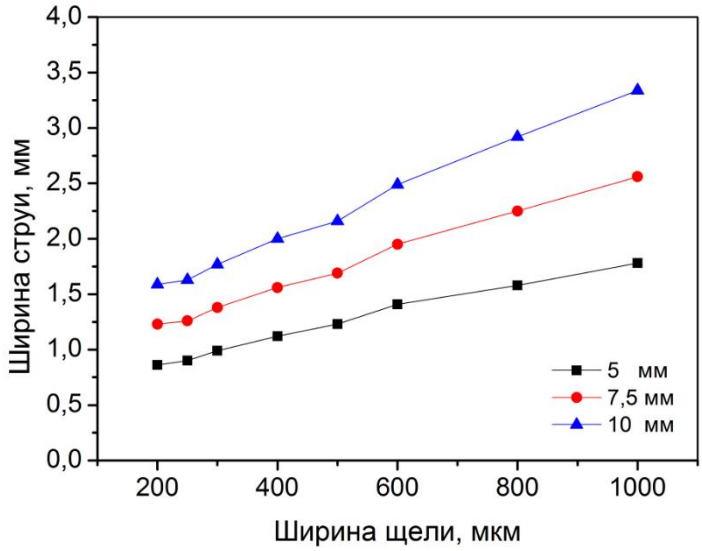


Рисунок 8 – Зависимость ширины струи от ширины щели сопла, фракция 50-150 мкм

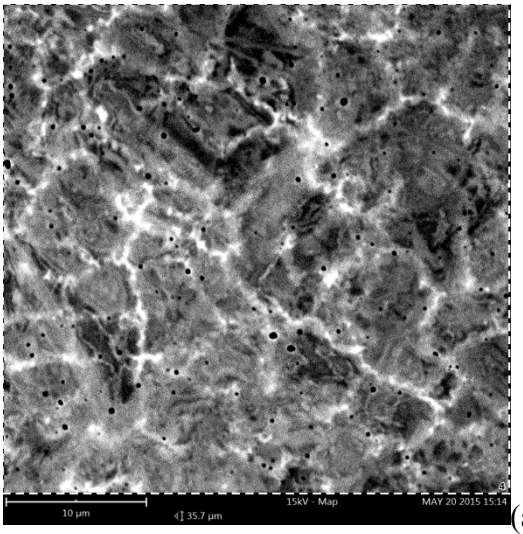
Проведенные расчеты и эксперименты позволили определить диапазон оптимальных характеристик головки для выращивания: ширина щели 250-300 мкм, угол схождения конуса сопла 60°, расстояние от среза сопла до области газопорошковой перетяжки 9-10 мм. При таком наборе параметров расчетная перетяжка газопорошковой струи составит ~2 мм. При этом используются широко доступные фракции порошков, сопло является пригодным для работы с большими мощностями лазерного излучения (до 5 кВт), высокими расходами порошка, и обеспечивает приемлемую концентрацию и градиент металлического порошка.

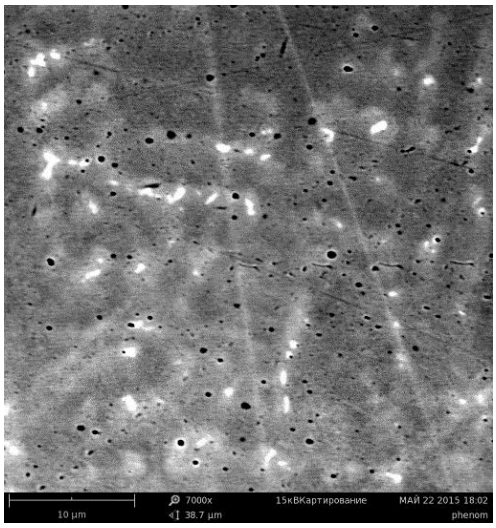
На установленных технологических параметрах процесса были выращены образцы для механических испытаний и готовые изделия из жаропрочного сплава Inconel 625. Примеры выращенных изделий приведены на Рисунке 9.



Рисунок 9 - Корпус камеры сгорания, жаровая труба и внутренний корпус газотурбинного двигателя

Пористость на исследуемых образцах не превышает 0,05 об. %, отсутствуют трещины, неметаллических включений не обнаружено, таким образом установлено, что в процессе прямого лазерного выращивания не протекают интенсивные процессы окисления. Микроструктура преимущественно литая, продольный размер дендритов варьируется в интервале 50-250 мкм, размер отдельных дендритов достигает 500 мкм. Слоистой структуры с выраженными границами между различными наплавленными слоями не обнаружено. Хорошо заметны нерасплавленный зерна частиц порошка. Формирование литой структурой может быть также связано с исходной структурой используемого порошка. На Рисунке 10 приведена микроструктура используемого порошка (а) и образца, выращенного при мощности 0,75 кВт (б).



(а)


(б)

Рисунок 10 – Микроструктура порошка (а) и выращиваемого изделия (б)

Исходя из результатов микрорентгеноспектрального спектрального анализа и картирования выделенной области, можно заключить, что серая область – γ-твердый раствор на основе никеля, белая сетка по границам зерен – карбиды ниобия и молибдена, черные точки является мелкодисперсными оксидами кремния, алюминия и марганца. Выращенные образцы обладают наследственной микроструктурой используемого порошка, происходит некоторое растворение карбидной сетки и последующее выделение в виде отдельных включений, дисперсность которых составляет 0,5-2 мкм, размер и форма оксидов в процессе прямого лазерного выращивания не изменяются.

Для оценки влияния микроструктуры выращенных изделий на механические свойства была проведена термическая обработка - (отжиг для снятия напряжения при T=1000 °C, 3 часа).

Испытания показали, что механические свойства сплава до проведения термической обработки: предел прочности в среднем составляет 866 МПа, предел текучести - 488 МПа, относительное удлинение - 28 %. Механические свойства после проведения термической обработки: предел прочности в среднем составляет 855 МПа, предел текучести - 479 МПа, относительное удлинение - 27 %. Данные значения соответствуют справочным данным по

уровню свойств сплава INCONEL 625 в состоянии проката: предел прочности - 827-1103 МПа, предел текучести - 414-758 МПа, относительное удлинение - 60-30%. Анизотропии свойств при изменении ориентации образцов относительно направления выращивания выявлено не было. Для оценки типа разрушения проведены фрактографические исследования, результаты которых приведены на Рисунке 11.

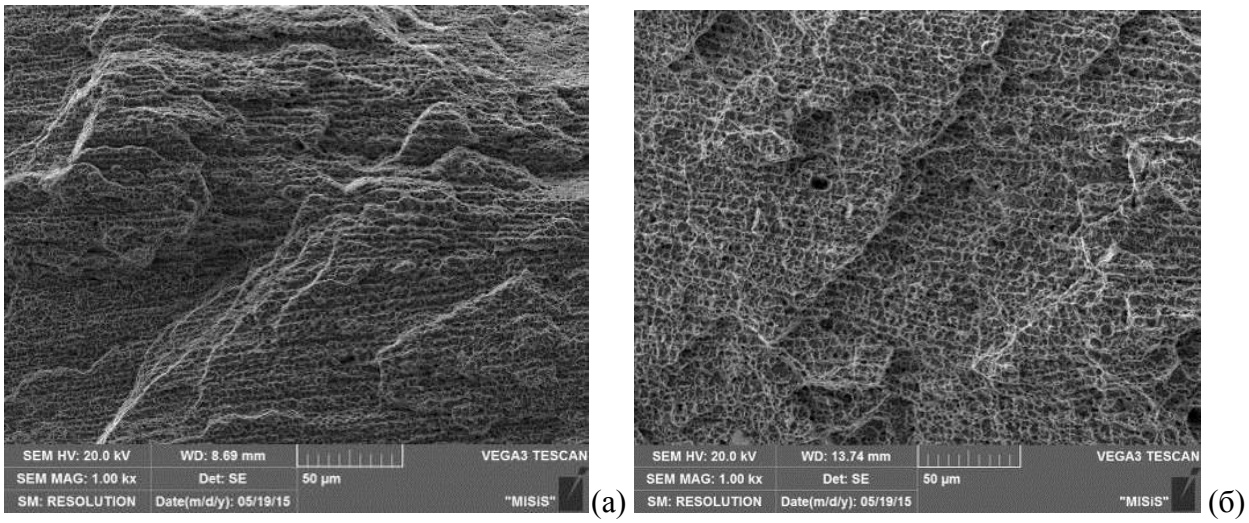


Рисунок 11 – Фрактограммы изломов исходных образцов после проведения механических испытаний на одноосное растяжение до (а) и полсе (б) термической обработки

На фотографиях видно большое количество фасеток со следами пластической деформации, что говорит о вязком характере излома. Стоит отметить мелкозернистую структуру фасеток даже в образцах без термической обработки. В образцах после термической обработки также присутствует большое количество фасеток со следами пластической деформации, что также говорит о вязком характере излома.

При сравнении микроструктуры в полированных и травленых образцах до и после термообработки стоит отметить мелкозернистую структуру в обоих случаях.

В структуре присутствуют области с мелкими и крупными зернами, что свидетельствует о некоторой неравномерности. После термической обработки размер карбидных и оксидных включений не изменяется, как и размер зерен. Механические свойства остаются на уровне проката, поэтому можно утверждать, что процесс прямого лазерного выращивания позволяет изготавливать изделия с удовлетворительными эксплуатационными характеристиками. Дальнейшая термообработка не требуется.

Выводы

Технология прямого лазерного выращивания является сложным и многофакторным процессом с большим количеством параметров, влияющих на конечный результат. Поэтому выбор режимов выращивания целесообразно проводить с помощью математического моделирования процесса, экспериментальный подбор режимов может оказаться чрезвычайно трудоемким.

Одним из основных требований к технологическому процессу выращивания является устойчивость формообразования. На основании проведенных экспериментальных и теоретических исследований получено ясное представление о причинах возникновения неустойчивости выращиваемой поверхности, обусловленной капиллярными силами и динамикой ванны расплава. Устойчивость выращивания может быть обеспечена конструкцией технологической головки, обеспечивающей необходимые значения угла сходимости, положения перетяжки газопорошковой струи относительно поверхности выращиваемого изделия и градиента плотности потока порошка по направлению нормали в выращиваемой поверхности.

Расчеты и эксперименты позволили сформулировать диапазон допустимых конструкционных параметров для технологических головок: ширина щели 250-300 мкм, угол схождения конуса сопла 60°, расстояние от среза сопла до области газопорошковой перетяжки 9-10 мм.

Результаты исследования структуры и свойств выращенных изделий показали, что для сплава Инконель 625 механические свойства до и после проведения термической обработки находятся на уровне металлического проката: предел прочности в среднем составляет 850-900 МПа, предел текучести – 470-490 МПа, относительное удлинение - 28 %. Микроструктура образцов, полученных методом прямого лазерного выращивания, характеризуется равноосным зеренным строением с выделением вторых фаз (в основном карбидов) по границам зерен, а также является наследственной от металлического порошка, используемого для выращивания. Фрактограммы излома имеют выраженный ямочный характер, свойственный материалам с достаточно высокой пластичностью.

Результаты проведенных исследований показали, что разработанная технология прямого лазерного выращивания, несмотря на свою технологическую сложность, может заменить используемые ныне технологии, обеспечив многократное повышение производительности и экономию материала. Изделия, изготовленные методом прямого лазерного выращивания, не требуют дополнительного изостатического прессования или термической обработки, что существенно сокращает время их изготовления в сравнении как с SLS/SLM - технологиями, так и с технологиями, основанными на литье и последующей термической и механической обработке.

Работы выполнены при финансовой поддержке РФФИ грант № 14-29-10219 офи_м.

Список использованных источников

1. Стешенкова Н., Туричин Г., Райкис О., Металлообработка: высокотехнологичный режущий инструмент или аддитивные технологии, Фотоника. 2015. № 3 (51). С. 36-39.
2. Didier Boisselier, Simon Sankaré, Thierry Engel, Improvement of the Laser Direct Metal Deposition Process in 5-axis ConfigurationOriginal Research Article, Physics Procedia, Volume 56, 2014, pp. 239-249
3. Туричин Г., Климова О., Земляков Е., Бабкин К., Сомонов В., Шамрай Ф., Травянов А., Петровский П., Технологические основы высокоскоростного прямого лазерного

выращивания изделий методом гетерофазной порошковой металлургии, Фотоника. 2015. № 4 (52). С. 68-83.
4. У. Райзген, М. Шлезер, А. Абдурахманов, Г. Туричин, Е. Валдайцева, Ф.-В. Бах, Т. Хассель, А. Беньяш, Исследование факторов, влияющих на образование дефектов сварного шва при электронно-лучевой сварке в открытой атмосфере, Автоматическая сварка, 2012, № 2, с. 13-20
5. Туричин Г.А., Валдайцева Е.А., Поздеева Е.Ю., Земляков Е.В., Влияние аэродинамических сил на перенос порошка к плоской подложке при лазерном напылении, В сборнике: Beam technologies & laser application, Proceedings of the six international scientific and technical conference. Edited by Prof. G. Turichin. Saint-Petersburg 2009, с. 42-47
6. Turichin G.A., Somonov V.V., Klimova O.G., Investigation and modeling of the process of formation of the pad weld and its microstructure during laser cladding by radiation of high power fiber laser, Applied mechanics and materials, 2014, 682, pp. 160-165

Experimental laser facility for additive technologies. Experimental results and calculations

V.V. Vasiltsov, I.N. Ilyichev, V.G. Niziev, V.Ya. Panchenko

Institute on laser and information technologies of RAS, Russia
E-mail: v.vasiltsov@mail.ru

Introduction

The processes of direct laser-assisted fabrication of three-dimensional products using the computer models made by 3D-CAD systems belong now to a rapidly developing field of modern technologies. They are known as additive technologies.

Among the methods of layer-by-layer fabrication of 3D objects, selective laser sintering (SLS) of powders is most popular. The particular role of this technology consists in manufacturing functional products with high strength properties or in restoration of their worn parts. It is of prime importance that 3D synthesis accompanied by surfacing of metal powders permits the material composition to be fast varied by way of introducing powders of various types into the melt. This makes it possible to produce hybrid or gradient metallic composites. Alongside with the technologies of powder surfacing used in worn parts restoration, production and prototyping of various parts, which have already been implemented in the production, the potentialities of the additive technology of gap welding with laser surfacing of metal powders is considered. This technology offers essential benefits as against the deep-penetration laser welding.

ILIT RAS has gained long-term experience of mastering additive technologies [1-6].

Experimental complex

The facility is made up of the following components:

- laser emitter based on the technological multichannel waveguide CO_2 laser of «Hybrid» model;
- three-coordinate manipulator based on the production prototype «ВИСП 125А»;
- system of radiation focusing and delivery to the work surface of the workpiece;
- control system with software.

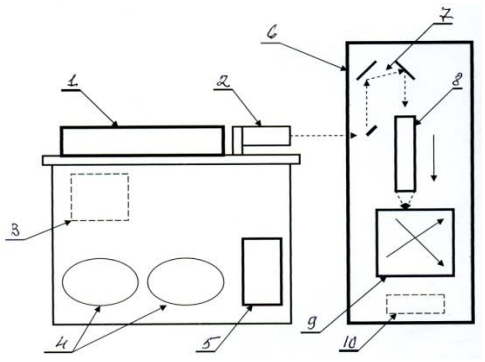


Figure 1 - The flowchart of the SLS complex
1 – emitter of «Hybrid-2.5» laser; 2 – radiation compactor with compression factor 2; 3 – control system; 4 – heat exchangers; 5 – power source with high-voltage transformer; 6 – cabin for three-coordinate table; 7 – beam turning units; 8 – optical-focusing system with coaxial nozzle; 9 – table ВИСП-125А; 10 – table monitoring system



Figure 2 - The laser complex for additive technologies.
Left – the «hybrid» laser; right – the technological cabin

Laser emitter

The industrial diffusion-cooled waveguide CO_2 laser (average power 2-2.5 kW) excited by 20 kHz ac discharge serves as the basis for the laser emitter [2]. The laser offers a number of merits,

such as high technical efficiency (10%), low consumption of work mixture (2-4 n l/h), generates in the continuous-wave and pulse-periodic modes, displays uniquely uniform distribution of radiation power density on the work surface, which is unattainable for technological lasers of other types and is a great benefit for the additive technologies.



Figure 3 - The external view of the «hybrid» laser

The right part of the figure shows a radiation compactor the emitter is fitted with for convenience of beam transportation to the target. The beam is narrowed by half from the multichannel aperture of 90 mm to 45 mm. The Table 1 below lists the technical characteristics of the laser.

Table 1 - Technical characteristics of the laser

Radiation wavelength, μm	10.6
Max. radiation power, W	2500
Rated power, W	2000
Radiation power instability, not more, %	±3
Radiation power control limits, W	300…2500
Aperture, with compactor, mm	45
Beam axis divergence (full angle at telescope outlet), not more, mrad	≤ 4.5
Gas working mixture composition (CO_2:N_2:H)	1:2:7
Required electric power at nominal rating, kW	≤ 25

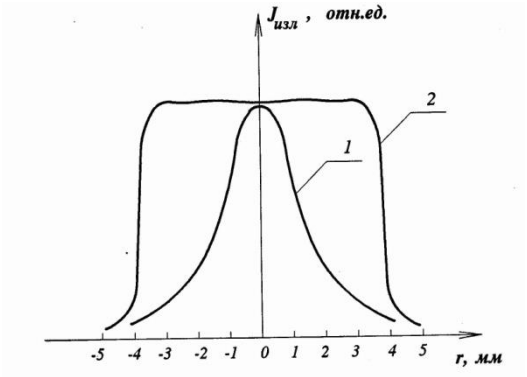


Figure 4 - The distribution of radiation power density at the target:
1 – distribution at the focus of 300 mm lens; 2 – supergauss distribution beyond the lens focus at the 30% distance behind the focus. Power density nonuniformity on the shelf is less than 5%

Experimental results

The work has been performed on selective sintering of various powder materials to produce high-temperature and wear-resistant coatings and items from such materials as W, NiS, NiN, TiSi, Mo and others.

The main conclusion made was that laser sintering of powder metals and their composites permits the material structures to be produced which do not differ from the initial material in their service properties, and often to make the composite structures, the so-called gradient materials, offering new functional features.

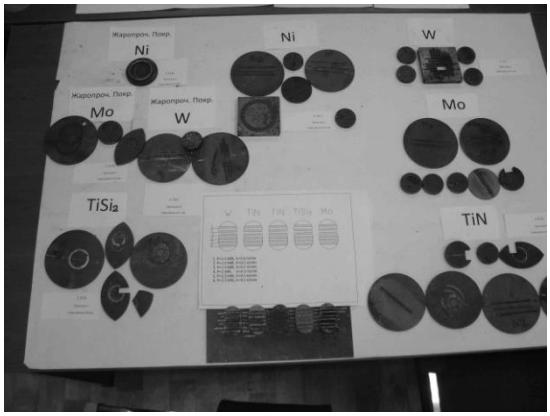


Figure 5 - The samples of materials obtained in the SLS process

The direct synthesis of an item from the gradient materials using the SLS method was demonstrated on the sample shown in Figure 6. The synthesized product was made up of a steel base and two cylinders placed in a stack on it; the cylinders were produced from metallic materials (bronze and steel) differing widely in properties. The unified product was synthesized at the same time from different powders and did not have any special devices for fastening different parts. The possibility of performing the technological operations of this kind opens up new fields for producing peculiar items with unique properties.

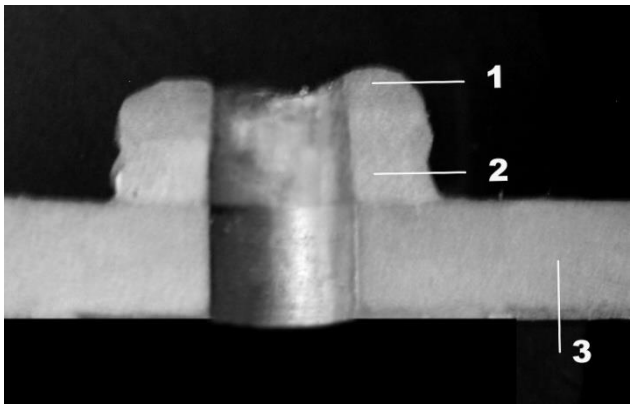


Figure 6 - A part made on the complex from a gradient metal by the SLS technology. The sequence of metals 1-2-3: steel-bronze-steel

Concerning the structure of the surfaced samples, they were not always absolutely uniform. The microanalysis of the slices revealed the cavities of different sizes and microcracks in some samples. Nevertheless, in surfacing with Mo powder a comparatively uniform structure is developed. In surfacing with Ni powder a directed cellular-dendritic structure is formed that is uniform over the whole volume. Surfacing with W powder gives the layers with the structure typical for cast tungsten. The layer built-up with TiN powder has a directed typically cast structure showing no essential differences when changing from layer to layer. In the built-up volume the directed growth of a solid phase is observed. The growth of a new layer starts from the melted elements of the previous layer primary structure. A material of such kind is expected to have high strength and service properties. Surfacing with TiSi powder in the experimentally selected optimal regime results in a typically eutectic structure that is uniform over the whole volume.

The results described are indicative of the great potentialities of the developed experimental technological complex and of a possibility of realizing various technological operations involving additive SLS technologies.

Gap welding

Along with the technologies of powder surfacing for the purpose of restoration of worn parts, fabrication and prototyping of different items, which have been implemented in the production, consideration is also given to the potentialities of the additive technology of gap welding with laser surfacing of metal powders [4-5]. This technology offers a number of substantial advantages over deep-penetration laser welding. For example, gap welding does not have to meet stringent requirements to the size of gap between the welded surfaces, and layer-by-layer laser surfacing of the metal powder in the gap can assure the welding of large thicknesses.

We have performed the experiments and theoretical modeling of the thermal-physical processes arising from laser surfacing of metal powder in the gap, and considered the main conditions of optimization of laser gap welding technological parameters.

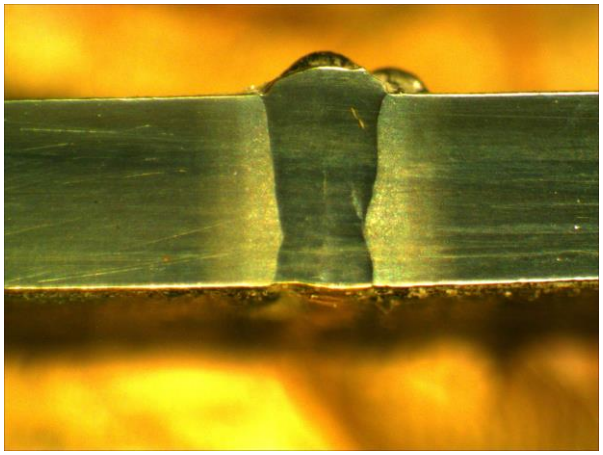


Figure 7 - A sample of gap welding. The gap between the plates S = 1.6 mm. The volume filled with powder 4x100x1.6 mm. Radiation power P = 2.5 kW. The linear velocity of beam travel V = 1.0 m/min. The lens focus F = 200 mm. The spot diameter d_n = S + 20%. The powder of ПГ-С27 grade with a fraction of 100 μm and the plates of 40X steel were used

Modeling of thermal-physical processes in additive technologies of metal powder surfacing

The theory of laser surfacing with layer-by-layer deposition of metal powders takes into account the energy balance and dynamics of heating and melting of the fine particle layer by a moving local and surface heat source. Papers [4-5] report on analytical modeling of the process of laser powder surfacing in order to determine the distribution of energy expenditure for weld melting, melt heating, thermal bonds with the substrate and between the layers, and material partial evaporation. The total balance and heat dynamics help to define the interrelation between the main technological parameters: radiation power, size and shape of the laser spot on the powder surface, scanning speed, and thickness of the preliminarily deposited powder layer. These estimated data make possible the choice of initial technological parameters, fairly close to the optimal ones which favour the most effective laser surfacing of powders.

In the additive technologies with laser surfacing of powders the conditions of low attenuation of radiation in the particle current are usually afforded. A characteristic property of this technology is channeling of laser radiation and powder jet from the feeder in the gap. Powder melting can also take place in the regime of radiation deep penetration, as in the case of normal deep-penetration welding.

Numerical modeling of laser sintering of powders

A principal problem facing the practical implementation of the metal powder laser sintering (fusion) technology is variation in the properties of the final product material under the strong local thermal effect. This concerns the parameters, such as porosity, microstructure, residual stresses, microdefects, alloy composition, surface roughness, etc. An important role in comprehension of these problems and in searching the ways of their solution can be played by numerical modeling of metal powder melting with laser, this method being an alternative to the expensive and ineffective pure empiric approach. ILIT RAS has performed a great deal of work in this field.

The task of searching for the optimal conditions of selective laser sintering to reach the target parameters of the material and product is multifactor and extremely complicated in terms of theoretical analysis, and enormously laborious and costly concerning the experimental enumeration of variants and conditions. Theoretical modeling of such a complex process falls outside the scope of capabilities of wide-spread traditional computers and requires the use of supercomputers. This permits reducing the time of obtaining the results, examining maximum of the versions of sets of processing parameters, minimizing the expenses for preparation and pursuing the experimental research. Programming of the tasks was realized in parallel codes, the calculations were made on the supercomputer of the capacity of 5 tF developed at RFNC-VNIIEF. The typical procedure of statement and solution of a numerical modeling task includes:

- physical and mathematical definition of the task;
- algorithm of numerical solution (programming);
- selection of physical constants (including their temperature dependence).

The foundations for the development of the physical and mathematical models of numerical modeling of processes in laser selective fusion of metal powders were laid by the prominent Russian and foreign scientists.

A typical scheme of numerical calculations is given in Figure 8.

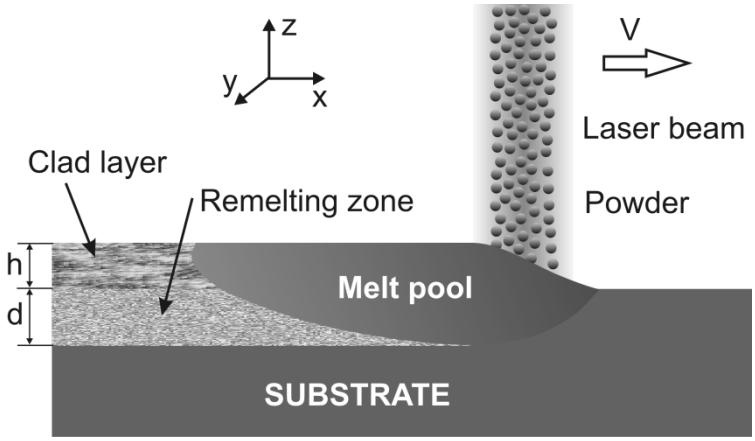


Figure 8 - Scheme of numerical calculations

The following range of problems has been considered in the context of the subject under discussion:

- radiation penetration through the powder coming from the nozzle: scattering, absorption by particles has been described [7];
- dynamics of particle heating and melting in the radiation field;
- nonlinear problem of heat conduction with kinetics of phase transitions, Kolmogorov-Avraami approximation (mean size of crystallites in a point) has been solved; grain sizes through the height of the built-up bead have been calculated [8, 9];
- Fokker-Planck crystallization kinetics (function of crystallite size distribution). The conditions of occurrence of the distribution function multimodality have been defined [10]. Multimodality was experimentally observed [11];
- hydrodynamics in Darcy approximation (leakage of the melt of the powder low-melting component through the «porous medium», refractory particles) [12];
- hydrodynamics of melt as an incompressible viscous liquid;
- stresses and strains in the surfaced layer.

The works of ILIT RAS scientists involved in this field have been systematized in reviews and papers, for example [13]. Given below are some results of calculations including unpublished ones.

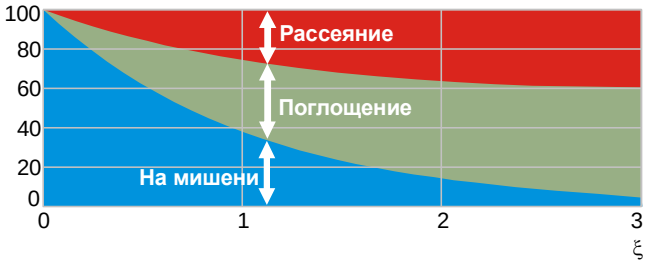


Figure 9 - The distribution of incident radiation among different channels as a function of $\xi = \pi R_p^2 nL$ parameter. Here R_p is the particle radius, n is the particle density; L is the length of particle path in the radiation field

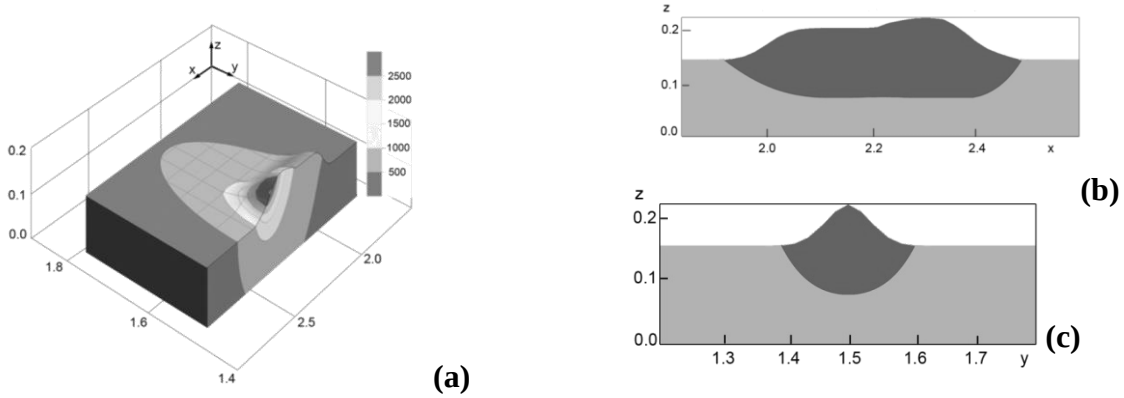


Figure 10 - An example of calculations using the 3D program of aluminum powder laser sintering. The beam scanning velocity is 1.15 cm/s, the beam radius is 0.5 mm, the powder consumption is 1 g/min, instant time 0.33 s from processing startup. (a) 3D distribution of temperature. (b), (c) Contours of the deposited layer and remelted substrate at x-z and y-z sections

The calculation of the deposited bead geometric size permits the numerical model to be verified using the experimental data.

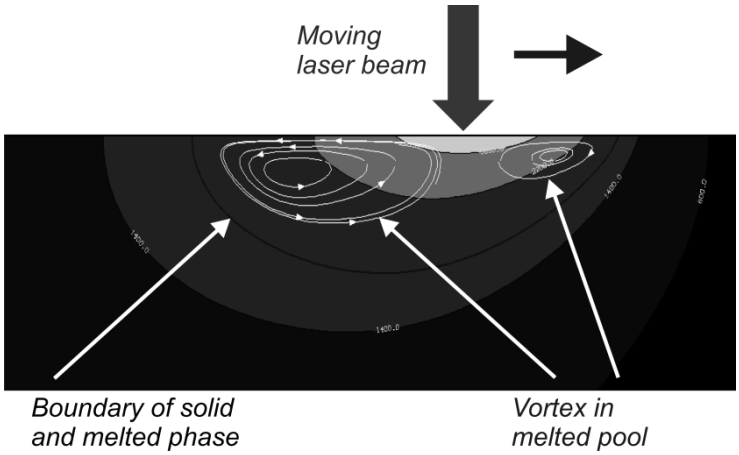


Figure 11 - Hydrodynamics in the melted pool (vortex formation) on melting with a moving laser beam

Taking into account of hydrodynamic phenomena in the melted pool is expressed in two main aspects. The constants of heat transfer in calculating thermal fields must be corrected to a large extent with regard to the vortex movement of the liquid. Another significant effect is the transfer of the impurities inserted into the melt from the liquid pool surface.

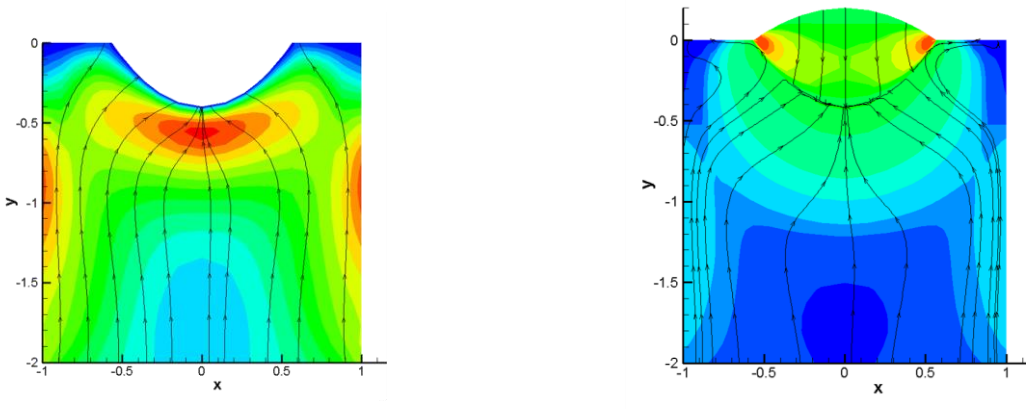


Figure 12 - Numerical calculation of the concentration of residual stresses in laser surfacing of a bead. The lines correspond to the main axes of stress tensor. At the left: stresses after heating with melting. The liquid phase is not presented (no stresses in the melt). At the right: after the whole cycle: heating with melting and subsequent cooling

The calculations performed help in working out the physically justified practical advice on the system structure and the technological process optimal organization. Here are some recommendations:

- Under point action the local residual stresses are maximal. A positive alternative is the use of a series of powerful laser diodes.
- Shrinkage can be largely reduced with the use of a mixture of different-size powders in a certain proportion (adding a nanopowder to a micropowder);
- When a mixture of different powders is used, the degree of their heating can be regulated (independently of one another) by changing the sizes of particles.
- It offers no difficulty to numerically calculate the thermal fields on the standard geometrical forms, for example, surfacing on a massive substrate, surfacing of a part contour, growing a thin wall or a column. The conditions of heat removal in these cases are significantly different, so the optimal parameters of the process differ, too. They can be calculated.

Conclusion

The presented laser technological complex for additive technologies can be successively used in the development of domestic industrial equipment in Russia.

The experimental and theoretical data obtained are evidence in favour of laser technologies for production of materials, repair of equipment and development of new structures and materials to be used in different fields.

In particular, for effective implementation of the technology of gap welding with laser surfacing of powders, of great importance is the optimal choice and agreement of the technological parameters. This technology, as against deep-penetration laser welding, does not display any direct relationship between the weld thickness and the laser beam power, owing to layer-by-layer buildup of the weld.

References

1. V.Ya. Panchenko, V.V. Vasiltsov, V.S. Golubev et al., Application of laser technology in die tool work surface upgrading, Proc. of Int. Conf. "Laser technologies in welding and material processing", p. 92, Ukraine, Katsiveli, May 19-23, 2003.

2. V.Ya. Panchenko, V.O. Aleksandrov, V.V. Vasiltsov et al., Technological system for SLS on basis of high-power CO_2 laser, Fizika i Khimiya Obrabotki Materialov, pp.5-9, №6, 2011.

3. V.V. Vasiltsov, A.N. Grezev, A.V. Evseev, V.Ya. Panchenko, K.E. Belavin, Ur.A. Chave, D.V. Minko, V.K. Pavlenko, Development of technologies for layer-by-layer laser synthesis of 3D parts in Russia and Belarus, Proc. of SPIE 6731, pp. 164-169, 2007.

4. V.Ya. Panchenko, V.V. Vasiltsov, M.G. Galushkin, I.N. Ilyichev, A.I. Misyurov, Main thermal and physical processes in technology of layer-by-layer surfacing of metal powders, Fizika i Khimiya Obrabotki Materialov, pp.5-10, №2, 2013.

5. V.Ya. Panchenko, V.V. Vasiltsov, M.G. Galushkin, I.N. Ilyichev, A.I. Misyurov, Main thermophysical processes in laser beam buildup welding of metal powders, ISS№2075-1133, Inorganic Materials: Applied Research, Vol. 5, pp. 199-203, 2014.

6. Panchenko V.Ya., Vasiltsov V.V., Galushkin M.G., Il'ichev I.N. and Misyurov A.I. // Main Thermophysical Processes in Laser Beam Buildur Welding of Metal Powders//ISS№2075-1133, Inorganie Materials: Applied Reseaech. 2014, Vol. 5. № 3. P. 199-203. Pleiades Publishing, Lid., 2014.

7. V.G. Niziev, F.Kh. Mirzade, M.D. Khomenko, «Effect of powder characteristics on the balance of radiation energyin coaxial laser sintering» Quantum Electronics, 2014, **44** (9), 885–890.

8. V.G. Niziev, F.Kh. Mirzade, V.Ya. Panchenko, V.M. Chechetkin, and G.V. Ustiugova «Heat and Mass Transfer under Laser Sintering of a Powder Mixture» Mathematical Models and Computer Simulations, 2012, Vol. 4, No. 2, pp. 163–171

9. F.Kh. Mirzade, V.G. Niziev, V.Ya. Panchenko, M.D. Khomenko, R.V. Grishaev, S. Pityana., Corney van Rooyen. «Kinetic approach in numerical modeling of melting and crystallization at laser cladding with powder injection». Physica B: Condensed Matter. 2013. V. 423. PP. 69–76.

10. V.G. Niziev, F.Kh. Mirzade, A.V. Koldoba «Numerical modeling of crystallization at selective laser sintering of fine-disperse metal powders». Proc. X Int. Conf. ILLA '2009, Smolyan, Bulgaria, pp.103-108.

11. R. Radis et al. "Multimodal size distributions of □' precipitates during continuous cooling of UDIMET 720 Li" ActaMaterialia 57 (2009) 5739–5747

12. V.G. Niziev, A.V. Koldoba, F.Kh. Mirzade, V.Ya. Panchenko,Yu.A. Poveschenko, M.V. Popov «Numerical Modeling of Laser Sintering of Two Component Powder Mixtures» Mathematical Models and Computer Simulations, 2011. Vol. 3. No. 6, pp. 753–761
13. F.Kh. Mirzade, V.G. Niziev, V.Ya. Panchenko, “Numerical modeling of selective laser sintering of metal powders”, In “Selected Papers” “Modern Laser and Information Technologies”, Ed. by Acad. V.Ya. Panchenko and Prof. F.V. Lebedev, M.: Intercontact, Nauka, pp. 297-323, 2015.

Влияние фазовых превращений на структурообразование при лазерной сварке разнородных соединений легких сплавов

О.Г. Климова-Корсмик[1], А.А. Никулина[2], Г.А. Туричин[1], К.Д. Бабкин[2], Е.А. Валдайцева[1], А.И. Смирнов[2]

---

1 - Институт лазерных и сварочных технологий СПбПУ, Россия
2 - Новосибирский государственный технический университет, Новосибирск, Россия
E-mail: o.klimova@ltc.ru

Введение

Сварные конструкции из разнородных металлов и сплавов широко применяются в различных отраслях промышленности [1-2]. Это обусловлено преимуществом подобных соединений - использование характерных особенностей используемых материалов и существенный экономический эффект при их использовании в промышленности. Основная особенность сварки разнородных металлов связана с различием физико-химических свойств соединяемых материалов. При этом возникает ряд технологических трудностей, требуемых детальной проработки процесса соединения разнородных материалов.

Во многих отраслях промышленности, например, авиационной, судостроении, транспортном машиностроении активно используется пара Al - Ti и их сплавы при изготовлении целого ряда ответственных изделий. Данная система является одной из самых сложных с точки зрения технологических особенностей, поскольку значительная разница в теплопроводности приводит к неравномерному теплоотводу, интенсивность которого направлена в сторону алюминия. Кроме того, при сварке алюминия с титаном формируется ряд интерметаллидов [3]. Все это отрицательно сказывается на качестве сварных швов.

Среди методов, используемых для соединения разнородных материалов, для сварки пары Al -Ti стоит отметить сварку взрывом и лазерную [4, 5]. Оба метода характеризуются высокой скоростью процесса, что позволяет максимально уменьшить время взаимодействия свариваемых компонентов в жидком состоянии. Применение лазерной сварки позволяет добиться минимальной диффузионной зоны [6-8]. При лазерной сварке ширина и морфология межфазной границы определяется мощностью лазерного излучения, скоростью сварки [5],

особенностями подготовки кромок заготовок, использованием присадочных материалов [9-11], а также величиной отступа фокусировки лазерного луча от границы соединения материалов [5, 7]. В зависимости от выбранного режима возможно получение сварного шва с минимальным количеством дефектов.

Технология лазерной сварки разнородных материалов является сложным многопараметрическим процессом, правильный подбор параметров режимов сварки в каждом случае требует либо большого объема технологических экспериментов, либо расчетов с помощью адекватных математических моделей, описывающих процессы формирования сварного соединения. Ранее были проведены теоретические исследования по формированию соединения при сварке алюминия и титаны и были получены результаты, указывающие на принципиальную возможность получения качественных сварных соединений данных металлов без крупных включений хрупких интерметаллидов [12, 13]. В данной работе приведены результаты экспериментальных исследований, анализ микроструктуры с использованием сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии, а также рентгенофазового анализа.

Материалы и методика исследований

Экспериментальные исследования были проведены на установке, на базе 5 кВт лазера ЛС-5. Выбор режимов сварки выполняли на основе работы [12, 13], в которой предложена модель для анализа влияния режимов лазерной сварки на структуру металла в зоне сварного соединения. Параметры лазерной сварки приведены в Таблице 1. Предварительно кромки заготовок были механически отполированы и обезжирены. Разделка кромок не проводилась. Для защиты сварочной ванны от окисления осуществляли обдув зоны сварки аргоном чистотой 99,99%.

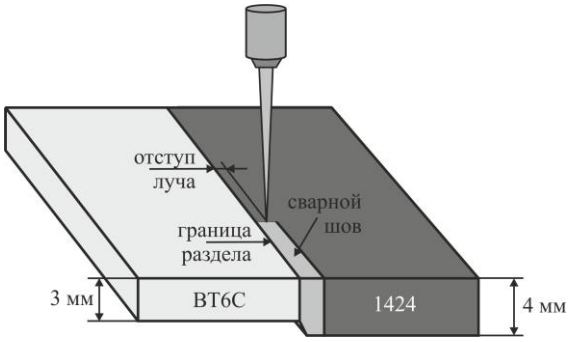


Рисунок 1 - Схема сварки

Таблица 1- Параметры лазерной сварки сплавов ВТ6С и 1424

Мощность, кВт	4,2 - 5
Скорость сварки, мм/с	70 - 100
Диаметр луча, мм	0,2
Отступ в сторону алюминиевого сплава, мм	0,2

В работе использованы: титановый сплав ВТ6С и алюминиевый сплав 1424, химический состав сплавов представлен в Таблице 2.

Таблица 2 - Химический состав сплавов

Сплав	Химический элемент, % (вес)										
	Ti	Al	Mn	Fe	Si	Mg	Zn	Be	Zr	Cu	V
ВТ6С	Ост.	5,9	0,003	0,18	0,02	-	-	-	-	-	4,5
1424	0,037	Ост.	0,705	0,202	0,14	5,495	0,146	0,0009	0,007	0,075	0,015

Структурные исследования сварных швов проводились с использованием светового микроскопа Carl Zeiss Axio Observer Zlm, растрового электронного микроскопа Carl Zeiss EVO50 XVP, оснащенного микроанализатором Oxford Instruments EDS X-Act, в режиме обратноотраженных электронов, а также просвечивающего электронного микроскопа FEI Tecnai 20 G2 TWIN при ускоряющем напряжении 200 кВ. Образцы вырезались перпендикулярно направлению сварного шва. Для рентгенофазовых исследований использовали рентгеновский дифрактометр ARL X'TRA. Оценку микротвердости осуществляли на микротвердомере Виккерса 402MVD с нагрузкой 200 г. Структурные исследования выполняли в НОЦ по направлению «Нанотехнологии» Новосибирского государственного технического университета.

Результаты исследований и их обсуждение

Макроструктура сварного соединения, полученного при мощности 4,2 кВт и скорости сварки 70 мм/с, представлена на рис.2а. В результате смещения лазерного пятна от линии соприкосновения заготовок, сварное соединение формируется за счет расплавления алюминиевого сплава, с которым взаимодействует практически нерасплавленный сплав на основе титана (Рисунок 2а, область 1). Это способствует существенному снижению вероятности образования интерметаллидных прослоек в сварном шве [12-14]. При этом со стороны алюминиевого сплава формируется переходная зона, характерная для процесса сварки (Рисунок 2а, область 2).

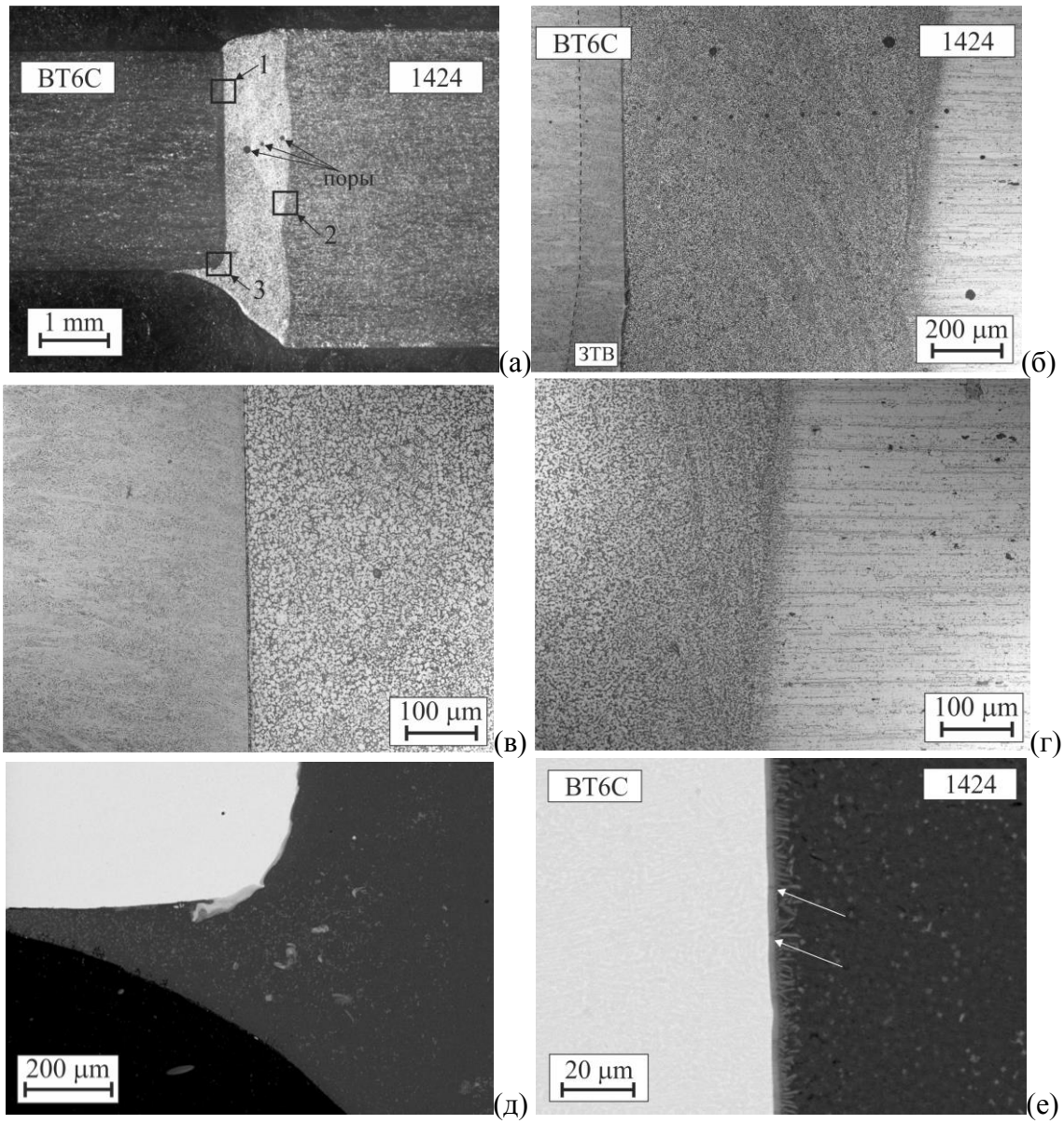


Рисунок 2 - Макроструктура (а) и микроструктура различных участков сварного соединения: б - общий вид; в - зона сплавления, прилегающая к титановому сплаву (область 1); г - зона сплавления, прилегающая к алюминиевому сплаву (область 2); д - корень сварного шва (область 3); е - ЗТВ титанового сплава

На Рисунке 2б представлена микроструктура сварного шва. Со стороны титанового сплава наблюдается четкая межфазная граница (Рисунок 2в). Переход от зоны сплавления к алюминиевому сплаву не имеет четко выраженной границы и представляет собой область протяженностью 50-80 мкм (Рисунок 2г). Влияние теплового воздействия при лазерной сварке проявляется в формировании зоны термического влияния (ЗТВ) в титановом сплаве. Титановый сплав в основной части сварного шва находился в твердом состоянии. Это также следует из модели, разработанной в работе [12,13]. В корне сварного шва (Рисунок 2, область 3) наблюдается незначительное перемешивание материалов, в результате чего образуются островки переменного состава (Рисунок 2д). Формирующийся промежуточный слой переменного состава (Рисунок 2е, указан на рисунке стрелками) можно разделить на две зоны: примыкающий к титановому сплаву сплошной слой, толщина которого составляет не более 1

мкм, и прерывистый слой, состоящий из отдельных включений, толщиной 1-6 мкм со стороны зоны сплавления. Результаты определения микротвердости по сечению приведены на рис.3а, результаты рентгенофазового анализа – Рисунок 3б.

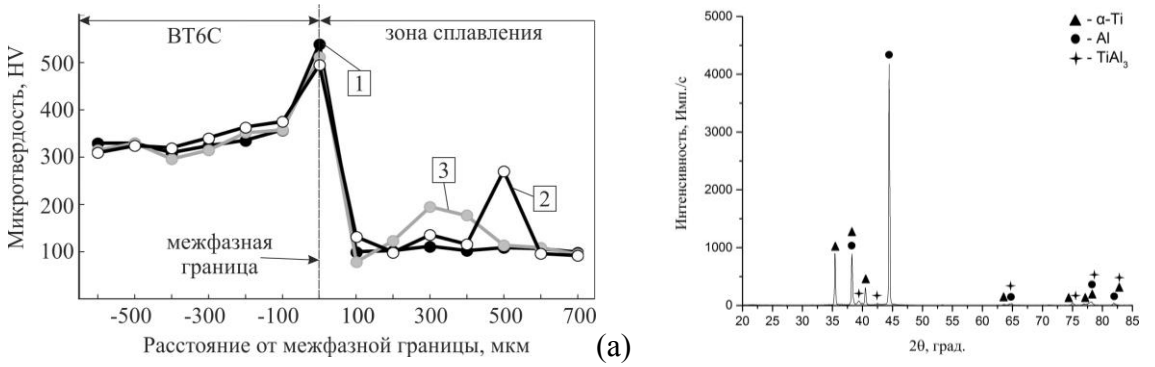


Рисунок 3 – а) - Распределение микротвердости, поперечное сечение, режимы: (1) - 4,2 кВт, 70 мм/с; (2) - 5 кВт, 70 мм/с; (3) - 5 кВт, 100 мм/с; б) - дифрактограмма сварного шва между сплавами ВТ6С и 1424

Уровень микротвердости зоны сплавления в основной части сварного шва составляет не более 150 HV. При увеличении мощности лазера микротвердость в зоне сплавления повышается до 300 HV (Рисунок 3а, кривая 2) за счет формирования областей интенсивного перемешивания Ti и Al, размерами до 200 мкм. При увеличении скорости сварки до 100 мм/с при мощности лазера 5 кВт тепловложение уменьшается, что способствует менее активному взаимодействию материалов и снижению уровня микротвердости в зоне сплавления (Рисунок 3а, кривая 3). Результаты рентгенофазового анализа сварного соединения, полученного на мощности 4,2 кВт, свидетельствуют о наличии в зоне сплавления менее 1 масс.% интерметаллида $TiAl_3$. Скорей всего данный интерметаллид представляет собой отдельные включения в сварном шве, которые образуются при чрезмерном перемешивании титана и алюминия. Для определения состава прослойки толщиной менее 1 мкм образцы были исследованы с использованием просвечивающий электронной микроскопии, результаты приведены на Рисунок 4.

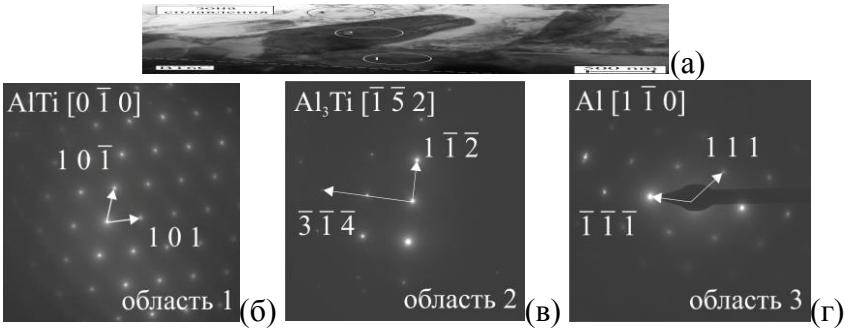


Рисунок 4 - Светлопольное изображение межфазной границы (а) и микродифракционные картины от областей 1 (б), 2 (в) и 3 (г)

На Рисунке 4а видно, что она имеет сложное строение. Непосредственно на границе сплава ВТ6С и зоны сплавления располагается непрерывный слой интерметаллида TiAl

(Рисунок 4б, область 1). В сторону алюминиевого сплава в зоне сплавления (Рисунок 4г область 3) находится прерывистый слой отдельных включений интерметаллидов $TiAl_3$ (Рисунок 4в, область 2). Формирование подобного двухфазного интерметаллида показано работе [10]. Согласно работам [15-17] фаза TiAl формируется при взаимодействии жидкой фазы и α-Ti. Образование $TiAl_3$ происходило в дальнейшем из TiAl при его взаимодействии с жидкой алюминиевой фазой. Интерметаллиды обладают пониженным комплексом механических свойств по сравнению со свариваемыми материалами и ухудшают качество сварного шва. Наиболее негативное влияние на сварной шов оказывает толстый прерывистый слой $TiAl_3$ [10]. Наши исследования показали, что при сварке заготовок из сплавов на основе Al и Ti по всем анализируемым режимам происходит образование интерметаллидной прослойки $TiAl_3$, однако ее толщина варьируется в зависимости от количества подводимого тепла и скорости сварки. Непрерывный слой TiAl, толщина которого составляет менее 1 мкм, не оказывает существенного влияния на прочностные характеристики сварного соединения, поэтому его наличие допустимо.

Выводы

Проведенные экспериментальные исследования продемонстрировали возможность использования лазерной сварки для получения сварных соединений разнородных металлов алюминия и титана с удовлетворительным качеством. В процессе сварки формируется тонкая прослойка (менее 1 мкм), состоящая из непрерывного слоя TiAl, незначительного влияющая на механические характеристики соединения. В то же время в случае формирования включений $TiAl_3$ характеристики соединения будут значительно ухудшаться. Таким образом, необходим подбор режимов сварки для устранения возможности формирования, данного интерметаллида путем увеличения отступа фокусировки лазерного луча на алюминиевый сплав, а также уменьшения мощности лазера или увеличения скорости сварки.

Работа выполнена в рамках гранта Президента РФ МК-7354.2015.8.

Список использованных источников

1. Рябов В.Р., Рабкин Д.М. Сварка разнородных материалов. М.: Машиностроение, 1984. 239 с.
2. Гуревич С.М. Справочник по сварке цветных металлов. К.: Наукова думка, 1990. 512 с.
3. 3. Mishin Y., Herzig Chr., Diffusion in Al-Ti system, Acta Materialia, Vol. 48, Iss. 3, 2000, Pp. 589-623.
4. Structure and Fatigue Crack Resistance of Multilayer Materials produced by Explosive Welding / Bataev I., Bataev A., Mali V., Burov V., Golovin E., Smirnov A., Prikhodko E. // Advanced Materials Research 287-290, 2011, Pp. 108-111.
5. Turichin, G.A., Klimova, O.G., Babkin, K.D., Specifics of structure formation of welded joints during laser welding of dissimilar materials of Al - Cu and Al - Ti-systems, Tsvetnye Metally, Iss. 4, 2014, Pp. 45-50.

6. Chen S., Li L., Chen Y., Dai J., Huang J., Improving interfacial reaction non-homogeneity during laser welding–brazing aluminum to titanium // Materials and Design, Vol. 32, 2011, Pp. 4408–4416.
7. Климова О.Г., Туричин Г.А., Лопота В.А., Шамшурин А. И., Сизова И.А. Особенности структуры металла сварных соединений при электронно-лучевой сварке разнородных материалов // Научно-технические ведомости СПбГПУ, 2013, №2, С.125-132.
8. Yao C., Xu B., Zhang X., Huang J., Fu J., Wu Y. Interface microstructure and mechanical properties of laser welding copper–steel dissimilar joint // Optics and Lasers in Engineering, Vol. 47, Iss. 7–8, 2009, pp. 807–814.
9. Chen Sh., Li L., Chen Y., Huang J. Joining mechanism of Ti/Al dissim-ilar alloys during laser welding-brazing process // Journal of Alloys and Com-pounds. 2011, Vol. 509, Pp. 891–898.
10. Gao M., Chen C., Gu Y., Zeng X. Microstructure and Tensile Behavior of Laser Arc Hybrid Welded Dissimilar Al and Ti Alloys // Materials. 2014, Vol. 7, Pp. 1590-1602.
11. Chen S.H., LI L.Q., Chen Y.B., Liu D.J. Si diffusion behavior during laser welding-brazing of Al alloy and Ti alloy with Al-12Si filler wire // Trans. Nonferrous Met. Soc. China, 2010, Vol. 20, Pp. 64-70.
12. G. Turichin, O. Klimova, E. Valdaytseva, Effect of peculiarities of heat transfer, diffusion and phase transformation on joint formation during welding of dissimilar materials, Physics Procedia, 2014, Volume 56, Pp. 566-575.
13. Turichin, G.A., Klimova, O.G., Babkin, K.D., Pevzner, Ya.B., Effect of thermal and diffusion processes on formation of the structure of weld metal in laser welding of dissimilar materials, Metal Science and Heat Treatment, Vol.55, Iss.9-10, 2014, Pp. 569-574.
14. Махненко В.И., Миленин А.С. Математическое моделирование процессов реакционной диффузии при сваркопайке нахлесточных соединений типа титан–алюминий // Автоматическая сварка. 2007. № 10. С. 5 - 9.
15. Julius C. Schuster, Martin Palm. Reassessment of the binary Alumi-num-Titanium Phase Diagram // Journal of phase equilibria and diffusion, 2006, Vol. 27, Pp. 255-277.
16. Zhang F., Chen S.L., Chang Y.A., Kattner U.R. A thermodynamic description of the Ti-Al system // Intermetallics, 1997, Vol. 5, Pp. 471-482.
17. Sujata M., Bhargava S., Sangal S. On the formation of TiAl3 during reaction between solid Ti and liquid Al // Journal of materials science letters, 1997, Vol. 16, Pp. 1175–1178.

Features of structure and properties of austenitic alloys produced by selective laser melting

K. Bazaleeva[1], E. Tsvetkova[2]

---

1 – N.E. Bauman Moscow State Technical University, Russia
2 - A.A. Bochvar High-Tecnology Research Institute of Inorganic Materials, Russia
E-mail: bazaleevak@mail.ru

Introduction

Laser recrystallization of powder materials, related to the so-called 3D printing, is of a great interest as it allows creating parts with complex geometry directly from the 3D CAD data without any special tooling. Moreover, unique crystallization conditions during this process, namely, solidification rate of about 10^5 °/s, result in formation of nonequilibrium structure throughout the full volume of a part. This structure differs from the one obtained with traditional methods, which determines the mechanical and physical properties of the object, and therefore the field of its application. One of the methods of laser recrystallization of powder materials is selective laser melting (SLM). In this paper, structural features of austenitic alloys obtained by selective laser melting are studied.

Experimental

The experiment was carried out on PHENIX-PM100 device [1]. Machine is equipped with the fiber laser of continuous radiation with a wavelength of 1075 nm. During the experiment, the laser power of 50 W was used, with the scanning speed of the laser beam of 100 mm/ s, and the diameter of the focusing spot of 70 microns. The process was carried out under a protective atmosphere of nitrogen at a temperature of 80 °C. In the process of laser recrystallization the «cross» manufacturing strategy was used, i.e. with initial laser scans of powder in one direction, followed by switching to the perpendicular direction. This strategy provides the lowest porosity of formed objects, i.e. about 1% [1].

In this experiment SLM process was applied to the austenitic powder with composition Fe-17%Cr-12%Ni-2%Mo-1%Mn-0.7%Si-0.02%C. Austenitic powder with a dispersion of 25 μm was obtained by gas atomization method. The structure of powder was dendrite with a length of dendrite crystals of about 5 - 10 μm. X-ray diffraction phase analysis showed that the powder consisted of γ - , and α - solid solutions. The quantity of α phase was about 8 %. Austenitic alloy Fe- 19 % Cr- 10 % Ni- 2 % Mn- 1 % Si-0.03% C was used as the substrate.

The structure of austenitic alloy produced by SLM was studied by metallographic analysis, as well as scanning and transmission electron microscopy. Foils for transmission electron microscopy were obtained in a combined way: firstly by the method of electro- jet, and secondly by ion polishing. This method of foil preparation was chosen due to the pores playing the role of through-holes during electropolishing, not allowing the thinning to thicknesses permeable to electrons.

Furthermore, the EDS-analysis (energy dispersive spectral analysis) of the foils was conducted to detect microscopic inhomogeneities in the distribution of chemical elements through the cell volume. Locality of spectral analysis in this method is comparable with the thickness of the foil, i.e. approximately 50 nm.

The XRD system was realised in a Brucker D8 Advance machine using Cu Kα- radiation. Phase-structural state of the alloy and interplanar distances of γ solid solution along the lines (220) and (311) were studied. Physical broadening of the peaks (111) and (222) were measured. For allocating of physical broadening, reference sample with the same composition after annealing at 1060 ºC for 10 hrs was used. Deviation of crystal lattice period constituted ± 0.00002 nm, and the peak broadening was ± 0.005 degrees.

Microhardness was determined with an uncertainty of 3%.

Results and discussion

Figure 1 shows the structure of austenitic alloy after selective laser melting: the structure observed by metallographic analysis (Figure 1 a), scanning electron microscopy (Figure 1 b) and transmission electron microscopy (Figure 1 c). In the recrystallized microstructure of the alloy can be easily seen melting pool with arcuate boundaries formed by continuous motion of the laser beam along the surface of the powder. The size of melting pool is about 100 x 50 μm. One can see that the structure of melting pool is not homogeneous, and consists of small cells. Such cellular structure observed in many alloys subjected to laser recrystallization [2-4]. Figure 1 b shows that each melting pool consists of fragments, cell orientation in each fragment are similar. A fragment can pass through the melting pool boundary; the characteristic size of fragment is 10 - 30 μm. It was suggested that fragment is remelted taketh: the local heating and rapid cooling during the process don't allow atoms to redistribute, and the orientation of the crystals in the recrystallized alloy can repeat orientation of the dendrites of the precursor powder. It also can be seen that the cells have a columnar shape with the diameter is about 0.5 μm and the length is more than an order of magnitude.

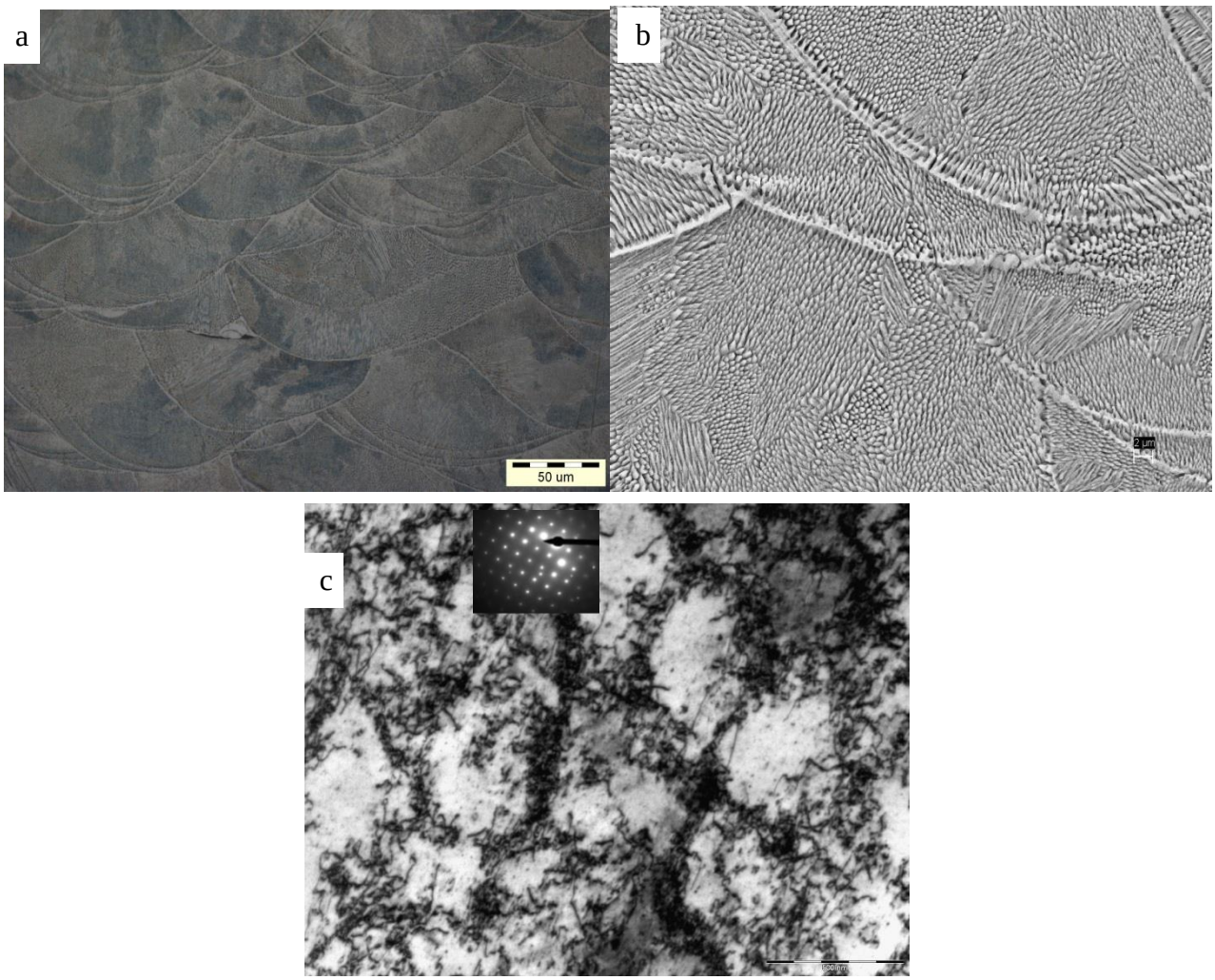


Figure 1 - The cellular structure of the austenitic alloy obtained by SLM:
a) - metallographic analysis, b) - scanning electron microscopy, c) - transmission electron microscopy

Figure 1 c shows the same cellular structure studied by transmission electron microscopy. It also can be seen fragments and cells inside them, the cross sections of cells are either equiaxed or elongated shape. It depends on cell orientation relative to the plane of the foil. An important result show the observation associated with the structure of the cells. From the micrographs it is evident that their boundaries are voluminous plexus of dislocations, while the dislocations in the «body» of some cells are hardly observed. From the point diffraction pattern, it can be concluded that the cells in a fragment have substantially the same orientation: here the crystallographic plane is the {001} and its coincides with the diffraction pattern.

It is known that cellular dislocation structure is formed in the process of plastic deformation [5]. The formation of such structures is usually regarded as a collective restructuring of the system under strong influence of external stresses. This restructuring is a mechanism removing high internal stresses in continuous receipt of energy from outside. At the initial stage of plastic deformation cell boundaries are low-angle, but further accumulation of deformation accompanied with steering of

cells, and the boundaries between them become high-angle. So, the structure after SLM corresponds to the cellular dislocation structure formed during developed plastic deformation.

In considered case, the formation of dislocation cellular structure is fixed by laser irradiation of a substance. However, it is known from the literature that the cell dislocation structure can be observed after rapid quenching from the liquid state [6], and plasma exposure to the substance [7]. In all these cases the ultrafast cooling rate lead to large thermal stresses under which dislocation structure are observed. But it should be noted that during quenching from the liquid state and at a high plasma exposure, thermal stresses occur only in a thin surface layer (a few tens of μm). For SLM the whole structure of the object forms under the influence of high stresses.

Table 1 shows the results of EDS-analysis. It can be noticed that distribution of almost all analyzed elements, except Mn, is heterogeneous in the volume of cell. The concentration of elements on the borders is more than that in the center.

Table 1 - Chemical heterogeneity of the cellular structure

Element	Concentration of elements , wt. %				
	Ni	*Cr*	*Mo*	*Mn*	*Si*
Cell center	11.5± 0.05	16.8± 0.2	2.0± 0.1	1.1 ± 0.08	0.6± 0.08
Cell border	11.8± 0.2	17.6± 0.4	2.7± 0.2	1.0 ± 0.09	0.8 ± 0.08

Figure 2 shows the results of X-ray phase analysis of the alloy after SLM. Analysis was conducted in longitudinal (vertical) and transverse (horizontal) reference planes. The structure of the alloy after SLM is a single-phase austenitic γ solid solution. It can be seen from the figure that the orientation of the crystals in the longitudinal and transverse sections is somewhat different: there is a slight redistribution of the intensities of the maxima.

Table 2 shows the interplanar spacings of the crystallographic planes {220} of austenitic solid solution in different reference planes. The values are given for both the alloy after SLM and alloy subjected to a subsequent annealing at 1100 ºC for 1 hour.

It can be seen that after SLM interplanar spacing d_{220} in the transverse and longitudinal plane differ significantly. However, annealing tends to equalize these values. A similar result was observed for the interplanar spacing d_{311}. Presumably, such a strong dependence of the X-ray peaks from the plane direction of the initial state can be associated with high thermal stresses arising in the process of SLM. These stresses are partly retained even after the separation of the sample from the substrate. Upon annealing, the residual stresses are removed, and, consequently, the values of interplanar spacings in the longitudinal and transverse planes are aligned.

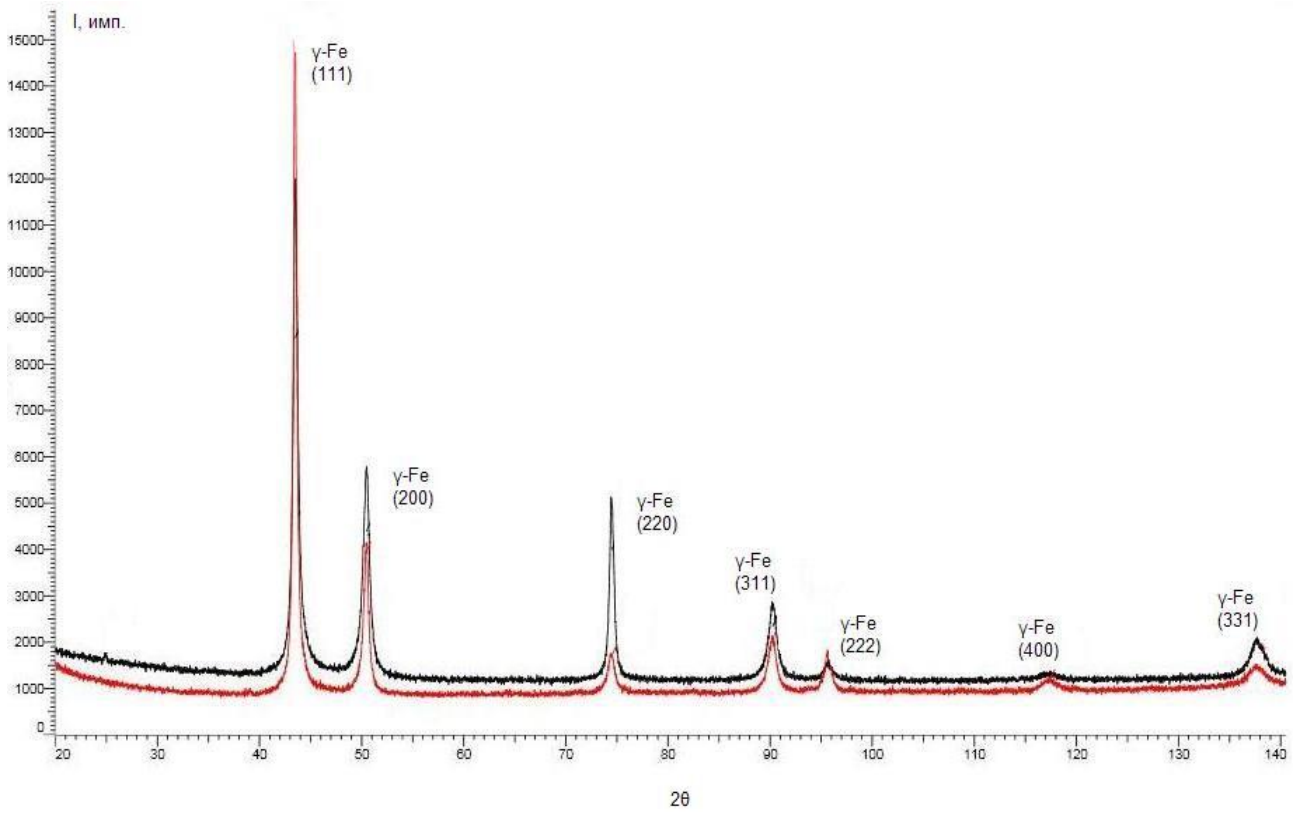


Figure 2 - X-Ray diffraction pattern of austenitic alloy produced by SLM:
A - longitudinal and B - transverse planes

Table 2 - Interplanar spacings

Cross	d_{220}, *A*	
	SLM	Annealing
Transverse	1.2704	1.2710
Longitudinal	1.2714	1.2709

It is known that the displacement of X-ray peaks can estimate the level of residual stresses in the plane of the sample:

$$(d-d_0)/d_0 = -\nu\sigma/E \quad [8]$$

where d and d_0 - interplanar distances in a tense and relaxed states, respectively; ν - Poisson's ratio; E - Young's modulus; σ - stresses in the plane of the sample.

It was determined that in longitudinal plane tensile stress is about 400 MPa, and in a transverse plane is approximately equal compressive stress 350 MPa. According to [9] yield strength of the alloy produced by SLM is equal to 390 MPa. Thus, the object obtained by SLM, has high residual stresses commensurate with its yield strength even after separation of the object from the substrate.

The width of the X-ray lines (222) and (111) does not depend on the plane of the object and its almost two times higher than that of the reference sample. The width of line (222) in the initial state is 0.74 degrees and 0.47 after annealing. The natural broadening of the lines (111) and (222)

was isolated with the program PROFILE [10]. It was found that the ratio of physical broadening of these lines β_{222}/β_{111} is between the ratio of secants $sec\vartheta_{222}/\ sec\vartheta_{111}$ and tangents $tg\vartheta_{222}\ /\ tg\vartheta_{111}$ of diffraction angles . This suggests that the line broadening is due to both the microstrain austenitic crystal lattice of the solid solution and dispersion units with coherent scattering [8].

Approximation method was used to part contributions of microstrain β_N and the degree of dispersion β_M in physical broadening. These values were used to determine microstrain *e* and the size of block of coherent scattering D:

$$e \approx 0.25 \cdot \beta_N \cdot ctg\,\theta_2$$

$$D \approx \frac{0.94\lambda}{\beta_M \cos\theta_2}$$

where λ – X- ray wavelength.

Thus, estimated microstrain and units' dispersion amounted 0.04% and 300 μm, respectively. The calculated value of a block of coherent scattering is in the order of magnitude of the size observed in the cell structure and calculated microstrain corresponds to deformed metal.

Microhardness values were determined in the longitudinal and transverse planes. Microhardness of the alloy is not dependent on the plane of object and its value is $255HV_{0.05}$. This value is approximately one and a half times higher than the microhardness of conventional austenitic alloy after quenching in water.

Conclusion

1. The cellular structure of the austenitic alloy Fe- 17 % Cr- 12 % Ni- 2 % Mn- 1 % Mn-0.7% Si-0.02% C, obtained by SLM was studied. It was shown that the dislocation structure of the object after SLM process is similar to those after plastic deformation.
2. The thermal stresses in the object have different signs in the longitudinal and transverse planes, and comparable in magnitude with a yield strength of the alloy.
3. The calculated value of a block of coherent scattering is 300 μm. Microstrain of austenitic crystal lattice of the solid solution is 0.04% which is corresponds to deformed metal.
4. Microhardness of the alloy is approximately one and a half times higher than the microhardness of conventional austenitic alloy after quenching in water.

References

I. Yadroitsev, A. Gusarov, I. Yadroitsava, I. Smurov. /Single track formation in selective laser melting of metal powders/ Journal of Materials Processing Technology (2010) 210 pp 1624–1631.

2. Amato K.N., Gaytan S.M., MurretL.E. al. / Microstructures and mechanical behavior of Inconel 718 fabricated by selective laser melting/ ActaMaterialia (2012) 60 pp 2229–2239.

3. Pinkerton A.J., L.Li / The effect of laser pulse width on multiple-layer 316L steel clad microstructure and surface finish/Applied Surface Science (2003) 208-209 pp 411-416.

4. Hussam E. C., Bruno C., Branchu S., Xiaowei H., Hasco J. Y., Guille R. / Direct Laser Fabrication process with coaxial powder projection of 316L steel. Geometrical characteristics and microstructure characterization of wall structures/Optics and Lasers in Engineering (2012) 50 pp 1779–1784.
6. Rybin V.V. Large plastic deformation and fracture of metals. M.: «Metallurgy», 1986, 224 p.
7. Glazer A.M., Permjakova I.E. Nanocrystals, quenched from the melt. M.: «Fizmatlit», 2012, 360 p.
8. Kalin BA, Jakushin VL Polish VI /Modification of metall materials in the processing of high-temperature pulsed plasma streams/ Math. Universities: Physics. 1994. Number 5. P. 109- 126.
9. Umansky Y.S. , Skakov Y.A., Ivanov A.N., Rastorgouev L.N. Crystallography, X-ray and electron microscopy . M.: Metallurgy, 1982, p.631.
10. Yadroitsev I., Pavlov M., Bertrand P., Smurov I..14èmes AssisesEuropéennes du Prototypage& Fabrication Rapide, 24-25 Juin 2009, Paris.
11. Shelehov E.V., Sviridov T.A. /Software for X-ray analysis of polycrystalline / Mitom. 2000. № 8.p. 16-19.

Исследование закономерности образования зеренной структуры сплава системы легирования Ni-Al-W-Co-Nb-Cr-Ti-Mo, синтезированного методом СЛС, в зависимости от параметров лазерного пучка, термообработки и ГИП

Е.А. Лукина[1], К.О. Базалеева[2], Н.В. Петрушин[1], Д.В. Зайцев[1]

---
1 - Всероссийский Институт Авиационных Материалов, Россия
2 - Московский Государственный Технический Университет имени Н.Э. Баумана, Россия
E-mail: lukinaea@viam.ru

Введение

В настоящей работе для отработки режимов СЛС и исследования влияния технологических параметров процесса на микроструктуру полученных образцов использовался жаропрочный никелевый сплав Ni-5,6Al-5,2W-4,75Co-10,6Cr-2,7Ti-4,0Mo. Образцы из этого сплава были получены с применением технологии равноосной кристаллизации и методом СЛС по технологии стохастического экспонирования с варьированием параметров энергетического воздействия. Также структура сплава исследовалась после применения термической обработки и горячего изостатического прессования (ГИП). Использовались методы рентгеноструктурного анализа, металлографии и электронной микроскопии.

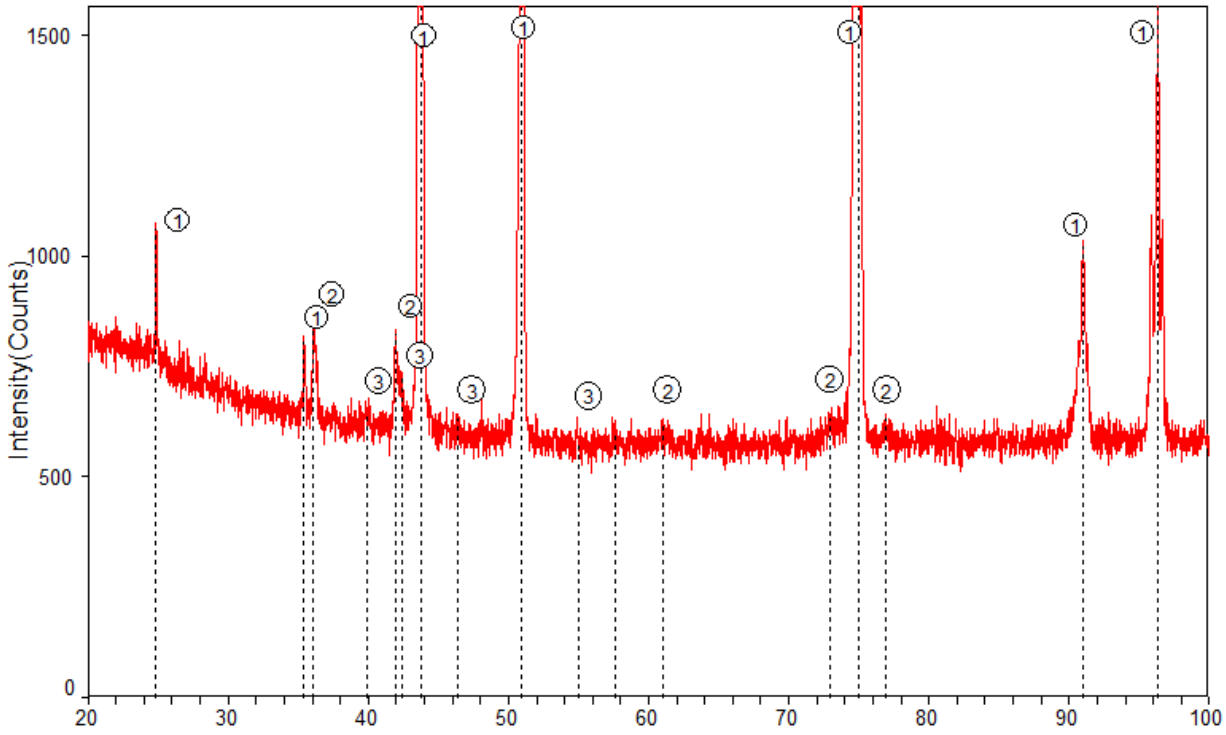
Изучение закономерностей формирования ячеистой структуры и неравновесных состояний, образующихся в результате быстрой кристаллизации, проведено авторами многих работ на аустенитных, никелевых и титановых сплавах. Установлено, что микроструктура, формируемая в результате селективного лазерного сплавления (СЛС) имеет определенную иерархию: наблюдаются ванны расплава, разбитые на фрагменты, которые, в свою очередь, состоят из отдельных ячеек кристаллизации, образующих стабильную ячеистую структуру [1].

Уменьшение характерного размера ячейки, согласно литературным данным, положительно влияет на такие важные свойства материалов, как твердость, прочность и износостойкость [2].

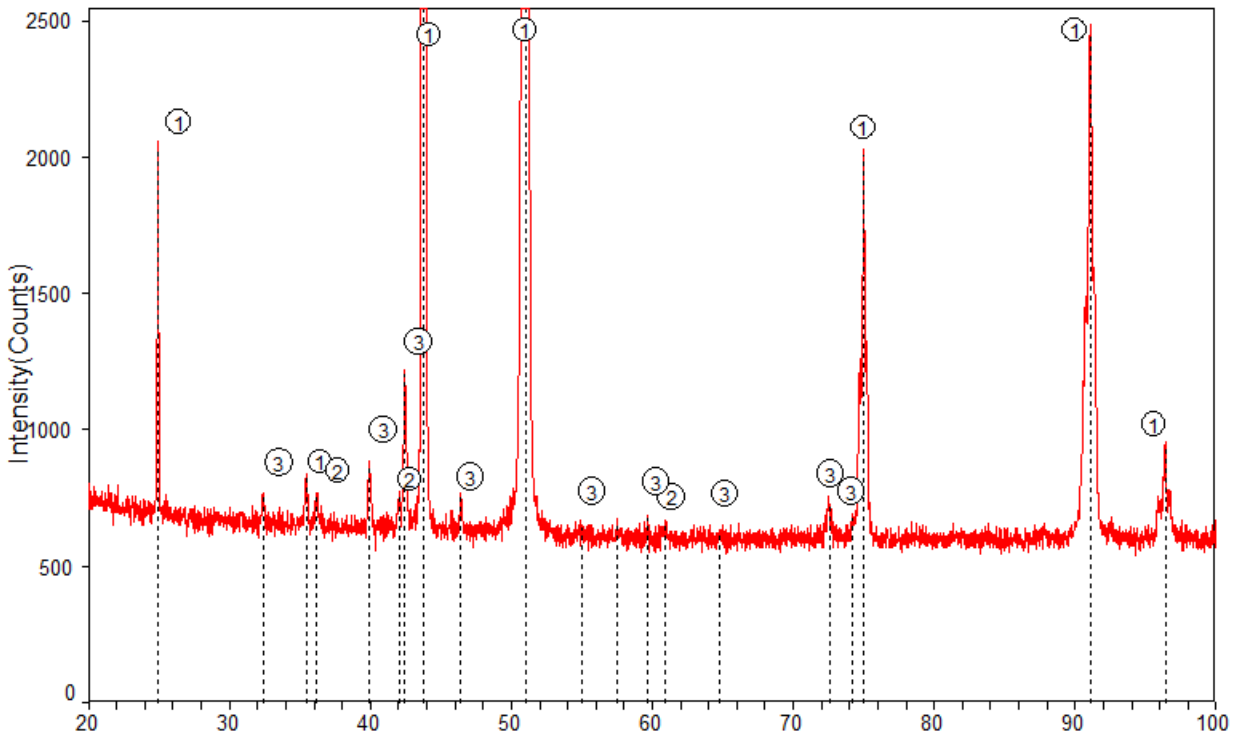
В настоящей работе для отработки режимов СЛС и исследования влияния энергетических параметров лазера (мощность, диаметр пучка, скорость сканирования) на структуру полученных образцов использовался жаропрочный никелевый сплав Ni-5,6Al-5,2W-4,75Co-10,6Cr-2,7Ti-4,0Mo, применяемый для изготовления деталей ГТД. Образцы из этого сплава были получены с применением стандартной технологии - равноосной кристаллизации и методом СЛС по технологии стохастического экспонирования. Также структура сплава исследовалась после применения термической обработки и ГИП.

Исследования проводились с применением растровой электронной микроскопии, а также металлографического и рентгеноструктурного анализа.

Методами рентгенофазового анализа установлено, что фазовый состав образцов после СЛС аналогичен фазовому составу жаропрочного никелевого сплава, полученного с применением технологии равноосной кристаллизации. Однако, после термообработки сплава, полученного по технологии лазерного сплавления, в структуре появляются дополнительные карбидные фазы сложного состава, а также фазы, содержащие бор (Рисунок 1). Кроме того, форма и положение дифракционных максимумов γ- и γ′- фаз для синтезированного и термообработанного материала изменяется по сравнению с классическим сплавом.



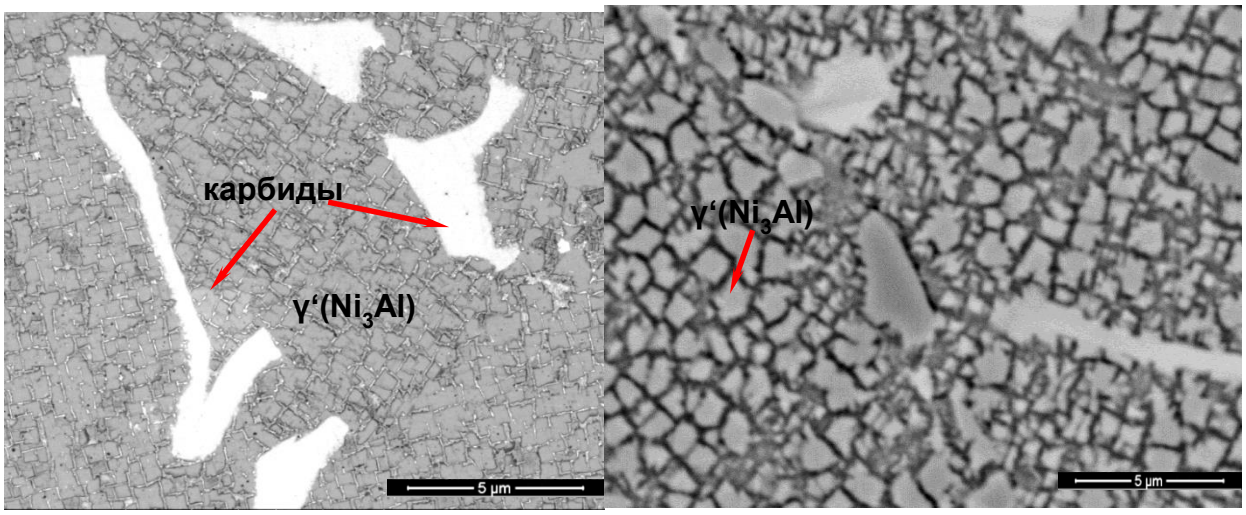
а



б

Рисунок 1- Дифрактограммы сплава Ni-5,6Al-5,2W-4,75Co-10,6Cr-2,7Ti-4,0Mo после термической обработки: а) полученного методом равноосной кристаллизации (1 – γ, γ′; 2 – MeC; 3 – Me_6C); б) после СЛС (1 – γ, γ′; 2 – MeC; 3 – Me_6C)

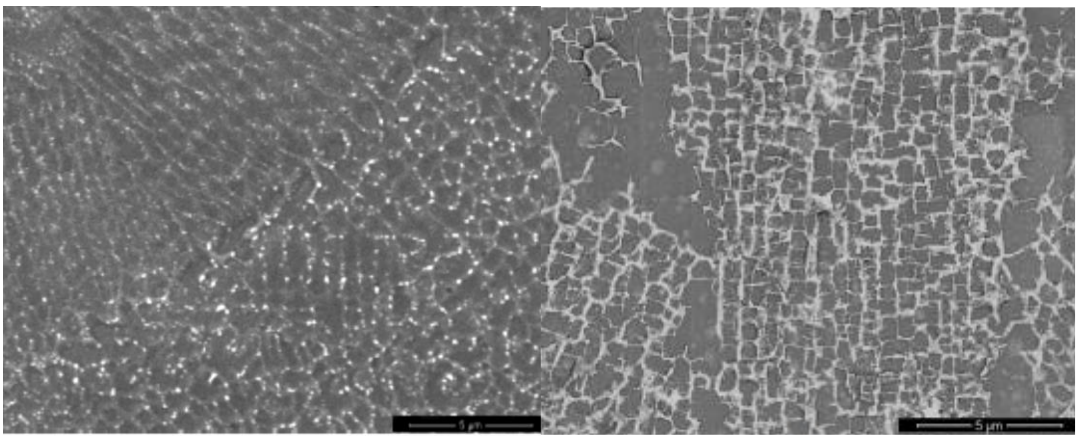
Структура образца, полученного методом равноосной кристаллизации в литом состоянии, представлена крупными зернами, на границах которых выделяется карбидная фаза вытянутой формы. Структура сплава состоит из матричного γ-твердого раствора и рассеянных в нем частиц γ′-фазы. Частицы γ′-фазы имеют кубоидную форму, их размер составляют ≈0,7 мкм, местами присутствуют области коагуляции фазы. После термообработки γ′ фаза принимает более правильную форму, увеличиваясь в размерах до ≈1,5мкм (Рисунок 2). Наблюдаемая в литом состоянии неоднородность по размерам частиц γ′-фазы обусловлена химической неоднородностью между областями вблизи осей дендритов и междендритных пространствах, связанной с ликвацией легирующих элементов в процессе кристаллизации, и сохраняется после термообработки. Появляется дисперсный распад с образованием γ′-фазы, наиболее интенсивный вблизи выделений карбидной фазы.



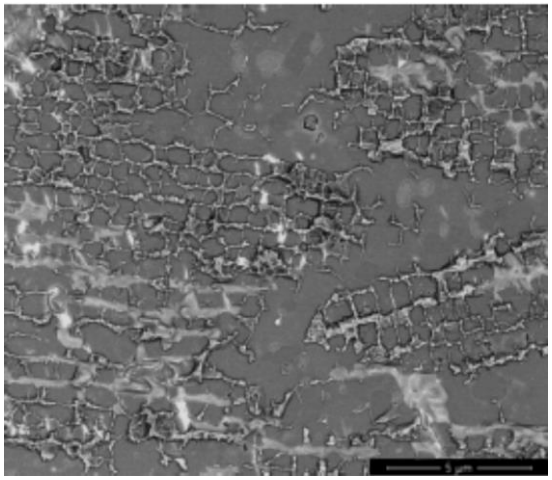
а б

Рисунок 2 - Микроструктура сплава Ni-5,6Al-5,2W-4,75Co-10,6Cr-2,7Ti-4,0Mo, полученного методом равноосной кристаллизации: а) - в литом состоянии; б) - в термообработанном

Исследована структура образцов, синтезированных методом СЛС. Выявлена характерная ячеистая структура. Отдельная ячейка подобна центру кристаллизации (оси дендрита), т.е. перераспределение легирующих элементов по объему такой ячейки минимально. Применение термической обработки к сплаву после СЛС приводит к образованию γ′-фазы, кубоидной формы, равномерно распределенной по объему фрагмента. Баротермическая обработка приводит к «залечиванию» макродефектов (трещин), однако, в микроструктуре образцов после ГИП наблюдаются неравномерные участки скоагулированной γ′-фазы (Рисунок 3).



а б

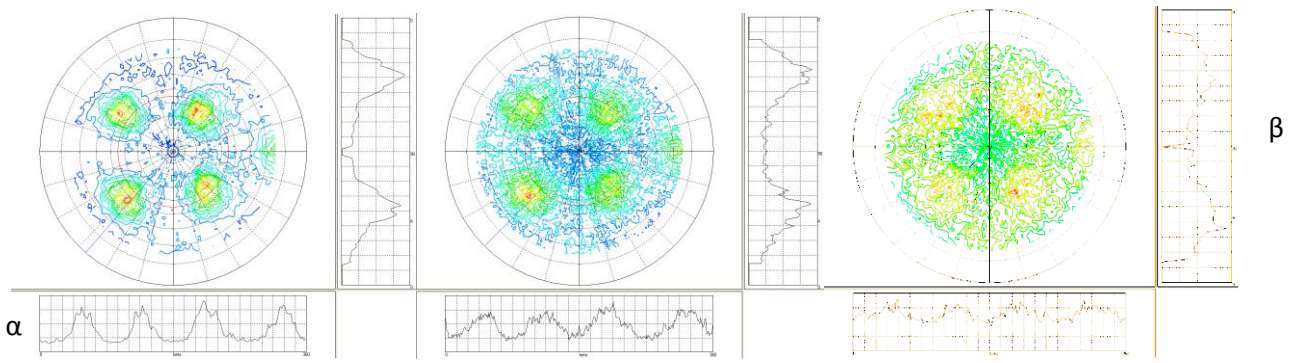


в

Рисунок 3 Структура образцов, полученных по технологии СЛС (170Вт, 1000мм/сек):
а) - исходный; б) - после ТО; в) - после ГИП

Проведен анализ текстур, характерных для образцов, синтезированных с применением различных параметров энергетического воздействия.

Полюсные фигуры записаны в рефлексе {022}. На всех полюсных фигурах присутствует 4 рефлекса {022}, удалённых на 45º от центра, что свидетельствует о наличие в исследуемых образцах текстуры {001}. По мере увеличения скорости сплавления наблюдается снижение интенсивности рефлексов на полюсных фигурах и их размытие. В образцах после 600 и 800 м/с выявлена острая текстура, в то время как в образце после 1000 м/с текстура слабая (Рисунок 4).

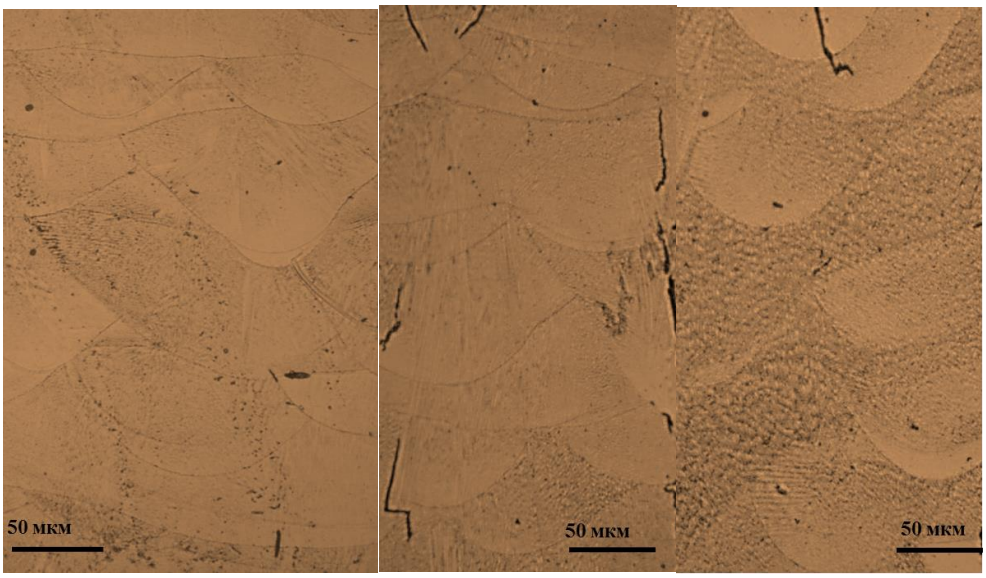


а б в

Рисунок 4 - Прямые полюсные фигуры образцов, синтезированных методом СЛС:
а) 180 Вт 600 мм/сек; б) 180 Вт 800 мм/сек; б) 180 Вт 1000 мм/сек
(справа и внизу приведены сечения при фиксированных углах α β, вдоль
кристаллографических направлений текстуры {022})

Структура, выявляемая металлографически на образцах, синтезированных методом СЛС, в поперечном сечении представляет собой ванны расплава, имеющие форму сегментов круга, дуга которого является фронтом кристаллизации. Структура ванны расплава негомогенна: она состоит из стержнеобразных ячеек, диаметр которых порядка 0.5 мкм, а длина на порядок больше.

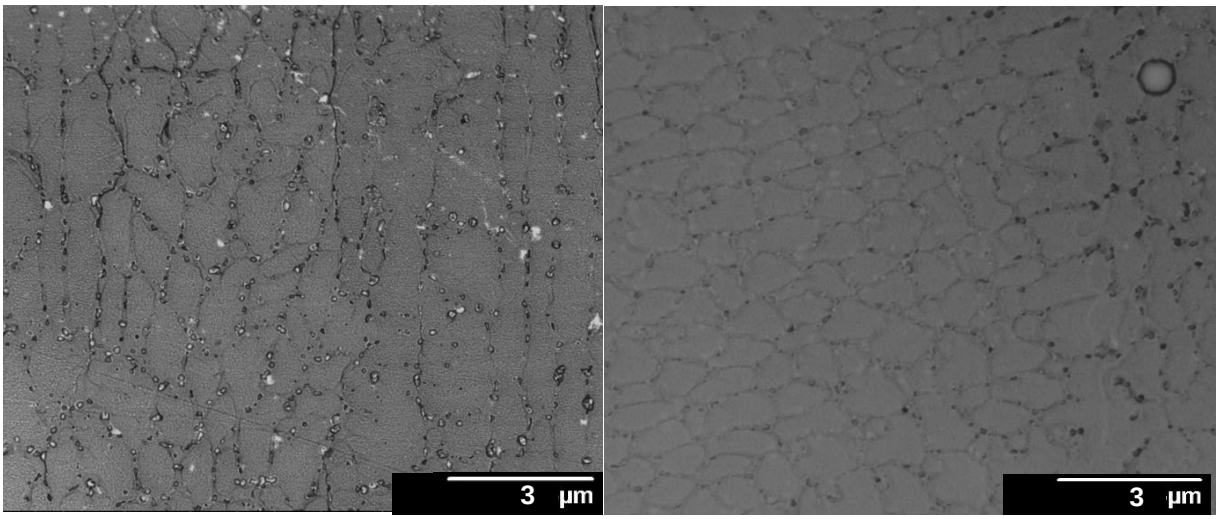
При изменении скорости сканирования лазера форма ванн расплава изменяется от четко очерченного круга при скорости сканирования 600 мм/с с малым радиусом кривизны до не явно выраженной границы фронта кристаллизации с большим радиусом при скорости сканирования 1000 мм/с.



а б в

Рисунок 5 - Металлографические изображения ванн расплава после обработки с разными параметрами лазера: а) - 180Вт, 1000 мм/сек; б) - 180Вт, 800 мм/сек; в) - 180Вт, 600 мм/сек

Методом растровой электронной микроскопии проведено исследование структуры образцов, полученных методом СЛС, с использованием различных скоростей сканирования лазера мощностью 180 Вт. Все исследованные образцы имеют характерную, для материала после лазерного воздействия ячеистую структуру, подобную деформационной; диаметр стержнеобразных ячеек которой составляет порядка 0.5 мкм. Ячейки объединены в области, внутри которых ориентация ячеек одинаковая. С увеличением скорости сканирования лазера изменяется вид ячеистой структуры, от слабо выраженной при скорости сканирования 600мм/с до равноосной с размером ячейки ≈1 мкм - при скорости сканирования 1000 мм/с. После сканирования при скорости 800 мм/с ячеистая структура не равномерная с усредненным размером ячейки ≈2,5 мкм. Уменьшение мощности лазера до 170 Вт не приводит к нарушению равномерности ячеистой структуры, однако, гомогенность структуры по всему объему материала (от фрагмента к фрагменту) изменяется.



а б

Рисунок 6 - Ячеистая структура образцов, полученных при различной скорости сканирования лазерного луча: а) - 800 мм/сек; б) - 1000 мм/сек

Металлографическое исследование распределение трещин в образцах, полученных методом селективного лазерного сплавления, показало, что при постоянной мощности лазера 180 Вт с увеличением скорости сканирования от 600 до 1000 мм/сек - объёмная доля трещин уменьшается.

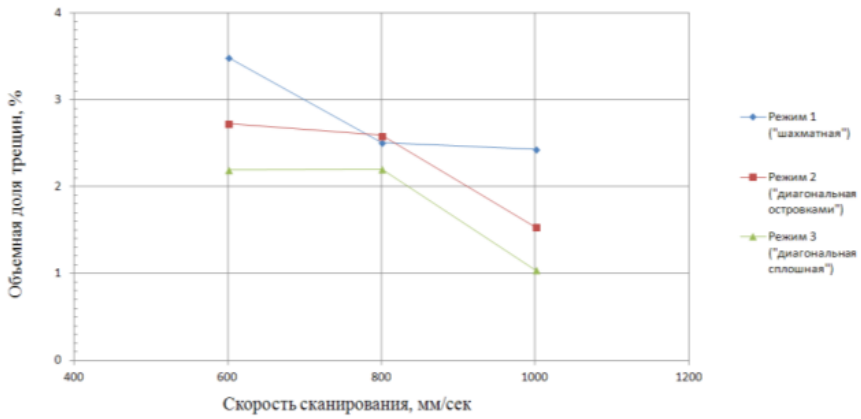


Рисунок 7 - Зависимость объемной доли трещин от скорости сканирования (при постоянной мощности 180 Вт)

Заключение

1. Структура, выявляемая металлографически на образцах, синтезированных методом СЛС, в поперечном сечении представляет собой ванны расплава, имеющие форму сегментов круга, дуга которого является фронтом кристаллизации, а радиус зависит от градиента температуры, т.е. от энергетических параметров лазерного пучка.

2. По мере уменьшения энергетического воздействия на структуру наблюдается снижение интенсивности рефлексов на полюсных фигурах и их размытие. В образцах после 600 и 800 мм/с выявлена острая текстура, в то время как в образце после 1000 мм/с текстура слабая.

3. Методом растровой электронной микроскопии показано, что все исследованные образцы имеют деформационную ячеистую структуру. С увеличением скорости сканирования лазера изменяется вид ячеистой структуры: от слабо выраженной при скорости сканирования 600мм/с, до равноосной с размером ячейки ≈1мкм - при скорости сканирования 1000мм/с. Уровень энергетического воздействия, приводящий к образованию равноосной ячеистой структуры, позволяет получить минимальную объемную долю трещин.

4. Проведенный сравнительный анализ структуры образцов, синтезированных методом СЛС и полученных с применением равноосной кристаллизации после баротермической и термической обработки выявил, что для структуры жаропрочного никелевого СЛС- сплава характерно более равномерное распределение по размерам частиц упрочняющей γ′-фазы в объеме материала. Наблюдаемая в литом состоянии неоднородность по размерам частиц γ′-фазы обусловлена химической неоднородностью между областями вблизи осей дендритов и междендритных пространствах и сохраняется после термообработки. Наличие участков скоагулированной фазы на границах раздела между фрагментами в синтезированном методом СЛС сплаве после термической и баротермической обработок, указывает на то, что температуры полного растворения γ′-фазы сплавов, полученных по технологиям СЛС и равноосной кристаллизации, различны.

Список использованных источников

1. Базалеева К.О., Цветкова Е.В., Смуров И.Ю., Ядройцев И.А., Базалеев Е.В., Костюк Ю.Г. Ячеистая структура в аустенитных сплавах, полученных методом селективного лазерного плавления //Перспективные материалы. 2014. №3. С. 55–62.

2. B. Vrancken, L. Thijs, J.-P. Kruth , J. Humbeeck. Heat treatment of Ti6Al4V produced by Selective Laser Melting: Microstructure and mechanical properties. Journal of Alloys and Compounds 541 (2012) 177–185.

Влияние условий послойного лазерного спекания (плавления) на качество поверхности изделия

А.А. Сапрыкин[1], Н.А. Сапрыкина[1], Ю.П. Шаркеев[2], Е.А. Ибрагимов[1], Е.В. Бабакова[1]

---

1 - Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского Томского политехнического университета, Россия

2 - Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

E-mail: sapraa@tpu.ru

Исследовано влияние защитной атмосферы аргона, предварительной механоактивации и технологических режимов лазерного спекания: скорости перемещения луча лазера V, мощности лазера P, шага сканирования S и температуры подогрева порошкового материала t на качество спеченного поверхностного слоя, полученного из медного порошка ПМС-1, кобальтхроммолибденового порошка из сплава DSK-F75 и композитного порошка титан+ниобий TiNb(масс.40%).

В настоящее время высокими темпами в промышленности внедряются аддитивные технологии. Одним из приоритетных направлений является послойное лазерное спекание (плавление) металлопорошковых композиций на основе 3D CAD-модели, позволяющее изготавливать функциональные изделия [1]. В основе аддитивных технологий лежит послойное формообразование. То есть основой является формирование качественного единичного слоя. Одной из проблем обеспечения качества поверхностного слоя является наличие напряжений в спеченном единичном слое, которые препятствуют равномерному нанесению следующего слоя порошкового материала и искажают форму изделия [2]. Целью настоящей работы является рассмотрение факторов, оказывающих влияние на качество спеченной поверхности и внутренней структуры, исследование влияния защитной атмосферы газа аргона и предварительной механоактивации порошка ПМС-1,

кобальтхроммолибденового порошка сплава DSK-F75 и композитного порошка титана+ниобий TiNb(масс.40%) при разном диапазоне технологических режимов спекания (плавления) на качество спеченного поверхностного слоя. Эксперименты проводились на технологическом лазерном комплексе, состоящем из иттербиевого волоконного лазера ЛК-100-В, трехкоординатного стола, вакуумной камеры, системы ЧПУ и оригинального программного обеспечения [3].

Для получения представления о характере поведения порошковых материалов при лазерном спекании (сплавлении) в качестве обрабатываемых материалов были выбраны порошковые композиции, имеющие разную температуру плавления и размер частиц.

Порошок медный стабилизированный ПМС-1, с содержанием меди-99,5%. Интервал температуры плавления порошка 1030-1070 ^{0}С. Насыпная плотность, 1,25-1,9 г/см³. Средний размер порошка – 0,07 мм. Порошок применяется в порошковой металлургии для изготовления спеченных изделий, а также в приборостроении.

Порошок кобальтхроммолибденового сплава DSK-F75, с содержанием кобальта-66,4%, хрома-28%, молибдена-3%. Интервал температуры плавления порошка 1350-1450 ^{0}С, насыпная плотность, 8,4 г/см³. Размер порошка – 0,1 мм. Сплав применяется в машиностроении для создания изделий, функционирующих при высоких температурах, а также в стоматологии для изготовления протезов.

Порошковая композиция титан+ниобия TiNb, с содержанием титана-60%, ниобия-40%. Температура плавления порошка титана 1668 С^0, порошка ниобия 2469 С^0. Насыпная плотность композитного порошка – 2,23 г/см³. Средний размер исходных порошков титана 0,05-0,07 мм, порошка ниобия 0,005-0,01 мм. Титанниобиевые сплавы широко применяется в электронике, энергетике, а также для изготовления имплантатов из-за хороших механических свойств, превосходной биосовместимости и высокой коррозионной стойкости.

Для обеспечения качества спеченного поверхностного слоя из порошковых материалов, имеющих разный диапазон температур плавления, изучалось изменение уровня деформаций и толщины спекания в зависимости от режимов спекания [4].

В процессе эксперимента были получены образцы из ПМС-1 спеченного единичного слоя длиной 20 мм, шириной 5 и 10 мм, из DSK-F75 длиной 20 мм, шириной 10 мм и из TiNb длиной и шириной 10 мм. Области технологических режимов послойного лазерного спекания были определены в результате поисковых экспериментов. Для получения образцов из медного порошка ПМС-1 P=(14-30) Вт, V=(200-3000) мм/мин, S= (0,1-0,3) мм, t=(26-200)С^0. Рациональными режимами для порошка DSK-F75 являются: P=(10-20) Вт, V=(100-300) мм/мин, S= (0,1-0,15) мм, t=(26-200)С^0. Рациональными режимами для композитного порошка TiNb(масс.40%) в защитной среде аргона и в вакууме являются: P=(68-106) Вт, V=(1000-3000) мм/мин, S= (0,1-0,2) мм, t=(200-400) С^0. Мощность лазерного излучения изменяется в зависимости от температуры плавления порошкового материала и коэффициента температуропроводности, а также формы и размера частиц. Для тугоплавкого порошкового материала DSK-F75, с размером порошка 0,1 мм для получения поверхности характерно увеличение мощности лазерного излучения и уменьшение скорости перемещения луча лазера.

Для получения поверхности из тугоплавкой порошковой композиции TiNb порошок предварительно подвергался 15 минутной механоактивации, спекание осуществлялось в аргоне, после вакуумирования. Анализ геометрического состояния спеченной поверхности проводился по специально разработанной методике с применением инструментального цифрового микроскопа [5].

На Рисунках 1-3 показано влияние мощности лазерного излучения на качество спеченного поверхностного слоя. Недостаток мощности при спекании образцов приводит к их рассыпанию, избыток, наоборот, приводит к деформированию, появлению продольных и поперечных трещин, возгоранию порошка.

На Рисунке 1 представлено влияние мощности на внешний вид спеченной поверхности из медного порошка ПМС-1. Изменение мощности с 15 до 30 Вт, при V=200 мм/мин, t=200 ^{0}C, S=0,3 мм приводит к изменению Rz с 475 до 975 мкм. Образцы получились прочными, но с образованием продольных и поперечных трещин. При увеличении мощности, размер трещин увеличивается вследствие увеличения термических напряжений и высокой теплопроводности порошка ПМС-1.



а б

Рисунок 1 - Внешний вид спеченной поверхности ПМС-1 (х2), режимы спекания V=200 мм/мин, t=200 ^{0}C, S=0,3 мм; а) – P=15 Вт, б) – P=30Вт

На Рисунке 2 показано влияние мощности на внешний вид спеченной поверхности DSK-F75. При спекании данного порошка наблюдалось возникновение коагуляции. Коагуляцией называют объединение мелких частиц дисперсных систем в более крупные под влиянием сил сцепления. Изменение мощности с 10 до 20 Вт, при V=300 мм/мин, t=26 0C, S=0,1 мм, приводит к увеличению шероховатости поверхностного слоя с 425 до 625 мкм, диаметру коагулированных частиц с 175 до 325 мкм и толщине спеченного слоя с 0,65 до 1,0 мм. Образец, представленный на Рисунке 2, а обладает невысокой механической прочностью.



а б

Рисунок 2 - Внешний вид спеченной поверхности DSK-F75 (х2), режимы спекания V=300 мм/мин, t=26 ^{0}C, S=0,1 мм; а) – P=10 Вт, б) – P=20 Вт

Влияние мощности на внешний вид спеченной поверхности TiNb(масс.40%) показано на Рисунке 3. Спеченная поверхность из данной порошковой композиции имеет характерный

неровный рельеф. Изменение мощности с 68 до 106 Вт, при V=3000 мм/мин, t=260 ^{0}C, S=0,1 мм, приводит к уменьшению шероховатости поверхностного слоя, толщина спеченного слоя практически не изменилась.



а б

Рисунок 3 - Внешний вид спеченной поверхности из композитного порошка TiNb (масс.40%) (х2), режимы спекания V=3000 мм/мин, t=200 ^{0}C, S=0,1 мм; а) – P=68 Вт, б) – P=106 Вт

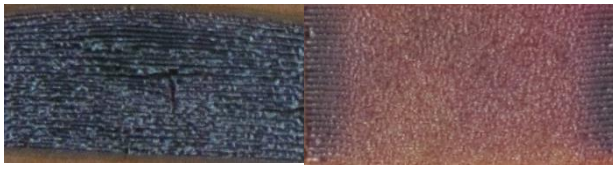
На Рисунках 4-8 представлены фотографии внешнего вида исследуемых порошковых материалов в зависимости от скорости перемещения луча лазера. На Рисунке 4 представлены фотографии изменения внешнего вида спеченной поверхности порошка TiNb в зависимости от скорости перемещения луча лазера. Увеличение скорости перемещения луча лазера с 1000 до 3000 мм/мин, при P=68 Вт, t=200 ^{0}C, S=0,1 мм приводит к уменьшению толщины спеченного слоя с 1,55 до 1,33 мм.



а б

Рисунок 4 - Внешний вид спеченной поверхности из композитного порошка TiNb (масс.40%) (х2), режимы спекания P=20 Вт, t=26 ^{0}C, S=0,2 мм; а) – V=1000 мм/мин, б) – V=3000 мм/мин

На Рисунке 5 показаны образцы из медного порошка ПМС-1, полученные при P=15 Вт, t=200 ^{0}C, S=0,3 мм. Когда V=200 мм/мин на образце появляются дефекты, расположенные вдоль и поперек формирования треков. При V=3000 мм/мин порошок не успевает спечься. При увеличении скорости толщина спеченного слоя уменьшается с 1,700 до 0,7 мм. Дефекты обусловлены высокой теплопроводностью порошкового материала, а также резким градиентом температур во время и после спекания. Образец, представленный на рисунке 5, б имеет низкую механическую прочность и рассыпается от прикосновения.



а б

Рисунок 5 - Внешний вид спеченной поверхности ПМС-1 (х2), режимы спекания P=30 Вт, t=200 ^{0}C, S=0,3 мм; а) – V=200 мм/мин, б) – V=3000 мм/мин

Спекание при V=200 мм/мин и P=15 Вт, t=200 ^{0}C, S=0,1 мм приводит к горению порошкового материала, Рисунок 6. На образце образуются дефекты, расположенные вдоль и поперек формирования треков. При скорости 3000 мм/мин образец получается прочным, без дефектов. Толщина спеченного слоя уменьшается с увеличением скорости с 1,0 до 0,7 мм, шероховатость 590 до 225 мкм.

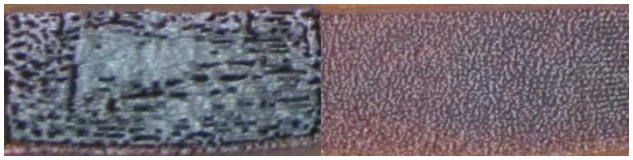


а б

Рисунок 6 - Внешний вид спеченной поверхности ПМС-1 (х2), режимы спекания V=200 мм/мин и P=30 Вт, t=200 ^{0}C, S=0,1 мм; а) – V=200 мм/мин, б) – V=3000 мм/мин

Образцы, получены на режимах P=22 Вт, t=114 0C, S=0,2 мм, при V=200 мм/мин и 3000 мм/мин образуют прочную спеченную поверхность, Рисунок 7. Увеличение скорости приводит к изменению толщины спеченного слоя с 0,9 до 0,41 мм, Rz с 930 до 550 мкм.

Образец, представленный на Рисунке 7, а имеет структуру расплавленного металла и черный цвет из-за образования окиси меди.



а б

Рисунок 7 - Внешний вид спеченной поверхности ПМС-1 (х2), режимы спекания P=22 Вт, t=114 ^{0}C, S=0,2 мм; а) – V=200 мм/мин, б) – V=3000 мм/мин

При увеличении скорости со 100 до 300 мм/мин, при P=10 Вт, t=26 ^{0}C, S=0,1 мм, на Рисунке 8 шероховатость поверхности уменьшается с 560 до 425 мкм, толщина спеченного слоя с 0,88 до 0,65 мм.

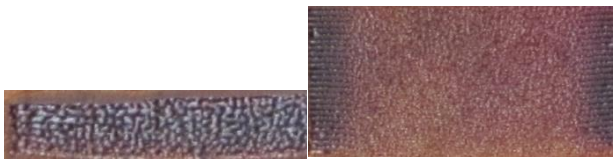


а б

Рисунок 8 - Внешний вид спеченной поверхности DSK-F75 (х2), режимы спекания P=10 Вт, t=26 ^{0}C, S=0,1 мм; а) – V=100 мм/мин, б) – V=300 мм/мин

Назначая скорость перемещения луча лазера необходимо учитывать его значительное влияние на качество поверхностного слоя. Увеличение скорости приводит к уменьшению толщины слоя и шероховатости, в некоторых случаях она велика для формирования спеченной поверхности. Снижение скорости иногда приводит к горению порошкового материала, возникновению дефектов вследствие перегрева материала выше температуры кипения.

На Рисунке 9, при шаге сканирования S=0,1 мм и P=15 Вт, t=200 ^{0}C, V=3000 мм/мин спеченная поверхность обладает некоторой прочностью. Увеличение S с 0,1 до 0,3 мм уменьшает толщину спеченного слоя с 0,7 до 0,66 мм, увеличивая Rz с 225 до 425 мкм.



а б

Рисунок 9 - Внешний вид спеченной поверхности ПМС-1 (х2), режимы спекания P=30 Вт, t=200 ^{0}C, V=3000 мм/мин; а) – S=0,1мм, б) – S=0,15мм

При увеличении шага сканирования с 0,1 до 0,15 мм, при режимах спекания P=10 Вт, t=26 ^{0}C, V=300 мм/мин, на Рисунке 10 шероховатость поверхности уменьшается с 425 до 300 мкм, толщина спеченного слоя уменьшается с 0,65 до 0,4 мм, диаметр коагулированных частиц уменьшается со 175 до 150 мкм.



а б

Рисунок 10 - Внешний вид спеченной поверхности DSK-F75 (х2), режимы спекания P=10 Вт, t=26 ^{0}C, V=300 мм/мин; а) – S=0,1мм, б) – S=0,15мм

Шаг сканирования не так значительно влияет на качество поверхностного слоя. Наблюдается не одинаковое влияние на порошковые материалы. При спекании композитного порошка TiNb(масс.40%) увеличение шага сканирования приводит к увеличению толщины спеченного слоя. При спекании кобальтхроммолибденовой композиции увеличение шага сканирования приводит к уменьшению толщины спеченного слоя, Rz и диаметру коагулированных частиц. При спекании медного порошка ПМС-1 уменьшается толщина спеченного слоя, увеличивается шероховатость.

Проведенные исследования позволяют сделать вывод о значительном влиянии мощности на качество спеченного поверхностного слоя. При неправильном назначении мощности образцы либо рассыпаются от прикосновения, либо деформируются, или происходит возгорание порошка и процесс выходит из-под контроля. Также значительным является влияние скорости перемещения луча лазера на качество поверхностного слоя. Увеличение скорости приводит к уменьшению толщины и шероховатости спеченного слоя, в некоторых случаях она недостаточна для формирования поверхности. Снижение скорости иногда приводит к горению порошкового материала и возникновению дефектов. Не так значительно влияет на качество спеченного поверхностного слоя шаг сканирования. При

спекании кобальтхроммолибденовой композиции увеличение шага сканирования приводит к уменьшению толщины спеченного слоя, Rz и диаметру коагулированных частиц. Данные исследования понадобятся при назначении режимов спекания для новых порошковых композиций.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда, проект 15-19-00191.

Список использованных источников

1. Отто А. Объединение лазерной обработки материалов с процессом формообразования // Фотоника. – 2007. – № 5. – С. 2 – 6.

2. Панченко В.Я. Лазерные технологии обработки материалов: современные проблемы фундаментальных исследований и прикладных разработок, монография. – М.: Физматлит, 2009. – 664 с.

3. Saprykin A. A., Saprykina N. A. Improvement of surface layer formation technology for articles produced by layer-by-layer laser sintering // Applied Mechanics and Materials. – 2013. – Vol. 379. – P. 56 – 59.

4. Babakova E. V. , Gradoboev A. V. , Saprykin A. A. , Ibragimov E. A. , Yakovlev V. I. , Sobachkin A. V. Comparison of Activation Technologies Powder ECP-1 for the Synthesis of Products Using SLS // Applied Mechanics and Materials. - 2015 - Vol. 756. - p. 220-224

5. Сапрыкина Н. А., Сапрыкин А. А., Шигаев Д. А. Исследование факторов, влияющих на качество поверхности, полученной лазерным спеканием // Обработка металлов. – 2011. – № 4. – С. 78–82.

Разработка технологической головки для прямого лазерного выращивания

К.Д. Бабкин, Е.В. Земляков, О.И. Гринин

Институт лазерных и сварочных технологий СПбПУ, Россия

E-mail: kd.babkin@mail.ru

Введение

Развитие цифрового производства и активное внедрение аддитивных технологий являются необходимыми условиями перехода промышленности на качественно новый уровень технического оснащения, соответствующий шестому технологическому укладу. Использование технологий выращивания вместо традиционных технологий литья и механообработки позволяет значительно снизить энерго- и материалоёмкость производства, а

также получать изделия с заранее заданными эксплуатационными характеристиками, недостижимыми для традиционных технологий. Аддитивные технологии позволяют применять новые подходы к конструированию, не ограниченные возможностями литейной технологии и механообрабатывающего оборудования [1]. В настоящее время уже доведены до практического применения технологии выращивания, основанные на селективном лазерном сплавлении металлических порошков (SLM-технологии). Однако, несмотря на большое количество исследований, проводимых в этой области [2-4], и наличие положительного опыта промышленного применения SLM-технологий [5, 6], потенциал технологий выращивания реализован не полностью. Основной тенденцией развития аддитивных технологий является увеличение их производительности при сохранении требуемого качества выращиваемого изделия.

Новейшие достижения в лазерной технике позволили создать новый класс технологических комплексов для лазерного выращивания, конкурирующих с традиционными технологиями механической обработки. На рынке представлены мощные лазеры (волоконные, дисковые, диодные), использование которых может значительно расширить технологические возможности технологий выращивания. В частности, исследования родственной технологии лазерной порошковой наплавки показали, что использование мощных лазеров (до 15 кВт) позволяет значительно увеличить производительность процесса наплавки [7]. Еще одним перспективным направлением развития технологий выращивания является изготовление изделий с градиентными эксплуатационными характеристиками. Наиболее перспективной с этой точки зрения является технология прямого лазерного выращивания, когда изделие формируется из порошка, подаваемого сжатой газопорошковой струей непосредственно в зону выращивания под лазерный луч, обеспечивающий нагрев и частичное плавление порошка и подогрев подложки. При этом можно подавать смеси порошков, изменяя их состав в ходе процесса выращивания, обеспечивая тем самым формирование изделий с градиентными свойствами, распределение которых определяется локальными условиями эксплуатации.

Коммерчески доступные сопла подачи порошка для лазерной порошковой наплавки разрабатываются исходя из требований к максимизации коэффициента использования порошка и равномерности распределения порошка и не являются оптимальными для прямого лазерного выращивания. Результаты оптимизации конструкции коаксиального сопла с точки зрения повышения производительности и коэффициента использования порошка на основе компьютерного моделирования представлены в работе [8]. Экспериментальные исследования газопорошковых струй при лазерной наплавке описаны в работе [9].

Технология прямого лазерного выращивания является сложным и многофакторным процессом с большим количеством распределенных параметров, влияющих на конечный результат. Среди физических процессов, протекающих при реализации технологии, можно выделить следующие:

- газодинамические процессы переноса порошка в газовой струе к поверхности выращиваемого изделия;

- нагрев и плавление частиц порошка лазерным излучением;
- тепловые процессы в зоне наплавки на поверхности мишени;
- кристаллизация расплава и формирование поверхности изделия;
- формирование микроструктуры изделия.

Взаимосвязь указанных физических процессов может стать причиной возникновения тепловых, гидро- и газодинамических возмущений и развития автоколебаний в зоне роста даже без возможных внешних воздействий. При этом в реальном технологическом процессе сложно полностью исключить отклонения режимных параметров от заданных значений. И вероятность развития автоколебаний возрастает, особенно при изготовлении крупногабаритных изделий.

Таким образом, для обеспечения стабильного формирования выращиваемых изделий технология прямого лазерного выращивания должна быть способна к саморегулированию. Разработка сопел с учетом влияния пространственной структуры газопорошковой струи на устойчивость процесса позволит существенно увеличить производительность при неизменном качестве поверхности за счет существенного увеличения линейной скорости перемещения инструмента относительно изделия при малых значениях шага слоя. Решение этой задачи и является целью данной работы.

Методика проведения исследований

Технологические исследования

Технологические исследования проводились на экспериментальном стенде прямого лазерного выращивания, разработанном в Институте лазерных и сварочных технологий СПбПУ (ИЛиСТ) (Рисунок 1). В качестве источника лазерного излучения использовался волоконный лазера ЛС-5 мощностью 5 кВт с системой охлаждения на базе чиллера *Riedel PC160*. Лазерное излучение транспортировалось по волоконному кабелю к фокусирующей головке *HighYAG BIMO* с фокусным расстоянием 300 мм и фокальным диаметром 0.3 мм. Подача порошка в зону лазерного воздействия осуществлялась через боковое сопло с помощью порошкового питателя *Sultzer Metco Twin-10C*. Перемещение технологической головки относительно изделия осуществлялось 3-х-координатным манипулятором-системой линейных приводов. В качестве манипулятора изделия использовался 2-х-осевой вращатель.



Рисунок 1 - Экспериментальный стенд прямого лазерного выращивания

В состав экспериментального стенда также входит герметичная рабочая камера, позволяющая выращивать образцы в контролируемой атмосфере.

В качестве модельного сплава для выращивания использовался порошковый жаропрочный сплав *EuTroLoy16625G.04* производства *Castolin Eutectic (Inconel 625)*, внешний вид порошка приведен на Рисунке 2, химический состав приведен в Таблице 1. Фракционный состав 53-150 мкм, форма частиц – сферическая.

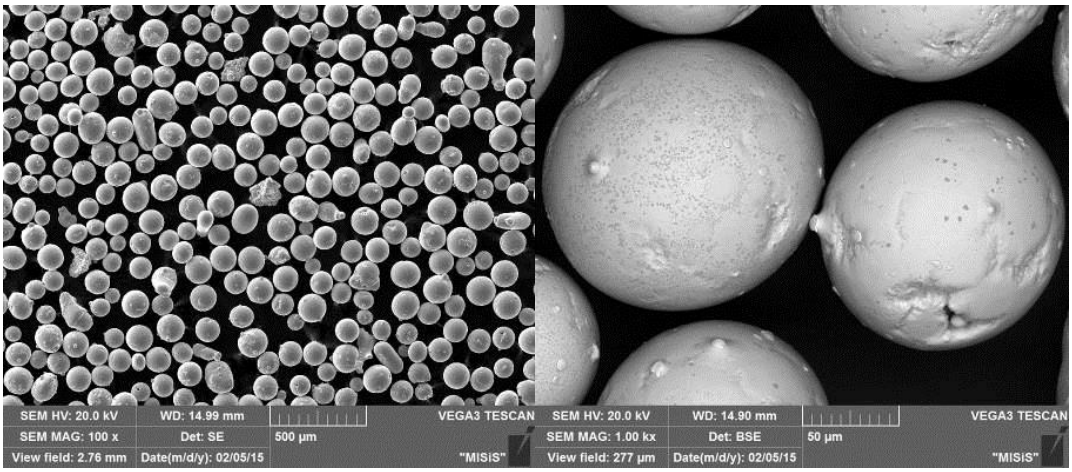


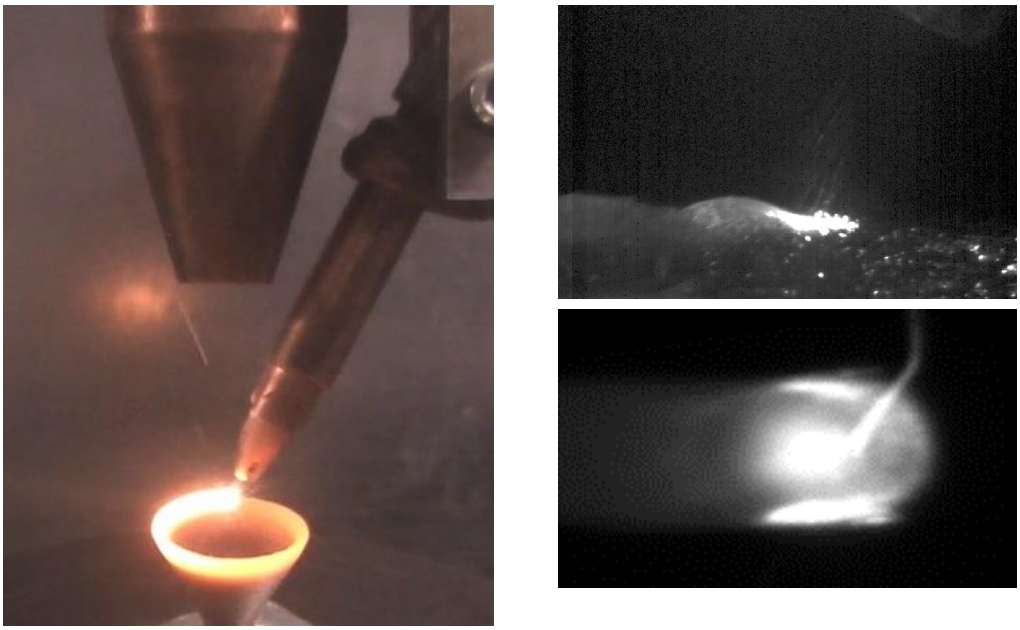
Рисунок 2 - Частицы порошка *EuTroLoy16625G.04*

Таблица 1 - Химический состав сплава *EuTroLoy16625G.04*

Элемент	*Ni*	*Si*	*Nb*	*Cr*	*Mo*	*Fe*	*Mn*	*Al*	*Ti*	Др.
%	основа	0,4	3,7	21,5	9,0	0,5	0,35	0,02	0,02	0,1

В ходе экспериментов выращивались плоские и цилиндрические образцы. Мощность лазерного излучения и линейная скорость перемещения изделия относительно технологической головки изменялись в диапазонах 0.5 – 1.5 кВт и 20 – 50 мм/с, соответственно. Также варьировались расход порошка (15-40 г/мин) и транспортного газа (7-10 л/мин) и изменялось положение бокового сопла относительно поверхности мишени. Для защиты оптических элементов технологической головки и защиты ванны расплава от окисления дополнительно через коаксиальное сопло подавался аргон с расходом 15 л/мин.

Регистрация процесса формирования поверхности при прямом лазерном выращивании осуществлялась с помощью цифровой камеры высокого разрешения, встроенной в технологическую головку, а также с помощью высокоскоростной съемки. Кадры высокоскоростной съемки, съемки коаксиальной камерой и фотография процесса прямого лазерного выращивания представлены на Рисунке 3.



а) б)

Рисунок 3 - Процесс прямого лазерного выращивания: а) фотография процесса; б) кадры высокоскоростной съемки и съемки коаксиальной камерой

В ряде случаев в процессе выращивания образцов наблюдалось возникновение возмущений, приводящих к неудовлетворительному формированию выращиваемой поверхности (Рисунок 4).



Рисунок 4 - Примеры нестабильного формирования поверхности при прямом лазерном выращивании

На производительность и устойчивость процесса выращивания оказывает большое влияние характер взаимодействия газопорошковой струи с ванной расплава. С физической точки зрения данный процесс определяет величину потоков энергии, импульса и вещества на выращиваемую поверхность, связанных с подачей разогретого порошка в ванну расплава. За счет частичного поглощения и рассеяния лазерного излучения частицами порошка распределение интенсивности лазерного излучения также зависит от пространственной структуры газопорошковой струи. С другой стороны, характер взаимодействия газопорошковой струи с ванной расплава зависит от конструкции подающего сопла, а также от его расположения как относительно лазерного луча, так и относительно выращиваемого изделия. Таким образом, для обеспечения устойчивости процесса целесообразно оптимизировать схему подачи порошка, а также конструкцию всего технологического инструментария в целом.

Экспериментальные исследования процесса переноса порошка газовой струей

Для проведения экспериментальных исследований пространственной структуры газопорошковых струй использовался экспериментальный стенд, состоящий из генератора лазерной линии и цифровой камеры высоко разрешения. Генератор лазерной линии закреплен на подвижке с микрометрическим винтом и позволяет выборочно подсвечивать определенные области газопорошковой струи. Цифровая камера расположена таким образом, чтобы ее оптическая ось была перпендикулярна плоскости лазерного луча. Объектив камеры обеспечивает поле зрения 18x9 мм, а установленный оптический фильтр отсекает фоновую засветку. Выдержка, диафрагма и усиление камеры выставлялись таким образом, чтобы

регистрировать только свет генератора лазерной линии, рассеянный на частицах порошка. Общий вид экспериментального стенда представлен на Рисунке 5.

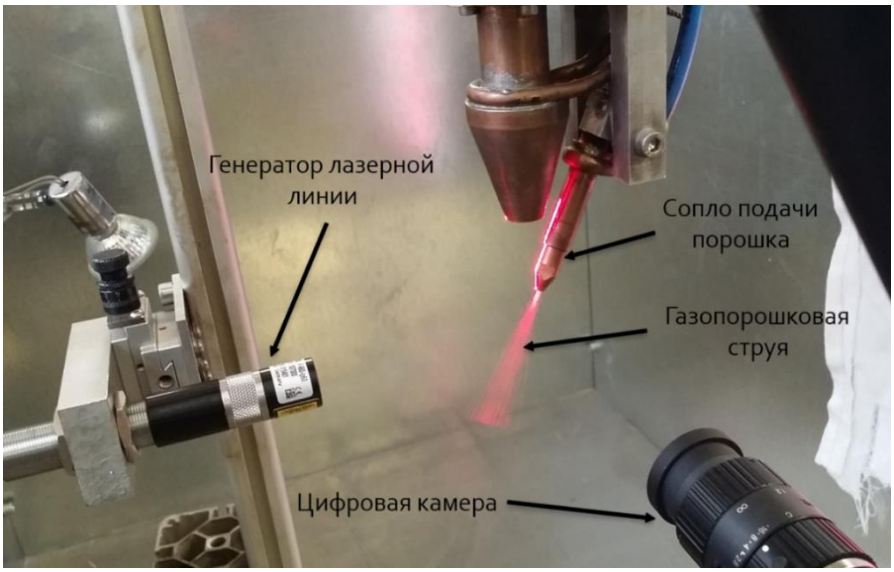


Рисунок 5 - Экспериментальный стенд для исследования газопорошковых струй

Один видеокадр, захваченный камерой, содержит небольшое количество порошинок (~100 шт.), что исключает их перекрытие. Для получения сглаженных границ газопорошковой струи в рамках каждого эксперимента снимается серия из 2000 кадров, которые затем программным образом суммируются.

Перемещая сопло относительно стенда можно регистрировать различные сечения газопорошковой струи и изучать ее пространственную структуру. Также стенд можно использовать для измерения скорости отдельных порошинок по длине треков на кадре, при известной величине выдержки.

Экспериментальные исследования зависимости геометрии наплавляемого валика от положения технологической головки.

Из-за неоднородности газопорошковой струи наблюдается зависимость геометрии наплавленного валика от расстояния между соплом и подложкой. При изменении этого расстояния изменяется доля порошка, которая попадает в ванну расплава и формирует наплавленный валик. Для изучения этой зависимости была проведена серия экспериментов по наплавке единичных валиков на массивную подложку, с изменением расстояния h от нижнего среза сопла до поверхности подложки. Технологические параметры процесса: диаметр лазерного пятна 1,2 мм, мощность лазерного луча 1200 Вт, длина валиков 40 мм. Варьировалось расстояние h от 1 до 10 мм с шагом 0,2-0,3 мм. Впоследствии измерялась высота наплавленных валиков по пяти точкам, с точностью не хуже 0,1 мм. Пример образца представлен на Рисунке 6.



Рисунок 6 - Образец для исследования влияния расстояния от сопла до подложки

Результаты исследований и их обсуждение

Исследования пространственной структуры газопорошковой струи показали, что на выходе из сопла струя имеет равномерное распределение порошка, которое по мере отдаления от среза переходит в нормальное (Рисунок 7). Также при этом происходит расширение струи от 2 мм, что соответствует внутреннему диаметру сопла, до 2,7 мм.

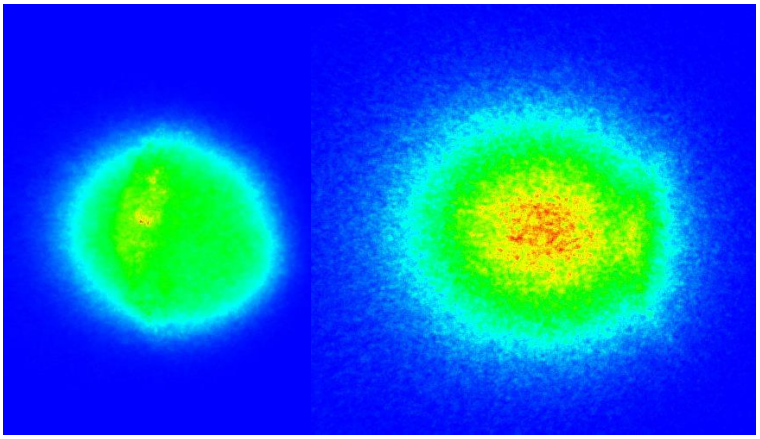


Рисунок 7 - Пространственная структура газопорошковой струи на выходе из сопла (слева) и на расстоянии 5 мм (справа)

Основное влияние на процесс формирования наплавленного валика оказывает наклон газопорошковой струи. Во время процесса выращивания наплавленный валик формируется из порошинок, попавших в ванну расплава. Размер и форма ванны расплава определяются технологическими параметрами процесса (мощность, скорость, диаметр пятна) и условиями охлаждения. На Рисунке 8 представлена пространственная структура газопорошковой струи, на которой вертикальными светлыми полосами выделены ориентировочные размеры ванны расплава.

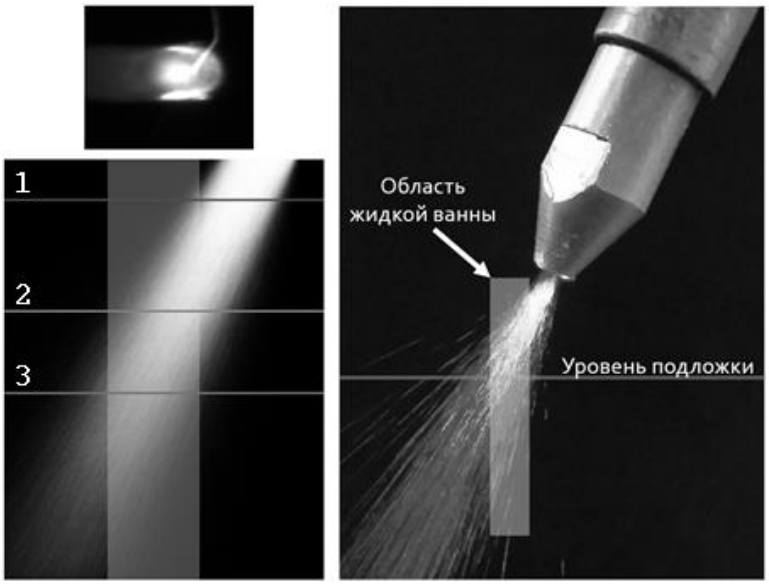


Рисунок 8 - Пространственная структура газопорошковой струи и расположение ванны расплава

При увеличении расстояния от сопла до подложки захваченная доля порошка вначале увеличивается, достигает некоторого максимума (линия 3 на Рисунке 8) и затем уменьшается. За счет этого происходит саморегулирование процесса выращивания, когда при неизменном технологическом режиме расстояние от сопла до поверхности предыдущего валика устанавливается на некотором оптимальном уровне (линия 2 на Рисунке 8). Такой механизм саморегулирования подтверждается результатами экспериментальных исследований влияния расстояния между соплом и подложкой на высоту наплавленного валика. Зависимость, представленная на Рисунке 9, была получена для следующих технологических параметрах: скорость перемещения 30 мм/с, расход порошка 20 г/мин, мощность лазерного луча 1,2 кВт, диаметр лазерного пятна 1,2 мм.

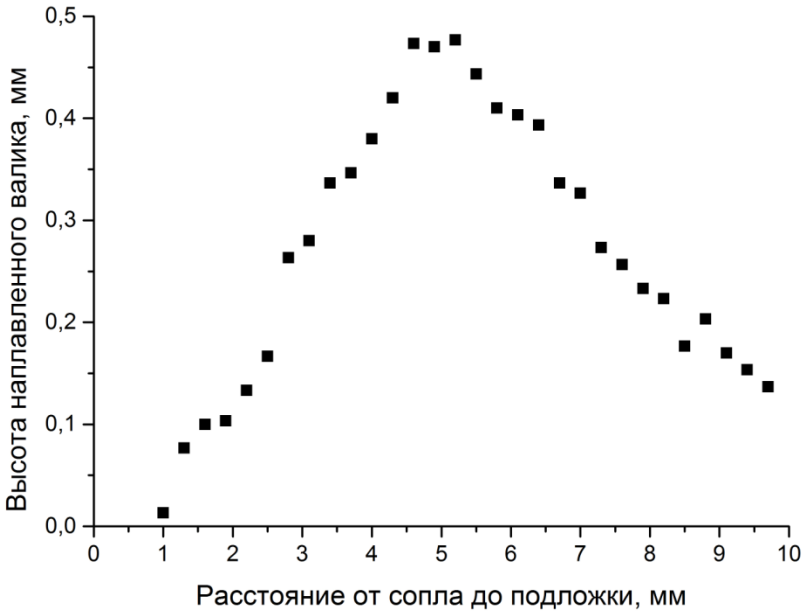


Рисунок 9 - Зависимость высоты валика от расстояния между соплом и подложкой

Саморегулирование процесса возможно только при нахождении в возрастающей области характеристики, представленной на Рисунке 9. При этом, чем ближе технологический режим к пику на Рисунке 9, тем больше эффективность использования порошка, а сам пик соответствует максимуму эффективности и неустойчивости процесса. Таким образом, оптимальный шаг слоя – это компромисс между эффективностью использования порошка и устойчивостью, и он должен выбираться исходя из анализа возможных возмущений, влияющих на процесс выращивания.

Положение пика также зависит от линейной скорости перемещения инструмента относительно подложки и массового расхода порошка. Увеличение скорости приводит к уменьшению максимальной высоты валика. Увеличение массового расхода порошка закономерно приводит к увеличению максимальной высоты валика.

Выращивание модельных образцов (цилиндров) показали, что режимы, при которых шаг по вертикали составляет более 60% от максимальной высоты валика, являются не устойчивыми и процесс роста невозможен. Для линейной скорости 50 мм/с максимальный шаг по вертикали составляет порядка 0,18 мм, для 40 мм/с – 0,25 мм, для 30 мм/с – 0,3 мм.

Пример устойчивости и результат саморегулирования технологического процесса лазерного выращивания с использованием разработанной технологической головки с боковым соплом приведены на Рисунке 8. При изготовлении корпуса камеры сгорания газотурбинного генератора максимальным диаметром 200 мм и высотой 300 мм за 23 прохода был ликвидирован провал глубиной 2 мм, образовавшийся из-за сбоя в работе системы подачи порошка. Общее время изготовления изделия – 3,5 часа.



Рисунок 8 - Выращенный корпус камеры сгорания газотурбинного генератора (материал: жаропрочный сплав на основе никеля)

Выводы

Повышение производительности процесса прямого лазерного выращивания при заданной толщине стенки подразумевает увеличение шага слоя и/или увеличения линейной скорости перемещения инструмента относительно изделия. Увеличение шага слоя приводит к увеличению шероховатости поверхности, что ограничивает применение технологии. Увеличение скорости ведет к образованию автоколебательных процессов и переходу в неустойчивый режим роста. Для обеспечения стабильности технологического процесса при проектировании технологического инструмента необходимо учитывать особенности взаимодействия газопорошковой струи с ванной расплава.

Полученные зависимости высоты наплавленного валика от расстояния между соплом и подложкой позволяют определить диапазон значений технологических параметров, обеспечивающих устойчивость процесса лазерного выращивания. Сам процесс лазерного выращивания можно рассматривать как систему с обратной связью на базе пропорционального регулятора, где коэффициент пропорционального усиления связан с углом наклона прямой, аппроксимирующей возрастающую часть графика. Малый коэффициент соответствует слабой реакции системы на внешнее возмущение, большой коэффициент ведет к автоколебаниям и появлению дефектов.

Разработанная технологическая головка для прямого лазерного выращивания с боковым соплом подачи порошка обеспечивает устойчивый процесс при скоростях вплоть до 50 мм/с, тогда как скорость при использовании сопел для лазерной наплавки как правило не превышает 20 мм/с.

Список используемых источников

1. Рудской А.И., Боровков А.И. Компьютерный инжиниринг и аддитивное производство // Материалы межд. конф. «Аддитивные технологии: настоящее и будущее», ВИАМ, 27 мая 2015.

2. T. Boegelein, S.N. Dryepondt, A. Pandey, K. Dawsona, G. J. Tatlock. Mechanical response and deformation mechanisms of ferritic oxide dispersion strengthened steel structures produced by selective laser melting // Acta Materialia, 2015, vol. 87, p. 201-2015

3. L.N. Carter, C. Martin, P.J. Withers, M.M. Attallah. The influence of the laser scan strategy on grain structure and cracking behaviour in SLM powder-bed fabricated nickel superalloy // Journal of alloys and compounds, 2014, vol. 615, p. 338-347

4. T.B. Sercombe, X. Xua, V.J. Challis, R. Green, S. Yue, Z. Zhang, P.D. Lee. Failure modes in high strength and stiffness to weight scaffolds produced by Selective Laser Melting // Materials & Design, 2015, vol. 67, p. 501-508

5. Е.Н. Каблов. Металлопорошковые композиции и аддитивные технологии синтеза сложных деталей газотурбинных двигателей // Материалы межд. конф. «Аддитивные технологии: настоящее и будущее», ВИАМ, 27 мая 2015

6. О.Г. Оспенникова, В.А. Королёв. Материалы нового поколения для аддитивных технологий // Материалы 8-й межд. конф. «Лучевые технологии и применение лазеров», ИЛиСТ, 21-23 сентября 2015.
7. Г.А. Туричин, Е.В. Земляков, Е.Ю. Поздеева, Я. Туоминен, П. Вуористо. Технологические возможности лазерной наплавки с использованием мощных волоконных лазеров // МиТОМ. 2012. № 3. С. 35–40.
8. Григорьянц А.Г., Третьяков Р.С., Шиганов И.Н., Ставертий А.Я. Оптимизация формы сопел для лазерной коаксиальной наплавки // Сварочное производство. 2014. № 8. С. 24-28.
9. H. Tan, F. Zhang, R. Wena, J. Chen, W. Huang. Experiment study of powder flow feed behavior of laser solid forming // Optics and Lasers in Engineering. 2012. № 50. P. 391–398

Формирование структурно-фазового состояния в никелевых сплавах в процессе высокоскоростного прямого лазерного выращивания

О.Г. Климова-Корсмик, Г.А. Туричин, Е.В. Земляков, К.Д. Бабкин, А.А. Захарова

Институт лазерных и сварочных технологий СПбПУ, Россия
E-mail: o.klimova@ltc.ru

Введение

Интенсивное развитие новых технологий изготовления изделий требует проведения детальных теоретических и экспериментальных исследований с целью возможности прогнозирования эксплуатационных характеристик, изучения формирования структуры и свойств получаемых изделий. Особое внимание стоит уделить проведению подобных исследований в области аддитивных технологий, которые находятся сейчас на этапе широкого промышленного освоения [1 - 3]. Эта необходимость вызвана принципиально новым подходом к изготовлению изделий, при котором количество технологических операций сокращается до необходимого минимума [4]. Аддитивные производственные технологии широко развиваются сейчас во всех промышленно-развитых странах [5]. В ряде случаев использование технологий выращивания вместо технологий литья и последующей термической и механообработки позволяет существенно снизить энерго- и материалоёмкость производства, дает возможность получать изделия с заданными эксплуатационными характеристиками.

Наиболее перспективной технологией изготовления крупногабаритных изделий является высокоскоростное прямое лазерное выращивание, когда изделие формируется из порошка, подаваемого сжатой газопорошковой струей непосредственно в зону выращивания

[2, 6]. Более изученный процесс селективного лазерного сплавления (SLM) по сравнению с прямым выращиванием изделий имеет существенные ограничения в приминении. Подобный подход позволяет изготавливать изделия за несколько минут (при использовании технологии селективного лазерного сплавления на ту же деталь потребуется несколько часов [7]).

Одной из основных особенностей этого процесса является возможность лишь частичного оплавления используемого порошкового материала. При этом пористость получаемых изделий, без дополнительной термической и механической обработки, составляет менее 0,05 об.%, отсутствуют такие макродефекты, как трещины и крупные недопустимые неметаллические включения, а механические характеристики находятся на уровне металлического проката.

Целесообразность применения разработанной технологии высокоскоростного прямого лазерного выращивания заключается в существенной экономии исходного сырья, уменьшении трудозатрат, возможности изготовления крупногабаритных изделий сложной формы.

Материалы и методика исследований

Экспериментальные исследования процессов высокоскоростного прямого лазерного выращивания были проведены в Институте лазерных и сварочных технологий СПбПУ (ИЛИСТ) на экспериментальном стенде, на базе волоконного лазера ЛС-5 мощностью 5 кВт. Для формирования газопорошковой струи использовалось некоаксиальное боковое сопло с диаметром выходного отверстия 1 - 2 мм.

Для выращивания был использован порошковый жаропрочный сплав EuTroLoy16625G.04 производства Castolin Eutectic (Inconel 625), химический состав приведен в Таблице 1. Фракционный состав 50 - 150 мкм, форма частиц – сферическая.

Таблица 1 - Химический состав сплава EuTroLoy16625G.04

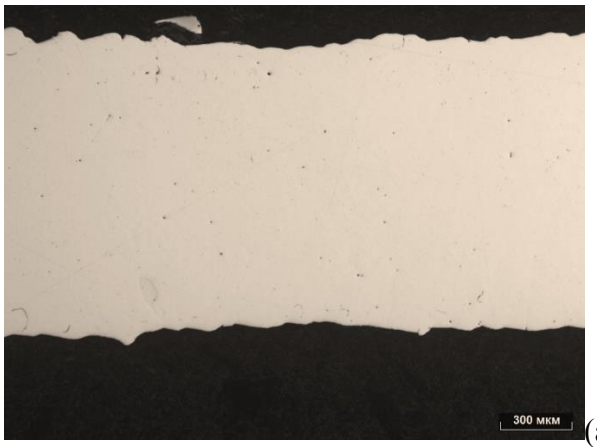
Элемент	Ni	Si	Nb	Cr	Mo	Fe	Mn	Al	Ti	Др.
%	основа	0,4	3,7	21,5	9,0	0,5	0,35	0,02	0,02	0,1

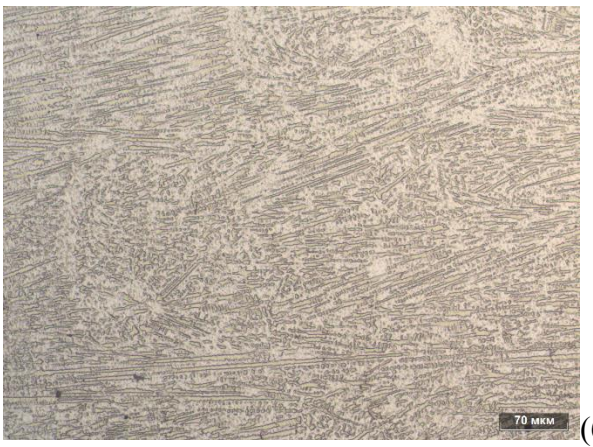
Металлографические исследования выращенных изделий были проведены на микроскопе DMI 5000 (Leica) с программным обеспечением Tixomet. Исследования химического состава и распределения химических элементов выполнены на сканирующем электронном микроскопе Phenom ProX и микроскопе Mira Tescan с использованием приставки Oxford INCA Wave 500. Для определения механических характеристик выращенных изделий были проведены испытания на одноосное растяжение. Испытания проводили на универсальной испытательной машине Zwick/Roell Z250 серии Allround. Были испытаны плоские образцы, вырезанные из выращенных из сплава Inconel 625 в исходном состоянии и после термической обработки (отжиг для снятия напряжения при T=1000 °C, 3 часа, воздушная атмосфера). Термическая обработка была выполнена с использованием высокотемпературной трубчатой печи марки RHTV 120/300/1700 фирмы Nabertherm. Испытания на усталостную выносливость проводили на образцах в исходном состоянии и

после термической обработки по методике ЦИАМ для тензометрии на электродинамическом вибростенде ВЭДС-400 (камертонно-торрировочное устройство) путем ступенчатого увеличения нагрузки на образцы от 180 МПа с шагом 20 МПа при базе испытаний $2x10^6$ циклов до разрушения образца.

Результаты исследований и их обсуждение

В результате проведенных комплексных исследований, включающих изучение теоретического описания процесса полета частиц в газопорошковой струе и взаимодействия с подложкой [8, 9] экспериментальные исследования формирования газопорошковой струи при использовании различных типов сопел, были установлены оптимальные технологические параметры высокоскоростного прямого лазерного выращивания для обеспечения наилучшего качества металла модельных образцов. На Рисунке 1а приведено поперечное сечение стенки выращенного изделия (увеличение 50Х), на Рисунке 1б приведена микроструктура после химического травления (увеличение 200Х).

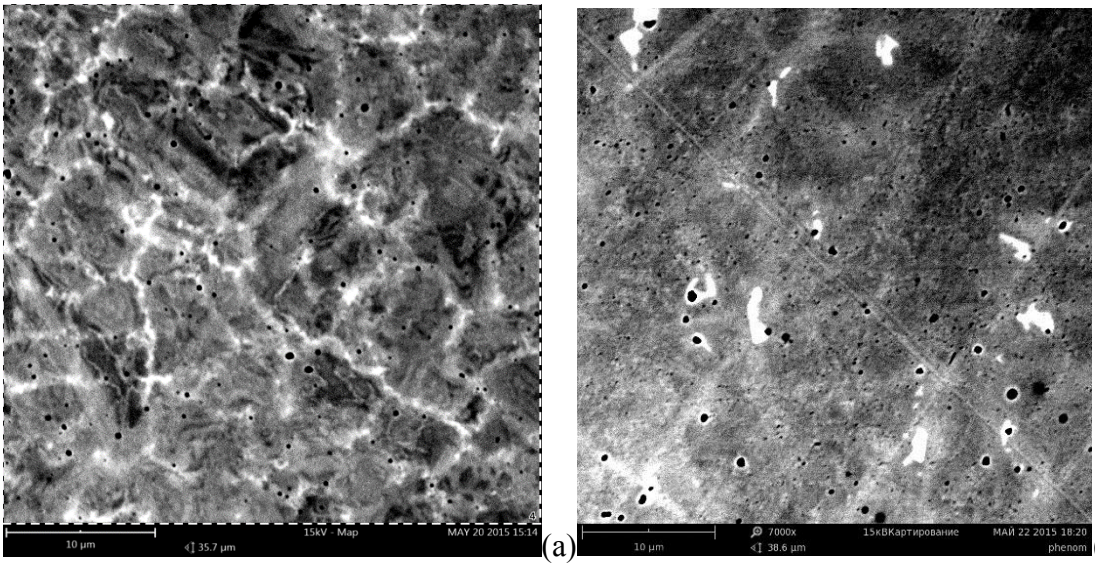


(а)


(б)

Рисунок 1 – Структура выращенного изделия в полированном (а) и травленом состоянии (б), увеличение 100Х (а), 200Х (б)

Анализ макроструктуры показал, что пористость на исследуемых образцах не превышает 0,05 об. %, отсутствуют трещины, недопустимых неметаллических включений не обнаружено. Микроструктура преимущественно литая, продольный размер дендритов варьируется в интервале 50 - 250 мкм, в редких случаях наблюдается единичные дендриты, длина которых достигает 500 мкм. Выраженной слоистой структуры с границами между различными наплавленными слоями, которые можно увидеть в изделиях, изготовленных с помощью SLM и DMD технологий [10], не обнаружено. Показана зеренная структура, говорящая о гетерофазности процесса выращивания: при правильном подборе параметров происходит оплавление некоторых частиц, которые в процессе выращивания играют роль центров кристаллизации. Немаловажную роль в установлении протекания гетерофазных процессов играет наследственная структура частиц, используемый порошок изготовлен из расплава методом газовой атомизации. На Рисунке 2а приведена микроструктура используемого порошка и образца, выращенного при мощности 1 кВт (б) (Рисунок 2б).



(а) (б)

Рисунок 2 – Микроструктура порошка (а) и выращиваемого изделия (б)

По результатам определения химического состава выделенной области, серя область – γ-твердый раствор на основе никеля, белая сетка по границам зерен – карбиды ниобия и молибдена, черные округлые включения оксиды кремния, алюминия и марганца [11, 12], размер которых не превышает 1 мкм. Выращенные образцы обладают наследственной микроструктурой используемого порошка, происходит некоторое растворение карбидной сетки и последующее выделение в виде отдельных включений карбидов, дисперсность которых составляет 0,5 - 2 мкм, размер и форма оксидов в процессе прямого лазерного выращивания практически не изменяются. Результаты испытаний на одноосное растяжение приведены на Рисунке 3.

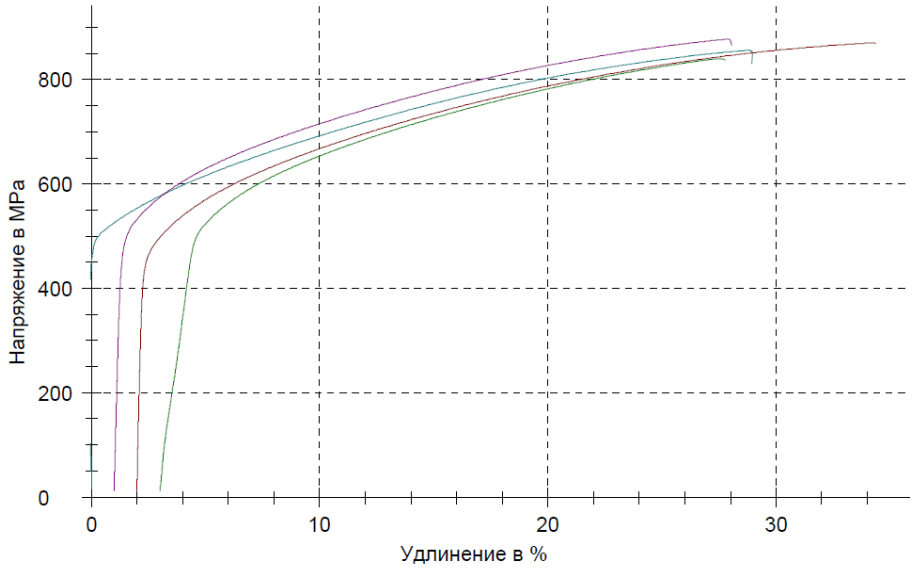


Рисунок 3 – Кривые растяжения образцов из сплава EuTroLoy 16625G.04

Механические свойства сплава до проведения термической обработки: предел прочности в среднем составляет 866 МПа, предел текучести - 488 МПа, относительное удлинение - 28 %. Механические свойства после проведения термической обработки: предел прочности в среднем составляет 855 МПа, предел текучести - 479 МПа, относительное удлинение - 27 %. Данные значения соответствуют справочным данным по уровню свойств сплава INCONEL 625 в состоянии проката: предел прочности - 827-1103 МПа, предел текучести - 414-758 МПа, относительное удлинение - 60-30%. Для оценки типа разрушения проведены фрактографические исследования, результаты которых приведены на Рисунке 4.

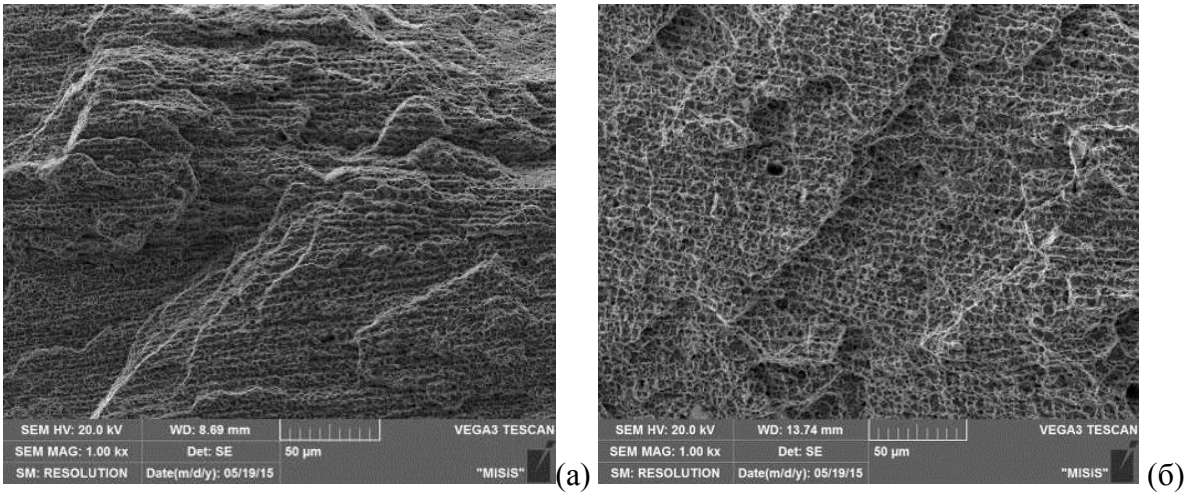


Рисунок 4 – Фрактограммы изломов исходных образцов после проведения механических испытаний на одноосное растяжение до (а) и после (б) термической обработки

На изломах присутствует значительное количество фасеток со следами пластической деформации, что говорит о вязком характере излома в обоих случаях. Мелкозернистой структурой фасеток обладают и образцы без термической обработки (Рисунок 4а) и образцы после термической обработки (Рисунок 4б).

Для установки возможности использования выращенных изделий длительное время были проведены испытания на усталость образцов. По результатам проведенных испытаний стоит отметить, что практически все образцы выдержали нагрузку в 250 МПа, разрушение произошло при нагрузке в 270 МПа.

Выводы

Результаты исследования структуры и свойств выращенных изделий показали, что механические свойства сплава до и после проведения термической обработки находятся на уровне металлического проката. Микроструктура образцов сплава EuTroLoy 16625G.04 характеризуется зеренным строением с выделением вторичных фаз (в основном карбидов) по границам зерен, а также является наследственной от металлического порошка, используемого для выращивания. Излом имеет выраженный ямочный характер, свойственный материалам с достаточно высокой пластичностью.

Результаты проведенных исследований показали, что разработанная технология прямого лазерного выращивания, несмотря на свою технологическую сложность, может заменить используемые ныне технологии, обеспечив многократное повышение производительности и экономию материала.

Список использованных источников

1. L. E. Murr, S. M. Gaytan, D. A. Ramirez, E. Martinez, J.Hernandez, K.N. Amato, P. W. Shindo, Francisco, R. Medina, R. B. Wicker, Metal Fabrication by Additive Manufacturing Using Laser and Electron Beam Melting Technologies // Journal of Materials Science & Technology, Vol. 28. Iss. 1. 2012. Pp. 1-14.

2. Г.А. Туричин, Е.В. Земляков, О.Г. Климова, К.Д. Бабкин, Ф.А. Шамрай, Д.Ю. Колодяжный, Прямое лазерное выращивание – перспективная аддитивная технология для авиадвигателестроения // Сварка и Диагностика. 2015. № 3. С. 54-57.

3. D. Gu, New metallic materials development by laser additive manufacturing // Laser Surface Engineering. 2015. Pp. 163-180.

4. C.E. Siemieniuch, M.A. Sinclair, M.J.deC. Henshaw, Global drivers, sustainable manufacturing and systems ergonomics // Applied Ergonomics Vol.51, 2015, Pp. 104–119.

5. D. R. Gress , R.V. Kalafsky, Geographies of production in 3D: Theoretical and research implications stemming from additive manufacturing // Geoforum, Vol. 60, .2015, Pp. 43–52.

6. S. M. Thompsona, L. Bianc, N. Shamsaeia, A. Yadollahi, An overview of Direct Laser Deposition for additive manufacturing; Part I: Transport phenomena, modeling and diagnostics // Additive Manufacturing, Vol. 8. 2015. Pp. 36–62.

7. E.O. Olakanmi, R.F. Cochrane, K.W. Dalgarno, A review on selective laser sintering/melting (SLS/SLM) of aluminium alloy powders: Processing, microstructure, and properties // Progress in Materials Science, Vol. 74, 2015, Pp. 401-477.

8. G.A. Turichin, E.V. Zemlyakov, E.Yu. Pozdeeva, J. Tuominen, P. Vuoristo, Technological possibilities of laser cladding with the help of powerful fiber lasers // Metal Science and Heat Treatment. Vol. 54. Iss. 3 – 4. 2012. Pp. 139-144.

9. G.A. Turichin, V.V. Somonov, O.G. Klimova, Investigation and modeling of the process of formation of the pad weld and its microstructure during laser cladding by radiation of high power fiber laser // Applied Mechanics and Materials. Vol. 682. Pp.160-165.

10. S. Li, Q. Wei, Y. Shi, Z. Zhu, D. Zhang, Microstructure Characteristics of Inconel 625 Superalloy Manufactured by Selective Laser Melting // Journal of Materials Science & Technology. 2015, Vol.31, Iss. 9, .2015, Pp. 946–952.

11. N. Shamsaei, A.Yadollahi, L. Bian, S. M. Thompson, An overview of Direct Laser Deposition for additive manufacturing; Part II: Mechanical behavior, process parameter optimization and control // Additive Manufacturing. Vol. 8. 2015. Pp. 12-35.

12. R. C. Reed, The Superalloys Fundamentals and Applications / Cambridge, 390 P.

Лучевые технологии производства керамических газотурбинных двигателей

А.В. Сударев[1], В.Г. Конаков[2]

---

1 - ООО «Научный Центр «Керамические Двигатели» им. А.М. Бойко», Россия
2 - ООО НТЦ «Стекло и керамика», Россия
E-mail: soudarevboykocenter@westcall.net

Научно-производственная организация ООО «Научный Центр «Керамические двигатели» им. А.М. Бойко» (далее ООО «Центр Бойко») была сформирована Министерством энергетики и РАО «Газпром» более 25 лет назад как головная организация в Советском Союзе по созданию керамических газотурбинных двигателей (КГТД), поскольку невозможность дальнейшего совершенствования высоколегированных сплавов и систем охлаждения стала очевидной.

Эта задача была решена за счет развития новых научно обоснованных исследований КГТД сотрудниками ООО «Центр Бойко» и НТЦ «Стекло и Керамика» в части как применения используемых материалов, так и аддитивных технологий (АТ) селективного лазерного сплавления (СЛС) [1-3].

Следует подчеркнуть, что в энергомашиностроении разрабатываются, проектируются и изготавливаются детали ГТД из металлических материалов, требующих уже при рабочих температурах свыше 850-1000 °С непрерывного охлаждения за счет циклового воздуха, что существенно тормозит повышение экономичности перспективных двигателей. Их особенность, как приводов транспортных (авиационных, судовых и др.) энергоустановок в том, что выполненные из жаростойкой керамики теплонапряженные узлы и детали, не требуют охлаждения вплоть до температур 1350^0С. Это позволяет достичь высокого уровня экономичности при десятикратном снижении вредных выбросов по сравнению с существующими аналогами. Исследования и применение конструкционных керамических материалов (ККМ) практически одновременно были начаты в 1988г в трех странах (США, Япония, СССР) в соответствии с широкомасштабными правительственными программами создания к 2001-2005 гг. неохлаждаемых экологичных КГТД с начальной температурой рабочего тела 1350°С и с КПД 42-46% [1-3]. Их серийное производство планировалось начать с 2005-2006 гг.

К 2007г. количество оформленных заказов на металлические ГТД мощностью от 3 кВт до более 200 МВт (Таблица 1) на 2006-2015 гг. превысило 22000, причем удельная стоимость изготовления ГТД мощностью менее 3000 кВт в 6,1-3,7 раз выше (Рисунок 1), чем у более мощных установок, доля стоимости которых в общей сумме заказов более 90 % [4].

Таблица 1 - Заказанное в 2006г. производство энергетических ГТД на период до 2015г.

Мощностной ряд, МВт *	Средняя мощность МВт	Коли-чество двигателей *	Стоимость *			Отно-сительная мощность	Относительная стоимость		Средняя масса (±15%), кг *
			млн.$		$				
			двигателей	одного двигателя	1кВт		до АТ *	при АТ	
0,003	0,003	10000	38,0	0,0038	1267	1	6,09	1	10
>0,003-<0,25	0,124	-	-	-	-	41,3	-	22	220
0,250-<3	1,625	1597	2030	1,271	782	542	3,76	200	2000
3-<10	6,5	4662	1265	2,711	417	2167	2,01	1000	10200
10-<20	15	872	4328	4,963	331	5000	1,59	2600	26000
20-<50	35	1758	17354	9,872	282	11667	1,36	7600	76000
50-<125	86,25	723	13255	18,330	209	29167	1,00	>10000	>100000
125-<180	152,5	992	31233	31,485	207	50803			
180 и более	>200	1496	62377	41,709	208	66667			
Всего	-	22100	143236	-	-	-			

* [4]

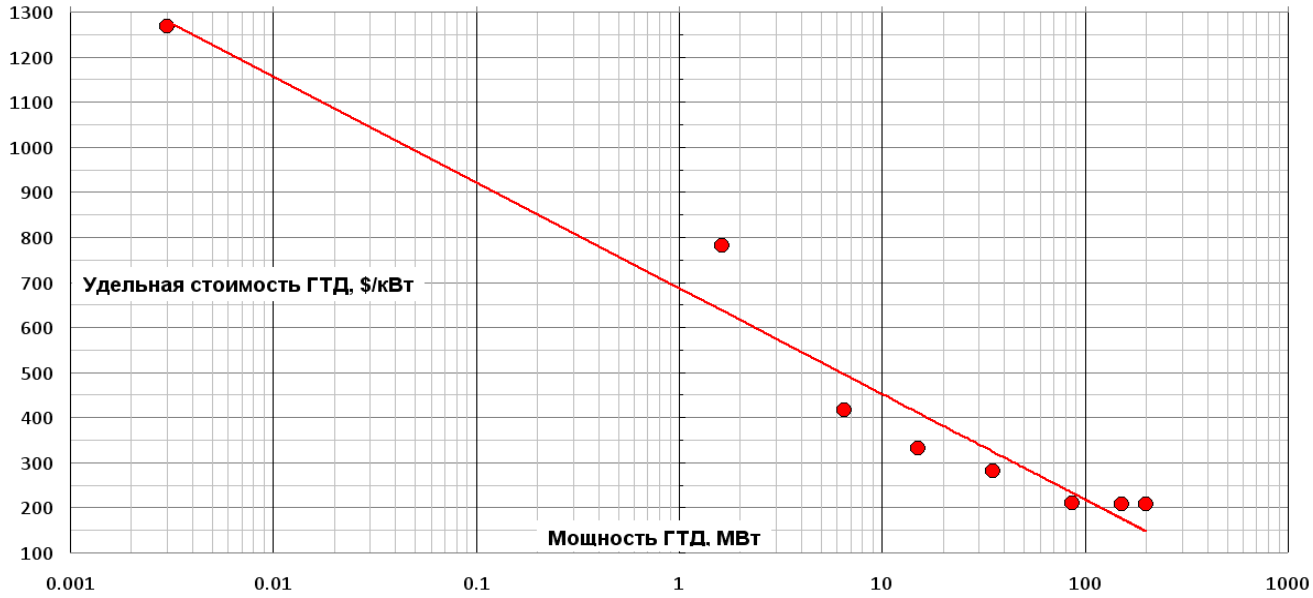


Рисунок 1 - Зависимость стоимости изготовления двигателя от его мощности при использовании существующих технологий изготовления (2007 г.)

Конструктивное решение всех заказанных двигателей - обычная лопаточная конструкция рабочего колеса и соплового аппарата, например, с суммарным числом деталей

505 (Рисунок 2). Применение АТ СЛС позволяет реализовать ту же турбинную ступень всего из двух керамических устройств - соплового аппарата и рабочего колеса в виде дисковых изделий с соответствующим числом конфузорных каналов овального сечения. Результат – не 505 (Рисунок 2), а всего 2 детали, т.е. многократное снижение стоимости изготовления и эксплуатации, повышение надежности, уменьшение ~ в 4 раза массы изделий.



Рисунок 2 - Сопловой аппарат (a, b) и рабочее колесо (c, d), лопаточной (a, c – до АТ) и туннельной (b, d -при АТ) конструкции

Аналогичная ситуация и с конструкциями (Рисунки 3, 4) камер сгорания (3 детали, а не 22) и воздухоподогревателей (1 деталь, а не 300).

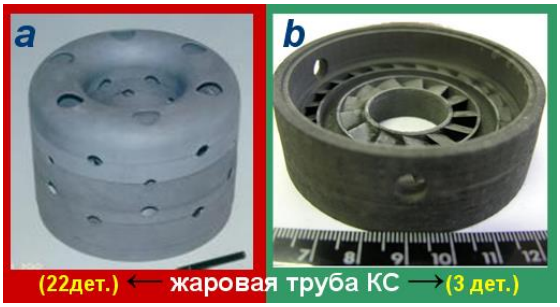


Рисунок 3 - Керамические камеры сгорания, (a - до АТ), (b – при АТ)



Рисунок 4 - Керамические воздухоподогреватели, (a - до АТ), (b – при АТ)

Основными мировыми производителями станков АТ являются американские и европейские компании (EOS, Concept Laser, SLM Solutions и др.), которые гарантируют при продаже их надежность только при использовании порошковых материалов, поставляемых этими компаниями или их партнерами. Именно под эти материалы настраиваются параметры станка, что ограничивает возможности изготовления различных деталей двигателей. По

заданию перечисленных выше компаний работают десятки материаловедческих институтов, объединенных в партнерские конгломераты. Как пример можно привести американскую организацию National Additive Manufacturing Innovation Institute, являющуюся головной в этом секторе науки и техники.

Все вышесказанное относится к АТ изготовления изделий из металлических материалов. Что касается сегмента технологии на базе керамических материалов, то в настоящее время разработаны АТ только для технологической керамики, свойства которой (в первую очередь пористость и прочность) существенно хуже аналогов, изготовленных по традиционным технологиям (прессование, инжекция и т.д.). Объясняется это особенностями процесса синтеза: при изготовлении керамических деталей по АТ не происходит плавления базового порошка, как в случае металлического, а формообразование получается за счет сплавления вокруг твердых керамических порошинок только его легкоплавкой (металлической) компоненты [5].

Порошок, свободный от вышеперечисленных недостатков, был создан в 2007 году. При изготовлении тестовых образцов методом СЛС использовалась фракция порошков менее 40 мкм при среднем значении ~14 мкм. Образцы в виде дисков диаметром 10 мм, и высотой 3,5 мм были исследованы на микроскопе Supra-40. Обзорная микротомография показывает наличие агломерированных образований размерами от 1 до 20 мкм, состоящих из частиц от 20 до 120 нм, причем большая часть их с размером от 30 до 50 нм [6].

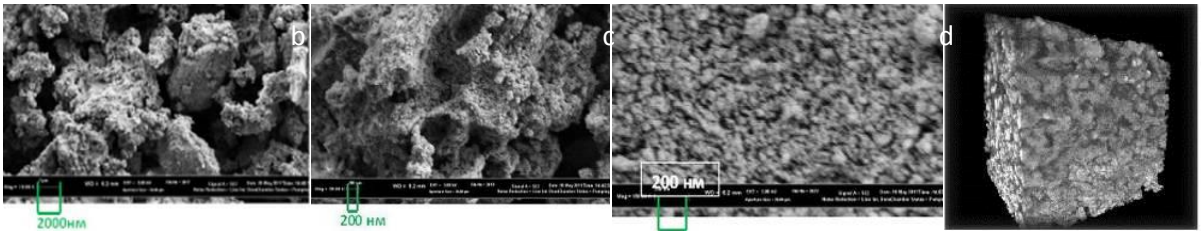


Рисунок 5 - a), b) и c) – сканирующая электронная микроскопия, d) – лучевая томография (объемная визуализация образца 0,5x0,5x0,8=0,2 мм^3) структуры безусадочного металлокерамического материала, полученного методом СЛС

При разработке ККМ применялось самое современное исследовательское оборудование изготовления Японии и США (Рисунок 6).



Рисунок 6 - Исследовательское оборудование

Процесс изготовления керамических изделий на его основе состоит из 4 стадий (Рисунок 7):

- изготовление безусадочного металлокерамического порошка с использованием двойной механической активации;
- осуществление СЛС - на выходе заготовка из кермета;
- при необходимости - механическая обработка, диффузионная сварка, электроэрозионная обработка;
- окисление в печи в оксидной атмосфере, упрочнение и уплотнение.



Рисунок 7 - Технология изготовления изделий из ККМ

Подобные конструкции можно выполнить из ККМ, только если провести существенную модернизацию существующего зарубежного оборудования, предназначенного только для изготовления металлических изделий.

СЛС керамических деталей требует усовершенствования оборудования с точки зрения экологии, точности изготовления, сохранения наноразмерной структуры, увеличения размеров области сплавления, повышения качества и обеспечения воспроизводимых результатов. Было выполнено увеличение мощности лазера в 2 раза, изменение системы очистки оптического канала, послойная визуализация и контроль параметров рабочего процесса, замена материалов рабочей зоны, автономная система создания инертной среды, оптимизация режимов СЛС и последующей термообработки.

В результате – создана бригада специалистов, способных модернизировать подобное оборудование.

Такая реконструированная установка (Рисунок 8) с 2008г. эксплуатируется в ООО «Центр Бойко» (Пролетарский завод, г. Санкт-Петербург), а необходимые для изготовления

КГТД исходные безусадочные металлокерамические порошки разработаны и производятся там же в НТЦ «Стекло и керамика» по созданной и отработанной в течение 2005-2007 годов технологии, схематично показанной на Рисунке 6.

Необходимая модернизация существующих станков СЛС на примере Phenix Systems PM100

(цель –применение СЛС* для металлических и керамических материалов)



- **увеличение мощности рабочего лазера**
- **замена материалов рабочей зоны**
- **изменение системы нанесения и удаления порошка**
- **оптимизация режимов СЛС и последующей термообработки**
- **изменение системы очистки оптического канала**
- **послойная визуализация и контроль параметров рабочего процесс**
- **автономная система создания инертной среды**

Станков для** изготовления деталей из **безусадочных** металлокерамических порошков **не производится!!!

Рисунок 8 - Модернизация станка Phenix System PM100

Безусадочность разработанного для СЛС металлокерамического порошка основывалась на технологиях ранее созданных с независимой от температуры прочностью ККМ для двухстадийного изготовления деталей и узлов КГТД, когда первая стадия- это не окончательное изделие, а только равная ему по размерам заготовка из кермета, легко обрабатываемая обычными (не алмазными) инструментами, процессами электроэрозии и диффузионной сварки, и только на второй стадии обрабатываемая заготовка в процессе термообработки превращается без изменения размеров в окончательное изделие.

Конечно, можно применять СЛС и для изготовления уже давно используемых конструкций, например, таких как лопаточные турбины с внесением принципиальных конструкторских изменений для надежности работы их элементов при вращении на сжатие. Но, как показано выше, СЛС позволяет изготавливать технологически более простые конструкции, не уступающие по эффективности лопаточным.

Вывод – необходимы новые конструкционные решения всех устройств ГТД, обеспечивающие как нужные величины эффективности созданных изделий, так и наиболее рациональные технологичные процессы их изготовления.

Представленная выше зависимость (Рисунок 1) изменения стоимости 22100 ГТД мощностью от 3 кВт до 200 МВт по заключенным контрактам 22 ведущих фирм мира с заводами-изготовителями на период с 2006 по 2015 год характерна только для обычных технологий. До эры АТ стоимость 1 кВт установок мощностью N=3 кВт в 6 раз больше чем для N>50 МВт, заказы на которые превышают 74 %. Применение АТ переворачивает это

соотношение, делая энергию маломощных ГТД в десятки и сотни раз дешевле газотурбинных монстров (Рисунок 9).

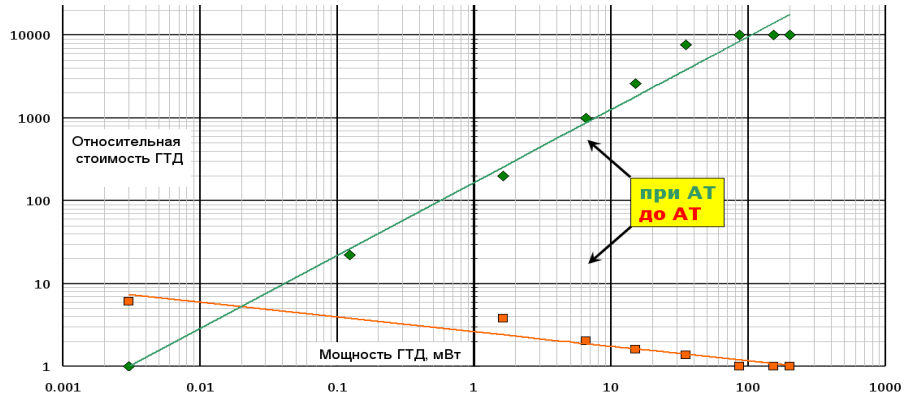


Рисунок 9 - Зависимость стоимости изготовления двигателя от технологии его производства [4]

Таким образом, будущее за дешевыми многомодульными ГТД, в которых каждый модуль будет работать только на самом эффективном, экологическом и надежном режиме, делая КПД всего ГТД постоянным и независимым от его мощности.

В работе [7] по созданию керамического двигателя мощностью 16 МВт было рассмотрено 2 варианта – один КГТД и 32 керамических модуля по 500 кВт. При всех одинаковых основных параметрах масса и объем многомодульного двигателя в 1.5 раза меньше, но самое главное, КПД этого ГТД равен 51% (за счет охлаждения воздуха водой между КНД И КВД) и одинаков на всех режимах эксплуатации, ремонт ему не нужен (есть 2 запасных модуля), система автоматического управления проста (обеспечение равного количества пусков и одинаковой наработки).

При проектировании расчеты были дополнены изготовлением керамических оболочек рабочих лопаток ТВД и керамических платиков, из которых собирается жаровая труба камеры сгорания (Рисунок 10).

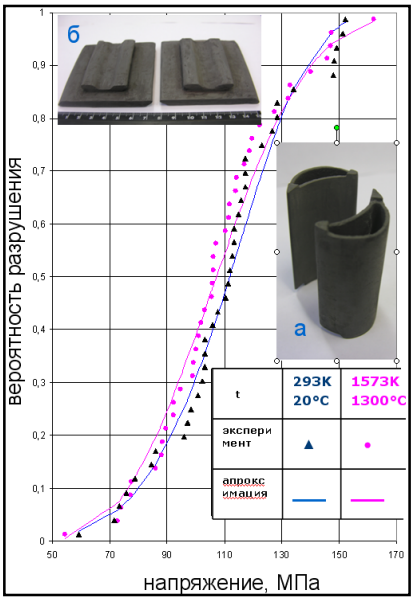


Рисунок 10 - Опытные образцы оболочек лопаток турбин (а) и платиков жаровых труб камеры сгорания (б) из ККМ выше номинальной на 25-30 %

Также на Рисунке 10 предоставлены полностью совпадающие данные измерения прочности образцов ККМ на 3-х точечный изгиб при температурах 20 и 1350°С.

Используя разработанную технологию были изготовлены КГТД мощностью 2 кВт с начальной температурой 1350°С и КПД 28±1% по заказам института EIFER (Германия) в течение 2007-2010 гг. Особенность этого двигателя – конструкция ротора электрогенератора в виде жесткого вала между компрессором и турбиной, охлаждаемого всем цикловым воздухом, который отводит тепло от ротора и статора электрогенератора в воздухоподогреватель, повышая КПД ЭГ до ~100% и уменьшая размер теплообменника. Следует подчеркнуть, что критические скорости ротора ЭГ при таком выполнении лежат Применение керамических многомодульных ГТД:

- повышает КПД, экологичность и надежность,

- снижает вес и габариты двигателя, стоимость его изготовления и стоимость получаемой энергии,

- обеспечивает высокую автоматизацию производства; применение упрощенной системы управления, регулирования и запуска; равномерную нагрузку (время работы, число пусков) каждого модуля; эксплуатацию на расчетном оптимальном режиме; длительную бесперебойную работу.

Результат внедрения АТ:

-низкие затраты изготовления и эксплуатации многомодульных КГТУ,

-снижение стоимости электрической и тепловой энергии.

Вывод

При достаточном финансовом обеспечении становится возможным освоение КГТД с температурным уровнем рабочих материалов в горячей зоне двигателя:
Этап 1 (Ti), 2016-2017г., 1673-1723К; Этап 2 (Zr), 2018-2019г., 1800-1850К.

В заключение уместно привести известную фразу Альберта Эйнштейна — «Мы не сможем решать проблемы, думая также как, когда мы их создавали».

Список использованных источников

1. Сударев А.В., Ремизов В.В, Седых А.Д. Керамические высокотемпературные ГТД в газовой промышленности. - Наука и техника в газовой промышленности. – 1999. -№ 1-2. - С. 4-9.
2. Sudarev A.V., Tikhoplav V.Ju. Research-Engineering Center «Ceramic Heat Engines» (NIZ KTD) at the Research – Technological Institute for Power Engineering (NITIEM). - Ceramic Gas Turbine Design and Test Experience. Progress in Ceramic Gas Turbine Development, Volume 1 / Edited by Mark van Roode, Mattison K., Ferber, David W. Richerson. - ASME PRESS, Chapter 32. – 2002. - pp. 683-707.
3. Sudarev A.V., Nozhnitsky Y.A. Evolution of programs for Ceramic Gas Turbine Engine Design in the States of the Former Soviet Union. - Ceramic Gas Turbine Design and Test Experience. Progress in Ceramic Gas Turbine Development, Volume 1 / Edited by Mark van Roode, Mattison K., Ferber, David W. Richerson. - ASME PRESS, Chapter 30. – 2002. - pp. 661-668.
4. David J. Franus. «Gas turbine sales begin rising again». Turbomachinery International-Handbook 2007, pp.12-16.
5. A.V. Sudarev, V.G.Konakov, N.F. Morozov, I.A.Ovidko, B.N. Semenov, In: Proceeding of GT2008, 2008 ASME Turbo Expo Power for Land, Sea &Air (Berlin, Germany,. June 9-13, 2008, GT 2008-50549).
6. Jussi Timonen, Markko Myllys, Vladimir G. Konakov, Anatoly V. Soudarev, Ivan Yu Archakov, Structure of a ceramic material developed by laser prototyping techniques. Reviews on advanced materials science, Vol. 29, No. 2, 2011. – pp. 175-179.
7. Сударев А.В., Конаков В.Г. Повышение экономичности и экологичности морских газотурбинных установок на основе параллельно включенных керамических модулей. «Судостроение, №1 январь-февраль 2011 г., стр. 33-36.

Заполнение камеры аргоном для лазерного выращивания

И.К. Топалов, К.Д. Бабкин

Институт лазерных и сварочных технологий СПбПУ, Россия
E-mail: kd.babkin@mail.ru

Введение

При сварке или аддитивном производстве требуется газовая защита металла от окисления на воздухе. Нагретый металл активно взаимодействует с содержащимся в воздухе кислородом. Часть сплавов, например, сплавы титана, также взаимодействует с атмосферным азотом. Для защиты используются инертные газы, такие как аргон, гелий и, в некоторых случаях, азот. Есть несколько типов газовой защиты.

Сварку с местной защитой производят, подавая защитный газ через специальные сопла в активную область, предотвращая взаимодействия расплавленной зоны металла с воздухом. Зачастую также защищается «хвост» шва. Сопла подачи защитного газа имеют разнообразную конструкцию, начиная с медных трубок различных диаметров и заканчивая специальными диффузорами - газовыми линзами, которые ламинаризуют струю защитного газа и равномерно распределяют его по большой площади. В некоторых случаях защищают также и корень шва, подавая защитных газ с другой стороны свариваемых деталей.

При сварке сложных изделий из титана, когда осуществить местную защиту трудно, сварку ведут с общей защитой в камерах с контролируемой атмосферой. Например, камеры-насадки для защиты части свариваемого узла, жесткие камеры из металла (см. Рисунок 1) или мягкие из ткани со смотровыми окнами и встроенными рукавицами для рук сварщика. В камеры помещают роботизированные комплексы, детали, сварочную оснастку [1].

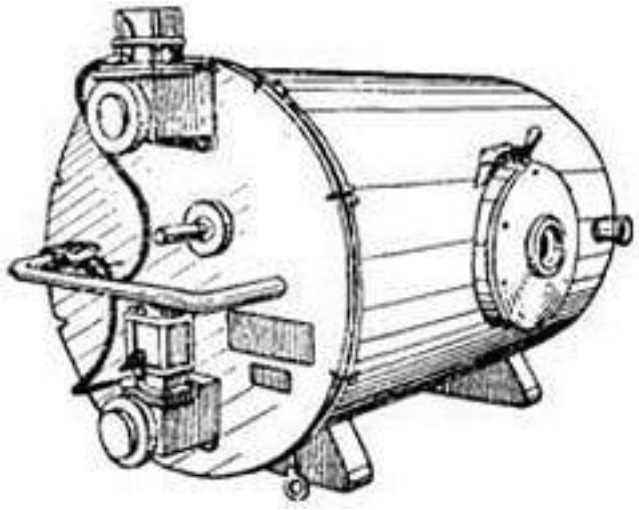


Рисунок 1 - Вариант вакуумной камеры для сварки в контролируемой атмосфере [2]

Обычно используется метод вакуумирования для быстрого создания контролируемой атмосферы. Вакуумными насосами из герметичной камеры выкачивается воздух до давления

порядка 0,01 бар, затем камера заполняется инертным газом до давления порядка 1,1 бар, чтобы избежать натекания воздуха в камеру [3] Длительность процессов вакуумирования и заполнения аргоном составляет порядка 30 минут для камер, объемом несколько кубометров. Однако подобный метод требует специальной камеры, рассчитанной на перепад давления на стенки, дорогостоящих вакуумных насосов. Также оборудование, размещенное внутри камеры должно выдерживать крактовременный вакуум, в то время как большая часть технологических манипуляторов (такие как промышленные роботы) не отвечают таким требованиям.

Альтернативным методом создание контролируемой атмосферы защитного газа в камере является вытеснение воздуха аргоном и, при необходимости, дополнительная доочистка абсорбционными или химическими методами. Метод менее требователен к конструкции технологической камеры и позволяет использовать стандартное технологическое оборудование. При этом важным этапом является первоначальное выдавливание воздуха аргоном. Аргон должен подаваться в нижнюю часть камеры ламинарным потом, не перемешиваясь с воздухом. Воздух выдавливается в отверстие в верхней части камеры.

Постановка задачи

Для защиты изделия, получаемого аддитивными методами производства требуется камера с контроллируемой атмосферой объемом 4м^3, в которую будет помещен робот и вращатель, на котором будет происходить процесс выращивания. Камеру требуется заполнять аргоном до 500 ppm (0,05%) остаточного кислорода. Время заполнения меньше 30 мин.

Для смены выращенной детали требуется частая разгерметизация камеры, время заполнения камеры ограничено. Требуется метод быстрого заполнения камеры инертным газом.

Цель: заполнитель камеру объемом 4 м^3 аргоном без применения вакуумирования камеры за время не более 30 мин, с остаточным содержанием кислорода не более 500 ppm.

Задачи: 1) Визуализация поведения аргона в воздушной среде
2) Камера
3) Разработка сопла для подачи аргона
4) Подбор режимов заполнения
5) Верификация

Используемые методы исследования

Визуализация

Для изучения процесса замешивания аргона (бесцветный газ) с воздухом и моделирования поведения аргона в воздушной среде, собран дымогенератор (см. Рисунок 2). [4] Дымогенератор основан принципе сгорания топлива в условиях недостатка кислорода.

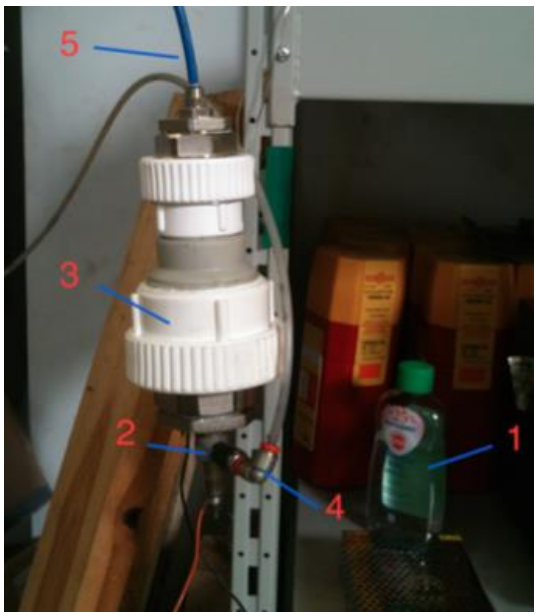


Рисунок 2 - Дымогенератор

Конструкцией дымогенератора предусмотрено охлаждение дыма до комнатной температуры, чтобы исключить влияние процессов охлаждения и нагрева дыма во время экспериментов.

Проведено несколько опытов на сравнение плотностей газов для проверки подходит ли дым в роли газа, моделирующего аргон.

1) В камеру с воздухом запускался дым с расходом 5 л/мин.

Дым стелился по дну камеры.

2) В камеру с аргоном запускался дым с расходом 5 л/мин.

Дым поднимался наверх.

По итогу сравнения плотности газов выявлено, что плотность дыма больше чем у воздуха и меньше чем у аргона. Это значит, что при замене аргона на дым, результаты будут не хуже, чем с аргоном.

Камера

Для проведения экспериментов по заполнению камеры аргоном собрано 2 камеры.

1 камера, маленького объема размерами 300x100x200 мм для исследования влияния формы сопел на замешивание газа в воздушной среде.

2 камера среднего объема, размерами 1000x600x600 мм для подбора режимов вытеснения воздуха.

Разработка сопла для подачи аргона

Сопло является важной частью процесса заполнения камеры. От параметров сопла зависит скорость заполнения. Требуется получить сопло с максимальной производительностью. Для достижения максимальной производительности, расход газа должен быть наибольшим. Но скорость выходящего из сопла газа следует минимизировать, и

при столкновении с препятствием (например, задней стенкой камеры) струя не разбивалась, и не происходило замешивания с воздухом.

По формуле определения скорости газа $\upsilon = \frac{Q}{A}$, где Q- расход газа, A- площадь сечения. Для достижения максимального расхода газа и минимальной скорости струи должна быть максимальна площадь поперечного сечения сопла. Чем больше площадь сечения сопла, тем сложнее сделать равномерный поток газа по всей поверхности на выходе. Для достижения потока требуется создание избыточного давления внутри коллектора сопла для равномерного распределения потока газа по всему сечению. При достаточном избыточном давлении газ распространяется по всему сечению сопла и равномерно выходит из него. Для создания давления внутри сопла применяются тканые сетки порядка 0,4-0,5мм, сложенные в ряд. Но при проведении опытов с определением равномерности выходящего дыма не дали нужного эффекта. Дым выходил из сопла неравномерно, с максимумом в середине. Такой же эффект достигнут с установленнной на выходе из сопла фильтровальной бумагой. При расходе больше 2 л/мин бумага не справлялась с газовой струей и прекращала равномерно распределять газ по всей площади сопла.

В ходе экспериментов с видами и формами сопел выбраны две конфигурации сопел.

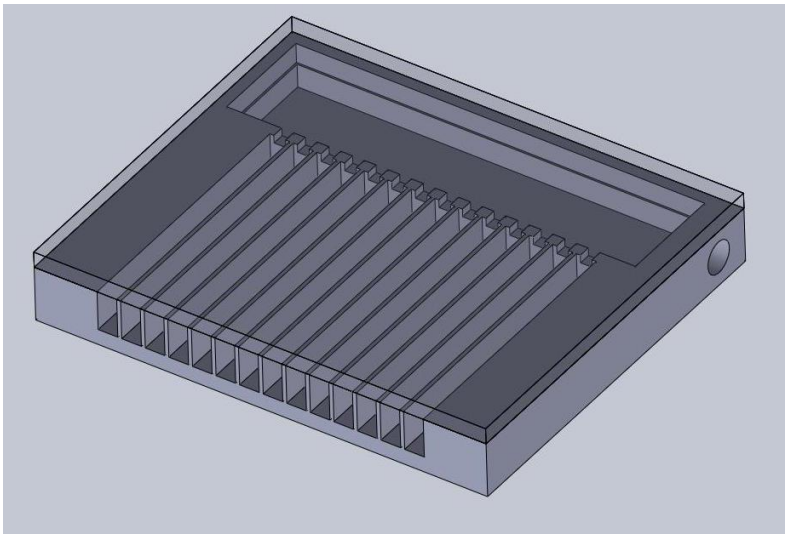


Рисунок 3 - Схема сопла № 1

Первый вариант сопла (см. Рисунок 3) состоял из 14 сопел, каждое размером 5х10 мм и общий коллектор для равномерного распределения газа по всем соплам. Для создания избыточного давления в коллекторе, выходные из него отверстия 2х3 мм сделаны меньше чем сами сопла. Сопло изготавливалось фрезерованием из 14 мм оргстекла. Площадь выходного сечения составила 700мм^2

Во втором сопле в основу взята толстая плотная поролоновая губка. На Рисунке 4 показана схема сопла.

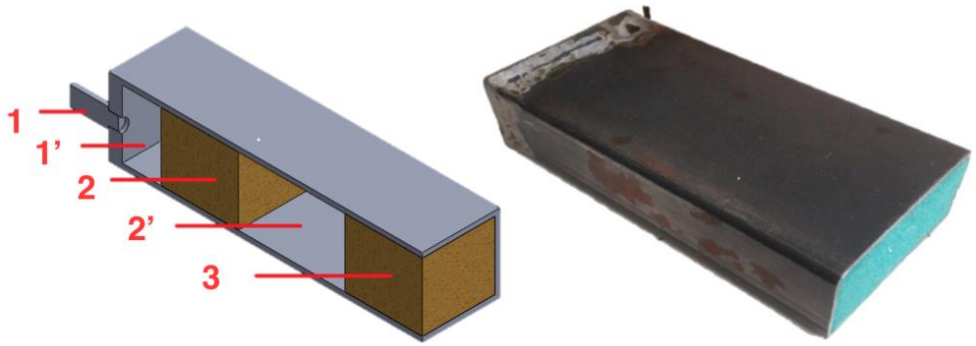


Рисунок 4 - Схема сопла № 2

Через фитинг 1 подается газ, энергия струи гасится в камере 1` и через губку 2 газ проходит в камеру 2`, в которой равномерно распределяется по всему сечению и проходит через губку 3. В губке 3 газ проходит через узкие поры поролоновой губки.

Режим

Процесс заполнения камеры (см. Рисунок 5) следует разделить на несколько этапов. Первый и самый важный, заполнение нижнего слоя камеры. Этот слой толщиной от 100- 200 мм. Скорость газа не превышает 60 м/мин. Не допускается высоких скоростей истечения газа, с целью избежать разрушения ламинарного потока и замешивания на начальном этапе заполнения камеры. На начальном этапе при высоких скоростях газа идет подсос воздуха под нижний слой дыма, что приводит к замешиванию газов, см. Рисунок 4.

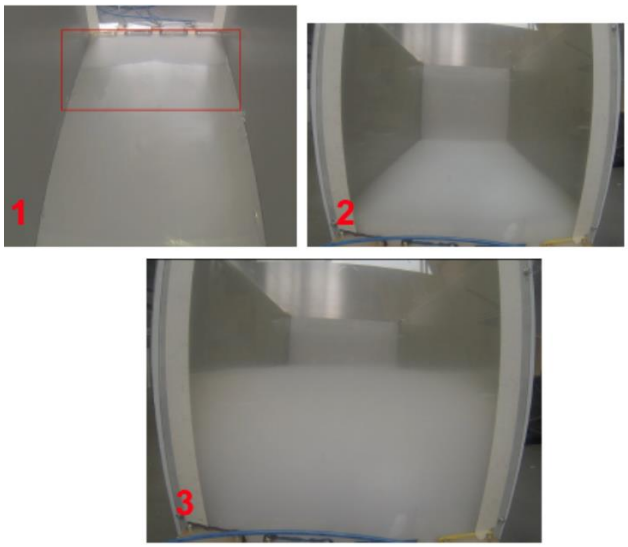


Рисунок 5 - Процесс постепенного заполнения камеры дымом

В следующем слое можно повысить расход и уже разрушающийся ламинарный поток замешивается в среде своего же газа.

Для сравнения эффективности сопел в камеру 0,34 м^2 установлены 4 сопла № 1. После проведения экспериментов по заполнению камеры с дымом был сформирован график этапов заполнения камеры (Рисунок 6).

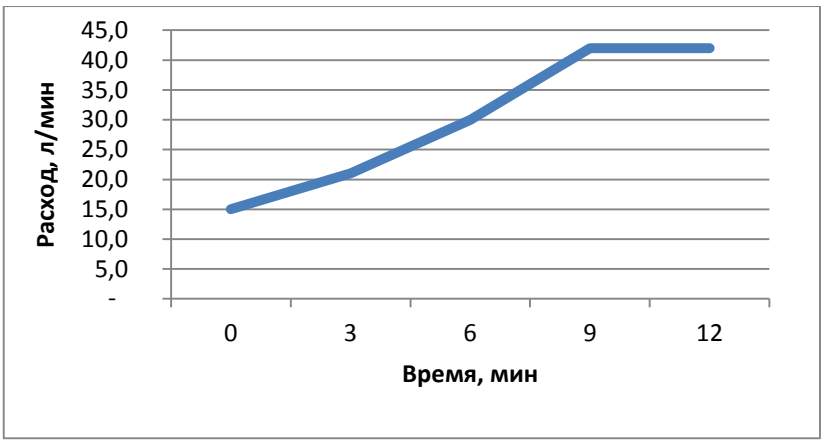


Рисунок 6 - Режим заполнения камеры 0,34 м^2

Камера заполнялась в четыре этапа. На первом этапе расход газа составил 15 л/мин, на третьей минуте расход поднят до 21 л/мин, на шестой минуте до 30 л/мин. После девятой до 42 л/мин и больше. Заполнение дымом камеры объемом 0,34 м^3 заняло около 12 минут.

На первом этапе заполнения камеры (расход газа 15 л/мин) скорость газа составила 5,5 м/мин. Если скорость ламинарного потока выше, газ начинает сильно замешиваться с воздухом.

Поставив одно сопло №2 в камеру объемом 0,34м^3 удалось повторить результаты эксперимента с соплом №1. Скорость газа на первом этапе составила 5,7 м/мин. По результатам эксперимента сопло № 2 в 4 раза производительнее. Такой результат получился из- за разницы соотношения площадей сечения сопел, она равна 3,75.

Верификация

Для верификации эксперимента, поэтому же графику заполнения в камеру объемом 0,34 м3 подавался аргон. Концентрация кислорода проверялась анализатором кислорода АКПМ-1-01, с погрешностью 0,01%. На 12 минуте датчик показал 1% содержания кислорода в камере. Часть кислорода замешалась в аргоне. Методом прокачки при 60 л/мин за 6 минут по экспоненциальному закону концентрация кислорода снизилась до 0,1%.

Для заполнения камеры аргоном объемом 0,34м3 и достижения 0,5% кислорода (500ppm), потребовалось 18 минут.

Список используемых источников

1. Н.П. Алешина, Г.Г. Чернышова. - М.: Машиностроение, 2004. Т. 2 / Н.П. Алешин, Г.Г. Чернышов, А.И. Акулов и др. - 480 с.: ил.

2. Сварка инфо [электронный ресурс]- http://svarka-info.com/content/сварка-в-контролируемой-атмосфере

3. А.И. Акулов Технология и оборудование сварки плавлением. с.45

4. Млаб [электронный ресурс]- http://www.mlab.org.ua/forum/viewtopic.php?f=4&t=2345

Новые гетероцепные полимеры для лазерной стереолитографии

В.Ф. Бурдуковский [1], Б.Ч. Холхоев[1], И.А. Фарион[1], П.С. Тимашев[2], Г.И. Пудовкина[2]

---

1 - Байкальский институт природопользования, Россия
2 - Институт лазерных и информационных технологий, Россия
E-mail: burdvit@mail.ru

В настоящее время аддитивные технологии являются одним из динамично развивающихся направлений. Данные технологии позволяют в кратчайшие сроки получать изделия сложной формы по заданному прототипу методом послойного наращивания (технологии быстрого прототипирования).

Перспективным направлением технологии быстрого прототипирования является стереолитография (SLA-технология) – метод послойного нанесения материала в жидком агрегатном состоянии с последующим затвердением. В качестве исходного материала прототипа используются, как правило, фотореактивные олигомерные и (или) полимерные композиции, отверждающиеся в присутствии фотоинициаторов под действием УФ- или лазерного излучения. При применении лазеров возможно использование метода как одно-, так и многофотонного поглощения (в случае импульсного излучения высокой интенсивности).

Стереолитография наиболее перспективна для изготовления деталей сложной формы, используемых в различных агрегатах космических аппаратов и воздушных судов, эксплуатируемых в экстремальных условиях. Поэтому, задача поиска новых фотополимеризующихся систем, способных в процессе отверждения образовывать неплавкие и нерастворимые продукты с ценным комплексом свойств является актуальной.

Цель работы – решение фундаментальной проблемы создания новых реакционноспособных систем, которые в процессе структурирования под действием лазерного импульсного излучения способны образовывать трехмерные сетчатые структуры с повышенной термо-, тепло-, износо-, химической и радиационной стойкостью.

В соответствии с поставленными задачами осуществлен синтез ряда олигомеров с концевыми малеимидными и (мет)акриламидными группами. Одним из подходов к синтезу таких ненасыщенных олигомеров являлось присоединение *бис*-бензотриазолов к *бис*-малеимидам. На основе результатов, полученных при исследовании реакции, моделирующей образование элементарного звена олигомеров, осуществлен синтез разнообразных олигобензотриазолилмалеимидов (Схема 1), способных в результате термической или фотополимеризации по концевым кратным связям образовывать нерастворимые сшитые трехмерные структуры. Наряду с *бис*-малеимидными олигомерами осуществлен также синтез ряда ароматических олигомеров с концевыми (мет)акриламидными группами (Схема 2). Строение и состав всех полученных олигомеров подтверждены данными ИК-, ЯМР-

спектроскопии и элементным анализом. Полученные олигомеры хорошо растворяются в различных органических растворителях, в том числе в ненасыщенных активных растворителях (N-винилпирролидон, N,N-диметилакриламид), образуя высококонцентрированные (до 50%) растворы.

На основе полученных олигомеров были сформированы фоточувствительные системы, которые в дальнейшем использовались для получения 3D-структур на установке микростереолитографии (Рисунок 1). Были отработаны подходы к контролируемому изменению параметров сшитых матриц за счет изменения интенсивности и частоты импульсов лазерного излучения. Термическими методами анализа было показано, что температура деструкции полученных структур на воздухе составляет 400-450 ^{0}C (Рисунок 2), что свидетельствует об их высокой термостойкости.

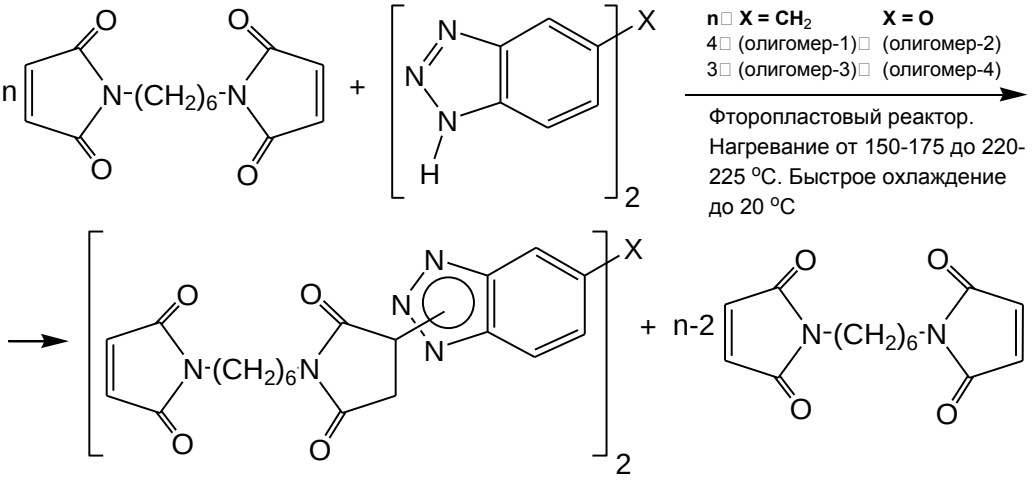


Схема 1 - Синтез олигомеров на основе гесаметилен-*бис*-малеимида и 5,5’-*бис*-бензотриазолов

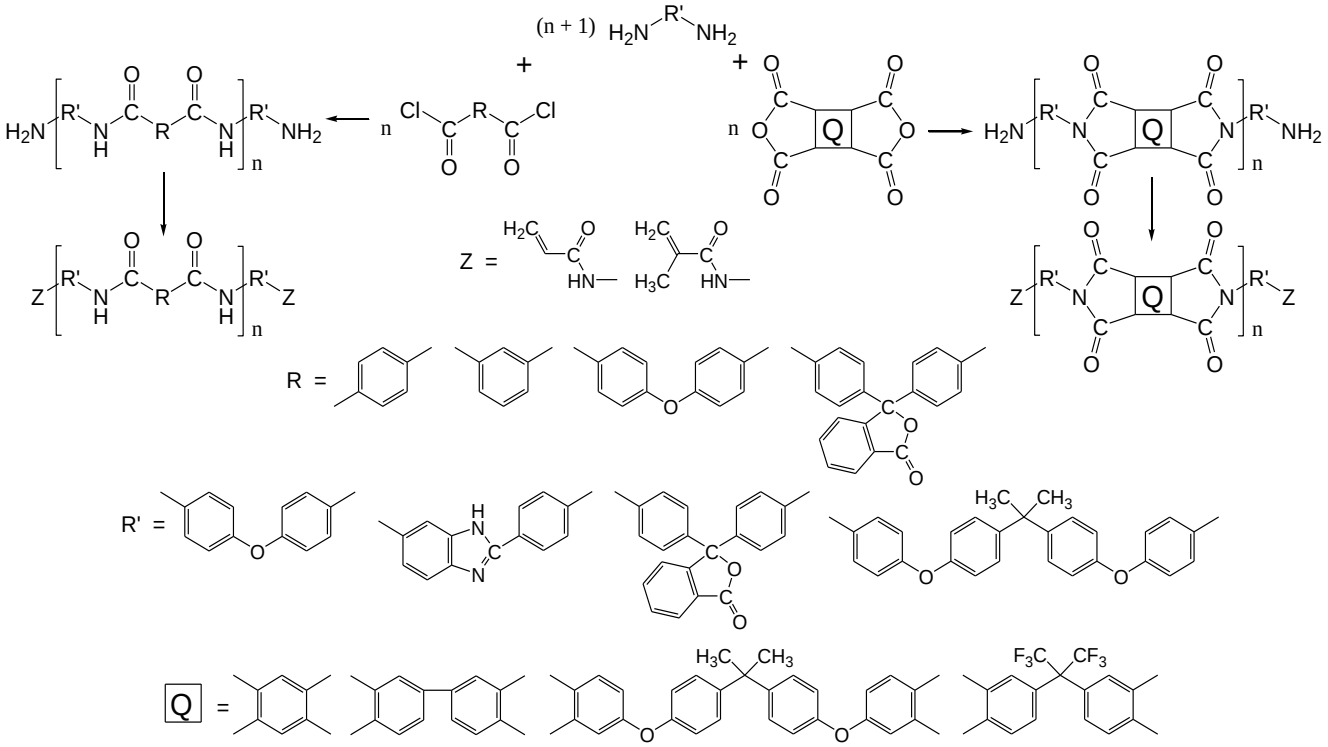


Схема 2 - Синтез олигомеров термостойких гетероцепных олигомеров с концевыми (мет)акрилатными группами

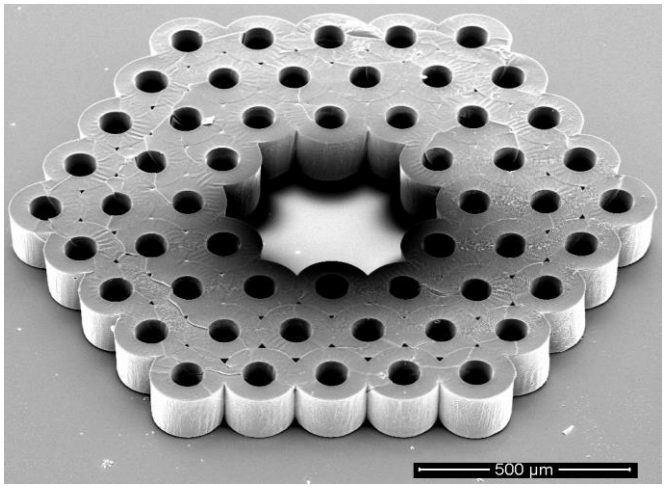


Рисунок 1 - Микрофотография 3D-структуры на основе бисмалеимидного олигомера

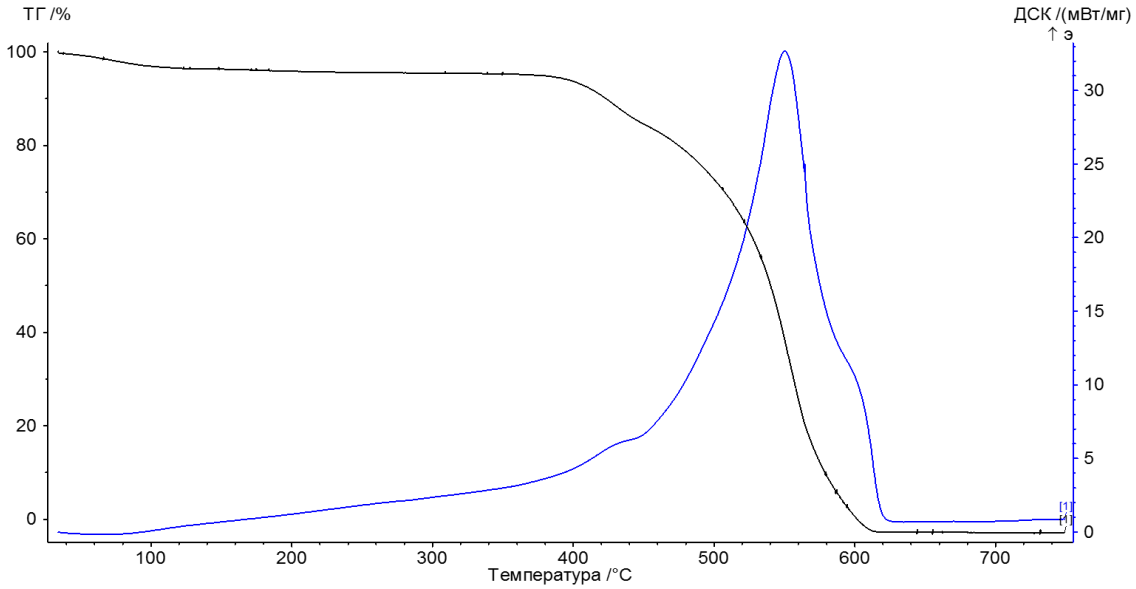


Рисунок 2 - ТГА и ДСК кривые 3D-структуры на основе бисмалеимидного олигомера

Выводы

1. Был получен ряд олигомеров с реакционноспособными концевыми малеимидными и (мет)акриламидными группами. Доказано, что плавкие и растворимые в различных органических растворителях олигомеры способны сшиваться в полимерные сетки с получением нерастворимых, тепло- и термостабильных продуктов.
2. Было показано, что предложенные синтетические подходы к получению термостойких олигомеров позволяют в дальнейшем использовать их для создания изделий сложной формы, используемых в критических областях промышленности, методами лазерных аддитивных технологий.
3. Используя лазерные аддитивные технологии, на основе полученных олигомеров были созданы трехмерные структуры. Показано, что данные структуры тепло- и термостабильны и имеют высокие физико-механические характеристики как при низких, так и повышенных температурах.

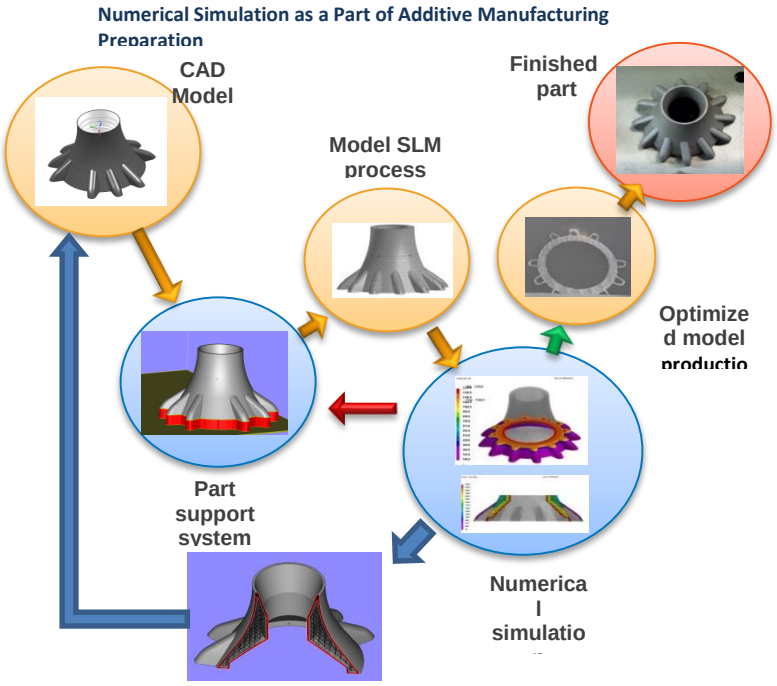
Работа поддержана Российским Фондом Фундаментальных Исследований (РФФИ), грант № 14-29-10169 офи_м

Additive manufacturing in aero engine production

R. Faskhutdinov, S. Chervonnykh

Aviadvigatel OJSC, Russia
E-mail: fashutdinov-rn@avid.ru

Reduction of gas turbine engine weight in aerospace industry helps saving fuel and reducing harmful emissions. One of the key goals in this industry is design of gas turbine engine components with reduced weight retaining their functional capabilities. The state-of-the-art software allows optimization of part geometry which leads to efficient weight reduction [1]. However, traditional manufacturing of optimized products is sometimes not worthwhile as you need to contribute a great deal of manpower and investment.



With Selective Laser Melting (SLM) technology a complex geometry can be achieved in one step and complexity of structural features design doesn't affect the product cost [2-4]. Besides, manufacturing of the products designed to be made with conventional methods makes the use of additive methods less effective because of higher material consumption. It appears that reduced weight parts do not only improve engine performance but increase efficiency of additive manufacturing.

In spite of declared advantages of additive manufacturing with SLM you encounter the same difficulties as with casting – deformation and residual stress. Capability of high precision layer-by-layer manufacturing of complex inner and outer geometry parts, the degree of such defects in the process of manufacturing the parts of modern aero engines require preliminary in-situ technological

trials, selection of the specific part position in the setup, design of an additional supports system, selection of the manufacturing conditions to minimize the defects.

The possibility of numerical simulation of the SLM process is of a particular interest; it is a potential reserve for improving the quality of additive manufacturing products and consequently provides the possibility to introduce technologies for making parts with most efficient geometry. Prediction of residual stress and deformation at mathematical models [5] in the process of manufacturing plays a great role for optimization of parts manufacturing conditions, development of supporting structures, minimizing defects and improving manufacturing quality of complex aero engine components.

Aviadvigatel has formed a working team focused on organization of additive manufacturing which pools the efforts of the specialists in various disciplines to develop a through cycle of reduced weight parts design for additive manufacturing.

Development and introduction of new numerical simulation based methods of gas turbine engines production preparation for metal powder layer-by-layer melting machines is in process, this allows optimization of the manufacturing process at mathematical models.

The developed parts additive manufacturing chain will help reducing the engine weight by 30 %. Use of selective laser melting process will allow reducing parts nomenclature and the number of process steps during their manufacturing, i.e. increasing engine reliability.

References

1. Bendsoe, M.P., Sigmund, O. Topology Optimization: Theory, Methods and Application. 2nd ed. Berlin: Springer, 2003, 370 p.
2. S. Trimble. Additive manufacturing: Value added. GE Aviation is leading the way in the new world of additive manufacturing // Flight International, vol. 183, № 5393, 2013. – pp 34-35
3. S. Ford. Additive Manufacturing Technology: Potential Implications for U.S. Manufacturing Competitiveness // Journal of International Commerce & Economics; September 2014. – pp 1-35
4. P. Hoeveler. Gearing up on record time // MTU Aero Engines Report, vol. 1/2013. – pp 6-11
5. Ibiye A. Roberts et al. Experimental and Numerical Analysis of Residual Stresses in Additive Layer Manufacturing by Laser Melting of Metal Powders // Key Engineering Materials, vol. 450 (2011), pp 461-465

Cost simulation on modern manufacturing

M.V. Afanasyev, E.A. Konnikov

Department «Economics and Management in Energy» SPbPU, Russia
E-mail: konnikov.evgeniy@gmail.com

The Russian economy has been very volatile in the last quarter of 2014 and the beginning of 2015. The negative dynamics of oil market and the deterioration of international relations became the impetus for a depreciation of the national currency and growth of key rates, which led to the instability in the banking sector. These trends in the banking sector led to an increase in interest rates on loans that made them inaccessible to small and medium businesses. Because of all of this the financial condition of small and medium businesses has deteriorated, especially in terms of liquidity. This fact raises the question of the validity of manufactured products prices and the efficiency of production as a whole. The macroeconomic instability generates the need for financial viability of each manufactured goods, first of all at the micro level. This situation affects on the continuous and large-scale production to a lesser extent than on the individual and small-scale production. Each order should be profitable and the conditions for its implementation have to be competitive in the market. Consequently the cost simulation on the pre-production stage will enhance the efficiency of enterprises, lead to increase of financial stability and competitiveness.

Cost simulation is more important for the advanced technology manufacturing enterprises because advanced manufacturing technologies have not yet formed a sufficient amount of empirical material for the moment. Key examples of advanced manufacturing technologies are additive technology, laser technology and computer engineering.

As a result of this analysis, the authors set the goal to develop a method of cost simulation to the advanced technology manufacturing enterprises, and create software, which should be based on this method. The object of this research was the International Scientific and Educational Center «Metal-automated production» of Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University. This production is individual, small-scale and it uses modern CNC machine tools. Consequently, every order is unique for this enterprise and its price cannot be calculated by means of the price list. Thus, we can see a problem of the cost determining on the project information processing step. The result of this problem is a deviation between the theoretical and the actual cost of the project. The aim of this project was to solve the problem of overvaluation or undervaluation of the products (produced with the help of CNC machines) prices. This problem was solved by forming an algorithm, which collects, consolidates and process information about each unique order. The authors highlighted several levels of the project functioning on the enterprise:

1. Initial order processing and the presentation of objective information in the prescribed form;
2. Consolidation of the received information;
3. Information processing by a developed algorithm;

4. Making the decision about the price.

The authors identify the forty seven objective parameters that influence the cost of products. This list is sufficient to simulate the manufacturing process at the primary stage, the stage of processing the order and formatting of theoretical cost that is close enough to the actual future cost. These parameters have been separated between the group of variable parameters and persistent parameters. Variable parameters were consolidated into the input form. In the results we can see the economic-mathematical model:

$$\mathrm{P} = \frac{P_{\text{м}}}{n} + \frac{\mathrm{T_о}+\mathrm{T_в}+\mathrm{T_{об}}+\mathrm{T_{от}}+\frac{\mathrm{T_{п-з}}}{n}}{60} \times \mathrm{P_ч} + \frac{\left(\frac{W \times \mathrm{K_м} \times \mathrm{T_{ш-к}} \times \mathrm{C_{кв}}}{\mathrm{КПД_{э.д.с.}}}\right)}{60} + \sum \mathrm{P_{и-к}} \times \frac{\mathrm{T_{раб}}}{\mathrm{T_{норм}}} + \frac{\mathrm{P_{а-г}} \times \mathrm{T_{ш-к}}}{\mathrm{T_{г-с}}} + \frac{\mathrm{P_{а-о}} \times \mathrm{T_{ш-к}}}{\mathrm{T_{г-о}}} + \frac{\mathrm{P_{сож}} \times \mathrm{T_{ш-к}}}{\mathrm{T_{г-сож}}} + \frac{S_{\text{ст.}} \times \mathrm{P_{ар.}}}{S_{\text{цех}}} \times \frac{\mathrm{T_{ш-к}}}{\mathrm{T_{р-мес}}}$$

1. $\mathrm{P_м}$ – the total price of all material (including transport costs, etc.);
2. n – the number of products made from this material;
3. $\mathrm{T_{ш-к}}$ – the time calculation (the time required for production of 1 item);
4. $\mathrm{P_ч}$ – the cost of the machine operator or contractor work (in the conventional example that it is one person);
5. $\mathrm{T_о}$ – the main time (the time of the processing of products on the machine);
6. $\mathrm{T_в}$ – the auxiliary time;
7. $\mathrm{T_{об}}$ – the service time;
8. $\mathrm{T_{от}}$ – time to rest, and personal necessity;
9. $\mathrm{T_{п-з}}$ – time for preparation and conclusion;
10. W – the power of the machine;
11. $\mathrm{K_м}$ – the load factor of the motor power;
12. $\mathrm{C_{кв}}$ – the price of energy;
13. $\mathrm{КПД_{э.д.с.}}$ – the efficiency of the electric motor of the machine;
14. $\mathrm{P_{и-к}}$ – the purchase price of each tool which used in the manufacture;
15. $\mathrm{T_{раб}}$ – the time of each tool used;
16. $\mathrm{T_{норм}}$ – the time until the utter uselessness of the tool;
17. $\mathrm{P_{а-г}}$ – annual depreciation cost of the machine;
18. $\mathrm{T_{г-с}}$ – the number of machine working hours per year (in minutes);
19. $\mathrm{P_{а-о}}$ – annual depreciation cost of the equipment;
20. $\mathrm{T_{г-о}}$ – the number of equipment working hours per year (in minutes);
21. $\mathrm{P_{сож}}$ – the price of coolant;
22. $\mathrm{T_{г-сож}}$ – the number of working hours before the replace of coolant (in minutes);
23. $\mathrm{P_{пом}}$ – the lease costs;
24. $S_{\text{ст.}}$ – the area occupied by the machine;
25. $\mathrm{P_{ар}}$ – the cost of the rental shop;
26. $S_{\text{цех}}$ – the area of the shop;
27. $\mathrm{T_{р-мес}}$ – the time of the machine works per month (in minutes).

The algorithm of information processing has been tested and refined repeatedly. This algorithm was incorporated in the software and integrated into the enterprise management system. The novelty of this project is in an algorithm. This algorithm makes it possible to simulate the production process economically. This algorithm is very flexible because of the system of correction factors and the possibility of excluding from the results some of not necessary cost components. Correction factors can be calculated automatically according to the internal mathematical algorithm, or they can be set manually.

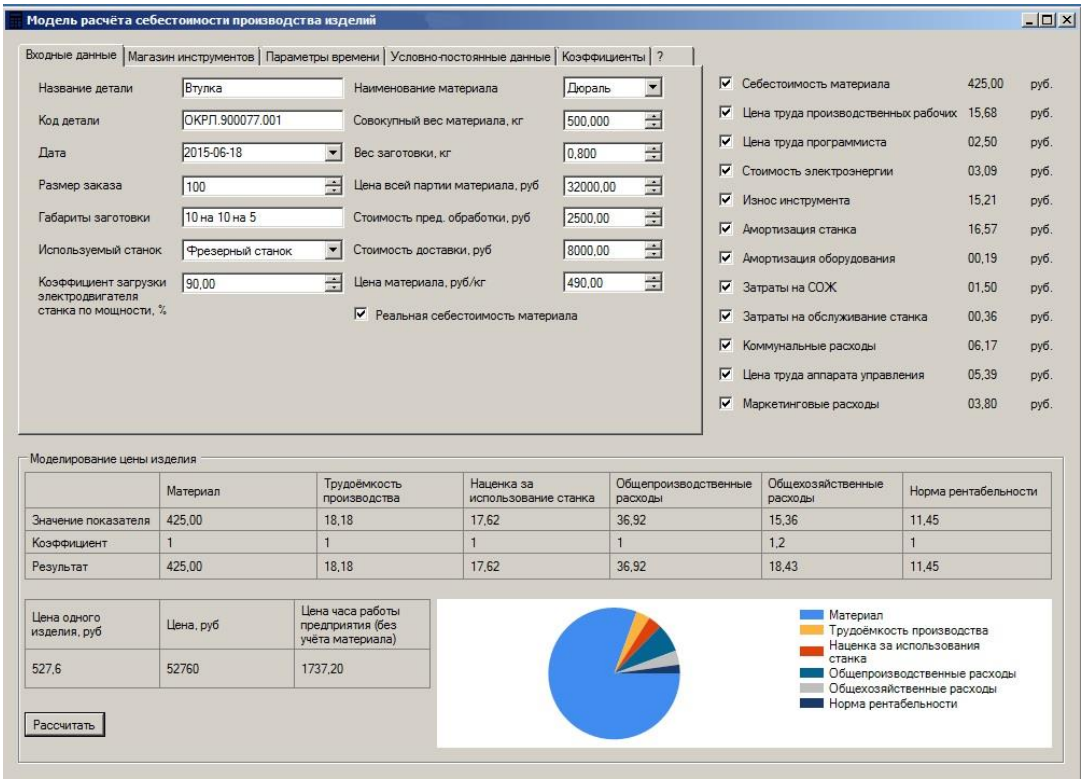


Figure 1 - Interface tab «Input data», the pictures below illustrates the interface of the program

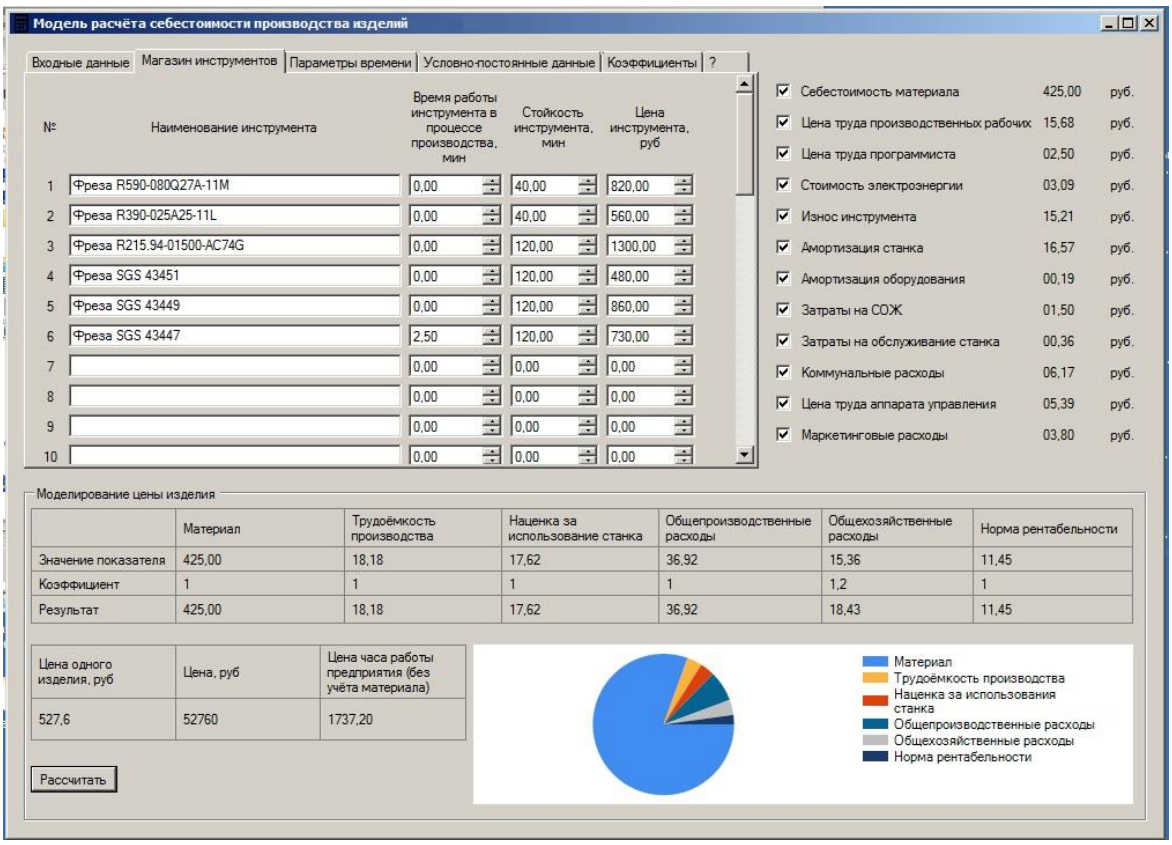


Figure 2 - Interface tab «Tools»

This program is the first example of the practical implementation of the cost simulation idea on the pre-production stage. Currently we are working on the same project in conjunction with the Russian-German Centre for Laser Technology. In this project we are simulating the cost of manufacturing using the technologies of laser cutting and laser engraving.

It should be noted that also developed a method for describing the economic process of manufacturing technologies in addition to the current results. For each enterprise this models should be individual, but modernization of created software lead to universalization in the process of development of new technologies. Currently authors can describe the manufacturing technology available on the enterprise (in economic terms), form a model of simulating the product cost, test this model and adjust it according to the needs of the enterprise, write software based on this model, integrate this product in the enterprise management system, train staff to work with this software and carry out the necessary adjustments to the software.

References

1. Alekseev A.A. «Innovation Management ». / Alekseev A.A. - M .: Publishing Yurayt, 2015;
2. Antonova O.V. «Management of the critical state of the organization (company » / Ed. prof. Shvandara V.A. - M .: UNITY-DANA, 2004;
3. Borovkov A.I. «Computer engineering» / Borovkov A.I. [and etc.]. - SPb .: Publishing House of the Polytechnic. University Press, 2012. – 93 p .

4. Belov A.M., Dobrin G.N., Karlik A.E. «Cost management at the industrial enterprise» - St. Petersburg: Publishing House of the TVO SPSUEF, 1998;
5. Zamkov O.O., Tolstopyatenko A.V., Cheremnyh Y.N. «Mathematical Methods in Economics» - M .: Business and Service, 1999;
6. William F. Sharpe, Gordon J. Alexander, Jeffrey V. Beyli. «Investments». M., 2013;
7. Afanasiev M.V. Sharov E.I. «Science, education, industry - information integration to the next level» // Education-science-production paradigm of the industrial revolution IV: Proceedings of a round table meeting (18 December 2013). / Edited by Doctor of Economics, professor Mikhail Afanasyev - St. Petersburg: Publishing Polytechnic University, 2013;
8. Volchkevich I.L. «Rational use of CNC machine tools in a multiproduct manufacturing» // Internet Engineering Education Journal, February 2012;
9. Fomina N.E., Konnikov E.A. «Forecasting of liquidity in the cycle of economic development of industrial enterprises» // magazine «Economics», May 2015;
10. Sokolov A.Y. «Improving the organization and planning of single and small batch production in the conditions of use of CNC machines» // abstract, 1984.

Cutting, drilling

and

surface treatment

Экспериментальная реализация и анализ возможностей термохимической лазерной интерференционной записи на плёнках титана

В.П. Вейко[1], Р.А. Заколдаев[1], Д.А. Синев[1], Е.А. Шахно[1], М. Гедвилас[2], Б. Войзат[2], С. Индрижинас[2], Г. Рачикайтис[2]

---

1 - Университет ИТМО, Россия
2 – Центр физики и технологии, Литва
E-mail: sinev@corp.ifmo.ru

Введение

Лазерное формирование периодических микроструктур на поверхностях металлов в настоящее время привлекает особое внимание исследователей вследствие быстро растущего числа применений, в частности, для управления оптическими свойствами структурируемых поверхностей [1-2]. Особый интерес вызывают методы формирования топологии микро- и наноструктур на поверхностях металлических плёнок, которые могут находить применение в дифракционной оптике, микроэлектронике и пр. Высокая точность записи достигается при использовании термохимической записи (производится обычно на тонких плёнках хрома, при этом сформированное под действием лазерного излучения изображение требует последующего химического проявления) [3]. Лазерная термохимическая запись может осуществляться на плёнках хрома как при воздействии сканирующего лазерного пучка [4], так и с использованием интерференционных схем [5].

Вызывает интерес возможность упрощения лазерной термохимической записи и повышения её точности путём исключения операции травления; таким образом, формируемые структуры требуемой конфигурации должны (для оптических приложений) сразу по появлении иметь значительную разницу пропускания с исходной плёнкой. Это может быть осуществлено при использовании в лазерной термохимической записи плёнок металлов, окисляющихся с образованием оксидов, прозрачных в видимом диапазоне, например, плёнок титана.

Экспериментальные результаты

Эксперименты по лазерной интерференционной термохимической записи на плёнках титана толщиной 40 нм, нанесённых на стеклянные подложки методом термического распыления в вакууме, были проведены в настоящей работе на установке на базе Nd:YAG лазера Ekspla NL220. Воздействие производилось импульсным лазерным излучением на длине волны 532 нм, с длительностью импульсов 9 нс при частоте их следования 500 Гц. Профиль интенсивности излучения формировался с помощью конфокальной оптической системы, путём двулучевой интерференции лазерных пучков, падающих на поверхность образца под углом 10°, и представлял собой растр продольных полос с периодом следования 1,53 мкм, плотность энергии в максимуме распределения составляла 0,072 Дж/см^2) [6]. В результате записи были получены контрастные периодические структуры, фиксирующие исходную

интерференционную картину с сохранением периода (Рисунок 1). Микрофотографии, приведённые на Рисунке 1, получены с помощью оптического микроскопа Carl Zeiss Axio Imager A1.m.

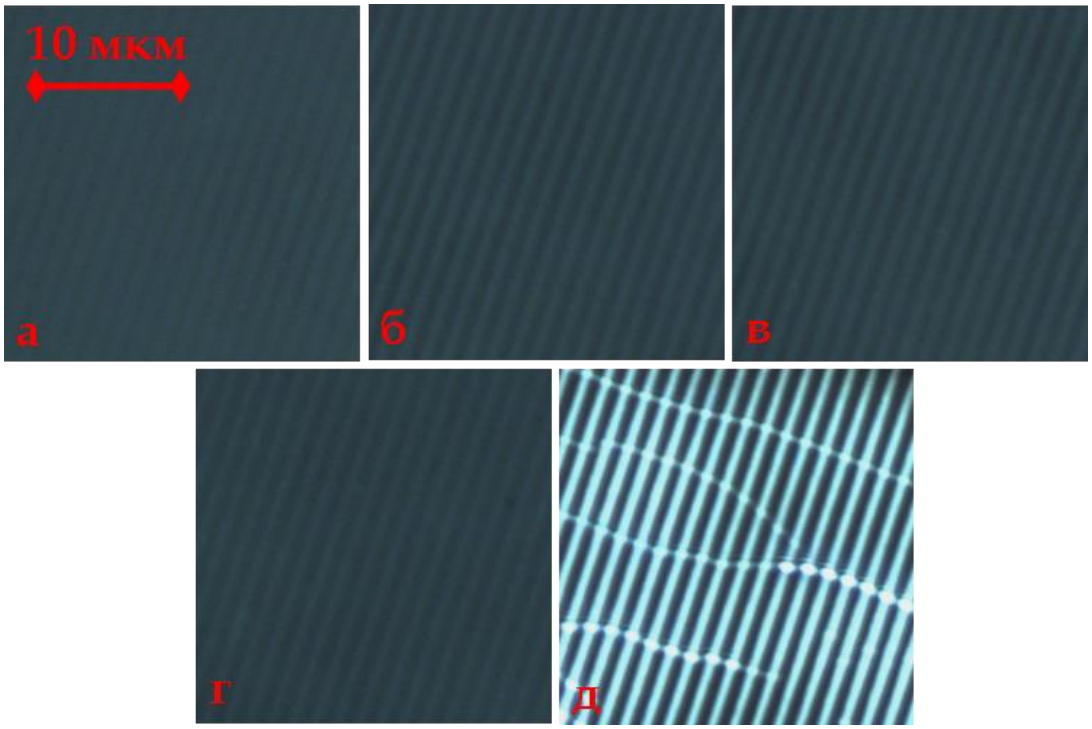


Рисунок 1 - Микрофотографии записанных структур на плёнке титана после воздействия 1 (а), 10 (б), 100 (в), 1000 (г) и 10000 (д) последовательных лазерных импульсов (в проходящем свете)

Теоретический анализ

Задача формирования оксидных слоёв на поверхности тонкой плёнки титана под действием лазерного излучения исследовалась на основе существующих аналитических моделей, рассматривающих этот процесс как окисление под действием квазистационарного нагрева [7] лазерным пучком с заданным синусоидальным распределением плотности энергии $\varepsilon(y)$ [8]. Среднеквадратичное отклонение экспериментальных значений $\varepsilon(y)$ от расчётных, составило 0,8% от максимального значения. Изменение поглощательной способности плёнки вследствие поверхностного окисления после каждого лазерного импульса было точно учтено по методу, разработанному нами в [4], для первых 1000 импульсов, и приближенно для 1001-10000 импульсов.

На Рисунке 2 приведены результаты моделирования распределения толщин оксидных слоёв при экспонировании плёнки титана 1, 10, 100, 1000 и 10000 последовательными импульсами (Рисунок 2а), а также рассчитанные значения пропускания $П$ (Рисунок 2б). Пропускание $П$ плёнки (λ = 532 нм) при воздействии 10000 импульсов, не отображённое на Рисунке 2б, увеличивается до 70% в областях со сквозным окислением.

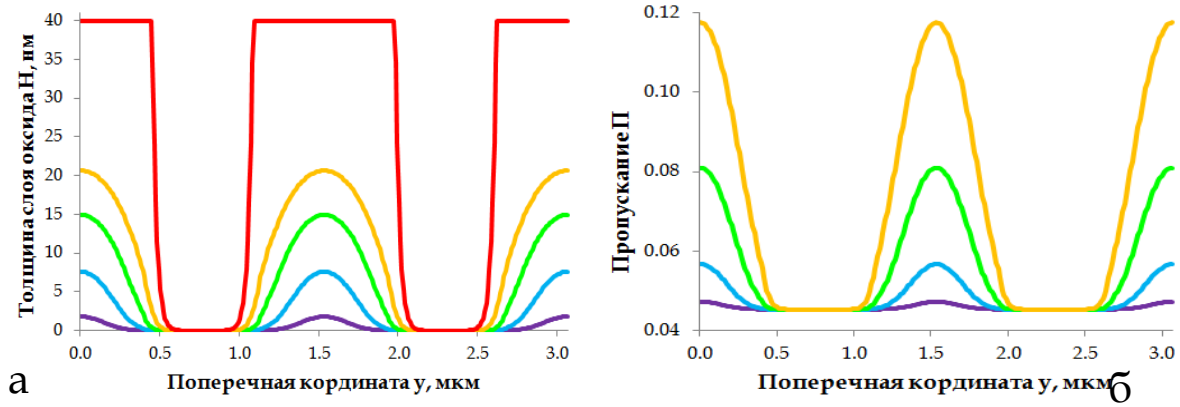


Рисунок 2 - Расчётные распределения толщин оксидных слоёв $H(y)$ (а) и соответствующих им долей пропускаемого света $П(y)$ (б) после воздействия 1 (фиолетовые линии), 10 (синие линии), 100 (зелёные линии), 1000 (оранжевые линии) и 10000 (красные линии) последовательных лазерных импульсов

Таким образом, экспериментально продемонстрировано и теоретически подтверждено формирование устойчивых микроструктур с разрешением 0,65 лин/мкм на плёнках титана толщиной 40 нм. Отметим, что контраст термохимического изображения, как и контраст исходного распределения интенсивности излучения $K_{опт} = \left(П_{\max} - П_{\min}\right) / П_{\max} \cdot 100\%$ составляет величину, близкую к 100%. В то же время максимальный контраст термического изображения

($K_{терм} = \left(T_{\max} - T_{\min}\right) / \left(T_{\max} - T_0\right) \cdot 100\%$, где T_0 – начальная температура), всего лишь около 60%, при том, что температура плёнки T не превышает температуры плавления металла. Это свидетельствует о существенном повышении контраста при термохимической записи на плёнках по сравнению с контрастом «термического изображения». По результатам моделирования поперечные размеры записанных элементов составили 0,7 мкм после 1000 последовательных импульсов. Для повышения разрешения и контрастности записи, как было показано нами в [9], необходимо использование более тонких плёнок.

Зависимость контрастности записи от периода интерференционной картины была исследована теоретически в пороговом режиме при изменении плотности энергии для обеспечения температуры плёнки ниже температуры плавления (Рисунок 3). Пороговое значение плотности мощности не зависит от количества экспонирующих импульсов, поскольку при невозрастающей поглощательной способности температура плёнки титана при нагреве первым импульсом оказывается максимальной.

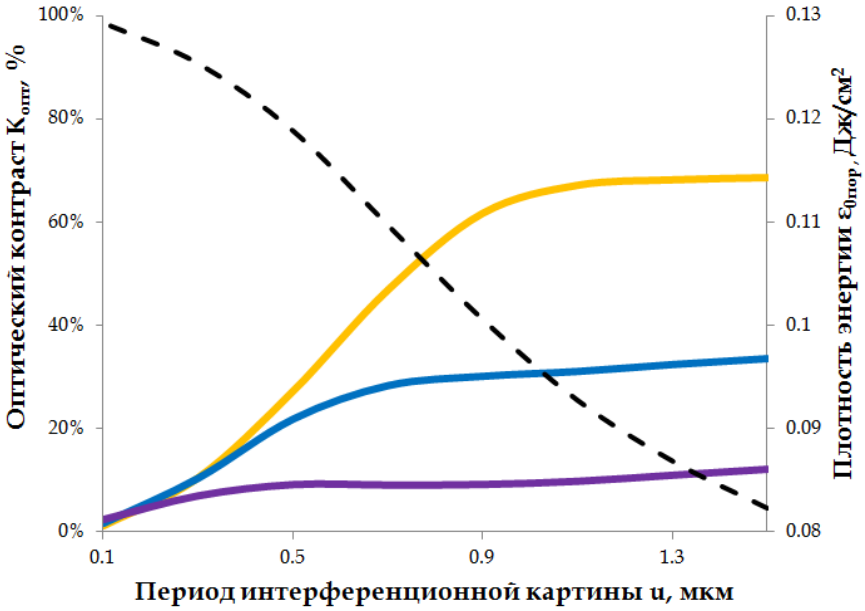


Рисунок 3 - Зависимости $K_{опт}(u)$ (сплошные) и пороговой плотности энергии $\varepsilon_{0пор}(u)$ (пунктир) при количестве импульсов, равном 1 (фиолетовые линии), 10 (синие линии) и 1000 импульсов (оранжевые линии), полученные для плёнки титана

Результаты проведенных расчетов показали, что контрастная запись лазерным интерференционным термохимическим методом доступна для осуществления на плёнках титана с разрешением свыше 2,5 лин/мкм при облучении 1000 и более импульсами, что позволяет весьма позитивно оценивать перспективы лазерной записи в интерференционном поле в качестве базовой процедуры для технологии лазерной термохимической записи периодических планарных структур субволнового размера. Повышение разрешения и контрастности записи может быть осуществлено при облучении более тонких плёнок.

Работа выполнена при государственной финансовой поддержке ведущих университетов РФ (субсидия 074-U01), гранта Президента РФ для государственной поддержки ведущих научных школ РФ № НШ 1364.201 и гранта РФФИ ОФИ_М № 4-29-07227.

Список использованных источников

1. Paivasaari K. Enhanced optical absorptance of metals using interferometric femtosecond ablation / K. Paivasaari, J. Kaakkunen, M. Kuittinen, T. Jaaskelainen // Optics express.- 2007.- Vol.15, N21.- pp.13838-13843.

2. Veiko V.P. Controlled oxide films formation by nanosecond laserpulses for color marking / V.P. Veiko, G.V. Odintsova, E.I. Ageev, Y.Y. Karlagina, A.V. Loginov, A.L. Skuratova, E.V. Gorbunova // Optics express.- 2014.- Vol.22, N20.- pp.24342-24347.

3. Veiko, V.P. Laser-Induced Local Oxidation of Thin Metal Films: Physical Fundamentals and Applications / V.P. Veiko, A.G. Poleshchuk // Fundamentals of Laser-Assisted Micro- and Nanotechnologies, ed. by Veiko V.P., Konov V.I.- Springer International Publishing, 2014.- PP.149-171

4. Вейко В.П. Исследование особенностей многопучковой лазерной термохимической записи дифракционных микроструктур / В.П. Вейко, Д.А.Синев, Е.А. Шахно, А.Г. Полещук, А.Р. Саметов, А.Г. Седухин // Компьютерная оптика. – 2012. – Т.36, № 4. – С. 562-571.
5. Полещук, А.Г. Микроструктурирование оптических поверхностей: технология и устройство прямой лазерной записи дифракционных структур / А.Г. Полещук, А.А. Кутанов, В.П. Бессмельцев, В.П. Корольков, Р.В. Шиманский, А.И. Малышев, А.Е. Маточкин, Н.В. Голошевский, К.В. Макаров, В.П. Макаров, И.А. Снимщиков, Н.Сыдык уулу // Автометрия. – 2010. – Т. 46, № 2. – С. 86-96.Либенсон, М.Н. Лазерно-индуцированные оптические и термические процессы в конденсированных средах и их взаимное влияние / СПб.:Наука, 2007. – 423 с.
6. Molotokaitė, E. Picosecond laser beam interference ablation of thin metal films on glass substrate / E. Molotokaitė , M. Gedvilas, G. Račiukaitis, V. Girdauskas // JLMN. – 2010. – Vol. 5, N 1. – PP.74-79.
7. Либенсон, М.Н. Лазерно-индуцированные оптические и термические процессы в конденсированных средах и их взаимное влияние / М.Н. Либенсон. – СПб.:Наука, 2007. – 423 с.
8. Veiko V.P.The unevenness of the front of destruction of metal surfaces by laser radiation / V.P. Veiko, E.A. Tuchkova // Poverkhnost'. – 1983. – N5. – P.15
9. Шахно Е.А. Особенности лазерного окисления тонких пленок титана / Е.А. Шахно, Д.А. Синев, А.М. Кулажкин // Оптический журнал. – 2014. – Т. 81, № 5. – С. 93-98.

Лазерная прошивка многокомпонентных неметаллических материалов

Р.Р. Рахимов, В.В. Звездин, И.Х. Исрафилов

Набережночелнинский институт (филиал) федерального государственного автономного образовательного учреждения высшего образования «Казанский (Приволжский) федеральный университет», Россия

E-mail: rafisih88@mail.ru

Введение

Применение лазерных технологий при обработке материалов позволяют повысить показатели качества, производительность, снизить себестоимость, позволяют достигнуть максимальных технических и экономических результатов. Применение лазеров особенно актуально при обработке неметаллических материалов, таких как керамика, стекло, рубин, алмаз и т.д. [1, 2]. Особую сложность представляет технологический процесс прошивки микроотверстий в неметаллических материалах. Особенностью неметаллических материалов

является их низкая температуропроводность, по сравнению с металлами, хрупкость и раскалываемость. Керамика представляют собой рассеивающую среду с плотной упаковкой рассеивателей, осложняющий обработку и требующий использования сложные технологические приемы.

Высокое качество отверстий обеспечивается при прошивке испаряющихся, сублимирующихся, возгоняющихся неметаллов, при разрушении которых под действием лазерного излучения жидкая фаза отсутствует.

Поэтому целью исследования является определение информативных параметров лазерной прошивки микроотверстий в неметаллах для эффективной прошивки отверстий (ПО) с требуемыми показателями качества независимо от свойств неметалла. Были проведены исследования с неметаллами, которые подвергались обработке твердотельным импульсным лазером LRS–150A. Внешний вид установки приведен на Рисунке 1, технические характеристики в Таблице 1.



Рисунок1 - Внешний вид установки

Таблица 1 - Технические характеристики установки *LRS – 150A*

Тип активного элемента	$YAG:Nd^{3+}$
Длина волны излучения	1,064 мкм
Режим работы	импульсно-периодический
Максимальная энергия импульса излучения	60 Дж
Длительность импульса излучения	0,2 ÷ 20 мс
Частота повторения импульсов излучения	До 200 Гц
Максимальная средняя мощность излучения	150 Вт
Диаметр сфокусированного пучка	0,3 ÷ 2 мм
ОПТИЧЕСКАЯ СИСТЕМА	
Увеличение оптической системы	15^x
Линейное поле зрения	10 мм

При лазерной прошивке (ЛП) отверстии не используется удаление продуктов разрушения газовым потоком, особенно если отверстие не сквозное. Таким образом возникает проблема эффективности энерговклада лазерного излучения. Одним из важных параметров, влияющих на энерговклад при ЛП является эффективный коэффициент поглощения лазерного излучения (ЛИ). Если длительность импульса τ принимает малое значение для данного материала, то эрозионный факел около поверхности материала не возникает, следовательно, эффективный коэффициент поглощения A_{ef} может достигать высоких значений. Из этого следует, что эффективность передачи энергии ЛИ обрабатываемому материалу характеризует эффективный КПД процесса лазерной прошивки. Его можно представить следующим выражением: $A_{ef} = \frac{Q_{ЛАЗ} + Q_W}{Q_S}$

где $Q_{лаз}$ – энергия поглощенная на стенках канала; Q_w – часть энергии, поглощаемая стенками канала в результате лучистого и конвективного теплообмена; Q_S – плотность мощности лазерного излучения.

Как известно наиболее высокие значения коэффициента A_{ef} возможно получить в импульсно-периодическом режиме воздействий [1]. С помочью скоростной видеокамеры проводился съемка процесса лазерной ПО, что позволил определить динамику развития плазмы в зоне обработки. Процесс ПО производился до получения сквозного отверстия.

Важным параметром при ПО, характеризующее показатели качество является диаметр и конусность отверстия. Наибольшая конусность для керамического материала толщиной 3 мм было выявлено при расположении фокусного пятна на глубине 2,6 мм и 3,96 мм от поверхности материала (см. в Таблице 2, Рисунок 2).

Таблица 2 – Параметры отверстии от положения фокусного пятна

Положение фокусного пятна (мм)	Параметры конусности отверстия (мм)			
	Наименьший радиус отверстия	Радиус отверстия на поверхности изделия	Высота отверстия	Объем конуса ($м^3$)
2,6	0,8	1,4	2,8	0,01
3,96	1,06	1,8	2,8	0,02

В зоне термического влияния лазерного излучения (ЛИ) формируется эрозионный факел, имеющие в отличие от факела в металлах твердые поглощающие частицы, выраженной сильной экранировкой.

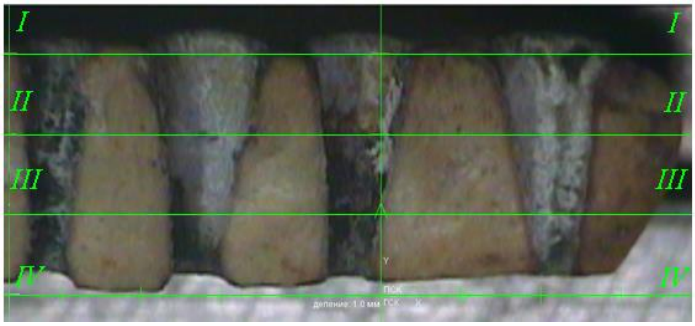


Рисунок 2 - Снимок отверстий в керамике: напряжение 450 В, время импульса 2(6) мс, слева-направо: 1- фокус на поверхности, 2 - 1,2 мм, 3 - 2,6мм, 4 - 3,96мм

Фотографии эрозионного факела при фокусировке ЛИ на поверхности, полученные с помощью камеры высокоскоростной съемки, представлены на Рисунке 3.



а) б)

Рисунок 3 - Фотографии со скоростной видеосъемки процесса лазерной прошивки отверстии при напряжении накачки ламп 450 В, время импульса1,5 мс: а) - первый импульс, б) - последний импульс

Исследование эрозионного факела позволяет оптимизировать процесс прошивки отверстий. Этот информативный параметр удобно использовать для контроля и управления процессом ЛП отверстий. Данный метод особенно удобен при необходимости прошивки материала с неизвестными физико-химическими свойствами, когда неизвестно характер влияние того или иного значения времени импульса. Способ контроля глубины отверстия по размеру эрозионного факела отличается простотой, по сравнению с классическими методами, которые используются на производстве [1, 2].

Так как главным фактором, влияющим на энерговклад, является размер эрозионного факела, который в основном зависит от длительности импульса, исследования проводились для изучения влияние длительности импульса ЛИ на размер эрозионного факела. Необходимо выбрать длительность импульса такой, чтобы максимально глубоко проплавить материал. При этом глубина определяется суммарной энергией импульсов, а диаметр в основном зависит от

положения фокусного пятна относительно поверхности изделия. При обработке эрозионный факел является информативным параметром, исследование которого позволяет оптимизировать процесс прошивки отверстий. Размер эрозионного факела уменьшается с увеличением длительности импульса и увеличением глубины лунки. Материалы с одинаковыми габаритно-весовыми характеристиками имеют одинаковые размеры эрозионного факела. Этот информативный параметр удобно использовать для контроля и управления процессом ЛП отверстий. Способ контроля глубины отверстия по размеру эрозионного факела отличается простотой, по сравнению с классическими методами, которые используются на производстве [1, 2].

Вывод

В ходе экспериментов не было выявлено влияние частоты следования импульсов на качество полученных отверстий. Это объясняется тем, что неметаллические материалы, обладают низкой теплопроводностью и поэтому теплоотвод во внутренние слои материала минимален, а процесс прошивки происходит в основном не за счет расплавления, а за счет испарения поверхностного слоя. Уменьшение размера эрозионного факела при длительности импульса 2 мс приводит к увеличению эффективность процесса ЛП. Экспериментально было выяснено, что увеличение длительности импульса более 2 мс нецелесообразно, так как это приводит только к увеличению энерговклада, а не эффективности процесса ЛП [3].

Эффективным путем уменьшения временных затрат и других нежелательных факторов является многоимпульсный метод с высокой частотой. При этом глубина определяется суммарной энергией импульсов, а диаметр в основном зависит от положения фокусного пятна относительно поверхности изделия.

Список использованных источников

1. Исследование лазерной прошивки отверстия в неметаллических изделиях / Р. Р. Рахимов, Русл. Р. Саубанов, Рам. Р. Саубанов // Безопасность и проектирование конструкций в машиностроении и строительстве: мат. Международная научно-практ. конференция. Курск: Юго-Зап. гос. ун-т., 2013. Т.1. С. 408-412;

2. Физические основы лазерной обработки материалов: учебное пособие/ В.Ф. Лосев, Е.Ю. Морозова, В.П. Ципилев// Томск: Изд-во Томского политехнического университета, 2011. - 199с.

3. Контролируемый процесс лазерной обработки в импульсном режиме неметаллических изделий/ Р.Р.Саубанов, В.В. Звездин, Р.Р. Рахимов // Машиностроение и техносфера XXI века: XX международная научно – техническая конференция 16-21 сентября 2013 в Севастополе. – Донецк: Издательство ДонНТУ, 2013. С. 274-278.

4. Способ измерения информативного параметра на основе оптико-физических методов исследований / Р.М. Алеев, В.В. Звездин, Р.Р. Саубанов, Р.М. Галиев, Р.Р. Рахимов // Интеллектуальные системы в производстве. - №1(17). -2011. - С.231-237

BEAM TECHNOLOGIES

&

LASER APPLICATION

Proceedings of the International scientific
and technical Conference

21–24, September, 2015, Saint-Petersburg, Russia

Edited by
Prof. G. Turichin

Taxation discount – All-Russian production classifier
OK 005-93, 95 3004 – scientific and industrial literature

Submitted in print 18.01.2016. Format 60×84/8. Digital printing.
Pr/ sheets. 46,75. Edition copies 200. Order 0035.

Printed from ready original-mockup, in press of Polytechnical
University Publishing House.
195251, Saint-Petersburg, Polytechnicheskaya ul., 29
Tel.: (812) 552-77-17; 550-40-14.

