

Politechnika Poznańska, Polska
Познаньский Политехнический институт, Польша
Poznań University of Technology, Poland

Instytut Badań i Ekspertyz Naukowych w Gorzowie Wlkp., Polska
Институт научных исследований и экспертиз Гожов Влпк, Польша
Institute for Scientific Research and Expertises Gorzów Wlkp., Poland

Sekcja Inżynierii Warstwy Wierzchniej KBM PAN Oddział w Poznaniu
Секция Инженерное дело Поверхностного Слоя КМО ПАН Познань, Польша
Section of Engineering of Surface Layer MEC PAS, Poznan Branch, Poland

Komisja Nauk Organizacji i Zarządzania PAN Oddział w Poznaniu
Комиссия Наук Организации и Управления ПАН Наук Отделение в Познани, Польша
The Committee of Sciences Organization and Management of PAS the Squad in Poznan, Poland

Uniwersytet Techniczny w Kościcach, Wydział Inżynierii Produkcji w Prešov, Słowacja
Политехнический Институт в Кошыцах, Отдел Инженерного дела Производства в Прэшов, Словакия

Technical University in Košice, Department of Engineering of Production in Prešov, Slovakia

Państwowy Moskiewski Uniwersytet Technologiczny STANKIN
w Moskwie, Rosja
*Московский государственный технологический университет СТАНКИН
в Москве, Россия*
Moscow Technological University STANKIN, Russia

INŻYNIERIA WARSTWY WIERZCHNIEJ

ИНЖЕНЕРИЯ ВЕРХНЕГО СЛОЯ

ENGINEERING OF SURFACE LAYER

Monografia – *Монографія* – Monograph

Redakcja – *Редакция* – Editors

Tadeusz ZABOROWSKI

Gorzów Wlkp. - Poznań, 2014 r.

RECENZENCI - РЕЦЕНЗЕНЦИИ – REVIEWERS

Kyryll ARNAUDOV, Sergej N. GRIGORIEV, Józef GRUSZKA, Stanisław JANIK, Jozef JURKO, Zheng LI,
Thomas G. MATHIA, Władimir SIERIEBRIAKOW, Michał STYP-REKOWSKI

PATRONAT

Prof. dr hab. inż. Tomasz ŁODYGOWSKI
Rektor Politechniki Poznańskiej Przewodniczący
Komitet Budowy Maszyn Polskiej Akademii Nauk w Warszawie
Sekcja Podstaw Technologii Komitetu Budowy Maszyn Polskiej Akademii Nauk w Warszawie
Akademia Inżynierska w Polsce

KOMITET HONOROWY

Prof. Tadeusz BURAKOWSKI - Polska, Polska, Poland; Prof. Lucjan DĄBROWSKI - Polska, Polska, Poland; Prof. Bogdan NOWICKI -
Polska, Polska, Poland; Prof. Jerzy KOZAK - Polska, Polska, Poland; Prof. Leonid KOTLJAR – Rosja, Rosja, Russia

KOMITET NAUKOWY

Przewodniczący

Prof. Tadeusz ZABOROWSKI, dr h. c. – Polska, Polska, Poland

Wiceprzewodniczący

Prof. Stanisław ADAMCZAK, dr h. c. - Polska, Polska, Poland; Prof. Kyryll ARNAUDOV – Bułgaria, Bułgaria, Bulgaria; Prof. Harry
BHADESHIA – Wielka Brytania, Wielka Brytania, Great Britain; Prof. Rozmarin DUBOVSKA – Czechy, Czechy, Czech Republic; Prof. Józef
GAWLIK - Polska, Polska, Poland; Prof. Sergej N. GRIGORIEV – Rosja, Rosja, Russia; Prof. Jozef JURKO – Słowacja, Słowacja, Slovakia;
Prof. Edward H. KALAJIAN – USA, США; Prof. Andrzej KOLASA - Polska, Polska, Poland; Prof. Zheng LI – Chiny, Chiny, China; Prof.
Thomas G. MATHIA – Francja, Francja, France; Prof. Jan PILARCZYK - Polska, Polska, Poland; Prof. Luis M. Llanes PITARCH –
Hiszpania, Hiszpania, Spain; Prof. Antonio Eduardo Clark PERES – Brazylia, Brazylia, Brazil; Prof. Wojciech PRZETAKIEWICZ - Polska,
Polska, Poland; Prof. Tadeusz WIERZCHOŃ - Polska, Polska, Poland; Prof. H.-W. ZOCH – Niemcy, Niemcy, Germany;

Sekretarz Naukowy

Dr inż. Mariusz JENEK – Polska, Polska, Poland;

Członkowie

Prof. Aaron ADAMS – USA, США; prof. Rufina G. ALAMO – USA, США; Prof. Anatolij P. BABICHEV – Rosja, Rosja, Russia; Dr hab. Tomasz BABUL - Polska,
Polska, Poland; Prof. Jolanta BARANOWSKA - Polska, Polska, Poland; Prof. Adam BARYLSKI - Polska, Polska, Poland; Prof. Oleg G. BLINKOV – Rosja,
Rosja, Russia; Prof. Ion BOSTAN – Moldova, Moldova, Moldova; Prof. Vladimir G. BUROV – Rosja, Rosja, Russia; Prof. Mihai BUZATU – Rumunia, Rumunia,
Romania; Prof. Gianni CALIGIANA – Włochy, Włochy, Italy; Prof. Baki M. CETEGEN – USA, США; Prof. Piotr CICHOSZ - Polska, Polska, Poland; Prof.
Oleksandr P. CHEJLJACH – Ukraina, Ukraina, Ukraine; Prof. George DOBRE – Rumunia, Rumunia, Romania; Prof. Michail V. DUDKIN – Kazachstan, Kazachstan,
Kazakhstan; Prof. Moustafa Mohammed EISSA – Egipt, Egipt, Egypt; Prof. Vitalij V. EPIFANOV – Ukraina, Ukraina, Ukraine; Prof. Krzysztof FITZNER - Polska,
Polska, Poland; Prof. Jordi Romeu GARBI – Hiszpania, Hiszpania, Spain; Prof. Vadim A. GOROCHOV – Białoruś, Białoruś, Belarus; Dr hab. Małgorzata
GRĄDZKA-DAHLKE - Polska, Polska, Poland; Prof. Andrzej GRUSZCZYK - Polska, Polska, Poland; prof. Józef GRUSZKA - Polska, Polska, Poland; Prof.
Petro S. HARLASHIN – Ukraina, Ukraina, Ukraine; Prof. Aleksandr L. IZHEVSKIJ – Rosja, Rosja, Russia; Prof. Krzysztof JEMIELNIAK - Polska, Polska,
Polska, Poland; Prof. Jerzy JĘDRZEJEWSKI - Polska, Polska, Poland; Prof. Branka JORDOVICH – Serbia, Serbia; Prof. Wojciech KACALAK - Polska, Polska, Poland;
Prof. Tadeusz KALDOŃSKI - Polska, Polska, Poland; Prof. Dimitar KARAIVANOV – Bułgaria, Bułgaria, Bulgaria; Prof. Ryszard KNOSALA - Polska, Polska,
Polska, Poland; Prof. Bogdan KRUSZYŃSKI - Polska, Polska, Poland; Prof. Józef KUCZMASZEWSKI - Polska, Polska, Poland; Prof. János KUNDRÁK – Węgry,
Węgry, Hungary; Prof. Leon KUKIELKA - Polska, Polska, Poland; Prof. Maciej KUPCZYK - Polska, Polska, Poland; Prof. Mikołaj KUZINOVSKI – Macedonia,
Macedonia; prof. Emmanuel de LANGRE – Francja, Francja, France; Prof. Stanisław LEGUTKO - Polska, Polska, Poland; Prof. Kyung-Jin LEE – Korea, Korea,
Prof. Tomasz LIPIŃSKI - Polska, Polska, Poland; Prof. Rinat R. MAGDIEV – Rosja, Rosja, Russia; Prof. Bogusław MAJOR - Polska, Polska, Poland; Prof. Silviu
Dan MÁNDRU – Rumunia, Rumunia, Romania; Prof. Mięczysław MARCINIAK - Polska, Polska, Poland; Prof. Tadeusz MARKOWSKI - Polska, Polska, Poland;
Prof. Józef MATUSZEK - Polska, Polska, Poland; Prof. Adam MAZURKIEWICZ - Polska, Polska, Poland; Prof. Jurij O. MICHAJLOV – Rosja, Rosja, Russia;
prof. Valášek MICHAEL – Czechy, Czechy, Czech Republic; Prof. Vojislav MILTENOVIC – Serbia, Serbia; Prof. Jerzy NAPIÓRKOWSKI - Polska, Polska,
Polska, Poland; Prof. Tadeusz NIESZPOREK - Polska, Polska, Poland; prof. Constantin NITU – Rumunia, Rumunia, Romania; Prof. Juozas PADGURSKAS – Litwa,
Lithuania; Prof. Anatolij E. PAPICH – Rosja, Rosja, Russia; Prof. Włodzimierz PRZYBYLSKI – Polska, Polska, Poland; Prof. Cezar RACOCEA – Włochy,
Włochy, Italy; Prof. Leszek RAFALSKI - Polska, Polska, Poland; Prof. Andrej I. RUDSKOJ – Rosja, Rosja, Russia; Prof. Adam RUSZAJ - Polska, Polska,
Polska, Poland; Prof. Vladimir N. RYCHKOV – Rosja, Rosja, Russia; Prof. Anatolij A. RYZHKIN – Rosja, Rosja, Russia; prof. Furui, SADAOKI – USA, США; Prof.
Sergij M. SAFJANC – Donieck, Donieck; Prof. Sergej A. SELIVRA – Donieck, Donieck; Prof. Aleksandr N. SEMIONOV – Rosja, Rosja, Russia; Prof. Władimir
SIEBRIAKOW - Polska, Polska, Poland; prof. Theo M. SIEGRIST – USA, США; Prof. Bożena SKOŁUD - Polska, Polska, Poland; Prof. Michał STYP-
REKOWSKI - Polska, Polska, Poland; Prof. Lucjan SWADŹBA - Polska, Polska, Poland; Prof. Jan SZAJNAR - Polska, Polska, Poland; Prof. Michail A.
TAMARKIN – Rosja, Rosja, Russia; Prof. Jurij V. TIMOFIEV – Ukraina, Ukraina, Ukraine; Prof. Anita UŚCİŁOWSKA - Polska, Polska, Poland; Prof. Ryszard
WÓJCIK - Polska, Polska, Poland; Prof. Gabriele VIRZÌ MARIOTTI – Włochy, Włochy, Italy; Prof. Jan ŻUREK - Polska, Polska, Poland; Prof. Sunao YAMADA
– Japonia, Japonia, Japan.

© Instytut Badań i Ekspertyz Naukowych w Gorzowie Wlkp.

Politechnika Poznańska, Sekcja Inżynierii Warstwy Wierzchniej Komisji Budowy Maszyn PAN w Poznaniu

ISBN 978-83-64249-17-4

Praca dofinansowana ze środków PAN

.....
Wydawca: IBEN Gorzów Wlkp. 2014 r. Nakład: 250 egz., format Royal, objętość: 11,3 ark. Druk,
oprawa, prace przygotowawcze: Cyfrowa Drukarnia Dzielowa TOLDRUK Tolkmicko, 2014 r.

SPIS TREŚCI - СОДЕРЖАНИЕ – LIST OF CONTENT

WSTĘP - ВВЕДЕНИЕ – INTRODUCTION	5
1. Jozef JURKO , Leonid KOTLYAR HELICAL DRILL WEAR IN DRILLING ELC Cr18Ni9TiN STAINLESS STEEL AND ACCOMPANYING PHENOMENA IN THE CUTTING ZONE	6
2. Jozef JURKO , Miroslav HACKER STUDY OF FACTORS OF THE PLASTIC DEFORMATION OF THE MACHINED SURFACE WHEN DRILLING OF STEEL DIN 1.4301	14
3. Вячеслав Феоктистович БЕЗЪЯЗЫЧНЫЙ РАСЧЁТНОЕ ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПАРАМЕТРОВ КАЧЕСТВА ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ПОСЛЕ МЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ	19
4. Mariusz JENEK STAN WARSTWY WIERZCHNIEJ I WŁAŚCIWOŚCI TRIBOLOGICZNE ELEMENTÓW PO OBRÓBCE SKRAWANIEM WARUNKOWANE POWŁOKĄ NA NARZĘDZIU	33
5. Тадеуш БУРАКОВСКИЙ , Тадеуш ЗАБОРОВСКИЙ АРЭОЛЁГЯ ЗУБЬЕВ ШЕСТЕРЁНОК ПОДВЕРГНУТЫХ ШЛИФОВКЕ	49
6. Michał MARCZAK , Dorota ONISZCZUK , Rafał ŚWIERCZ POLEROWANIE MAGNETYCZNO-ŚCIERNE SPOIN DOCZOŁOWYCH ELEMENTÓW RUROWYCH	73
7. L.M. KOTLYAR , N.M. MINAZETDINOV , E.I. FILATOV ELECTROCHEMICAL METAL PROCESSING BY A PERIODIC CATHODE-TOOL	83
8. Л.М. КОТЛЯР , Ю.И. ШАКИРОВ МАТЕМАТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ДИСПЕРГИРОВАНИЯ МЕТАЛЛОВ В ЭЛЕКТРИЧЕСКОМ РАЗРЯДЕ С ДВУМЯ ЭЛЕКТРОДАМИ – АНОДАМИ И ЖИДКИМ КАТОДОМ	91
9. Lucjan DĄBROWSKI , Rafał ŚWIERCZ , Dorota ONISZCZUK , Michał MARCZAK JAKOŚĆ OBROBIONYCH POWIERZCHNI PO OBRÓBCE ELEKTROEROZYJNEJ ...	98
10. Р.И. ВАЛИЕВ , И.М. НУРИЕВ , А.А. ХАФИЗОВ , Ю.И. ШАКИРОВ ОЧИСТКА И СНЯТИЯ ЗАУСЕНЦЕВ В ЭЛЕКТРИЧЕСКОМ РАЗРЯДЕ В ПАРОГАЗОВОЙ СРЕДЕ С ПОВЕРХНОСТИ ДЕТАЛЕЙ ПОСЛЕ МЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ	107
11. Lucjan DĄBROWSKI , Dorota ONISZCZUK , Rafał ŚWIERCZ KSZTAŁTOWANIE WARSTWY WIERZCHNIEJ W PROCESIE WYCINANIA ELEKTROEROZYJNEGO (WEDM)	115
12. Л.М. КОТЛЯР , Ю.И. ШАКИРОВ ДИСПЕРГИРОВАНИЕ МЕТАЛЛОВ В ЭЛЕКТРИЧЕСКОМ РАЗРЯДЕ С ДВУМЯ ЭЛЕКТРОДАМИ	123
13. Алмаз ХАФИЗОВ , Булат ШАКИРОВ , Юнус ШАКИРОВ , Рамиль ВАЛИЕВ УПРОЧНЕНИЕ ПОВЕРХНОСТИ ИЗДЕЛИЯ ПЛАЗМЕННОЙ ЭЛЕКТРОТЕРМИЧЕСКОЙ УСТАНОВКОЙ С ЖИДКИМ КАТОДОМ	130

14.	Joanna RADZIEJEWSKA STAN WW I SZTYWNOŚĆ KONTAKTOWA WARSTW PO OBRÓBCE LASEROWEJ I LASEROWO-MECHANICZNEJ	138
15.	Ryszard WÓJCIK TECHNIKI LASEROWE W BADANIACH ZACHOWANIA AEROSOLI I PŁYNÓW W STREFIE SKRAWANIA ŚCIERNICA PRZEDMIOT	145
16.	Józef GRUSZKA KSZTAŁTOWANIE STRUKTURY WARSTWY PO-WIERZCHNIOWEJ W PROCESIE ODLEWANIA CYLINDRÓW	153
17.	Lucjan DĄBROWSKI , Mieczysław MARCINIAK EFEKTYWNOŚĆ TECHNICZNA NAGNIATANIA ŚLIZGOWO-OBROTOWEGO	164
18.	Владимир СЕРЕБРЯКОВ , Тадеуш ЗБОРОВСКИЙ ФОРМИРОВАНИЕ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В ПОВЕРХНОСТНОМ СЛОЕ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ПРИ ДРОБЕУПРОЧНЕНИИ	170
19.	Михаил ТАМАРКИН , Элина ТИЩЕНКО РАЗРАБОТКА ОБОБЩЕННОЙ ТЕОРИИ ФОРМИРОВАНИЯ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ПРИ ОТДЕЛОЧНО-УПРОЧНЯЮЩЕЙ ОБРАБОТКЕ ДЕТАЛЕЙ ППД В ГИБКИХ ГРАНУЛИРОВАННЫХ СРЕДАХ	178
20.	Marek JANČÍK , Anton PANDA , Iveta PANDOVÁ SINTERING AND POWDER METALLURGY	186
21.	Игорь ГУРЕЙ , Владимир ГУРЕЙ , Татьяна ГУРЕЙ , Ян БУРЕК ФОРМИРОВАНИЕ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ В ПРОЦЕССЕ ФРИКЦИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ	189
22.	Marek JANČÍK , Anton PANDA , Iveta PANDOVÁ COST EFFECTIVENESS OF POWDER METALLURGY TECHNOLOGY	200
23.	Albert LEWANDOWSKI OCENA WŁAŚCIWOŚCI TECHNOLOGICZNEJ WARSTWY WIERZCHNIEJ ŻELIWA EN-GJSFP 450-10 MODYFIKOWANEJ PREPARATAMI EKSPLOATACYJNYMI PO OBRÓBCE NAGNIATANIEМ	204
24.	Andrzej DZIERWA BADANIE INTENSYWNOŚCI PROCESU ZUŻYCIA STALI 36NiCrMo16	220
25.	Lidia GALDA MIKROGEOMETRIA POWIERZCHNI ELEMENTÓW PRACUJĄCYCH W WARUNKACH TARCIA ŚLIZGOWEGO	232
26.	Alla A. ELAKOVA , Olga I. YURASOVA TECHNOLOGICAL POLICY FOR AN INSOLVENT COMPANY	243

WSTĘP

W monografii przedstawiono problemy kształtowania się warstwy wierzchniej. Zaprezentowane wyniki badań obejmujące obróbkę wiórową, ścierną, erozyjną a także obróbkę plastyczną, inżynierię materiałową, odlewanie oraz problemy tribologiczne.

Podkreślano znaczenie areologii w kształtowaniu powierzchni oraz uzyskiwanie właściwości mechanicznych i fizycznych warstwy wierzchniej po różnych obróbkach. Ma to szczególne znaczenie dla pozyskiwania części maszyn mających założone parametry tribologiczne wpływające na trwałość węzłów kinematycznych.

Umożliwia to poszukiwanie nie tylko nowych rozwiązań w procesach technologicznych ale także stwarza szansę na możliwość wykorzystania innowacyjnych rozwiązań w procesach technologicznych wskutek realizowanych badań. Prawidłowa ocena uzyskania określonych efektów technologicznych wskutek świadomego kształtowania powierzchni pozwala na szybsze realizowanie procesów technologicznych i zmniejszenie ich kosztów.

Przedstawione prace stanowią ważne wyniki badawcze przedstawicieli z różnych ośrodków naukowych w kraju i za granicą.

Pozwala to na wzajemne realizowanie prac, uzyskanie istotnych wyników oraz wymianę doświadczeń czy podjęcia wspólnych badań.

ВВЕДЕНИЕ

В монографии познакомили проблемы складываться тыльного слоя. Показанные результаты изучение охватывающее обработку виуровом, абразивную, эрозионную а также пластическую обработку, материальную инженерию, отливание и проблемы триболёгичнэ.

Подчёркивали значение арэолёгии во формировать поверхности и получение особенностей механических и физических тыльные слои по разным обработкам. Это особое значение для того, чтобы привлечение частей машин имеющих заложенные параметры триболёгичнэ влияющее на носкость кинематических узлов. Делает возможный это искать не только новых решений в техпроцессах но также создаёт возможность воспользоваться инновационными решениями в техпроцессах вследствие осуществляемых изучение.

Правильная оценка получить определённых технологических эффектов вследствие сознательного формировать поверхности позволяет на более скорое осуществление техпроцессов и уменьшить их стоимость.

Познакомленное работа представляют собой важные исследовательские результаты представителей из разных научных центров на родине и за рубежом.

Позволяет это взаимное осуществление работа, добиться существенных результатов и обмен опытов ли начатия общих изучение.

INTRODUCTION

In the monograph problems of developing were presented of outer layer. Presented research findings including processing wiórową, abrasive, erosional as well as plastic processing, the materials engineering, pouring out and problems tribological.

Meaning was being emphasized areologii into shaping the area and getting mechanical and physical properties outer layers after different processing. It is of special importance for acquiring parts of machines having assumed parameters tribologiczne influencing the permanence of cinematic knots.

This seeking not only new answers enables in technological processes but also is creating the chance of the possibility of using innovative answers in technological processes as a result of examinations carried out.

The correct evaluation of getting determined technological effects as a result of deliberate shaping the area allows to faster carrying out technological processes and reducing their costs.

Described works constitute important research results of representatives from all sorts seats of learning at home and abroad.

It allows for mutual carrying out jobs, achieving substantial results and the exchange of experience or undertaking joint examinations.

HELICAL DRILL WEAR IN DRILLING ELC Cr18Ni9TiN STAINLESS STEEL AND ACCOMPANYING PHENOMENA IN THE CUTTING ZONE.

Jozef JURKO¹
Leonid KOTLYAR²

Key word: Drilling, tool wear, ELC Cr18Ni9TiN

This research article to present the results of the cutting tool wear with regard to the elimination of occurrence of poor-quality holes when drilling into a new ELC Cr18Ni9TiN stainless steels. In real practice is defined problem in drilling holes with a diameter $d = 3$ to 10 mm lies in the fact that 28 to 38% of the openings are not produced correctly. Based on experience and performed experiments, the service life of the drill is found to decrease by 30 to 40%.

Introduction

Production technological proces is the main aspect in terms of requested values for the manufacture of products. Quality of a machined objects surface and the applied machining method influencing on the following factors¹: morphology of machined surface, dimension and hardness of machined surface. This research article to present the results, which is defined hypothesis: the helical drill wear when drilling a new ELC stainless steels, through the application of progressive form of the cutting part of helical drills (in sintered carbide). This paper obtaining the present results from analysis of accompanying phenomena in the cutting zone and analysis of the results of the measure of some parameters during drilling. Stainless steels are characterised mainly low heat conductivity, very high strength and a very high degree of hardening of the machined surface after different cutting methods^{2,3}. For stainless with austenitic structure and low carbon is the hardening of the machined surface is a very important aspect. The second mainly problem for cutting of astainless steels is the low thermal conductivity, which characterized for the cutting tool from the cemented carbides^{4,5}. The Buil-up edge often occurs in machining stainless steels, resulting in a reduction of tool life^{6,7}. For the sintered carbide cutting tool is the tool wear defined mainly the form mechanisms: abrasive, diffuse, adhesive and oxidation⁸. The cutting tool from cemented carbides is the most appear tool wear mechanisms at drilling process in order: abrasion, adhesion, diffusion and oxidation^{9,10}. According to Liew, Ngoi and Lu wear is an undesired modification of the surface or the dimensions of solid bodies; such modification is caused either by the mutual action of functional surfaces or by mutual action of the functional surface and the environment - generating wear during their mutual relative movement¹¹. In the cutting zone influencing more factors on the three elements from cutting : the machined surface, the cutting tool and the chip. The tool wear is mainly results from the interaction between the cutting tool and surface of the material workpiece¹². The second influencing the tool wear is the cutting conditions : cutting speed, feed and depth of cut. The form and dimensions of the cutting tool wear is a different parameter we can examine by means of an optical light microscope. For define real the results of the cutting zone (i.e. interaction between the cutting tool and the element of the surface material workpiece) is analyzed using Scanning Electron Microscopy (SEM).

¹ Technical university in Košice, Faculty of manufacturing technology with seat in Prešov

² IEA (KAMPI), Naberezhnye Chelny, Tatarstan, Russian

Experimental methods and materials

New material from stainless steels group is ELC Cr18Ni9TiN steel which were then compared to standard Cr18Ni8 stainless steels. In 'Table 1' reported the chemical composition of materials ELC Cr18Ni9TiN steel and Cr18Ni8 steel.

Table 1. Chemical composition of stainless steels in % ([wt.%])

Code	C	Cr	Ni	Mn	Ti	Mo	Si	N	P	S
Cr18Ni8	0.2	18.0	8.0	1.6	-	-	0.36	-	0.04	0.03
Cr18Ni9TiN	0.015	18.2	8.8	1.8	0.6	0.09	0.45	0.03	0.045	0.035

The standard Cr18Ni8 stainless steel mainly characterized in microstructure distribution of the larger quantities of complex carbides (see Fig.1). This is one different aspect compared to ELC Cr18Ni9TiN stainless steel.

For the purposes of the experiments, the applied technical system was : machine, tool, fixture, workpiece. Machine - Chiron FZ12, CNC (see Fig.2a). Cutting tool - a screw drill with a diameter $d=5.0$ mm. Cutting tool fixture - high-precision hydraulic clamping head (see Fig.2b). fixture for material of workpiece - mechanical vice.

Workpiece: the following materials were employed for the purposes of experimental measurements: Cr18Ni8 steel, Cr18Ni9TiN steel with low carbon content, i.e. ELC (Extra Low Carbon) steel. Samples with the following dimensions were used for the purposes of experimental measurements: $b \times h \times l$ (50x50x220) mm. Work place: Laboratories in Research & Development Centre, in Norimberk, Cutting conditions: cutting speed in the interval $v_c= 30$ to 80 m/min, feed in the interval $f=0.01$ to 0.1 mm, method of cutting without coolant.

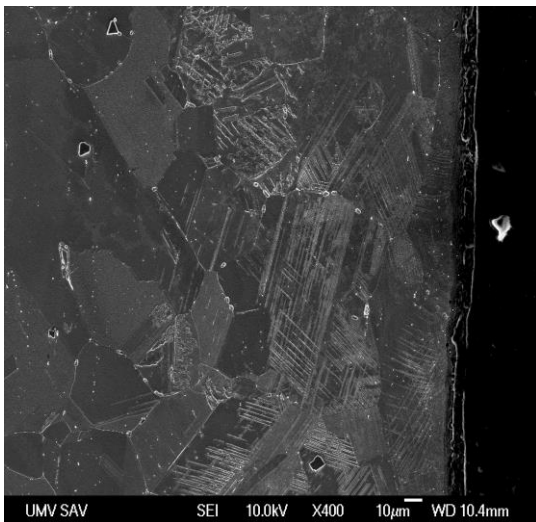


Figure 1. Cr18Ni8 stainless steel microstructure, generation of complex carbides along grain edges

For measurement of the tool wear parameter VB , the following criterion was applied $VB_K=0.1$ mm. Measure parameter VB was carried out by means of an optical microscope. The element cutting tools were analyzed using an electron microscope (SEM). According to the standard EN ISO 6507-1 the microhardness was measured at a distance of 60 μ m. Microhardness measurements were realized using a microhardness meter LM 700 AT with a load of 0.2452 N in the direction perpendicular to the surface of the sample. The average value of microhardness for HV0.025 was defined out of 60 measurements.

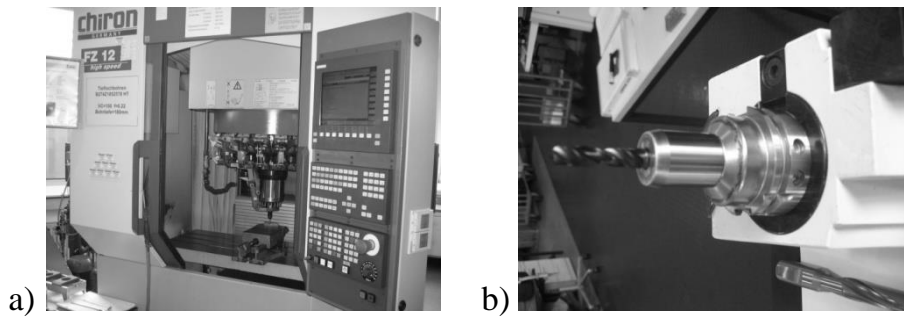


Figure 2. a) Machining equipment Chiron FZ12, CNC, b) Clamping fixture, high-precision hydraulic clamping head with the cutting tool

Results and Discussion

The result of cutting tool life assessment is $T-v_c$ dependence as shown in Fig.3. Analysis of $T-v_c$, dependence used a tool with a new cutting area. At drilling Cr18Ni9TiN steel at cutting speed 30 m/min, the following drilling length was achieved 4.5 m, (at feed $f=0.06$ mm).

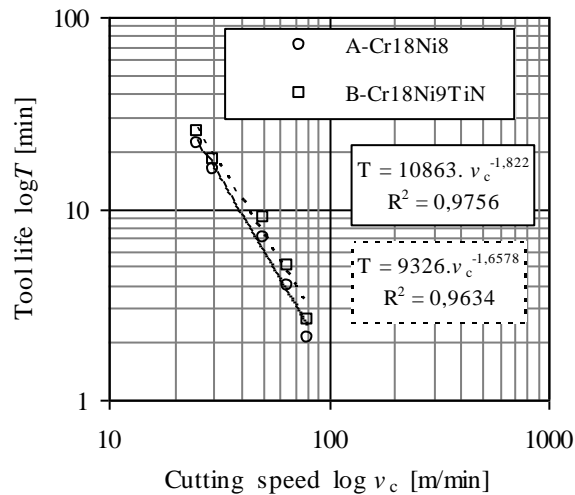


Figure 3 Dependence cutting tool life and cutting speed, feed is $f=0.06$ mm.

Increasing in cutting speed of 60 m/min, drilling length was reduced to 1.3 m. Result of tool life was reduced from 16 minutes to 4 minutes. When drilling Cr18Ni8 steel at 30 m/min cutting speed, the following drilling length was achieved: 4.5 m, (at feed $f=0.06$ mm). Increasing in cutting speed of 60 m per minute, drilling length was reduced to 1.4 m. Tool life was reduced from 10 minutes to 4 minutes. For Cr18Ni9TiN steel tool life was increased by 38 %, which is compared with to Cr18Ni8 steel. This is aspect is function of chemical composition, mainly content of carbon. Higher value of carbon in steel, the next increase carbides, especially along grain edges (e.g. for Cr18Ni9TiN steel). Tool life is decreasing with higher of carbon content. The cutting tool wear mechanism is characterized the formation of Built Up Edge-BUE (see in Fig. 4). Built Up Edge-BUE is the mechanism, forming in defined interval of the cutting conditions. Oxidation and diffusion (as wear mechanisms) were observed in deeper holes (3 to 5 x d). These claims can be substantiated by increased oxygen content (see in Fig. 9) and sticking workpiece material at the face of the cutting tool (see in Fig. 8)

The next aspects characterized in the cutting zone for different mechanism is the generated quantity heat (this is problem of low heat conductivity of stainless steel)^{13,14,15,17}.

Built Up Edge-BUE is form the cutting tool wear for Cr18Ni8 steel, compared with Cr18Ni9TiN steel is no¹⁶. BUE formation during drilling for Cr18Ni9TiN steel at the cutting onditions: cutting speed $v_c=32$ m/min, feed $f=0.08$ mm (see in Fig. 4). BUE formation over the face area and cutting part shape (geometry) influence the chipping on the cutting edge - (see in Fig.5). On the Fig.6 illustrates the face surfaces of a helical drill as analyzed with the SEM.

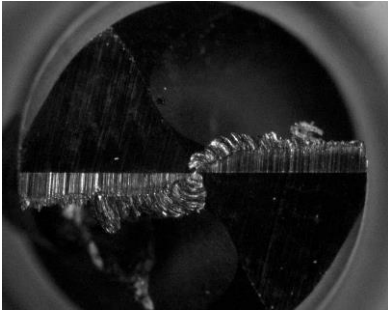


Figure 4 Formation of built-up edges when drilling Cr18Ni9TiN steel, cutting speed $v_c=32$ m/min, feed $f=0.08$ mm.

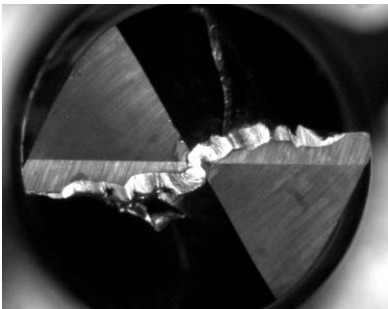


Figure 5 Chipping on the major cutting edge when drilling Cr18Ni8 steel, cutting speed $v_c=60$ per min, feed $f=0.08$ mm .

Results the tool wear mechanism at drilling is different with and without coolant. Laminar flaking is characterized tool wear form, which start increasing the cutting speed (see in Fig.7). Frittering is characterized tool wear form, is destruction surface coat (see in Fig.8).

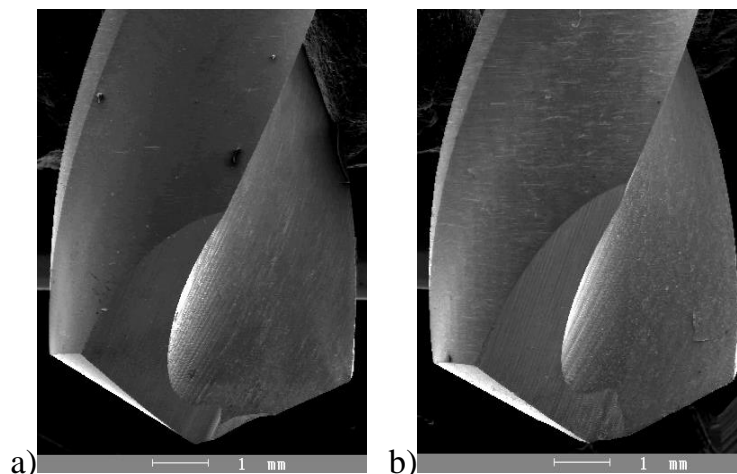


Figure 6 Surface of helical drill front area when drilling the following types of steel: a) Cr18Ni8, b) Cr18Ni9TiN, analyzed with the SEM

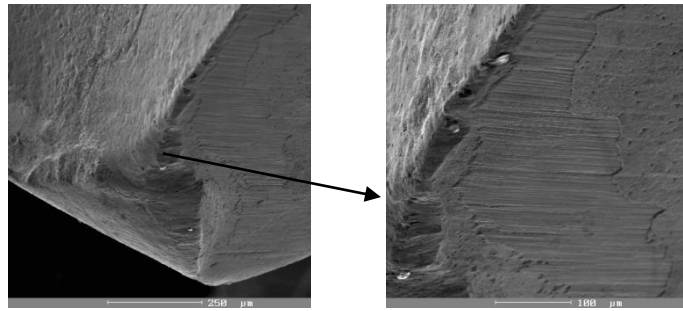


Figure 7 Coat damage on dorsal area - gradual coat laminar flaking on the cutting tool, cutting speed $v_c=50$ m per min, feed $f=0.08$ mm per rev.

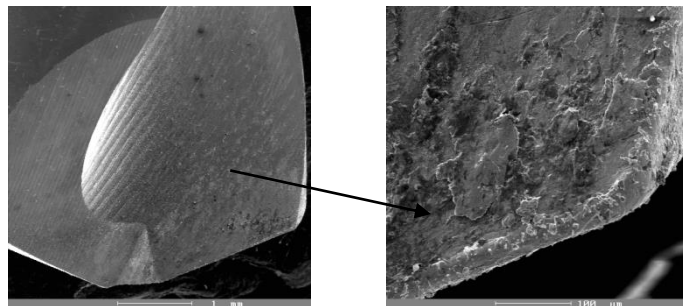
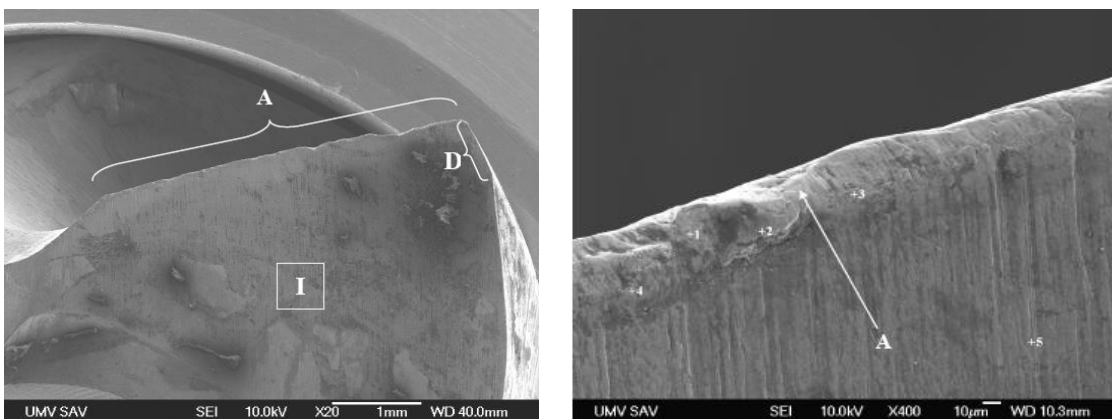


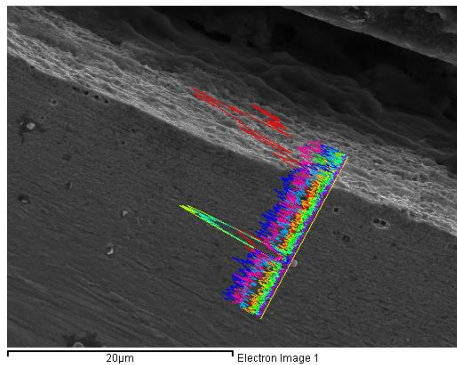
Figure 8 Coat damage - destruction (frittering) on the front area, cutting speed $v_c=50$ m per min, feed $f=0.02$ mm per rev.

Each cutting tool experiences wears by interacting with the material of the workpiece. The service life of the cutting tool is limited by the service life of the cutting edge. The service life of the tool and high productivity presents the biggest advantage for machining. If the service life is very short (as recommended), the production process may be interrupted very often, mainly due to replacing the cutting tool. On the other hand, if the service life is longer (than recommended), time and resources may not be utilized to capacity due to the progressive reduction of productivity. EDX analysis of the cutting part of helical screw, as shown Fig.9.



Point 1		
Element	Weight%	Atomic%
C K	14.01	42.47
O K	2.33	5.31
V K	5.36	3.83
Cr L	7.63	5.34
Fe L	62.44	40.72
Mo L	3.80	1.44
W M	4.43	0.88
Totals	100.00	

Point 2		
Element	Weight%	Atomic%
C K	32.88	64.65
O K	6.94	10.24
S K	1.19	0.87
V K	1.71	0.79
Cr L	3.59	1.63
Fe L	50.67	21.43
W M	3.02	0.39
Totals	100.00	



Point 4		
Element	Weight%	Atomic%
C K	23.94	63.54
O K	1.84	3.67
V K	1.46	0.91
Cr L	5.54	3.40
Fe L	37.60	21.47
Mo L	11.80	3.92
W M	17.82	3.09
Totals	100.00	

Point 3		
Element	Weight%	Atomic%
C K	5.25	19.78
O K	1.55	4.37
Si K	0.40	0.65
Fe L	92.80	75.20
Totals	100.00	

Point 5		
Element	Weight%	Atomic%
C K	3.98	11.16
O K	24.02	50.56
V K	9.58	6.34
Fe L	45.45	27.40
Mo L	8.54	3.00
W M	8.43	1.54
Totals	100,00	

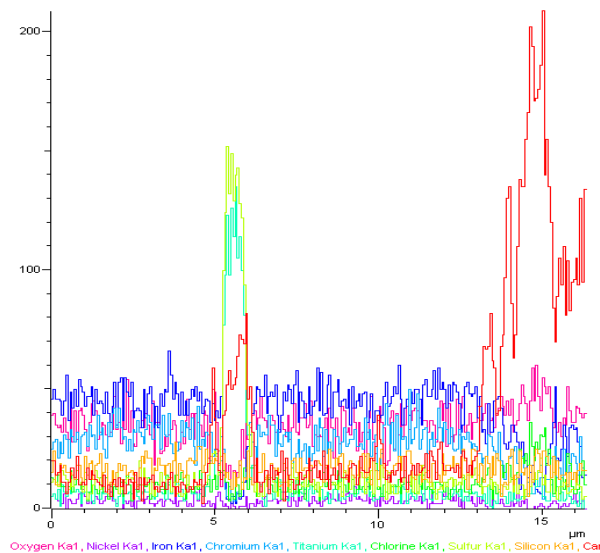


Figure 9 EDX analysis of the helical drill

From research and the results of measurements parameters are as follows:

- microhardness values reported in Fig.10 and Fig.11,
- for Cr18Ni8 steel: microstructure element of Austenite, cutting conditions cutting: speed 60 m/min, 308 HV (20 g), fragment is measured: austenite 245 HV (20 g)

- for Cr18Ni9TiN steel: austenite microhardness 226 HV (20 g), cutting conditions: cutting speed 60 m/min, fragment is measured: austenite 232 HV (20 g)

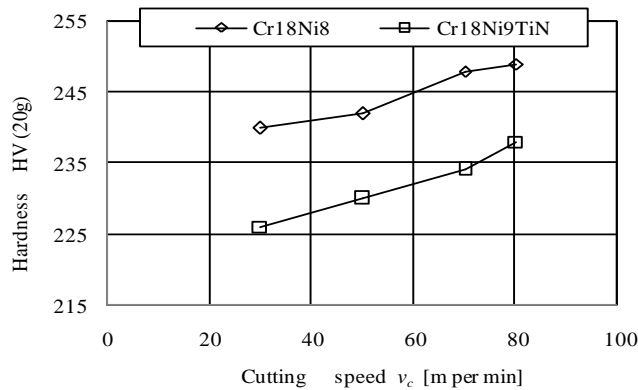


Figure 10 Dependence between machined workpiece microhardness and cutting speed when drilling holes into Cr18Ni8 and Cr18Ni9TiN steels, feed $f=0.06$ mm

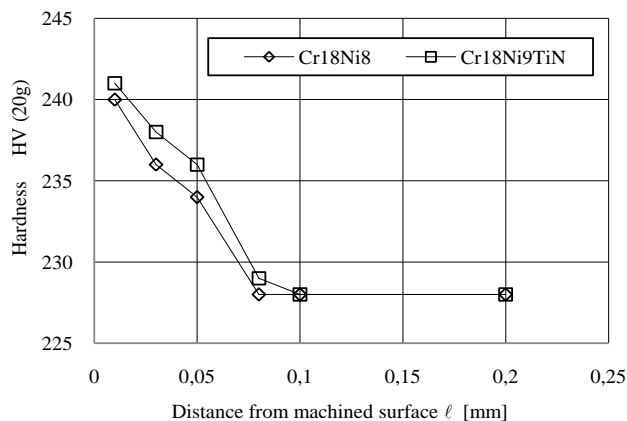


Figure 11 Dependence between machined workpiece microhardness and distance from machined surface when drilling holes into Cr18Ni8 and Cr18Ni9TiN steels, at cutting speed $v_c=60$ m/min, with feed $f=0.06$ mm

Conclusions

The results presented in this article can be summarized as stated in the following main conclusions for the sake of comparison:

1. The machinability of Cr18Ni8 steel and Cr18Ni9TiN steel is function of the tool wear mechanisms (different for Cr18Ni8 steel and Cr18Ni9TiN steel).
2. Drilling of Cr18Ni9TiN steel (tool life in interval 4 to 16 min). Drilling of Cr18Ni8 steel (tool life in interval 2 to 10 min)
3. The dominant mechanism of wear in drilling steel Cr18Ni9TiN with tools from cemented carbides is BUE.

Acknowledgements

The authors would like to thank the KEGA grant agency for supporting research work KEGA 011TUKE-4/2012.

References

1. ABRAO A. M., ASPINWALL D. K.: 'The surface integrity of turned and ground hardened bearing steel', *Wear*, 1996, 196, 279–284.

2. BELLUCO L., De CHIFFRE L.: 'Evaluation of vegetable-based oils in drilling austenitic stainless steels'. *Jour. of Mater. Proc. Techn.*, 2004, 148, 171-176.
3. PECKNER D., BERNSTEIN I.M.: 'Handbook of Stainless Steels'. New York, USA, 1977.
4. BRINKSMEIER E. W., REUCHER A., GRIET-SOLTER J.: 'Influence of characteristic material properties on machinability under high speed cutting'. *Int. Jour. of Mach. and Machin. of Mater.*, 2008, 4, (4), 419-428.
5. DOLINŠEK S.: 'Work-hardening in the drilling of austenitic stainless steels'. *Jour. of Mat. Proces. Techn.*, 2003, 133, (1,2), 63-70.
6. CERETTI E., GIARDINI C., FILICE A., RIZZUTI L., UMBRELLO S. D.: 'Diffusion wear modelling in 3D cutting process'. *Int. Jour. of Mach. and Machin. of Mater.*, 2009, 6, (1/2), 95-105.
7. JURKO J., PANDA A., GAJDOŠ M.: 'Accompanying phenomena in the cutting zone machinability during turning of stainless steels'. *Int. Jour. Mach. and Machin. of Mater.*, 2009, 5, (4), 383-400.
8. GRZESIK W.: 'Influence of tool wear on surface roughness in hard turning using differently shaped ceramic tools'. *Wear*, 2008, 265, (3-4), 327-335.
9. JURKO J.: 'Verification of cutting zone machinability during drilling of austenitic stainless steels', International Conference on 'Experimental Mechanics', SPIE, F, 2008, 7375-1H, 367-378.
10. JURKO J., PANDA A.: 'Simulation of accompanying phenomena in the cutting zone during drilling of stainless steels'. 3-rd International Conference on 'Advanced Computer Theory and Engineering', Chengdu, CH, 2010, 239-243.
11. LIEW W., NGOI B., LU Y.: 'Wear characteristics of PCBN tools in the ultra-precision machining of stainless steel at low speeds'. *Wear*, 2003, 254, (3-4), 265-277.
12. NAM, P.Suh (1980). New Theories of Wear and Their Implications for Tool Materials. *Wear*, 62, pp.1-20.
13. POULACHON G., MOISAN A., JAWAHIR I. S.: 'Tool-wear mechanisms in hard turning with polycrystalline cubic boron nitride tools'. *Wear*, 2001, 250, (1-12), 576-586.
14. RAHIM E. A., SHARIF S.: 'Tool failure modes and wear mechanism of coated carbide tools when drilling Ti-6Al-4V'. *Int. Jour. Prec. Techn.*, 2007, 1, (1), 30-39.
15. DAVIM J. P.: 'Machining-Fundamentals and Recent Advances', Springer, 361 p., 2008
16. JURKO J., DŽUPON M., PANDA A., GAJDOŠ M., PANDOVÁ I.: 'Deformation of material under the machined surface in the manufacture of drilling holes in austenitic stainless steel'. *Chem. Letters*, 2011, 105, (16), 600-602.
17. SHAW M. C., M.C.: 'Metal cutting principles', New York, USA, 2005

STUDY OF FACTORS OF THE PLASTIC DEFORMATION OF THE MACHINED SURFACE WHEN DRILLING OF STEEL DIN 1.4301.

Jozef JURKO³

Miroslav HACKER³

Key word: deformation, drilling, machined surface, tool wear, DIN 1.4301

The basic hypothesis of this article focuses on the study of deformation under the machined surface in the production of poor-quality holes when drilling into austenitic stainless steel 1.4301 and its impact on the cutting tools wear. Content of the article presents the results of experiments aimed at studying and evaluating the deformation of a hardening layer, which is essential for damage helical drill with a diameter $d=8.0$ mm for drilling austenitic stainless steel 1.4301. Experimental results were verified in the production of holes in products for the food industry.

Introduction

The basic hypothesis of this article focuses on the study changes in mechanical properties of stainless steels DIN 1.4301 under surface finish when drilling. The problem of drilling holes with diameter $D=6$ to 10 mm resides in the fact that 30 to 35% of these holes do not comply with prescribed requested requirements. This article presents the results of experiments focusing on the study of the damage process in helical drills with diameter $d=8.0$ mm when drilling into austenitic stainless steel ELC DIN 1.4301. This study also includes an analysis of accompanying phenomena in the cutting zone by measuring some selected parameters.

Austenitic stainless steels are produced with graded carbon content. The content of chromium steels in this group of about 8% nickel content is tailored to the requirement that the steel structure was largely austenite. Minor phases present in the structure are made of ferrite and carbides of chromium δ mainly $M_{23}C_6$ type. Austenite is in this group of steels stable even at temperatures well below freezing. Mechanical properties in the solvating annealing, where part of the solution passes into the carbide, depending on the content carbon. Machining austenitic steels is more difficult compared with the low and medium alloy steels, [1],[6],[7]. High strength, low thermal conductivity, high ductility and a tendency to high firming austenitic stainless steels are the main factors that make their machinability difficult. Most difficult place to drill deep holes with small diameter. Any method of cutting process leaves the surface of certain characteristics and form of a specific surface condition. On the surface of the cut and formed macroprofil and microprofil of surfaces. Force effects a working tool for cutting a thin surface layer beneath the surface of the deformed section. As a result of deformation heating and heat, which always accompanies the process of cutting, are the tensions in this layer and change its physical and mechanical properties. Problem of machining austenitic steels-austenitic stainless steels are characterized by high toughness, low thermal conductivity and a high degree of hardening of machined surface after machining. In terms the machinability of stainless steel is of great importance especially bonding surface finish. Low thermal conductivity causes adverse creation and shaping of particles in the editing plane, and therefore the material of cutting tools should be applied to sintered carbides. Austenitic steels are more prone to plastic

³ Technical university in Košice, Faculty of manufacturing technology with seat in Prešov

deformation due to the large number of slip systems. For working metal, should be seen as a process of plastic deformation. Plastic deformation in relation to the cut surface of an object can take different forms and plastic (hardening), elastic-plastic or elastic. For a group very hard materials, this form of plastic deformation only, [4].

Experimental part

For the experiments was applied technological system machine-tool-workpiece-fixture: CNC Chiron FZ12, helical drill with a diameter $d=3.0$ mm, the new design of the cutting edge with uncoated cemented carbide. Fixture for the cutting tool: high precision hydraulic clamping head, the workpiece fixture: mechanical vise. Workpiece: stainless steel-austenitic DIN 1.4301. The materials to be machined were type of a new austenitic stainless steels with chemical composition: Chemical composition of stainless steel is: C=max.0.04; Si=max.0.45; Mn=max.1.60; P=max.0.035; Ti=max.0.06; Mo=max.0.8; S=max.0.03; Cr=16.8-17.7; Ni=8.2-8.8, N=max. 0.06. Experiments were used for sample size $h \times b \times l$ (55x55x150) mm, for drilling holes 8 mm in depth and definition to the evaluation of internal machined surface. Experiments were realized in the workplace: Research and development center in Norimberg, in cutting conditions: cutting speed of v_c =interval of 25-40 m/min, feed f =interval from 0.01 to 0.08 mm per revolution. Method of machining and dry machining. Workpieces of steel DIN 1.4301, obtained by drilling, were analyzed for electron microscopy. To deformed the steel-hardening layer, was rated a hard layer width from the cut surface, a hard layer microhardness, and surface finish has been rated R_a surface roughness and surface morphology.

Workpieces for metallographic analysis were collected spark so that the plane metallographic sections axis hole. Subsequently, the workpieces were prepared and ready in dentacryle conventional metallographic procedures. For purposes of analysis has been used light microscopy experimental technique: an inverted metallographic microscope for observation in polarized light and differential interference contrast using (DIC). To verify the value of the depth of plastically deformed zones around the drilled holes (determined by light microscopy) technique was used for scanning electron microscopy - with a JEOL JSM 7000F autoemission nozzle. Microhardness plastically deformed zone was set at a distance of 60 μ m for austenitic steel DIN 1.4301. Methods of light and scanning electron microscopy was specified range plastically deformed zones in drill holes under the surface of the material DIN 1.4301.

Local hardening plastically deformed zone around the drill holes was characterized by measuring the microhardness LM 700 AT micro-hardness with a load of 0.2452 N. For more information about local hardening deformed zone in the E position drill holes were obtained by measuring the indentation hardness apparatus Nanoindentation Hardness Tester - TTX NHT2 CSM method, where the grow monotonous load is superimposed small sinusoidal load. Measurement parameters Berkovich indenter types were: feed rate indenter 3000 nm/min, a maximum load of 100 mN, loading and unloading speed 200 mN/min, sinus frequency 20 Hz, amplitude sinusoidal load of 5 mN, stay to the maximum load of 10 s. Indentation measurements were in the position E hole.

Ploughing effect

The shape of the helical cutting drill angle is defined $2\kappa_r$, which is the recommended size for different materials. Compared with the shape of the cutting (tool) along the main cutting edge of the cutting wedge angle is defined in sections each tool planes several times

smaller than the angle $2\kappa_r$. Length transverse cutting edge depends on the structural adjustment that is made grinding main dorsal surface. In terms of production holes is advantageous arrangement with its minimum length. In the transverse cutting edge leads to varying conditions of the cutting process. The primary variable parameter is the cutting speed, the size of which varies from zero (at the top of the twist drill) by value $v_{c,max.}$, [2], [3], [5]. Especially negative phenomena is plastic deformation of the material object under transverse cutting edge, shows in figure 1. One of the biggest problems when drilling is to minimize the pressure on the material object, we can eliminate such. proper structural design modifications transverse cutting edge. Cross cutting edge (as a component of the helical cutting drill) stainless steel, just pushes into the workpiece material and has a dual effect in the production of holes.

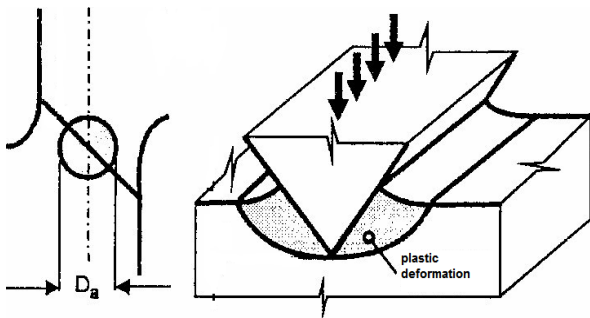


Fig.1 Twist drill – ploughing effect

$$D_a = \frac{f}{2\text{tg}(90 - \kappa_r)}$$

Experimental Results

Analyses of samples plastically deformed layers under the surface of machined steel DIN 1.4301 can confirm these allegations. Authors indicates that for steel DIN 1.4301, resizing a layer of plastic deformation is related mainly to the material structure and properties of austenitic grain size. Hardening uneven layer width from 25 μm to 260 μm , example as shown in Fig.2, generated by the cutting conditions of 30 m/min to 40 m/min and feeds on larger than 0.04 mm.

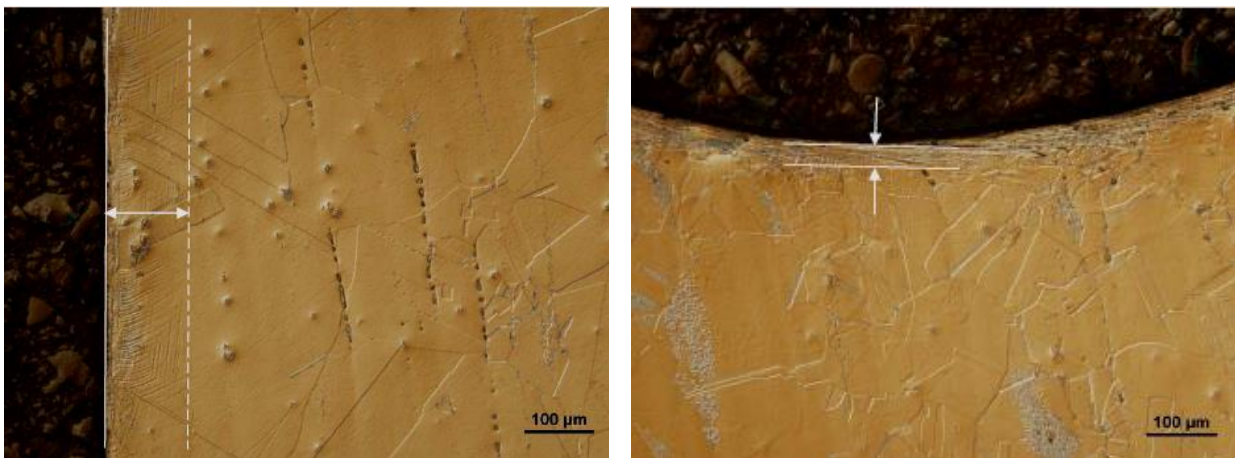


Fig.2. Plastic deformation of the surface, local plastic deformation in austenitic grain-hardening surface

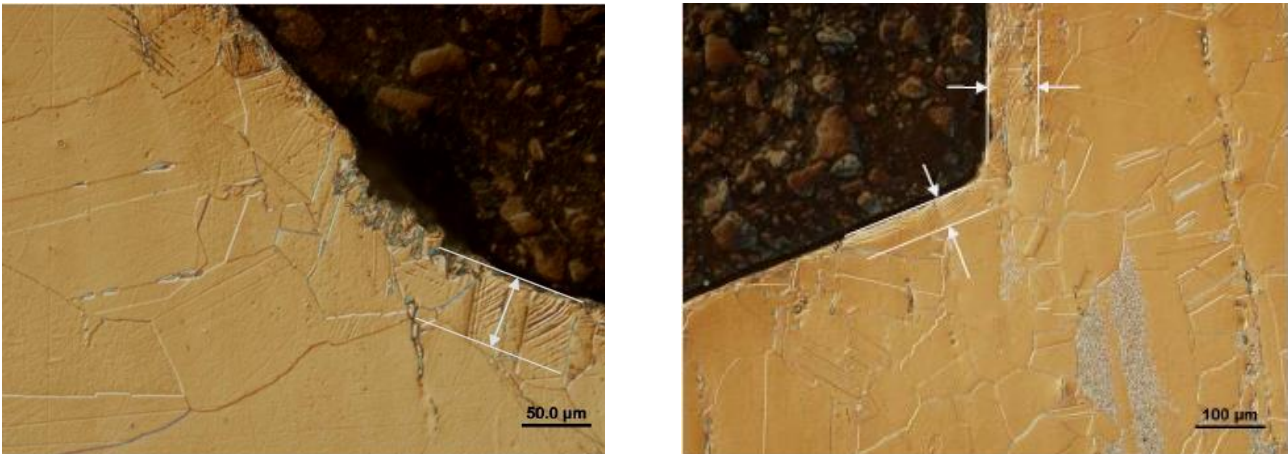


Fig.3 Plastic deformation of the surface to a local plastic deformation in the austenitic grain,

To plastic deformation occurs under the surface finish and the local austenite grains. At a cutting speed of 25 m/min to 30 m/min and feeds from 0.02 mm to 0.04 mm width was measured to strengthen the layers from 28 μm to 48 μm , which is plastically deformed smallest layer, as shown Fig.3. Under these conditions, the cutting width was measured to be uniform solidified layer. At the same time claim autor confirmed that this is true for smaller austenite grains (\sim to 60 μm). For the evaluation of machined surface was measured roughness $Ra=1.0 \mu\text{m}$ at a cutting speed of 35 m/min and feed is 0.02 mm. This result was achieved, the plastically deformed layer can be taken further by removing (example: at increasing of holes diameter, or threadings) and by extending tool life by 30 to 35 %, and thus eliminate the catastrophic damage of tool.

Conclusion

In analyzing the drilling process is useful to consider separately plastic deformation due to the formation of particles when the surface of the hole. Plastic deformation in view of the mote is complete and the result is a separate element of the material object in the form chip. Plastic deformation of the object relative to the surface after the cut can take different forms and plastic (hardening), elastic-plastic or elastic (softening). For a group very hard materials, this form of plastic deformation and mainly varies with the parameters drilling. Results of scientific research:

1. The local plastic deformation zones in the positions D, E, F (F position is analogous to D) were elevated microhardness on average 1.8 to 2.5 times the value given the plastically deformed micro-off areas.
2. Methods of light and scanning electron microscopy was specified range plastically deformed zones in drill holes beneath the surface of the material DIN 1.4301.
3. Have identified areas consist of a continuous plastically deformed microstructure and the depth below the machined surface, which was localized plastic deformation in the austenite grains isolated.
4. Define evalues of indentation hardness H_{IT} .

Acknowledgement

The authors would like to thank in words the KEGA grant agency for supporting research work and co-financing the projects n. Project No. 011TUKÉ-4/2012, and the VEGA grant agency for supporting research work and co-financing the projects n. Project No. 1/0409/13.

References:

1. FUJIWARA T., KATO T., ABEYAMA S. and NAKAMURA S., Effects of Free-Machining Additives on Machinability of the 18Cr-2Mo Stainless Steel. Proceedings of the International Symposium on Influence of Metallurgy on Machinability of Steel, 26.-28.September, Tokyo, pp.231-240, (1977)
2. CHANDRASEKARAN H. and JOHANSSON J. : Annals of the CIRP 43, 1, pp.101-105, (1994)
3. JURKO J. and PANDA A.: Advanced Materials Research. Vol.314-316, p.995-998, ISSN 1022-6680, (2011)
4. JURKO J., PANDA A. and BEHÚN M.: Applied Mechanics and Materials. Vol.224, p.204-207, ISSN 1660-9336, (2012)
5. JURKO J., PANDA A. and BEHÚN M.: Applied Mechanics and Materials. Vol.224, p.142-145, ISSN 1660-9336, (2012)
6. JURKO J., PANDA A., BEHÚN M., BERDIS A., GECÁK J., GECÍK M. and ORENDÁČ P.: Applied Mechanics and Materials, Vol.217-219, p.2202-2205, ISSN 1660-9336, (2012)
7. JURKO J. and PANDA A.: Applied Mechanics and Materials, Vol.229-231, p.415-418, ISSN 1660-9336, (2012)

РАСЧЁТНОЕ ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПАРАМЕТРОВ КАЧЕСТВА ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ПОСЛЕ МЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Вячеслав Феоктистович БЕЗЪЯЗЫЧНЫЙ⁴

Ключевые слова: обработка резанием, остаточные напряжения, шероховатость обработанной поверхности, степень и глубина наклёпа

Изложена методика расчётного определения параметров качества поверхностного слоя (остаточных напряжений, степени и глубины наклёпа, шероховатости) при механической обработке, учитывающая одновременное воздействие на поверхностный слой сил резания и температуры в зоне резания.

Введение

Применяемые в современном машиностроении жаропрочные сплавы, жаропрочные и нержавеющие стали обладают низкой обрабатываемостью по стойкости инструмента, резко выраженной экстремальностью зависимости «стойкость – инструмент – скорость резания» и в их поверхностном слое при обработке могут возникать значительное упрочнение поверхностного слоя, большие остаточные напряжения, в ряде случаев неудовлетворительная шероховатость обработанной поверхности.

С точки зрения обеспечения наибольшей производительности безразлично какой из элементов режимов резания изменять: скорость резания или подачу, так как они в равной степени влияют на производительность. При выборе режимов резания с учетом стойкости инструмента, требуемой точности и качества обработанной поверхности это условие нарушается, поскольку элементы режима резания в различной степени влияют на температуру, силу резания и стойкость инструмента, которые в конечном итоге определяют точность обработки, и характеристики поверхностного слоя. Этим объясняется тот факт, что при различных оптимальных с точки зрения износа инструмента сочетаниях режимов резания получаются различные значения высоты неровностей, остаточных напряжений, глубины и степени наклёпа. Следовательно, если требуется обеспечить заданные значения тех или иных характеристик поверхностного слоя, то необходимо определять соответствующее сочетание элементов режима резания, при этом будет получен определенный период стойкости режущего инструмента. Для достижения поставленной цели необходимо установить зависимости между параметрами качества поверхностного слоя и технологическими условиями обработки, в том числе режимами резания. В связи с этим была разработана методология расчетного определения параметров качества поверхностного слоя после механической обработки высоконагруженных деталей, а также на основе этого методика расчетного определения технологических условий обработки, обеспечивающих заданные параметры качества поверхностного слоя. Полученные математические зависимости учитывают взаимосвязь физико-механических свойств обрабатываемого и

⁴ Ярославская область, Рыбинский государственный авиационный технический университет имени П. А. Соловьева. Россия

инструментальных материалов, геометрии инструмента, режима резания, размеров детали и инструмента, жесткости технологической системы.

Остаточные напряжения

В данной работе представлена разработанная методика расчетного определения остаточных напряжений в поверхностном слое обрабатываемой детали применительно к обработке лезвийным инструментом (точение, растачивание, строгание), а также шлифованию. Остаточные напряжения, обусловленные структурными и фазовыми превращениями, не учитывались, что может быть справедливо при обработке жаропрочных сталей и сплавов, так как влияние их на суммарные остаточные напряжения в этом случае незначительно. Таким образом, задача сводится к расчету температурных остаточных напряжений и остаточных напряжений, обусловленных силовым воздействием на поверхностный слой. Поскольку остаточные напряжения являются упругими, а для сложения последних применим метод наложения, суммарные остаточные напряжения определялись алгебраическим суммированием температурных и силовых остаточных напряжений. Для того чтобы определить остаточные напряжения от каждого фактора в отдельности, необходимо было установить закономерность распределения температуры в поверхностном слое обрабатываемой детали, а также определить силы резания, действующие на обрабатываемую поверхность.

При рассмотрении в зоне резания плоских источников тепла (рисунок 1) получена следующая зависимость для определения температуры в поверхностном слое детали [1]:

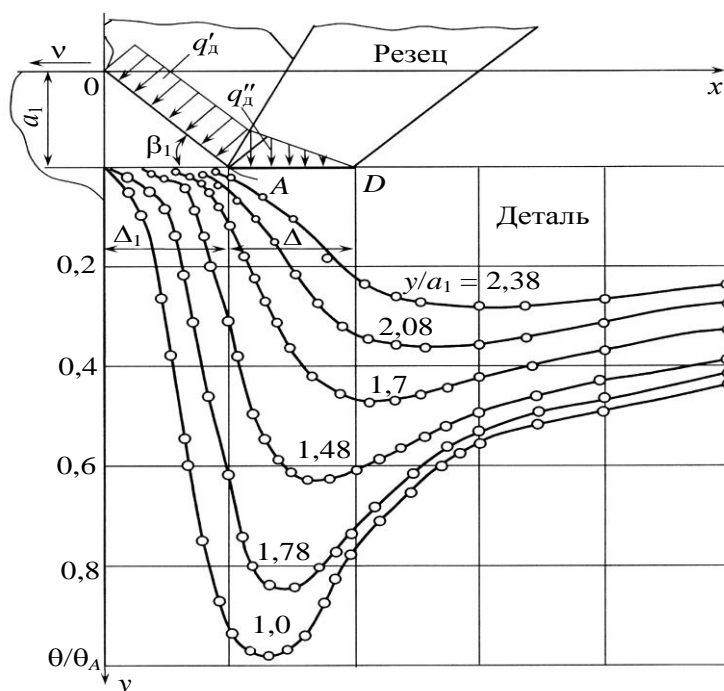


Рисунок 1. Схема действия плоских источников тепла и распределения температурных полей в поверхностном слое детали в процессе обработки

Figure 1. The scheme of flat heat sources and distribution the temperature areas in the surface layer part during machining

Rysunek 1. Schemat działania płaskich źródeł ciepła i dystrybucji temperatury pól powierzchniowej warstwie szczegóły w procesie przetwarzania

$$\left(\frac{\theta_m}{\theta_A}\right)_{\text{пл}} = C_\theta (BB)^{x_1} \left(\frac{y_i + a_1}{a_1}\right)^{x_2} \left(\frac{\rho_1}{a_1}\right)^{x_3-d} \sin \alpha^{0,05-0,042x_4} \sin \gamma^{-0,21x_4},$$

где θ_m – максимальная температура в i -м слое от поверхности обрабатываемой детали, °C; θ_A – температура на условной вершине резца (в точке A на рисунке 1), °C; $C_\theta, x_1, x_2, x_3, x_4, d$ – величины, зависящие от свойств обрабатываемого и инструментального материалов, геометрии режущей части инструмента, режима обработки (таблица 1); a_1 – толщина среза; y_i – рассматриваемый слой от обрабатываемой поверхности; $B = va_1/a$ – безразмерный комплекс процесса резания, где v – скорость резания; a – температуропроводность обрабатываемого материала; $B = \text{tg}\beta_1$, где β_1 – угол наклона условной плоскости сдвига; α и γ – передний и задний углы резца; ρ_1 – радиус округления режущей кромки резца.

Таблица 1. Значения коэффициентов в формуле

Обозначение величин	Интервалы изменения $y/a_1, BB$ и ρ_1/a_1		Значения величин		
			$BB \leq 30$	$30 < BB \leq 70$	$BB > 70$
C_θ	$y/a_1 > 1,05(BB)^{0,05}$	$\rho_1/a_1 \leq 0,5$	0,7	0,16	0,077
		$\rho_1/a_1 > 0,5$		0,125	0,06
	$y/a_1 \leq 1,05(BB)^{0,05}$	$\rho_1/a_1 \leq 0,5$	0,976	0,42	
		$\rho_1/a_1 > 0,5$		0,33	
x_1	$BB \leq 30$	0,23			
	$BB > 30$	0,47			
x_2	$y/a_1 > 1,05(BB)^{0,05}$	$-(BB)^{0,13}$			
	$y/a_1 \leq 1,05(BB)^{0,05}$	$-0,8(BB)^{0,488}$			
x_3	$BB \leq 16$	$0,1(BB)^{0,404}$			
	$BB > 16$	$0,205(BB)^{0,155}$			
d	$BB \leq 30$	0			
	$BB > 30$	$\rho_1/a_1 \leq 0,5$	0,088		
		$\rho_1/a_1 > 0,5$	0,265		
x_4	$(BB)^{0,51}$				

θ_A – температура на условной вершине резца, определяется по формуле [2]:

$$\theta_A = \frac{\tau_p}{c\rho B} \operatorname{erf} \sqrt{\frac{BB}{4}},$$

где τ_p – сопротивление обрабатываемого материала пластическому сдвигу; $c\rho$ – удельная теплоёмкость обрабатываемого материала.

В ряде случаев с определенной степенью погрешности плоская схема действия тепловых источников может удовлетворять условиям обработки. Однако, в реальных условиях в поверхностном слое детали действуют объемные источники тепла, впервые установленные профессором Талантовым Н. В. (рисунок 2). В этом случае максимальная температура в i -том слое поверхности детали θ_m определяется по формуле:

$$\left(\frac{\theta_m}{\theta_A}\right)_{об} = R(БВ)^{m-n_y} \left(\frac{h}{a_1}\right)^n \left(\frac{h_1}{h}\right)^k \left(\frac{\Delta}{\Delta_1}\right)^p \left(\frac{y_i}{h}\right)^{m_y} \left(\frac{\Delta_1}{\Delta_2}\right)^u.$$

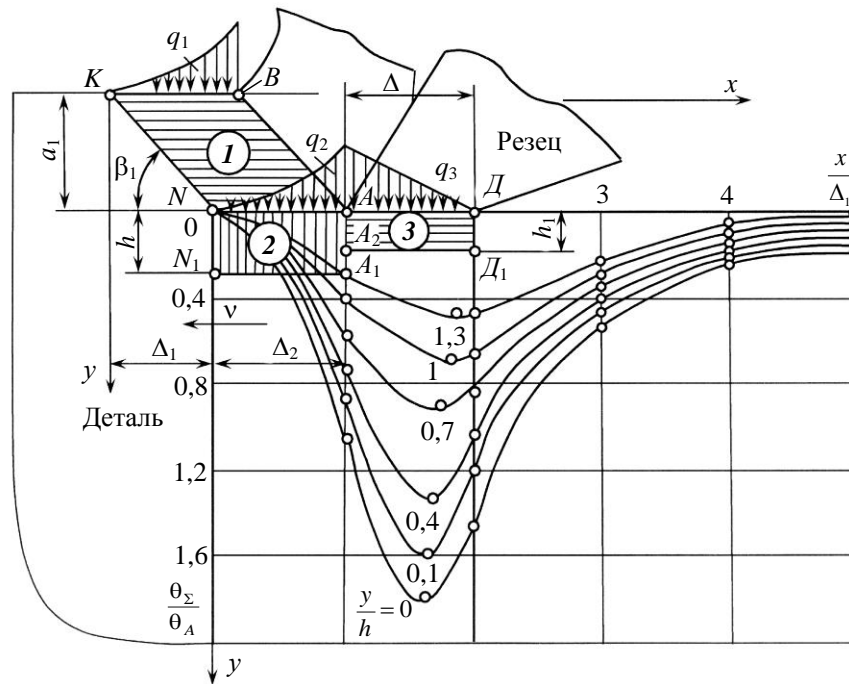


Рисунок 2. Схема действия объемных источников тепла и распределения температурных полей в поверхностном слое детали в процессе обработки: 1 – наклонный объемный источник теплоты АВКНА, возникающий в зоне основных пластических деформаций металла снимаемого припуска; 2 – объемный источник теплоты ANN₁A₁A, расположенный впереди инструмента и возникающий в результате пластических деформаций в поверхностном слое детали; 3 – объемный источник теплоты ДАА₂Д₁Д, возникающий на площадке контакта АД инструмента с деталью, обусловленный трением контактирующих поверхностей; q₁, q₂, q₃ – закономерности изменения интенсивности тепловыделения первого, второго и третьего источников теплоты

Figure 2. The scheme of volumetric heat sources and temperature distribution fields in the surface layer part during the machining: 1 – inclined volumetric source of heat ABKNA arising in the area of the main plastic deformation of metal retiring allowance; 2 – volumetric heat source ANN₁A₁A, located in front of the tool and arising as a result of plastic deformations in the surface layer part; 3 – volumetric source of heat ДАА₂Д₁Д, arising at the area of contact AD of a tool with the part, due to friction of the contacting surfaces; q₁, q₂, q₃ – regularities of the heat emission intensity of the first, second and third heat sources

Rysunek 2. Schemat działania przestrzennych źródeł ciepła i rozkładu temperatury pól w powierzchniowej warstwie szczegóły w procesie przetwarzania: 1 – ukośne źródło ciepła ABKNA, powstałe w strefie głównych plastycznych odkształceń metalu i olśniewająca żądanego naddatku; 2 – środek źródło ciepła ANN₁A₁A, usytuowany z przodu narzędzia i powstałe w wyniku plastycznych napięcia w powierzchniowej warstwie szczegóły; 3 – przestrzenne źródło ciepła ДАА₂Д₁Д, powstałe na boisku kontaktu narzędzia z szczegółem, na skutek tarcia kontaktujących się powierzchni; q₁, q₂, q₃ – prawidłowości zmian intensywności wydzielania ciepła pierwszego, drugiego i trzeciego źródeł ciepła

Значения коэффициента R и показателей степени зависят от технологических условий обработки [1].

Размеры источников тепла имеют следующие значения:

$$\Delta = \arccos \left[1 - a_2 B^{-b_2 (1 - \sin \gamma)^{-x}} \right] + \frac{a_2 B^{1 - b_2 (1 - \sin \gamma)^{-x}}}{\sin \alpha \cos \gamma + B \sin \gamma} + \frac{\delta_1}{\rho_1}; \quad \Delta_1 = \frac{a_1}{B};$$

$$\Delta_2 = \frac{a_1}{B} \sqrt{2(1 + B^2) + 1}; \quad h = a_1 \left(\sqrt{\frac{1}{B^2} + 1} - 1 \right); \quad h_1 = \frac{\Delta}{\sqrt{2}},$$

где δ_1 – длина площадки износа резца по задней поверхности режущего инструмента.

Значения a_2 , x , b_2 также зависят от технологических условий обработки (таблица 2).

Таблица 2. Значения коэффициентов a_2 , b_2 и x

Величина	Значение B		
	$B \leq 0,5$	$0,5 < B \leq 0,9$	$B > 0,9$
a_2	0,557	0,4	0,294
b_2	0,078	0,45	3,4
x	0,75	0,53	0,445

Температурные остаточные напряжения определялись алгебраическим сложением напряжений, возникающих в поверхностном слое детали при нагревании и охлаждении, причем они могут появиться только в том случае, если напряжения при нагревании превышают предел текучести. Напряжения же, образующиеся при охлаждении, могут быть как упругие, так и упругопластичные. При определении напряжений использован метод расчленения тела.

В этом случае деталь рассматривается как полый цилиндрический вал, состоящий из n -го числа элементарных цилиндров, каждый из которых нагрет до определенной температуры (рисунок 3).

Для примера представлены формулы для определения температурных остаточных напряжений при обработке лезвийным инструментом плоских поверхностей (подрезка торцев) без учета упрочнения обрабатываемого материала:

$$\sigma_{\text{ост.т}} = -\sigma_{\text{т}} + \frac{\beta_{\text{д}} A_1 E_{\text{д}}}{1 - \mu} \left\{ \left(\frac{H - y + a_1}{a_1} \right)^{x_2} - \frac{a_1^{1+x_2} - (H + a_1)^{1+x_2}}{a_1^{x_2} (1 + x_2) H} \right\} \text{ при } y \geq y_{\text{он}}; \quad \sigma_{0\text{max}} < 2\sigma_{\text{т}};$$

$$\sigma_{\text{ост.т}} = \frac{\beta_{\text{д}} A_1 E_{\text{д}}}{1 - \mu} \left\{ \frac{E_{\text{д}}}{a_1^{x_2} (1 + x_2)} \left[(H + a_1 - y)^{1+x_2} - (H + a_1)^{1+x_2} \right] + (1 - \mu) \sigma_{\text{т}} (H - y_{\text{он}}) \right. \\ \left. + \frac{a_1^{1+x_2} - (H + a_1)^{1+x_2}}{a_1^{x_2} (1 + x_2) H} \right\} \text{ при } y < y_{\text{он}}; \quad \sigma_{0\text{max}} = 2\sigma_{\text{т}};$$

$$\sigma_{\text{ост.т}} = \sigma_{\text{т}} \quad \text{при } y > y_{\text{оо}}; \quad \sigma_{0\text{max}} = 2\sigma_{\text{т}};$$

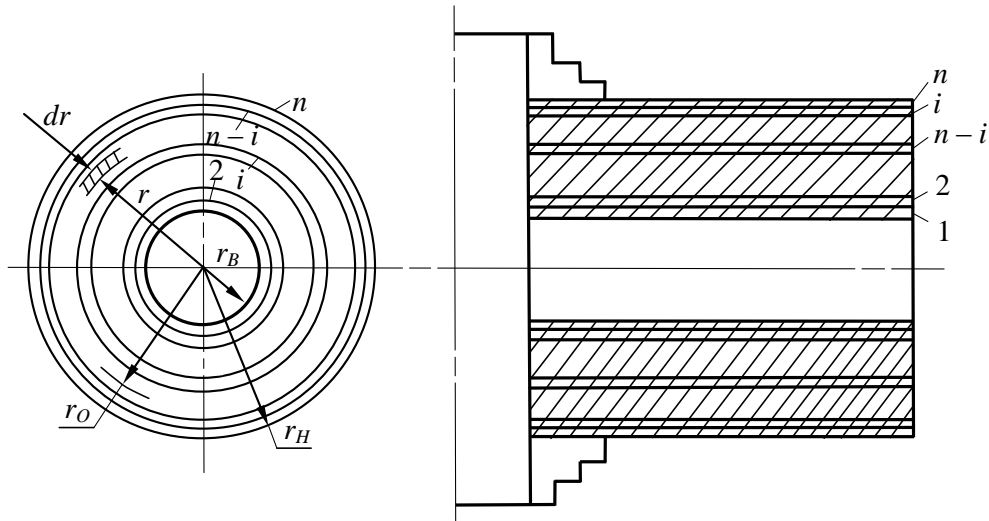


Рисунок 3. Схема к определению тепловых напряжений, обусловленных тепловым воздействием при обработке цилиндрических деталей

Figure 3. Scheme for the determination of thermal stresses caused the effects of heat during machining of cylindrical parts

Rysunek 3. Schemat do definicji ciepła napięć, wynikających z cieplne działanie przy obróbce szczegół cylindrycznych

$$\sigma_{\text{ост.т}} = -\sigma_{\text{T}} + \frac{\beta_{\text{д}} A_1 E_{\text{д}}}{1-\mu} \left\{ \left(\frac{H-y+a_1}{a_1} \right)^{x_2} + \frac{E_{\text{д}}}{a_1^{x_2} (1+x_2)} \left[(H+a_1-y_{\text{оо}})^{1+x_2} - (H+a_1)^{1+x_2} \right] + \frac{2(1-\mu)\sigma_{\text{T}}(H-y_{\text{оо}})}{E_{\text{д}} y_{\text{оо}}} \right\} \quad \text{при} \begin{cases} y_{\text{оо}} > y \geq y_{\text{оН}}; \\ \sigma_{0\text{max}} = 2\sigma_{\text{T}} \end{cases}$$

$$\sigma_{\text{ост.т}} = \frac{\beta_{\text{д}} A_1 E_{\text{д}}}{1-\mu} \left\{ \frac{E_{\text{д}}}{a_1^{x_2} (1+x_2)} \left[(H+a_1-y_{\text{оо}})^{1+x_2} - (H+a_1)^{1+x_2} \right] + 2(1-\mu)\sigma_{\text{T}}(H-y_{\text{оо}}) \right. \\ \left. - \frac{E_{\text{д}}}{a_1^{x_2} (1+x_2)} \left[(H-a_1-y_{\text{оН}})^{1+x_2} - (H-a_1)^{1+x_2} \right] + \sigma_{\text{T}}(1-\mu)(H-y_{\text{оо}}) \right\} \quad \text{при} \begin{cases} y < y_{\text{оН}} \\ \sigma_{0\text{max}} = 2\sigma_{\text{T}} \end{cases}$$

где H – толщина соответствующей части обрабатываемой детали, м; $\sigma_{0\text{max}}$ – напряжения на поверхности при охлаждении, Па; y – глубина залегания рассматриваемого слоя от поверхности, м; $y_{\text{оН}}$, $y_{\text{оо}}$ – границы раздела упругих и пластических деформаций при нагревании и пластических деформаций при нагревании и охлаждении, м; σ_{T} и $E_{\text{д}}$ – предел текучести и модуль упругости обрабатываемого материала, Па; $\beta_{\text{д}}$ и μ – коэффициент температурного линейного расширения и коэффициент Пуассона обрабатываемого материала; a_1 – толщина среза; A_1 и x_2 – величины, определяющие значение температуры в поверхностном слое обрабатываемой детали.

$$A_1 = C_0 \theta_A (BB)^{x_1} \left(\frac{\rho_1}{a_1} \right)^{x_3-d} \sin^{0,05-0,042x_4} \alpha \cdot \sin^{-0,021x_4},$$

где $C_0, x_1, x_2, x_3, x_4, d$ – величины, определяемые по таблице 1.

При обработке резанием на поверхностный слой обрабатываемой детали оказывают влияние силовые поля, действующие со стороны передней и задней поверхностей режущего инструмента. Целесообразно отдельно определить остаточные напряжения от силы, действующей на передней поверхности, и силы, обусловленной трением между обрабатываемой поверхностью и задней поверхностью резца, а затем, используя принцип суперпозиции, определить суммарные остаточные напряжения как алгебраическую сумму напряжений, возникающих при нагружении действием вышеуказанных сил и разгрузке после прекращения их действия.

Рассмотрим действие сил на обрабатываемую поверхность со стороны передней поверхности резца (рисунок 4) и задней поверхности резца (рисунок 5).

Остаточные напряжения, обусловленные силовым воздействием на поверхностный слой, определялись в соответствии с теоремой Генки о разгрузке как разность напряжений, возникающих при нагружении $\sigma_{\text{фигт}}$ и разгрузке $\sigma_{\text{ист}}$. Фиктивные напряжения определялись по формулам:

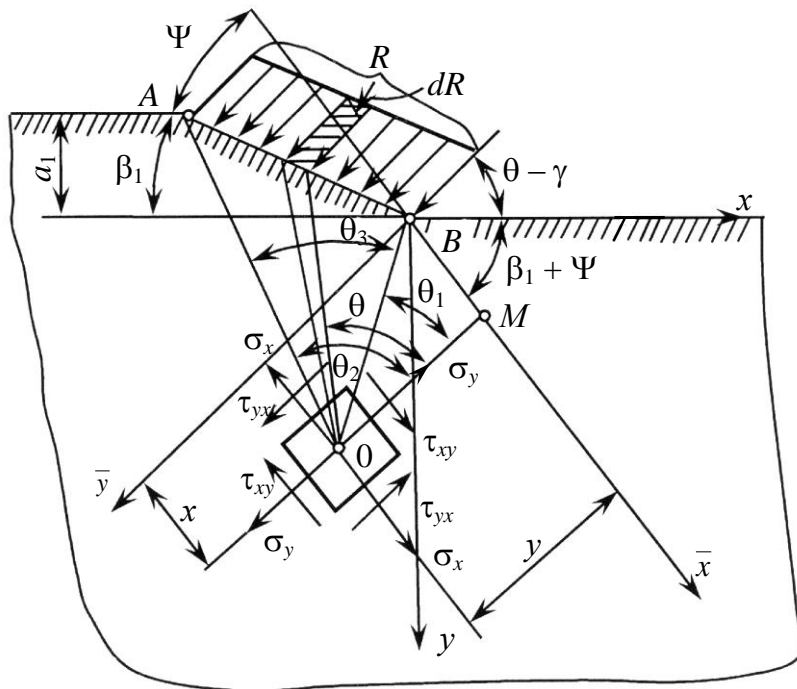


Рисунок 4. Схема к определению напряжений в поверхностном слое детали от сил, действующих при обработке на передней поверхности инструмента

Figure 4. Scheme for the determination of stresses in the surface layer part from forces acting in the processing on the front surface of the tool

Rysunek 4. Schemat do określenia naprężeń w powierzchniowej warstwie szczegóły od sił działających podczas przetwarzania na przedniej powierzchni narzędzi

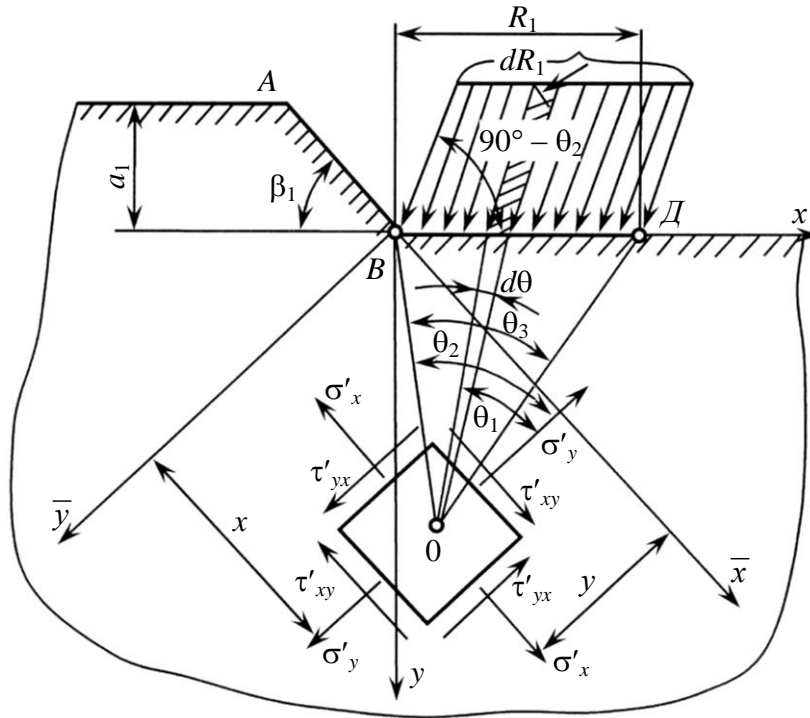


Рисунок 5. Схема к расчету напряжений в поверхностном слое детали от сил, действующих на задней поверхности инструмента

Figure 5. Scheme to the calculation of stresses in the surface layer details from forces acting on the rear surface of the instrument

Rysunek 5. Schemat do obliczania naprężeń w powierzchniowej warstwie szczegóły od sił działających na tylnej powierzchni narzędzi

$$\begin{aligned}\sigma_x &= -\frac{\tau_p}{2\pi} \left\{ \varphi_1 \left[B; \frac{y}{h}; \frac{h}{a_1} \right] - \frac{b}{b_1 \cos \alpha} \xi_1 \left[\frac{y}{h}; B; \frac{\Delta}{\Delta_1}; \gamma \right] \right\} \frac{1}{1-\mu^2}; \\ \sigma_y &= -\frac{\tau_p}{2\pi} \left\{ \varphi_2 \left[B; \frac{y}{h}; \frac{h}{a_1} \right] - \frac{b}{b_1 \cos \alpha} \xi_2 \left[\frac{y}{h}; B; \frac{\Delta}{\Delta_1}; \gamma \right] \right\} \frac{1}{1-\mu^2}; \\ \sigma_{xy} &= \frac{\tau_p}{2\pi} \left\{ \varphi_3 \left[B; \frac{y}{h}; \frac{h}{a_1} \right] - \frac{b}{b_1 \cos \alpha} \xi_3 \left[\frac{y}{h}; B; \frac{\Delta}{\Delta_1}; \gamma \right] \right\} \frac{1}{1-\mu^2},\end{aligned}\quad (1)$$

где b_1 – ширина среза, м; b – периметр рабочих частей режущих кромок, м; B – безразмерный комплекс, характеризующий угол схода стружки. Он определяется по формуле:

$$B = \frac{CB^x D^z}{\Gamma^y (1 - \sin \gamma)^{0,73}}.$$

$$B = \frac{va_1}{a}; \quad \Gamma = \frac{\lambda_p}{\lambda} \beta \varepsilon; \quad D = \frac{a_1}{b_1}; \quad \beta = \frac{90 - \alpha - \gamma}{57,25}; \quad \varepsilon = \frac{180 - \varphi - \varphi_1}{57,25},$$

где λ и λ_p – коэффициенты теплопроводности обрабатываемого и инструментального материалов, Дж/м · с; β и ε – угол заострения и угол при вершине резца в плане, градус; φ и φ_1 – главный и вспомогательный углы в плане, градус.

Таблица 3. Значения коэффициентов и показателей степени в формуле для определения комплекса B

Обозначение величин	Интервалы изменения B , λ_d и произведения ΓD		Значения величин	
			$\Gamma \leq 9,5$	$\Gamma > 9,5$
C	$B \leq 60\Gamma^{0,05}D^{0,11}$	$\lambda_d \leq 20$	0,9	1,35
		$\lambda_d > 20$	0,45 $\Gamma^{-0,09}$	
	$B > 60\Gamma^{0,05}D^{0,11}$	$\lambda_d \leq 20$	6,05	
		$\lambda_d > 20$	2,6	
x	$B \leq 0,6\Gamma^{0,7}D^{0,11}$		$-0,21[\Gamma(1 - \sin\gamma)]^{-0,3} + m$	
	$60\Gamma^{0,05}D^{0,11} \geq B > 0,6\Gamma^{0,7}D^{0,11}$		$0,31[\Gamma(1 - \sin\gamma)]^{-0,22} + m$	
	$B > 60\Gamma^{0,05}D^{0,11}$		$-0,16[\Gamma(1 - \sin\gamma)]^{-0,22} + m$	
y	$\lambda_d \leq 20$		$-0,11[B(1 - \sin\gamma)]^{-0,6}$	
	$20 \leq \lambda_d \leq 110$		$-0,62[B(1 - \sin\gamma)]^{-0,82}$	
	$\lambda_d > 110$		0,195	
z	$0,19[B\Gamma(1 - \sin\gamma)]^{0,11}$			

Значения m для расчета величин x (таблица 3) определяются следующим образом:

- при $\lambda_g \leq 20$ при $B < 10\Gamma^{0,05}D^{0,11}$ $m = 0,045$;
- при $10\Gamma^{0,05}D^{0,11} \leq B < 60\Gamma^{0,7}D^{0,11}$ $m = 0,03$;
- при $B \geq 60\Gamma^{0,05}D^{0,11}$ $m = -0,055$;
- при $\lambda_g > 20$ при тех же интервалах изменения B величина m равна 0,105; 0,09 и $-0,005$ соответственно.

Истинные напряжения определяются также по формулам (1) при условии, что y соответствует глубине залегания пластических деформаций. Условие пластичности определялось по теории Хубера-Мизеса.

Сопоставление расчетных и экспериментальных значений остаточных напряжений в поверхностном слое детали при обработке точением приведено на рисунке 6.

Шероховатость обработанной поверхности

При анализе шероховатости обработанной поверхности исходили из того, что в общем случае на формирование неровностей обработанной поверхности оказывают влияние не только геометрия сечения среза и инструмента, но и объем, и скорость пластического деформирования металла, обусловленные комплексом температурно-силовых явлений, возникающих в зоне резания. С учетом этого высота неровностей

$$R_z = \left\{ \frac{a_1^{0,125} b_1^{0,7} c_p \theta \rho_1^{0,1} a^{0,43}}{\nu \lambda \sin^{0,165} \alpha} \left[2,85 \sin^{0,115} \alpha \nu^{0,57} a_1^{0,345} \lambda b^{0,3} + 0,6625 \lambda_p \beta \varepsilon a^{0,57} \rho_1^{0,075} \right] - \frac{-0,5 \tau_p \rho_1 b \left[\arccos \left(1 - a_2 B^{-b_2 (1 - \sin \gamma)^{-x}} \right) + \frac{a_2 B^{1-b_2 (1 - \sin \gamma)^{-x}}}{\sin \alpha (\cos \gamma + B \sin \gamma)} + \frac{\delta}{\rho_1} \right] \cos \alpha}{t \tau_p \left[1 + \frac{1}{B} + \operatorname{tg}(\operatorname{arc} \operatorname{tg} B - \gamma) \right]} \right\} \frac{1}{8r},$$

где c_p – удельная объемная теплоемкость обрабатываемого материала, Дж/м³ · °С;
 θ – температура в зоне резания, °С; ρ_1 – радиус округления режущей кромки резца, м;
 t – глубина резания, м; δ – длина площадки износа по задней поверхности резца, м;
 a – коэффициент температуропроводности обрабатываемого материала м²/с; ν –
 скорость резания, м/с; λ и λ_p – коэффициенты теплопроводности обрабатываемого и
 инструментального материалов, Дж/м · с; β и ε – угол заострения и угол при вершине
 резца в плане, градус; r – радиус при вершине резца в плане; a_2, b_2, x – величины,
 зависящие от условий обработки, определяемые по таблице 2.

Анализ результатов сопоставления расчетных и экспериментальных значений высоты неровностей обработанной поверхности при точении показал, что наблюдается вполне удовлетворительное совпадение их. Расхождение составляет до 20 % и менее, что вполне удовлетворительно.

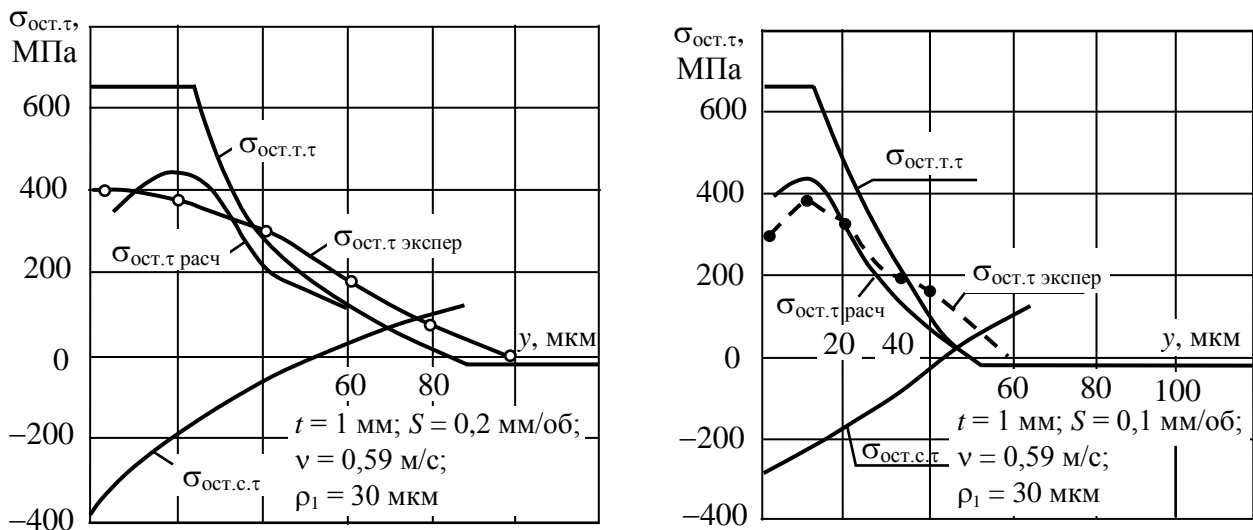


Рисунок 6. Сопоставление расчетных и экспериментальных значений остаточных напряжений.

Расчетные и экспериментальные значения остаточных напряжений при точении дисков из стали ХН78ТЮР резцами из ВК8. Толщина диска 3 мм: $\alpha = 12^\circ$; $\gamma = 10^\circ$; $\varphi = 45^\circ$; $\varphi_1 = 15^\circ$; $r = 1$ мм

Figure 6. The comparison of the calculated and experimental values of the residual stress. The calculated and experimental values of residual stresses during turning disks of steel HN78TYR, VK8 cutters. Disc thickness 3 mm: $\alpha = 12^\circ$; $\gamma = 10^\circ$; $\varphi = 45^\circ$; $\varphi_1 = 15^\circ$; $r = 1$ mm

Rysunek 6. Zestawienie obliczeniowych i eksperymentalnych wartości pozostałości napięć. Szacowane i eksperymentalne wartości naprężeń przy toczeniu płyt ze stali ХН78ТЮР nakładkami z ВК8. Grubość płyty 3 mm: $\alpha = 12^\circ$; $\gamma = 10^\circ$; $\varphi = 45^\circ$; $\varphi_1 = 15^\circ$; $r = 1$ mm

Таблица 4. Сопоставление расчётных и экспериментальных значений высоты неровностей обработанной поверхности

Обрабатываемый материал	Режимы обработки				Экспериментальное значение R_z , мкм	Расчетное значение R_z , мкм	Расхождение между расчетными и экспериментальными значениями, %
	S , мм/об	t , мм	r , мм	ρ_1 , мкм			
BT-9	0,7	2	3	50	20,16	21,35	5,9
	0,4	2	3	50	5,28	5,42	2,7
	0,3	2	3	50	2,88	2,69	6,6
	0,2	3	3	50	1,12	0,9	19,6
ХН73МБТЮ (ЭИ698ВД)	0,7	2	3	50	12,6	12,81	1,6
	0,4	2	3	50	4,5	3,95	12
	0,3	2	3	50	2,36	2,17	8,05
Д16Т	0,4	1	2	30	0,52	0,42	19,2
	0,4	1	2	20	0,65	0,63	3,1
	0,7	1	2	20	3,36	3,04	9,4
	0,7	1	3	30	1,04	0,93	10,5
АЛ-9	0,4	1	1	20	11,5	10,63	7,5
Ма2-1	0,4	1	1	20	0,78	0,62	20,5
	0,4	1	1	50	0,195	0,1	5

Степень и глубина наклепа обработанной поверхности

Глубина наклепа обработанной поверхности h_n принималась равной глубине залегания пластических деформаций. При этом исходили из условия, что возникновение пластических деформаций в поверхностном слое обусловлено одновременным воздействием силового и температурного факторов. В этом случае глубина залегания пластических деформаций определяется из условия равенства пределу текучести алгебраической суммы напряжений в поверхностном слое, обусловленных силовым и температурным воздействием, а именно

$$\sigma_y + \sigma_n = -\sigma_T.$$

Таким образом, глубина наклепанного слоя функционально определяется в следующем виде

$$h_n = f(\sigma_T, E_d, \tau_p, \mu, \beta_d, \lambda, \lambda_p, c_p, \nu, S, t, r, \alpha, \gamma, \phi, \phi_1, \rho_1).$$

Установлено, что при обработке конструкционных и жаропрочных сталей и сплавов степень наклепа с достаточной для практических целей точностью может определяться по формуле:

$$N = \frac{h_n}{1,25 \left(\frac{\sigma_B}{\sigma_{BЭ}} \right)^{0,8}}, \%$$

где σ_B – предел прочности обрабатываемого материала; $\sigma_{BЭ}$ – предел прочности электротехнической стали.

Сопоставление расчетных и экспериментальных значений степени и глубины наклепа при точении приведены в таблицах 5 и 6.

Таблица 5. Сопоставление расчетных и экспериментальных значений глубины наклепа при точении

Обрабатываемый и инструментальный материалы	S, мм	v, м/с	r, мм	φ, ...°	α, ...°	Глубина наклепа h_n , мкм		Процент расхождения
						Расчет	Эксперимент	
ХН73МБТЮ-ВК8	0,1	0,5	1	45	10	92	80	+15
—//—	0,2	0,5	1	45	10	150	120	+25
—//—	0,15	0,5	1	45	10	134	120	+11,7
—//—	0,15	0,5	0,5	45	10	116	100	+16
—//—	0,2	0,37	2	45	15	150	120	+25
13Х12НВМ-Т15К6	0,2	1,57	1	45	12	70	75	-6,7
—//—	0,1	1,26	1	45	12	60	48	+25
—//—	0,3	1,57	1	45	12	85	100	-15
—//—	0,1	1,57	1	45	12	55	45	+22
—//—	0,1	0,79	1	45	12	52	49	+6

Таблица 6. Сопоставление расчетных и экспериментальных значений степени наклепа

Измеряемые параметры		Обрабатываемый материал					
		ХН73МБТЮ (ЭИ698ВД)			ВТ9		
S, мм/об	ρ_1 , мкм	N, % расчет	N, % эксперимент	Расхождение, %	N, % расчет	N, % эксперимент	Расхождение, %
0,1	20	36	31	14	22	14	36
0,1	30	41	43,5	6	30	18	40
0,1	50	50	50	0	44	41	7
0,25	20	73	—	—	33	32	3
0,25	30	78	50	36	40	41	2,5
0,25	50	88	57	35	55	54	2
0,4	20	107	67	37	42	61	45
0,4	30	112	75	33	50	69	38
0,4	50	121	99,5	18	65	97	33

Заключение

Продолжение этой работы позволило разработать систему управления процессом обработки, обеспечивающую требуемое значение и постоянство параметров точности обработки и качества поверхностного слоя по всей поверхности детали. Показатели качества поверхностного слоя формируются под одновременным воздействием силы и температуры резания, поэтому, управляя процессом резания путем поддержания определенных сочетаний этих величин, можно получить требуемые значения параметров шероховатости, степени и глубины наклепа, остаточных напряжений и т. д., необходимые для обеспечения заданных эксплуатационных свойств. Эти показатели связаны математическими зависимостями с критерием A , характеризующим энергоемкость процесса резания.

Значение критерия А определяется по формуле:

$$A = \frac{a_1 b_1 c p \theta}{P_z},$$

где a_1 и b_1 – толщина и ширина среза; $c p$ – удельная объемная теплоемкость; θ – температура в зоне резания; P_z – сила резания.

Величина этого критерия может быть однозначно определена в зависимости от заданных показателей качества поверхностного слоя, а постоянство его величины может быть поддержано за счет варьирования величин силы и температуры резания в течение всего периода обработки. Последнее достигается путем одновременного изменения скорости резания и подачи. Способ управления процессом резания сводится к постоянному замеру тангенциальной составляющей силы резания и температуры резания в процессе обработки. Далее определяется критерий, величина которого сравнивается со значением, определенным исходя из требуемых показателей качества поверхностного слоя. Если в какой-то период времени критерий вышел за пределы заданного значения, то путем изменения режима обработки осуществляется корректировка его с целью поддержания стабильности последнего.

Таким образом, система автоматического управления процессом обработки позволяет обеспечить заданные точность обработки и параметры качества поверхностного слоя для получения требуемых эксплуатационных показателей деталей машин.

Разработана также программа для расчета режимов резания, обеспечивающих заданные показатели качества поверхностного слоя и точности обработки [3]. Результаты расчетов по этой программе приведены в таблице 7.

Таблица 7. Результаты расчета режима резания на ЭВМ

Заданные показатели точности обработки и качества поверхностного слоя	Рассчитанные параметры			Получаемые показатели точности и качества			
	S, мм/об	v, м/с	t, мм	Ra, мкм	h _п , мкм	σ _{ост} , Па	ΔΣ, мкм
Обрабатываемый материал ЭИ961Ш; инструментальный материал Т15К6							
ΔΣ = 0 ... -40 Ra = 1,25	0,149	0,826	0,94	1,19	65,7	-172	-20,3
ΔΣ = 0 ... -80 Ra = 1,6 σ _{ост} = -250 h _c = 80	0,177	0,733	1,44	1,62	76,1	-212	-30,6
ΔΣ = 0 ... -32 Ra = 1,0 h _c = 60	1,116	0,88	0,49	1,17	59,8	-158	-20
Обрабатываемый материал ЭИ968БУВД; инструментальный материал ВК6М							
Ra = 1,0 h _c = 100 ΔΣ = 0 ... -80 Ra = 2,0	0,148	0,603	0,94	0,88	105	-243	-7,9
σ _{ост} = -250 ΔΣ = 0 ... -20 Ra = 0,32	0,200	0,963	1,43	1,81	113	-302	-32,9
σ _{ост} = -150 h _c = 60	0,096	1,090	0,43	0,34	113	-123	-11,7
Обрабатываемый материал ВТ3-1; инструментальный материал ВК8							
ΔΣ = 0 ... -32 Ra = 2,0 σ _{ост} = -250	0,217	0,468	0,46	1,92	91,4	-243	-13,1

$\Delta_{\Sigma} = 0 \dots -60$ $Ra = 3,2$ $\sigma_{\text{ост}} = -200$ $h_c = 100$	0,266	0,289	1,57	2,62	117,3	-187	-22,5
$\Delta_{\Sigma} = 0 \dots -40$ $Ra = 0,63$	0,135	0,647	0,44	0,67	62,6	-129	-9,5

Литература

1. БЕЗЪЯЗЫЧНЫЙ В. Ф. Метод подобия в технологии машиностроения. – М.: Машиностроение, 2012. – 320 с.
2. СИЛИН С. С. Метод подобия при резании материалов.–М.: Машиностроение, 1979–152с.
3. Свидетельство об официальной регистрации программ для ЭВМ № 3457. Расчет технологических условий токарной обработки, обеспечивающих заданные параметры качества поверхностного слоя и точность обработки / В. Ф. Безъязычный, Т. Д. Кожина, С. А. Волков; организация-разработчик: Рыбинская государственная авиационная технологическая академия имени П. А. Соловьева. – Зарегистрировано в Отраслевом фонде алгоритмов и программ 21.01.01. – 1 с.

CALCULATION OF QUALITY PARAMETERS OF THE SURFACE LAYER AFTER MACHINING

Abstract

The article describes the technique of calculation of quality parameters of surface layer (residual stresses, degree and depth of hardening, roughness) during the machining, taking into account the simultaneous effect on the surface layer of the cutting forces and temperature in the cutting zone.

PRZYBLIŻONY OCENA PARAMETRÓW JAKOŚCI WARSTWY WIERZCHNIEJ PO OBRÓBCE MECHANICZNEJ

Podsumowanie

Przedstawione metodologia obliczania określania jakości warstwy powierzchniowej (naprężeń, stopnia i głębokości hartowania, chropowatości) przy mechanicznej obróbce, która zapewnia jednocześnie oddziaływanie na warstwę nawierzchniową sił skrawania i temperatury w strefie skrawania.

STAN WARSTWY WIERZCHNIEJ I WŁAŚCIWOŚCI TRIBOLOGICZNE ELEMENTÓW PO OBRÓBCE SKRAWANIEM WARUNKOWANE POWŁOKĄ NA NARZĘDZIU

Mariusz JENEK⁵

Słowa kluczowe: warstwa wierzchnia, właściwości tribologiczne, powłoki PVD

W artykule przedstawiono wpływ powłok PVD o różnym składzie chemicznym zastosowanych na narzędziach podczas wykańczającej obróbki skrawaniem na stan warstwy i właściwości tribologiczne obrabianych elementów. Badania i analiza wyników wykazały istotny wpływ powłoki na narzędziu zarówno na stan warstwy wierzchniej jak i właściwości tribologiczne (zmiany współczynnika tarcia, temperatury węzła tarcia, wielkości zużycia, parametrów chropowatości, umocnienie warstwy wierzchniej)

1. Wprowadzenie

Tribologia – to nauka o wzajemnym oddziaływaniu stykających się powierzchni będących w ruchu, obejmująca procesy tarcia, zużywania i smarowania [3]. Obecnie około 30% światowej energii tracone jest na pokonanie tarcia [17]. W większości przypadków zużycie powierzchni tarcia jest przyczyną różnego rodzaju uszkodzeń i awarii. Chociaż w niektórych przypadkach element może być wymieniony przed awarią, straty ekonomiczne spowodowane zużyciem elementów, przewyższają 5% produktu krajowego brutto rozwiniętych przemysłowo krajów [8, 9].

Zarówno tarcie, jak i zużywanie są zjawiskami powierzchniowymi, które należy badać dla ograniczenia strat ekonomicznych. Przy tym wysoka złożoność zjawisk tribologicznych czyni je praktycznie nieodwracalnymi.

Tarcie można zdefiniować jako opór przy przemieszczaniu jednego ciała względem drugiego. Powstaje ono w wyniku oddziaływania w rzeczywistych obszarach ciał stałych tj. w obszarze oddziaływania mikronierówności. Tarcie zależy zarówno od właściwości współpracujących materiałów, jak i od warunków smarowania i środowiska otoczenia pary trącej. Tarcie pomiędzy powierzchniami może zostać zmniejszone w wyniku ich stekturyzowania. Dwa podstawowe sposoby zmniejszania tarcia – to ograniczenie zużycia poprzez modyfikację właściwości trących materiałów i poprawa warunków smarowania [1, 2, 11, 12, 15, 16].

Procesy obróbki mechanicznej, zapewniające kształtowanie struktury geometrycznej powierzchni i umocnienie warstwy wierzchniej, mają istotne znaczenie w zapewnieniu wymaganych tribologicznych i eksploatacyjnych właściwości elementów maszyn. W praktyce inżynierskiej ustalono, że 70-80% zmian odporności na zużycie spowodowane jest zmianami wartości parametrów chropowatości powierzchni [10, 14]. Największy wpływ na to zjawisko wykazują parametry pionowe chropowatości powierzchni, a także udział nośny profilu. Ten ostatni odpowiada za ponad 2/3 ogólnego wpływu parametrów chropowatości [164]. Przy tym 30 - krotny wzrost wartości R_a powoduje dwukrotną zmianę współczynnika tarcia podczas gdy 100 – krotna zmiana warunków tarcia (obciążenia,

⁵ Uniwersytet Zielonogórski, Wydział Mechaniczny, Instytut Budowy i Eksploatacji Maszyn Zakład Obróbki Ubytkowej, Eksploatacji Maszyn i Pojazdów

prędkości poślizgu i lepkości środka smarnego) zmienia współczynnik tarcia tylko 1,6 -krotnie [13].

2. Warunki realizacji badań

Przy realizacji badań tribologicznych, w celu wykluczenia wpływu chropowatości powierzchni na warunki tarcia, warunki obróbki dobrano tak, aby zapewnić jednakowe parametry chropowatości powierzchni niezależnie od przyjętego materiału powłoki [4 - 7].

W badaniach wykorzystano próbki (rolki) z ulepszonych do twardości HRC 42 stali 40H, 30HGSA oraz stali 20H23N18 i klocki (przeciwpróbki) z brązu BK331.

Chropowatość trących powierzchni w stanie wyjściowym:

- klocki z brązu BK331 $Ra = 0,35 \pm 0,005$ μm ,
- rolki ze stali 40H, 30HGSA, 20H23N18 $Ra = 0,47 \pm 0,03$ μm .

Podczas prowadzenia badań jako środka smarnego użyto olej maszynowy AN-68. Warunki badań – czas pracy węzła – 1 godz., prędkość obrotowa rolki 180 obr./min (co odpowiada prędkości liniowej 22 m/min), obciążenie węzła tarcia 900 N.

W celu oceny zmian stanu stereometrycznego powierzchni próbek po badaniach tribologicznych przeprowadzono pomiary określające parametry chropowatości. Określano także masowe zużycie klocków za pomocą wagi analitycznej, oraz zużycie objętościowe z zależności:

$$Z_v = \frac{D_t^2 \cdot l}{8} \left[2 \arcsin \frac{b}{D_t} - \sin \left(2 \arcsin \frac{b}{D_t} \right) \right] \text{ [mm}^3\text{]}$$

gdzie: D_t – średnica rolki, l – szerokość klocka, b – średnia szerokość śladu zużycia.

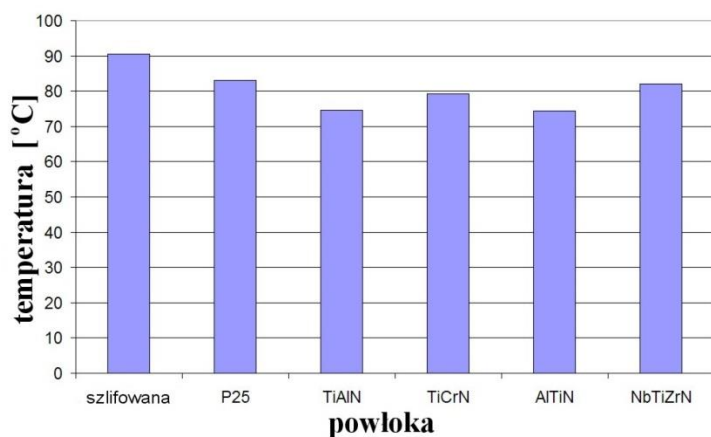
Badania parametrów chropowatości powierzchni przeprowadzono na profilografometrze PGM-01C, a badania składu fazowego i cienkiej struktury warstwy wierzchniej przeprowadzono z wykorzystaniem dyfraktometru rentgenowskiego ogólnego przeznaczenia DPOH-3.0 (rys. 2.6) przy Cu-K α promieniowaniu monochromatycznym

3. Wyniki badań

Dla każdej z badanych stali analizowano wpływ składu chemicznego powłoki i jej grubości (dla powłok TiCrN i NbTiZrN) na właściwości tribologiczne, a wyniki porównywano z próbkami obrobionymi narzędziem bez powłoki oraz próbek szlifowanych.

3.1. Wyniki badań tribologicznych stali 30HGSA

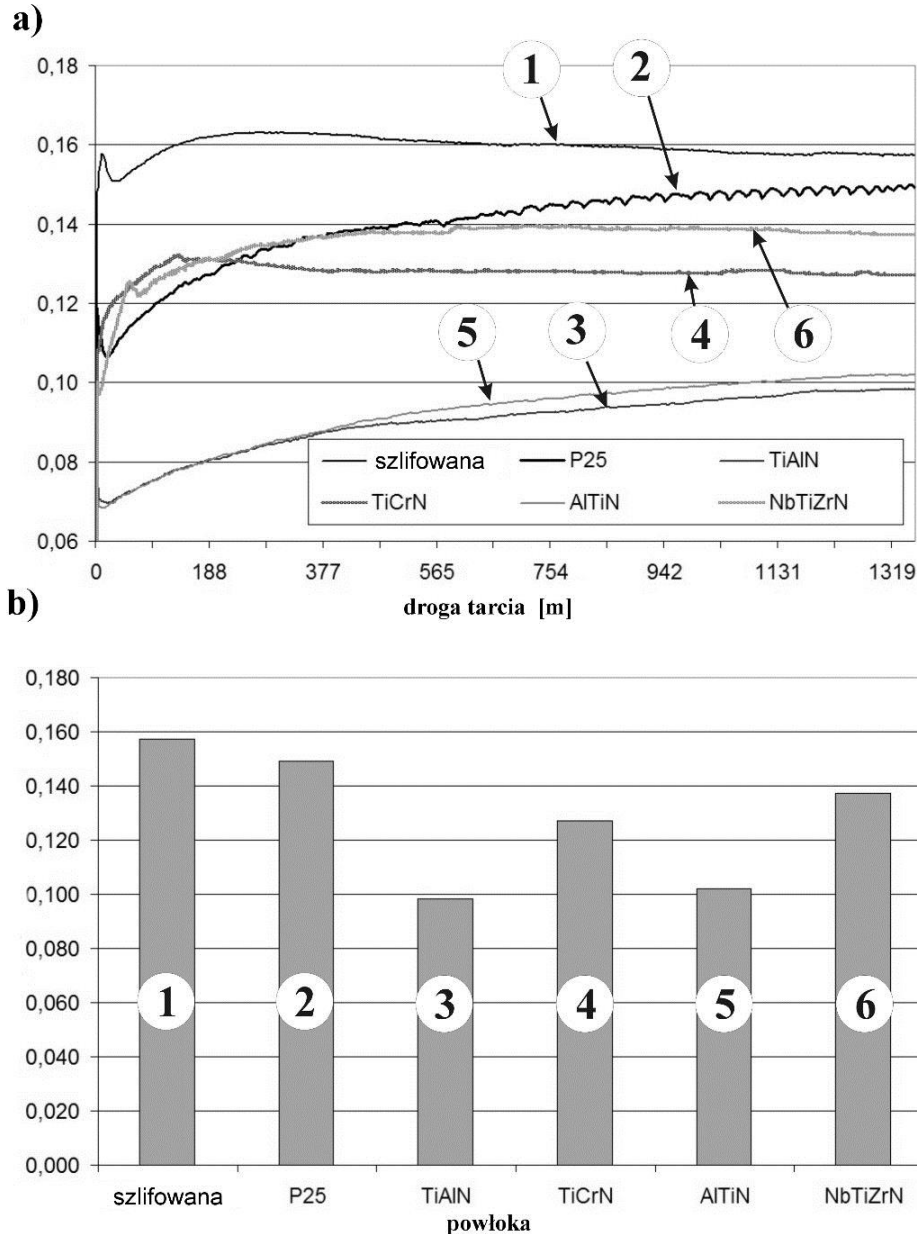
Na rys. 1 przedstawiono porównanie temperatury węzła tarcia dla próbek obrobionych narzędziami z powłokami o różnym składzie chemicznym.



Rys. 1. Wartości temperatury próbek w zależności od składu chemicznego powłoki

Najwyższą temperaturę (91°C) odnotowano na końcu cyklu badań dla próbki szlifowanej. We wszystkich przypadkach toczenia zaobserwowano obniżenie temperatury ($8 - 18^{\circ}\text{C}$), przy czym, dla próbek obrobionych narzędziami z powłokami NbTiZrN i TiCrN odnotowano temperaturę na poziomie odpowiadającym toczeniu narzędziem bez powłoki. Największe obniżenie temperatury miało miejsce dla próbek toczonech narzędziami z powłokami TiAlN i AlTiN ($\sim 73^{\circ}\text{C}$).

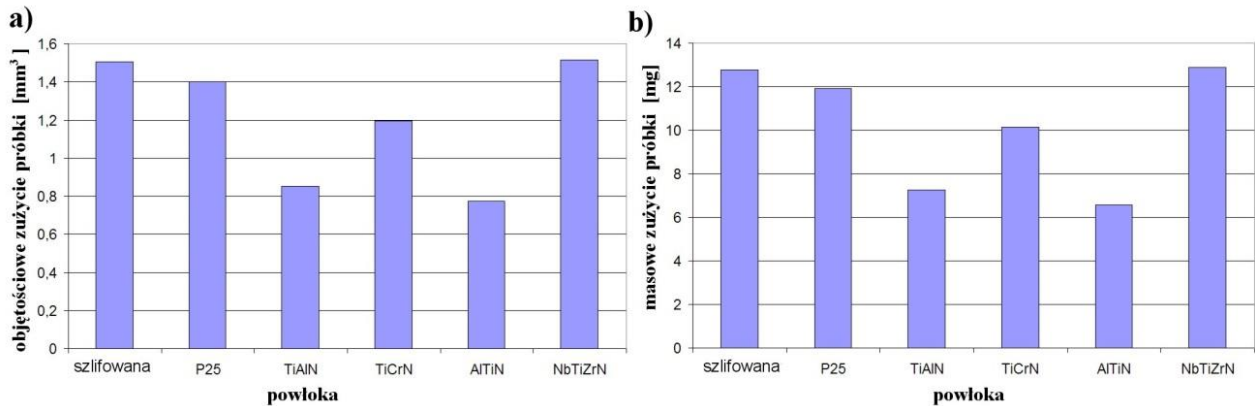
Na rys. 2 przedstawiono zmiany współczynnika tarcia w funkcji drogi tarcia dla powłok o różnym składzie chemicznym.



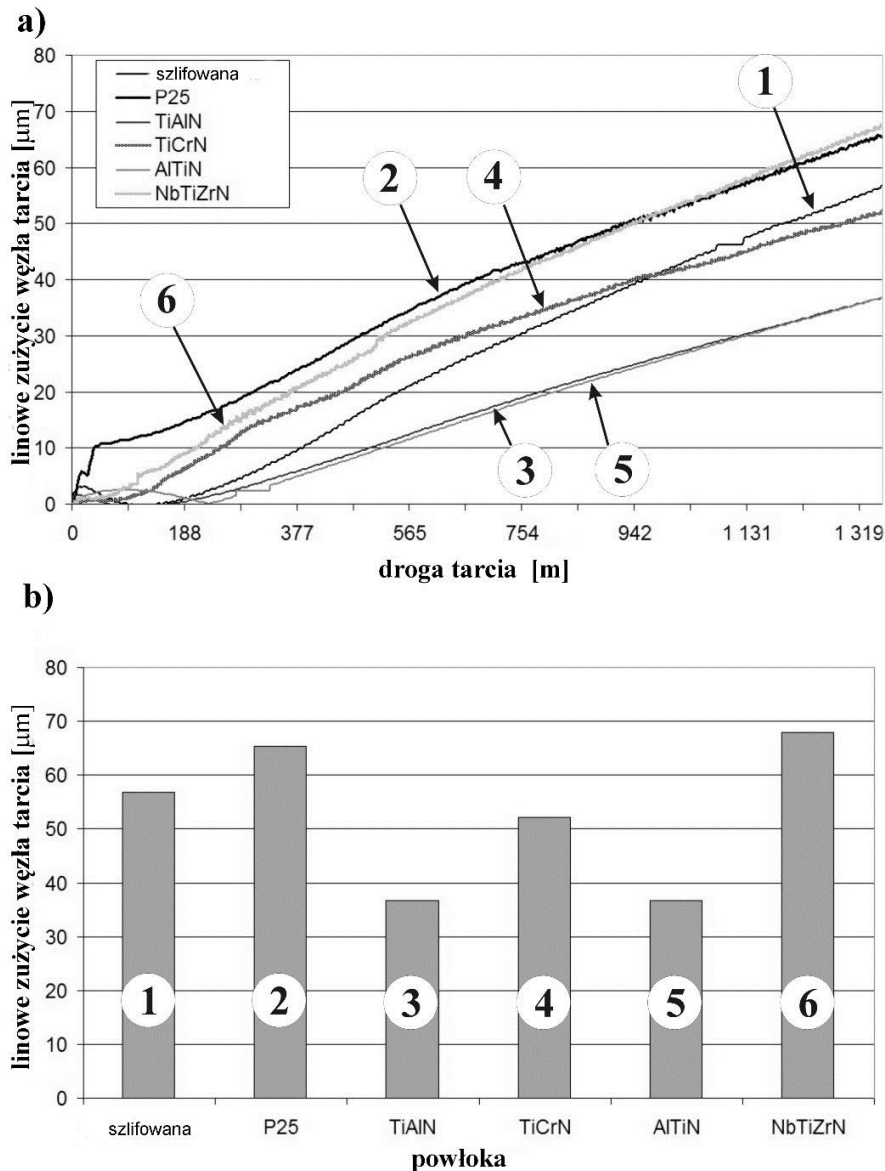
Rys. 2. Zmiany współczynnika tarcia μ w funkcji drogi tarcia (a) i średnie wartości współczynnika tarcia (b)

Dla wszystkich próbek zanotowano obniżenie współczynnika tarcia (12 - 35%) w porównaniu z próbkami szlifowanymi, oraz obrobionymi narzędziem bez powłoki. Najniższe wartości współczynnika tarcia uzyskano dla próbek obrobionych narzędziem z powłokami TiAlN i AlTiN, dla powłok TiCrN i NbTiZrN efekt obniżenia współczynnika

tarcia był mniej istotny. Jak wynika z wykresów, wszystkie próbki obrobione narzędziami z powłokami, charakteryzują się stabilnymi wartościami współczynnika tarcia. Wyniki badań zużycia węzłów tarcia przedstawiono na rys. 3 i 4.



Rys. 3. Wartości zużycia klocków: a) objętościowego, b) masowego



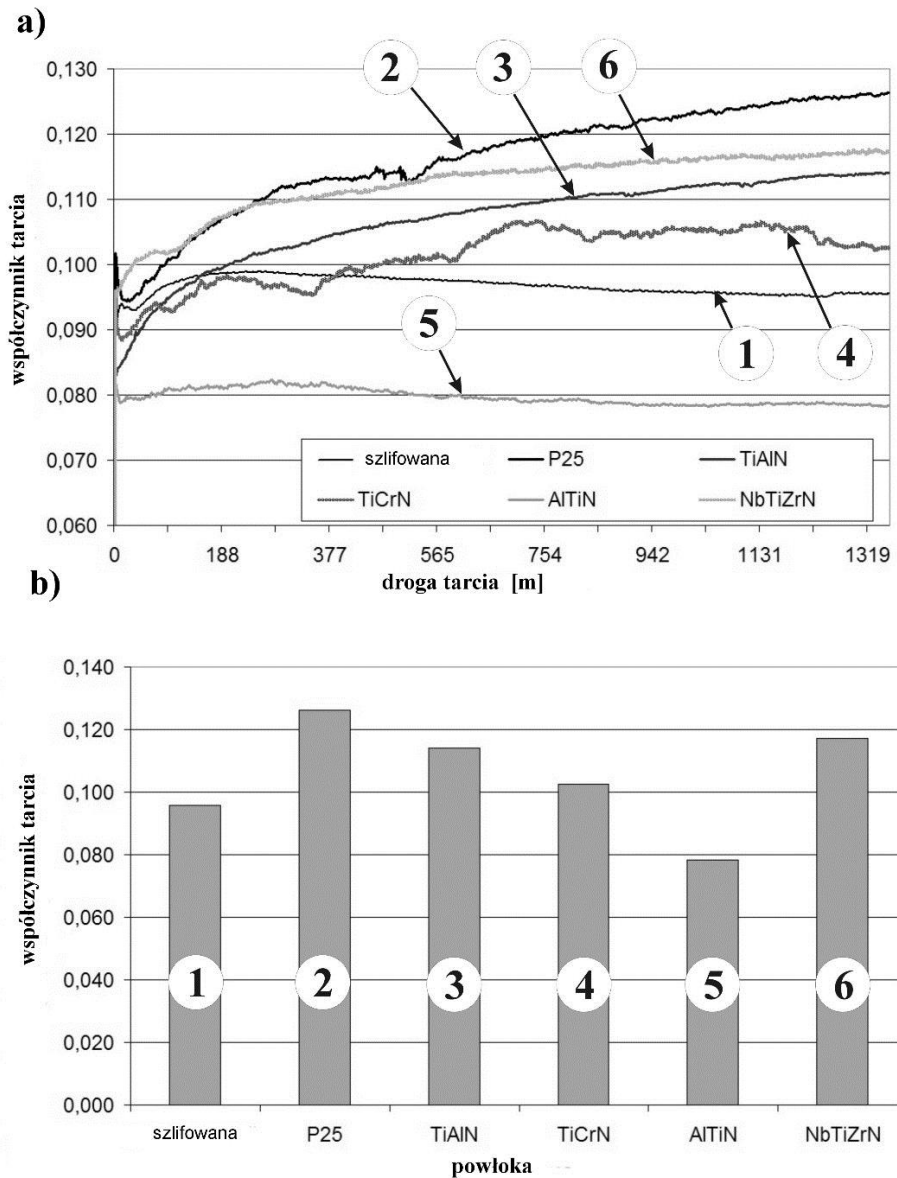
Rys. 4. Zmiany wartości liniowego zużycia węzła tarcia: a) w funkcji drogi tarcia, b) wartości końcowe

Z przedstawionych powyżej wykresów wynika:

- krzywe zużycia posiadają charakter liniowy, przy czym dla powierzchni obrobionych narzędziami z powłokami, intensywność zużywania jest znacznie niższa, zwłaszcza w okresie docierania;
- próbki obrobione narzędziami z powłokami AlTiN i TiAlN, wykazały mniejsze (około 40-50%) liniowe zużycie węzła tarcia w porównaniu z próbka szlifowaną;
- próbki toczone narzędziem z powłoką NbTiZrN, szlifowane, a także próbki obrobione narzędziem bez powłoki charakteryzują się zbliżonymi wartościami zużycia klocków;
- dla elementów toczonego narzędziem z powłoką TiCrN, odnotowano średnie wartości zużycia klocków w porównaniu z pozostałymi próbkami;
- najlepsze właściwości tribologiczne odnotowano dla próbek obrobionych narzędziami z powłokami TiAlN i AlTiN.

3.2. Wyniki badań tribologicznych stali 40H

Na rys. 5 przedstawiono zmiany współczynnika tarcia w funkcji drogi tarcia dla różnych rodzajów powłok na narzędziach skrawających.



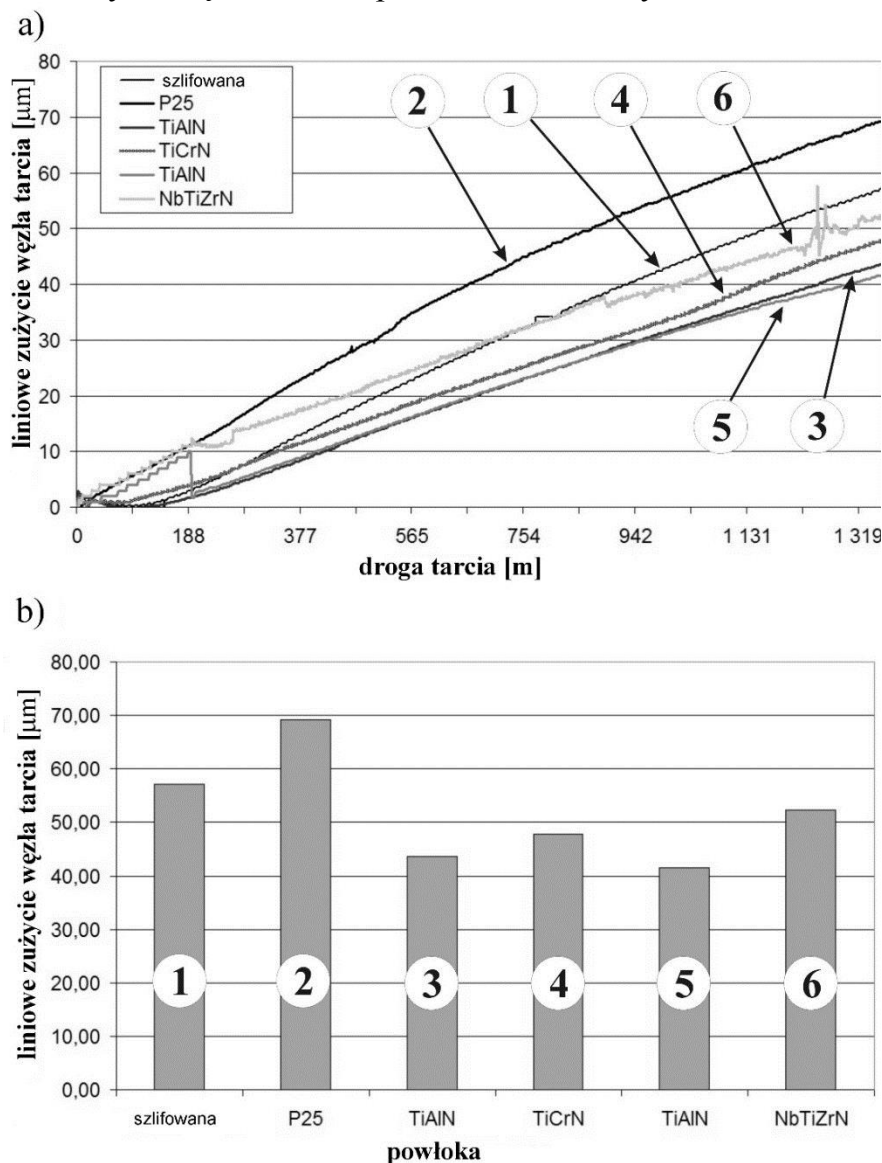
Rys. 5. Zmiany współczynnika tarcia μ w funkcji drogi tarcia (a) i wartości średnie współczynnika tarcia (b)

Z rysunków wynika:

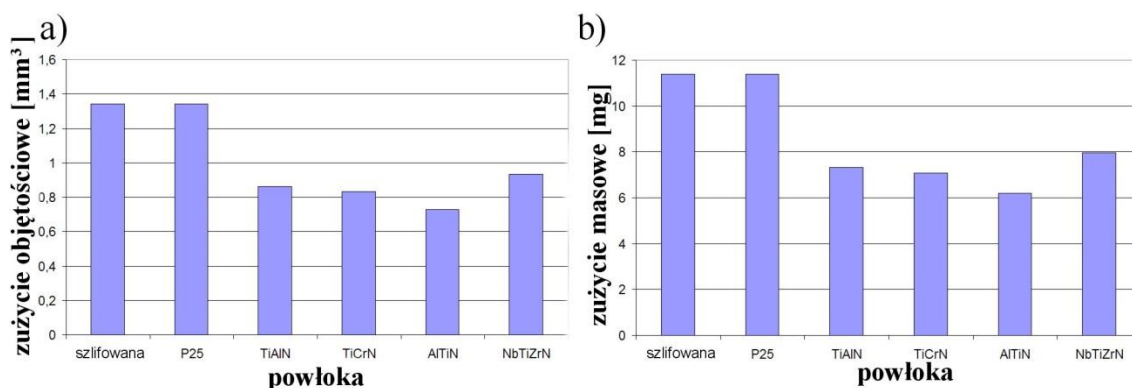
- próbki obrobione narzędziem z powłoką TiCrN o grubości 2 μm , charakteryzują się największym liniowym zużyciem wężła tarcia,
- najmniejsze zużycie klocków zanotowano dla próbki obrobionej narzędziem z powłoką TiCrN o grubości 4 μm ,
- zmniejszenie zużycia klocków następuje wraz ze wzrostem grubości powłok naniesionych na narzędzie skrawające.

Dla wszystkich próbek obrobionych narzędziami z powłokami, odnotowano obniżenie wartości współczynnika tarcia o 5 - 30% w porównaniu z próbkami obrobionymi narzędziem bez powłoki. W porównaniu z próbkami szlifowanymi obniżenie współczynnika tarcia nastąpiło dla powłoki AlTiN, dla pozostałych powłok efekt był praktycznie nieistotny. Jak wynika z wykresów wszystkie próbki obrobione narzędziami z powłokami charakteryzują się stabilizacją współczynnika tarcia.

Wyniki badań zużycia węzłów tarcia przedstawiono na rys. 6 i 7.

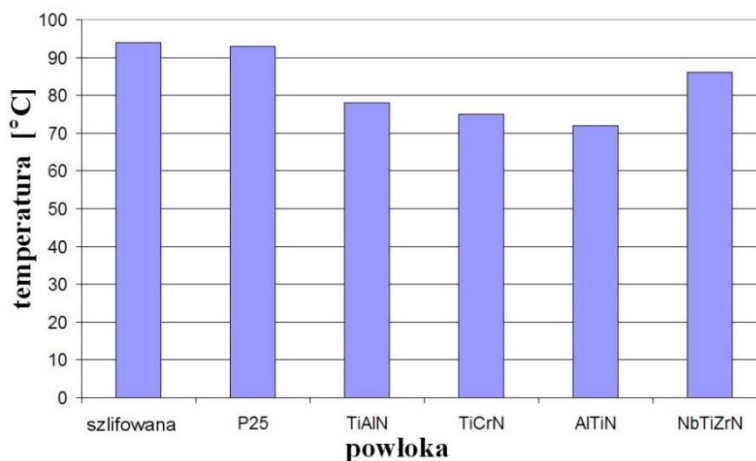


Rys. 6. Zmiany zużycia liniowego wężła tarcia: a) w funkcji drogi tarcia, b) wartości końcowe



Rys. 7. Wartości zużycia klocków: a) objętościowego, b) masowego

Na rys. 8 przedstawiono wartości temperatury węzła tarcia dla próbek obrobionych narzędziami o różnym składzie chemicznym powłok. Najwyższą temperaturę (94°C) zanotowano na koniec cyklu badawczego dla próbki szlifowanej. Dla pozostałych próbek obrobionych toczeniem, zauważyć można obniżenie temperatury (8 – 20 °C), przy czym dla próbek obrobionych narzędziem z powłoką NbTiZrN oraz bez powłoki zarejestrowano temperaturę na poziomie próbek szlifowanych. Największe obniżenie temperatury miało miejsce dla próbek toczonego narzędziami z powłokami TiAlN, AlTiN i TiCrN (~75°C).



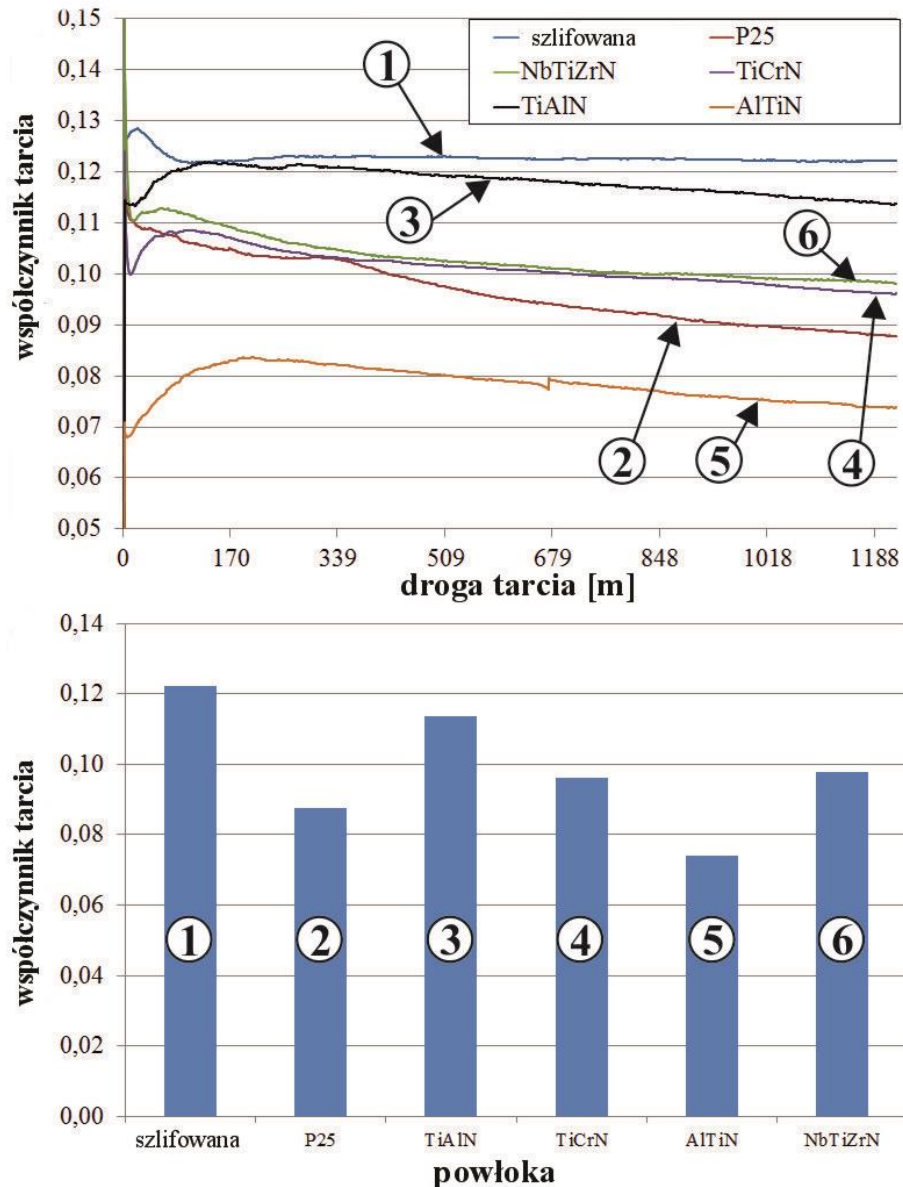
Rys. 8. Wartości temperatury próbek w zależności od składu chemicznego powłoki

Z przedstawionych rysunków wynika:

- krzywe zużycia noszą charakter liniowy, przy czym dla powierzchni obrobionych narzędziami z powłokami intensywność zużywania jest istotnie niższa zwłaszcza w okresie docierania;
- próbki obrobione narzędziami z powłokami wykazały mniejsze (około 40-50%) liniowe zużycie węzła tarcia w porównaniu z próbkami szlifowanymi;
- wszystkie elementy obrobione narzędziami z powłokami wykazały korzystne właściwości tribologiczne;
- próbki szlifowane oraz toczone narzędziem bez powłoki charakteryzują się zbliżonymi wartościami zużycia klocków;
- najkorzystniejsze właściwości tribologiczne odnotowano dla próbek obrobionych narzędziami z powłoką AlTiN.

3.3. Wyniki badań tribologicznych stali 20H23N18

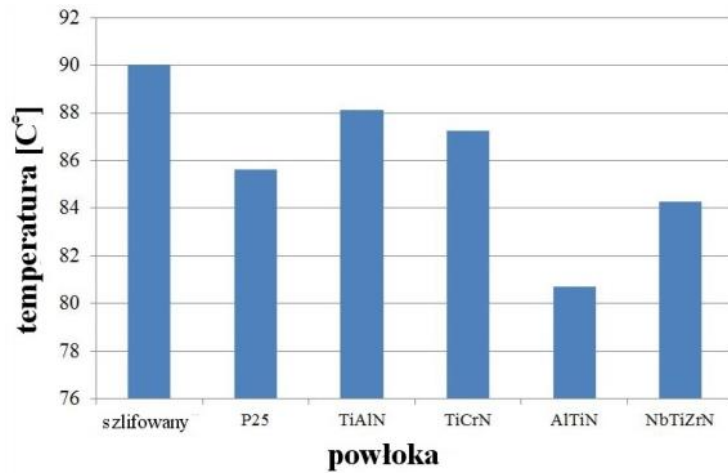
Na rys. 9 przedstawiono zmiany współczynnika tarcia w funkcji drogi tarcia dla powłok o różnym składzie chemicznym. Dla wszystkich próbek zaobserwowano obniżenie współczynnika tarcia o 10 – 35% w porównaniu z próbkami szlifowanymi. Najniższą wartość współczynnika tarcia zarejestrowano dla powłoki AlTiN. Dla pozostałych powłok obserwuje się zwiększenie współczynnika tarcia w porównaniu z próbkami obrobionymi narzędziem bez powłoki.



Rys. 9. Zmiany współczynnika tarcia μ w funkcji drogi tarcia (a) i wartości średnie współczynnika tarcia (b)

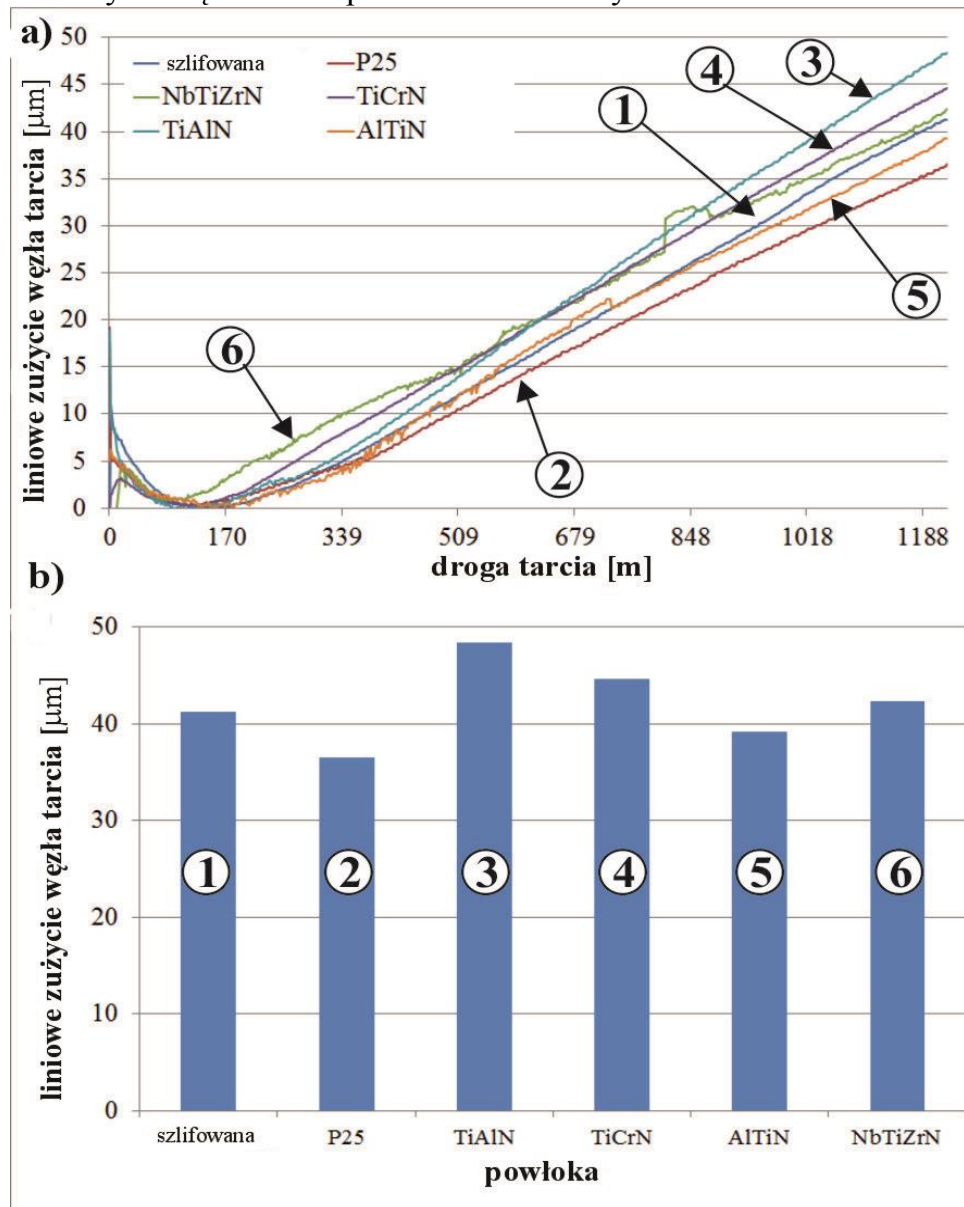
Na rys. 10 przedstawiono porównanie wartości temperatur węzła tarcia dla próbek obrobionych narzędziem o różnym składzie chemicznym powłoki.

Najwyższą temperaturę (90°C) zaobserwowano na koniec cyklu badawczego dla próbki szlifowanej. Dla wszystkich próbek toczonych zarejestrowano obniżenie temperatury o 2 – 8°C , przy czym dla próbek obrobionych narzędziami z powłokami TiAlN i TiCrN, zaobserwowana temperatura była wyższa niż dla próbek obrobionych narzędziem bez powłoki. Największe obniżenie temperatury miało miejsce dla próbek obrobionych narzędziem z powłoką AlTiN ($\sim 81^{\circ}\text{C}$).

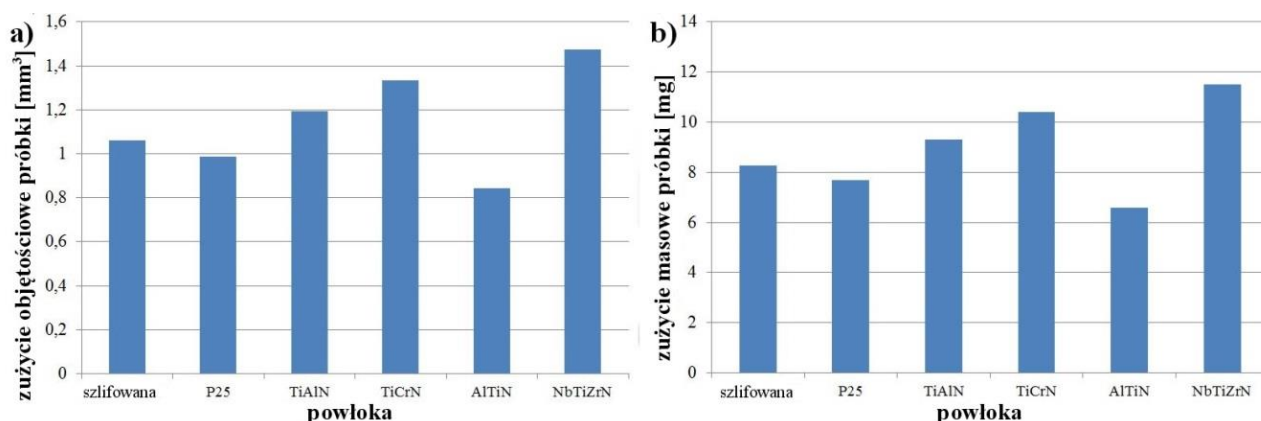


Rys. 10. Wartości temperatury próbek w zależności od składu chemicznego powłoki

Wyniki badań zużycia węzła tarcia przedstawiono na rys. 11 i 12.



Rys. 11. Zmiany zużycia liniowego węzła tarcia: a) w funkcji drogi tarcia, b) wartości końcowe



Rys. 12. Wartości zużycia klocków: a) objętościowego, b) masowego

Z przedstawionych powyżej wyników badań wynika:

- krzywe zużycia noszą charakter liniowy, przy czym dla próbek obrobionych narzędziami z powłokami intensywność zużywania jest istotnie wyższa,
- próbki obrobione narzędziem z powłoką AlTiN oraz bez powłoki wykazały niższą (o 8 – 12%) wartość zużycia liniowego w porównaniu z próbką szlifowaną;
- próbki obrobione narzędziami z powłokami NbTiZrN, TiCrN i TiAlN, charakteryzują się wyższymi wartościami zużycia klocków w porównaniu z próbkami obrobionymi narzędziem bez powłoki oraz próbką szlifowaną;
- najlepsze właściwości tribologiczne zaobserwowano dla próbek obrobionych narzędziem z powłoką AlTiN.

Wyniki obliczeń współczynników korelacji pomiędzy parametrami umocnienia warstwy wierzchniej elementów ze stali 40H a ich właściwościami tribologicznymi dla różnych powłok przedstawiono w tabeli 1.

Tabela 1. Współczynniki korelacji pomiędzy parametrami umocnienia warstwy wierzchniej a właściwościami tribologicznymi.

	Intensywność zużywania I_z	Współczynnik tarcia μ
D_{hkl}	-0,6231	-0,9355
ρ	-0,9532	-0,8771
$\sigma_1 + \sigma_2$	-0,3091	0,3475

Analizując tabelę 1, łatwo zauważyć, że w większości przypadków pomiędzy charakterystykami umocnienia warstwy wierzchniej (szczególnie gęstością dyslokacji i rozmiarami obszarów koherentnego rozpraszania) i jego właściwościami tribologicznymi (intensywnością zużywania I_z i współczynnikiem tarcia μ) występuje dostatecznie silna zależność.

Przeprowadzona analiza statystyczna pozwoliła znaleźć zależności pomiędzy badanymi wielkościami a intensywnością zużywania I_z oraz współczynnikiem tarcia

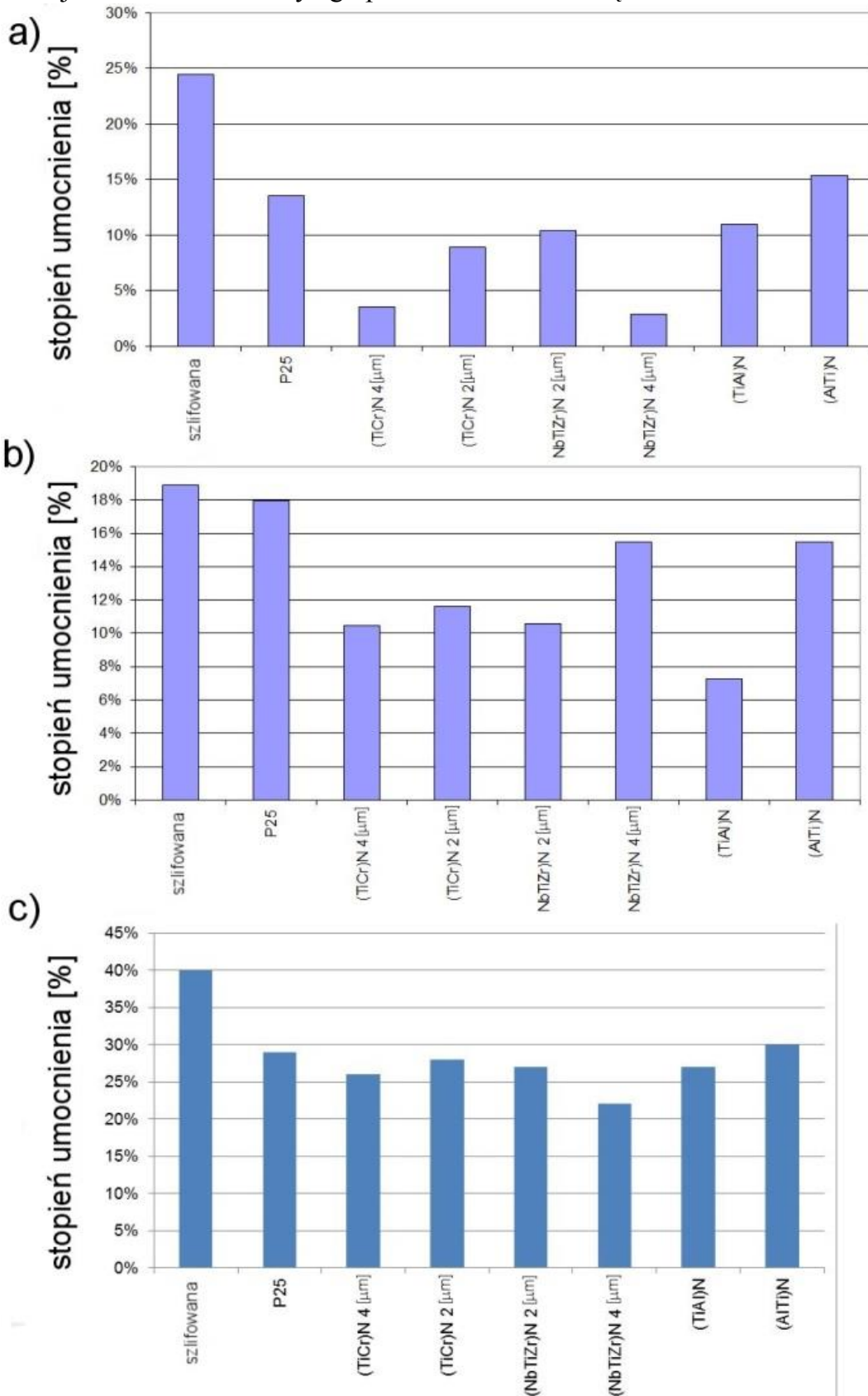
$$I_z = 9 \cdot 10^6 \cdot \rho^{-1,835} [\text{mm}^3/\text{min}]; R^2 = 0,964,$$

$$\mu = -10^{-22} \cdot \rho^2 + 3 \cdot 10^{-12} \cdot \rho + 1123; R^2 = 0,916,$$

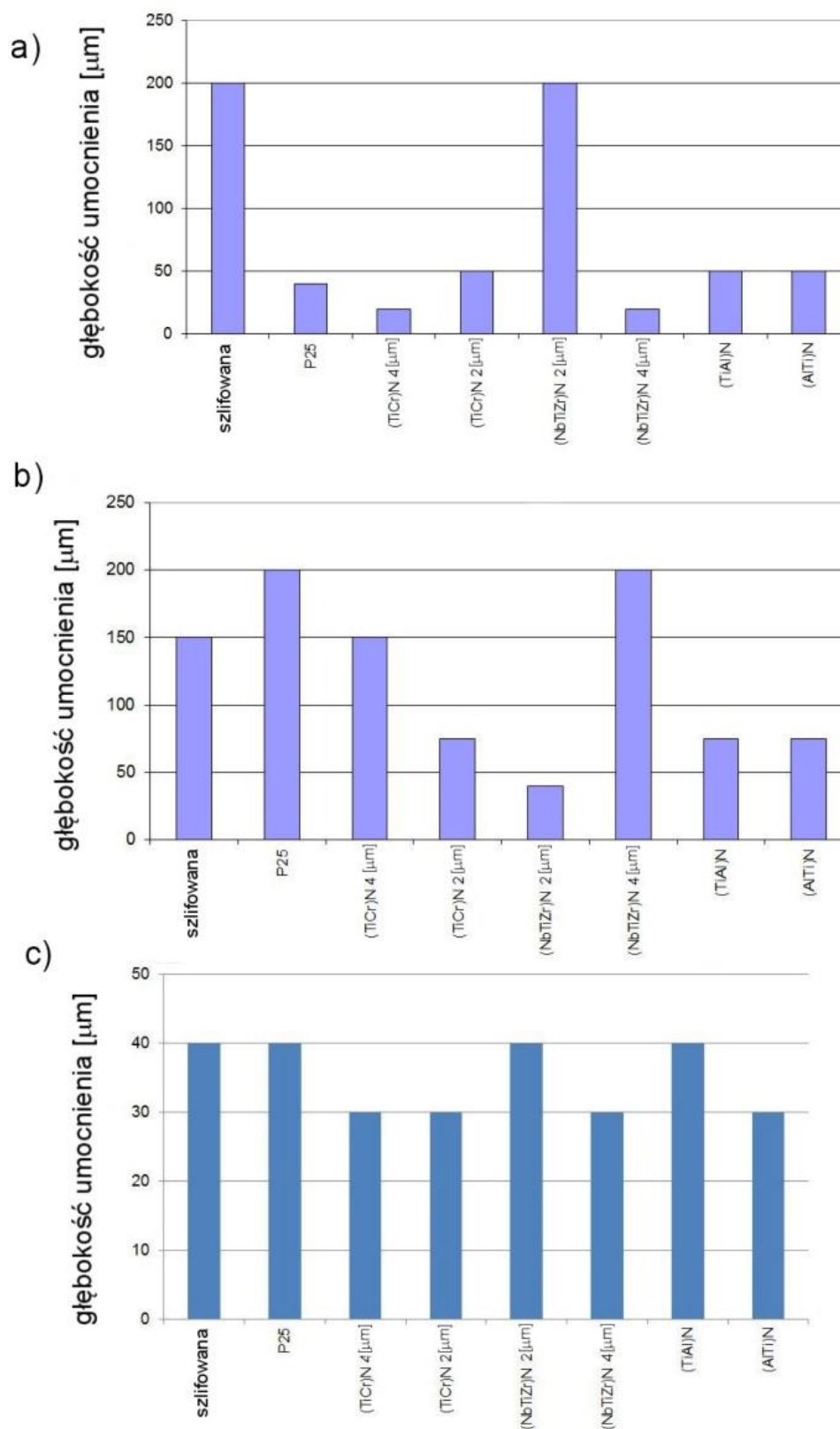
$$\mu = -0,0003 \cdot D_{ef}^2 + 0,0582 D_{ef} - 2,7349; R^2 = 0,940,$$

gdzie: ρ – gęstość dyslokacji [cm^{-2}], D_{ef} – średni rozmiar obszaru rozpraszania koherentnego [m].

Na rys. 13 i 14 przedstawiono wyniki badań stopnia i głębokości umocnienia warstwy wierzchniej w zależności od użytego podczas obróbki narzędzia.



Rys. 13. Stopień umocnienia warstwy wierzchniej próbek ze stali: a) 40H, b) 30HGSA, c) 20H23N18



Rys. 14. Głębokość umocnienia warstwy wierzchniej próbek ze stali: a) 40H, b) 30HGSA, c) 20H23N18

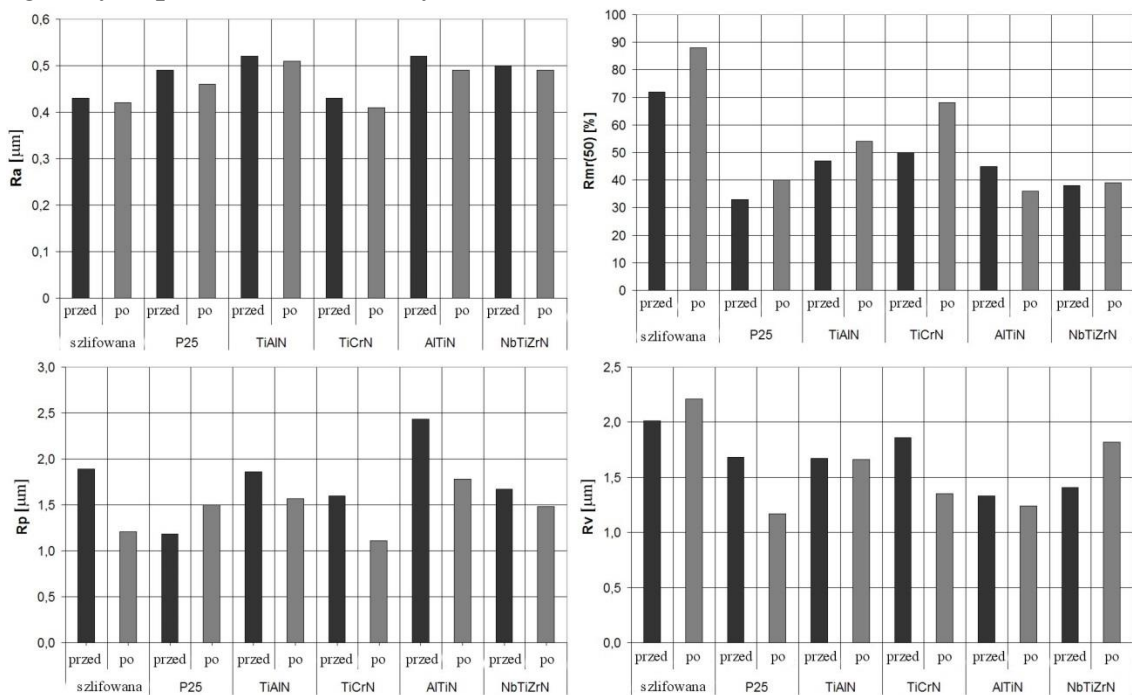
Jak widać z wyników przedstawionych rys. 13 i 14, obecność powłoki i spowodowane nią zmniejszenie promienia zaokrąglenia głównej krawędzi skrawającej powoduje zarówno zmniejszenie głębokości jak i stopnia umocnienia warstwy wierzchniej. Dla przyjętych w badaniach powłok najmniejsze umocnienie warstwy wierzchniej nastąpiło

dla stali 40H. W przypadku stali 30HGSA najmniejszą wartość umocnienia zapewniła powłoka (NbTiZr)N. Dla stali 20H23N18 we wszystkich rozpatrywanych przypadkach nastąpiło zmniejszenie umocnienia w porównaniu z próbką szlifowaną. Najmniejsze wartości parametrów umocnienia uzyskano dla narzędzi z powłokami (TiCr)N i (NbTiZr)N o grubości 4 μm . Dla pozostałych powłok wartości stopnia umocnienia były zbliżone do narzędzi bez powłok.

W każdym przypadku obróbki narzędziami z powłokami zanotowano mniejsze wartości umocnienia w porównaniu ze szlifowaniem i obróbką narzędziem bez powłoki. W przypadku próbek szlifowanych fakt ten można wyjaśnić wielokrotnym oddziaływaniem ziaren ściernych narzędzia z powierzchnią obrabianą elementu, co powoduje zwiększenie wartości stopnia i głębokości umocnienia. W przypadku zastosowania narzędzi z powłoką, wzrost jej grubości powoduje zmniejszenie promienia zaokrąglenia głównej krawędzi skrawającej, co skutkuje zmniejszeniem odkształceń plastycznych w strefie skrawania i w efekcie zmniejszenie umocnienia.

3.4. Ocena zmian stanu stereometrycznego powierzchni po badaniach tribologicznych

Zmiany chropowatości powierzchni rolek ze stali 40H przed i po badaniach tribologicznych przedstawiono na rys. 15.

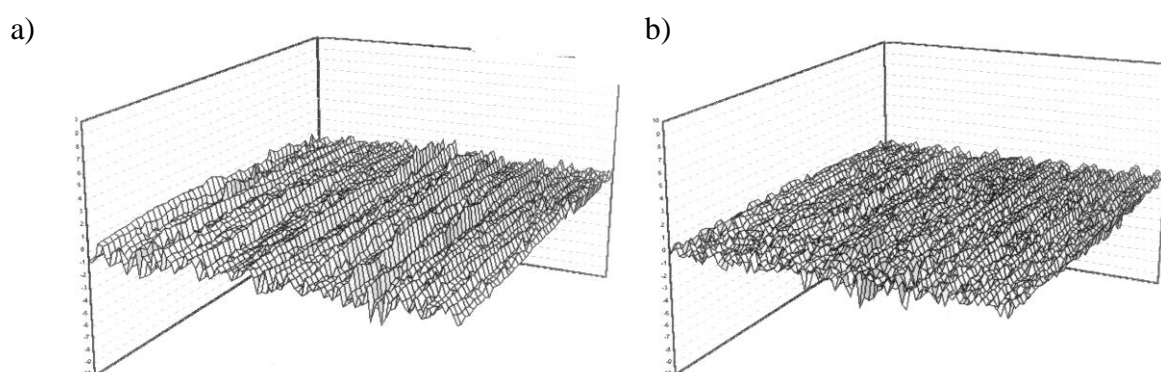


Rys. 15 Zmiany chropowatości powierzchni rolek ze stali 40H przed i po badaniach tribologicznych

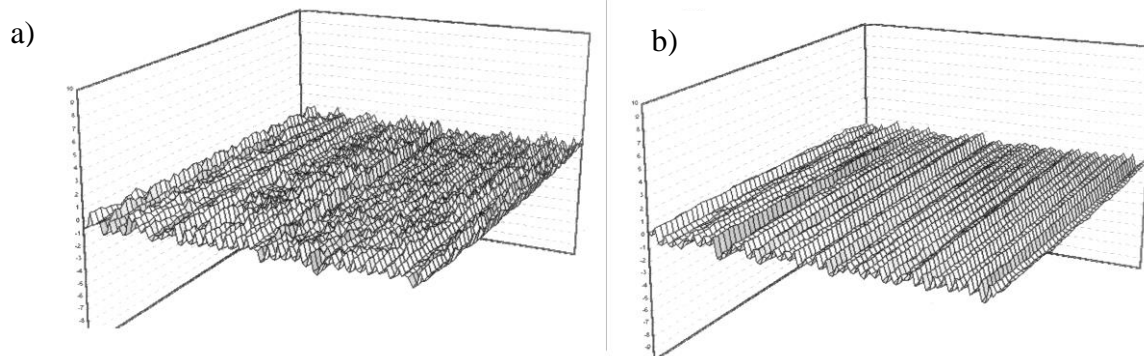
Dla wszystkich próbek zauważono nieznaczne obniżenie parametru chropowatości Ra po badaniach tribologicznych. W przypadku próbek szlifowanych zmiany parametrów profilu spowodowane jest ścieraniem wierzchołków nierówności, o czym świadczy obniżenie parametru Rp (o około 30%) przy jednoczesnym wzroście parametru Rv w stosunku do jego wartości wyjściowej.

Wszystkie toczone próbki charakteryzowały się niewielką zmianą parametru Ra (poniżej 5%) przy jednoczesnym wzroście parametru $Rmr(50)$ i obniżeniu parametrów Rp i Rv . Najkorzystniejsze zmiany w chropowatości powierzchni zaobserwowano dla próbek obrobionych narzędziami z powłokami TiCrN i TiAlN, dla których nastąpiło maksymalne obniżenie parametru Rp przy jednoczesnym największym wzroście parametru $Rmr(50)$.

Zmiany te można wyjaśnić zużywaniem nierówności wierzchołków w rezultacie docierania, a także wypełnieniem zagłębień profilu miękkimi cząsteczkami materiału klocka (brązu). Można przypuszczać, że charakter profilu mikronierówności powierzchni toczonych pozwala na wytworzenie kieszeni smarowych, co prowadzi do ograniczenia zużycia. Poza tym, regularny kształt nierówności profilu zgodny z kierunkiem wzajemnego przemieszczania elementów trących i znaczna różnica twardości, sprzyja wzajemnemu dopasowaniu współpracujących powierzchni podczas docierania i zwiększeniu rzeczywistej powierzchni kontaktu. Próbkę szlifowaną, charakteryzuje stochastyczny charakter śladów obróbki, spowodowany przypadkową (nieregularną) geometrią narzędzia ściernego. W rozpatrywanym przypadku każdy mikrowystęp profilu rolki oddziałuje na miękki materiał klocka jak narzędzie skrawające, powodując zwiększenie zużycia (w wyniku mikroskrawania). Potwierdzają to przykładowe obrazy 3d powierzchni próbek przed i po badaniach tribologicznych, przedstawione na rys. 16 i 17.



Rys. 16. Przykłady profili 3D próbek szlifowanych: a) przed, b) po badaniach



Rys. 17. Przykłady profili 3D próbek toczonych: a) przed, b) po badaniach

Przeprowadzone badania pozwoliły określić wpływ składu chemicznego i grubości powłoki na narzędziu skrawającym na właściwości tribologiczne elementów z ulepszonych cieplnie stali 40H, 30HGSA oraz 20H23N18.

Wnioski

Na podstawie przeprowadzonych badań, można postawić następujące wnioski:

1. Zastosowanie powłok na narzędziu skrawającym podczas obróbki badanych materiałów wywołało poprawę właściwości tribologicznych obrobionych elementów, co wyraża się w obniżeniu współczynnika tarcia, obniżeniu temperatury w strefie tarcia oraz zmniejszeniu zużycia w porównaniu do elementów obrobionych narzędziem bez powłoki jak i elementów szlifowanych.

2. W przypadku stali 40H oraz 30HGSA najmniejsze liniowe zużycie wężła tarcia i wartości współczynnika tarcia odnotowano dla próbek obrobionych narzędziami z powłokami AlTiN i AlTiN, a w przypadku stali 40H – również dla próbek obrobionych narzędziem z powłoką TiCrN.
3. Największe liniowe zużycie wężła tarcia, a także wartość współczynnika tarcia ze wszystkich rozpatrywanych skojarzeń uzyskano dla próbek obrobionych narzędziem z powłoką NbTiZrN.
4. Wielkość zużycia wężła tarcia zmniejsza się wraz ze wzrostem grubości powłoki na narzędziu skrawającym.
5. Na podstawie przeprowadzonej analizy zmian chropowatości powierzchni przed i po badaniach tribologicznych można stwierdzić, że powierzchnie po obróbce toczeniem wykazały bardziej korzystne zmiany w stanie stereometrycznym w porównaniu do próbek szlifowanych, wyrażające się zmniejszeniem parametrów chropowatości (R_a , R_v , R_p , R_z) oraz zwiększeniem udziału nośnego.
6. Najkorzystniejsze zmiany w chropowatości powierzchni nastąpiły dla próbek obrobionych narzędziami z powłokami TiCrN i TiAlN, dla których wystąpiło największe obniżenie parametru R_p (o 30-50%) przy jednoczesnym wzroście parametru $R_{mr}(50)$.

Przeprowadzone badania i analiza ich wyników pozwalają stwierdzić, że zarówno skład chemiczny, jak i grubość powłoki na narzędziu skrawającym wykazują istotny wpływ na właściwości tribologiczne elementów z ulepszonych cieplnie stali 40H, 30HGSA oraz stali 20H23N18, a także wykazały możliwość sterowania właściwościami i charakterystykami warstwy wierzchniej poprzez obróbkę elementów narzędziami z powłokami.

Literatura

1. ERDEMIR A (2005) *Review of Engineered Tribological Interfaces for Improved Boundary Lubrication*. Tribology International 38(3):249–256.
2. HORNG JH, LIN JF, LEE KY (1994) *The Effect of Surface Irregularities on the Tribological Behaviour of Steel Rollers Under Rolling-Sliding Contact*. Journal of Tribology—Transactions of the ASME 116:209–218.
3. HUTCHINGS IM (1992) *Tribology—Friction and Wear of Engineering Materials*. Arnold, London.
4. ЕНЕК М., В.И. СЕРЕБРЯКОВ, Л. Э. ШВАРЦБУРГ, *Влияние состава покрытия инструментальных пластин методам PVD на шероховатость поверхности при точении стали*, Технология Машиностроения.- 2010, no 8, s. 25—28
5. JENEK M., *Badanie wpływu rodzaju i grubości powłoki PVD na stan stereometryczny warstwy wierzchniej w procesie toczenia stali*, Projektowanie Procesów Technologicznych - TPP '09 : VI międzynarodowa konferencja naukowo-techniczna. Poznań, Polska, 2009 .- Poznań : Politechnika Poznańska, 2009, s. [10] CD-ROM
6. JENEK M., SZWARCBURG L., SIERIEBRIAKOW W., *Badanie wpływu rodzaju powłoki PVD na chropowatość powierzchni w procesie toczenia stali hartowanej*, Производство. Технология. Экология, ред. Л. Э. Шварцбург .- Москва : Московский Государственный Технологический Университет "Станкин", 2011 - (Монография 14) - s. 177--181
7. JENEK M., FELDSHTEIN E., *Features of chip forming when turning hardened steel 30HGSA with inserts coated by multi-component metal nitrides*, International Journal of Applied Mechanics and Engineering .- 2011, Vol. 11, no 2, s. 371--378 :
8. JOST HP (1966) *Lubrication (Tribology)* - Report on the Present Position and Industry's Needs. . pp. 1–79.
9. JOST HP (1990) *Tribology—Origin and Future*. Wear 136(1):1–17.

10. LEGUTKO S., NOSAL S., *Kształtowanie technologicznej i eksploatacyjnej warstwy wierzchniej części maszyn*, Ósrodek Wydawnictw Naukowych PAN, Poznań, 2004.
11. PETTERSSON U, JACOBSON S (2004) *Friction and Wear Properties of Micro Textured DLC Coated Surfaces in Boundary Lubricated Sliding*. Tribology letters 17(3):553–559.
12. RONEN A, ETSION I, KLIGERMAN Y (2001) *Friction-Reducing Surface-Texturing in Reciprocating Automotive Components*. Tribology Transactions 44(3):359– 366.
13. СУЛИМА А.М., ШУЛОВ В.А., ЯГОДКИН Ю.Д.: *Поверхностный слой и эксплуатационные свойства деталей машин*. Машинистроение. Москва 1998.
14. SUSLOV A.G., *Tehnologičeskoe obespečenie parametrov sostoâniâ poverhnostnogo sloâ*, Moskva, Mašinstroenie, 1987.
15. TIAN H, SAKA N, SUH NP (1989) *Boundary Lubrication Studies on Undulated Titanium Surfaces*. Tribology Transactions 32(3):289–296.
16. VOLCHOK A, HALPERIN G, ETSION I (2002) *The Effect of Surface Regular Microtopography on Fretting Life*. Wear 253:509–515.
17. WILLIAMS JA (1994) *Engineering Tribology*. Oxford University Press, Oxford.

STATE OF THE SURFACE LAYER AND TRIBOLOGICAL PROPERTIES OF ELEMENTS AFTER MACHINING CUTTING TERMS OF COATING IN THE TOOL

Summary

The paper presents results of influence of PVD coatings with different chemical composition on the tools used during the finishing machining cutting of the state of surface layer and tribological properties of machined parts. Research and analysis of the results have shown a significant influence of the coating on the tool both on the state of the surface layer and tribological properties (changes in the coefficient of friction, temperature, friction, wear size, roughness parameters)

СОСТОЯНИЕ ПОВЕРХНОГО СЛОЯ И ТРИБОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЭЛЕМЕНТОВ ПОСЛЕ ОБРАБОТКИ РЕЗАНИЕМ ИНСТРУМЕНТОМ С ПОКРЫТИЕМ

Резюме

В работе показано влияние покрытий PVD с различным химическим составом на инструменте, на состояние поверхностного слоя и трибологические свойства обрабатываемых деталей в процессе чистовой обработки. Исследования и анализ полученных результатов показали значительное влияние покрытия на инструменте на состояние поверхностного слоя и трибологических свойства (изменение коэффициента трения, температуры узла трения, износа, параметров шероховатости)

АРЭОЛОГЯ ЗУБЬЕВ ШЕСТЕРЁНОК ПОДВЕРГНУТЫХ ШЛИФОВКЕ

Тадеуш БУРАКОВСКИЙ⁶
Тадеуш ЗАБОРОВСКИЙ⁷

Слова ключевое: шестерёнки, зубья, арэолёгя, шлифовка

В работа познакомили результаты изучение арэолёгичных зубьев шестерёнок, которые показали существенные изменения по шлифовке. Видные влияние тепла в зоне резания и изменения механических особенностей.

Арэологя зубьев шестерёнок

Любой твердый, любой материальный объект имеет поверхность, которая получена в производственном процессе, в котором подземный слой всегда имеет химический состав, или структурированным, кроме оставшегося объема материала (упоминается как Р-сердечником), следовательно, процесс производства всегда физический объект связан с процессом формирования поверхность Технический называют верхний слой (ВС). Слой может быть дополнительно покрыты слоем из другого материала, называется покрытие (П). Каждый из этих элементов не может быть выделен, всегда возникают вместе, создавая, присущих системе, называется системой арэолёгичным (СА) (рис. 1):

- *сердцевина* ($C + BC$),
- *покрытие* ($C + BC + П$),

в котором ВС может быть многократно изменен, и покрытие может быть многослойным (фиг. 2). И во время подготовки арэолёгичным системы, а также во время использования происходит непрерывно или ступенчатое изменение его свойств: в первом случае - всегда в направлении повышения эффективности их работы во втором - ухудшение. Да основана - наука о пространстве [1], которая является техническим выражением инженерии поверхности [2,3].



Рис. 1. Функциональная схема системы арэологичнэго [2]

⁶ Институт точной механики в Варшаве

⁷ Познань технологический университет

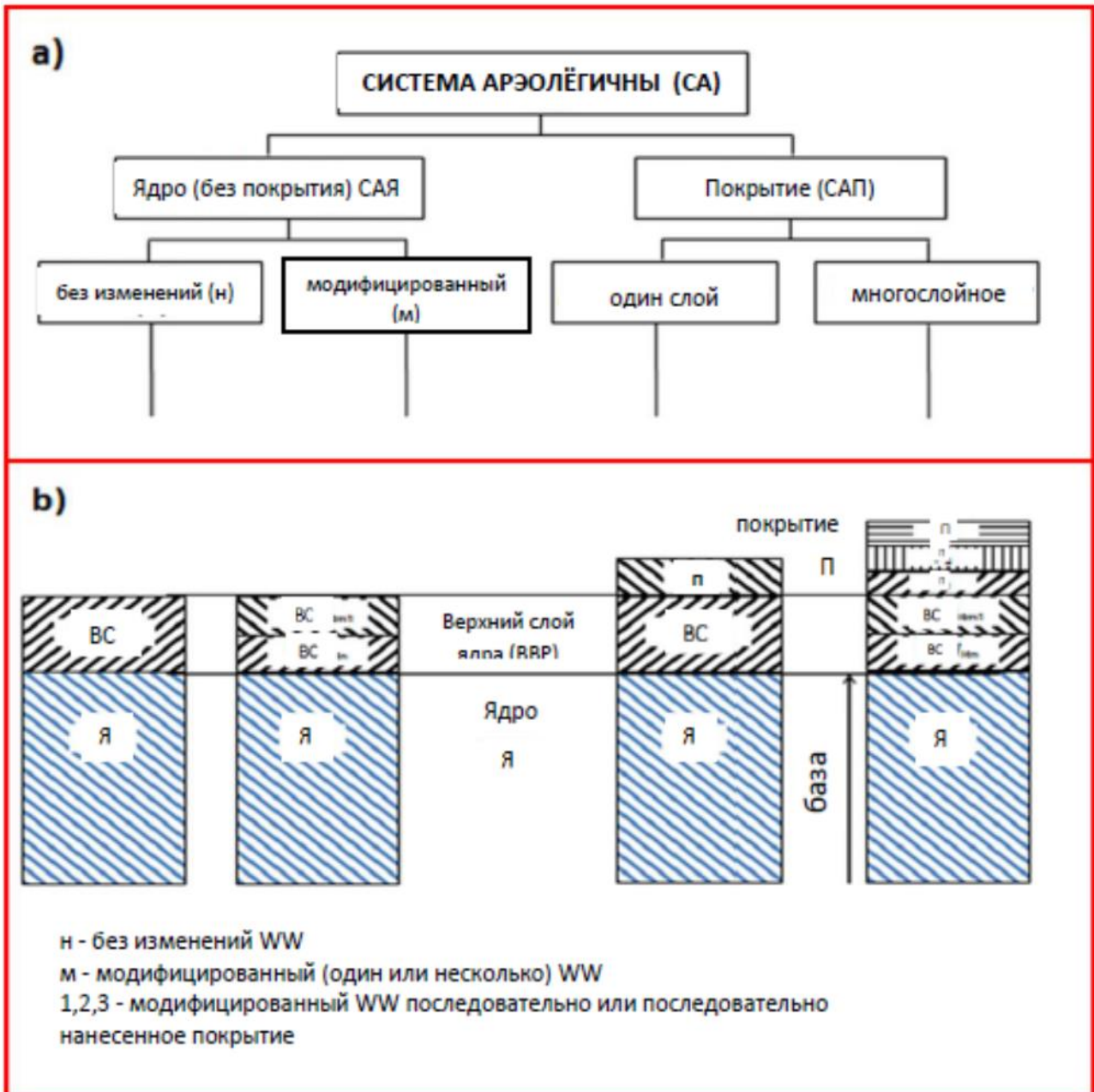


Рис. 2. Роды и структура систем арэологических [2]

В 2004 году, был введен [4], в 2013 году разработано [2] понятие арэологии как технических наук, дело с 4 столпах: проектирование, строительство, производство и тестирование арэологических систем и их использование. Арэологические системы создаются после его, чтобы получить другой (как правило, лучше) свойства, чем ядра, имеющего верхний слой всегда не модифицированную, возникающие как бы "по случаю" производственная деталей машин, или дополнительно форме (намеренно изменены); Дополнительные возможности могут обеспечить покрытие. Эти свойства в основном свойства: анти-абразивная, антикоррозионная, борьбы с усталостью и декоративную, но и оптические, теплофизические, электрические, магнитные, клей, абляционный, ингибирования, каталитический, диффузия, биологически совместимый, фотохимический, термохимические и др. [2,3]. Арэология заявил в Польше в 1994 году Комитетом по научным исследованиям, как самостоятельная дисциплина под инженерии поверхности классифицируется в один из нескольких

самых инновационных дисциплин народного хозяйства, связанные технологии производства [3]. Этапы развития технологии арэологичных - являются: подготовка исходного материала (по отношению к металлу - обычно в результате металлургического плавки) концептуальное проектирование и структурные части (машины или инструменты) и части производительности. Получение исходного материала (заготовки) и - в принципе - формирование участие не подпадают под ареологии охват, но относятся к общей технологии производства - литье, образуя, обработки, сварки; Заключительный участок поверхности, как правило, формируется путем модификации арэологичных (модификации поверхностного слоя, или любой дополнительный включать один или несколько слоев). После модификации поверхности деталей подвергаются использования, что свидетельствует или выставляет необходимость и качество изменений арэологичных [2].

С точки свойств арэологических систем, состоящих из различных сердечников, полученных поверхностный слой толщиной менее 1 мкм до нескольких мм и покрытий толщиной менее 1 мкм до нескольких сотен мкм может работать в температурном диапазоне ниже 100 °С до 2000 над °С, в вакууме или в местах коррозионных (кислот и оснований) с небольшим количеством износа трибологических, усталостной прочности и высоким сроком службы; кроме того, может иметь уникальные декоративные свойства, механическую, поверхностные, оптические, электрические, магнитные, каталитические, абляционные и другие [2]. Аэрология позволяет [2-9]:

1. производство деталей машин и инструментов с требуемыми свойствами на основе существующих структурных или функциональных материалов, адаптируя их к поверхности различных экспозиций и эксплуатационных требований - за счет производства поверхностных слоев и покрытий с более высокими характеристиками, чем дешево и не очень устойчив к внешнему воздействию ядра. Чаще - как правило, в 80-95% случаев - путем создания системы арэологичного получается в несколько раз увеличение твердости (Таблица 1). В результате чего несколько раз улучшения трибологических свойств, в несколько раз - антикоррозионных, несколько десятков - усталость (Таб. 2.) и несколько раз - сервис жизнь (Таб. 3).;

Таблица. 1. Ориентировочные значения коэффициентов синергизма твердости некоторых системах арэологических (во многих работах [4])

Система арэологичны			Твердость фактором синергии
вид	ядро	верхний слой	
ядро	Различные твердые	лазерное упрочнение	2,0 ÷ 6,4
	Различные твердые	цементацией и закалкой	1,7 ÷ 2,9
	Различные твердые	нитрификация	1,4 ÷ 2,9
	Различные твердые	серная азотирования	3,3 ÷ 5,0
вид	база	покрытие	
покрытие	металла в результате металлургических	электролитический металл	0,75 ÷ 20
	металл или отожженных	электролитический металл	0,09 ÷ 19,6
	HSS	PVD	2,0 ÷ 4,8

Таблица. 2. Синергетический фактор роста неограниченной выносливости в результате аэрологических упрочнения и разглаживания технологии [5]

Механическая обработка			коэффициент синергия
Базовые + внешние слои	Механическая обработка	Нажимание напор: стальные диски	1,1 ÷ 1,4
		Приработки напор: Роликовые и сталь нитроцементация Сk45N	3,0
		Импульсные нажимание : стальная дробь упрочнение	1,1 ÷ 1,3 (<1,55)
		Импульсные нажимание: сталь дробеструйной обработки 30HGSNA	1,4
		Импульсные нажимание: стальной дроби поверхностного упрочнения 30HGSNA и имплантации N +	1,55
	термическая обработка	Индукционная закалка стали	1,2 ÷ 1,6 (1,4 ÷ 1,5)
		Лазерная закалка стали	0,8
	Термо-химическая обработка	Цементацией и закалкой стали ($g = 0,2 \div 0,6$ мм)	1,1 ÷ 1,2
		нитроцементации стали	1,3
		Нитроцементация стальной коленчатый вал Сk45N	2,0 ÷ 2,25
		Азотированная оксид или титана азотирования Ti1Al1Mn	1,1
		Циано стали ($g = 0,2$ мм)	1,8
	Имплантация	Азотирование стали ($g = 0,1 \div 0,4$ мм)	1,1 ÷ 1,25 (<3,33)
		Нержавеющая 30HGSNA имплантировали N +	1,3
		Сталь 30HGSNA различные ионы имплантировали	1,05 ÷ 1,35
Имплантация	Титановые сплавы имплантированные N + и C +	1,1 ÷ 1,2	
	Титановые сплавы имплантированные N + и C +	1,1 ÷ 1,2	
	Титановые сплавы имплантированные N + и C +	1,1 ÷ 1,2	
база + покрытие	Термическое напыление	Различные покрытия	1,1
	Электроосаждение	Хромирование ($g = 0,04 \div 0,2$ мм)	0,66 ÷ 0,9
		Никель ($g = 0,03 \div 0,1$ мм)	0,66 ÷ 1,0

g - толщина поверхностного слоя или покрытия

Табл. 3. Коэффициент синергизму эксплуатационной носкости некоторых орудий подвергнутых технологиям аэрологическим упрочнения тыльного слоя [5]

Инструменты		Систем аэрологически		Коэффициент синергизму эксплуатационной носкости
		ядро	верхний слой	
резание	Спиральные сверла $\phi 5,4 \div \phi 10,25$	инструментальная сталь X82WMo6,5 закалённая и отпущенная	азотована газовой ($g = 0,01 \div 0,02$ мм)	1,36 ÷ 1,73
	Ступенчатые сверла $\phi 15/9$ и $\phi 18/11$			1,80 ÷ 2,17
	Машинные метчики M5 ÷ M12			1,25 ÷ 3,30
	Сверла люфтовэ M6 ÷ M20			1,60 ÷ 2,04
	Фрезы концевые $\phi 2 \div \phi 3$			2,3 ÷ 2,5
	Ротационные фрезы		2,0	
	Метчики	инструментальная сталь	имплантирована ионами N ⁺	8 ÷ 10
	Нажинки			3 ÷ 4
	Сверла к металлам			1,2 ÷ 6,0
	Сверла зубообрабатывающие	WC-Co		2 ÷ 3
	Фрезы кронжковэ	быстрый-ножевой сталь	имплантирована ионами N ⁺	2 ÷ 3
	Ножи к нарезкам			5
	Ножи кронжковэ			11
	Сверла к пластмассе	быстрый-ножевой сталь M2	имплантирована ионами N ⁺	4
	Метчики к феноловым смолам			12
токарные Ножи фасонные	быстрый-ножевой сталь SK5M		1,1 ÷ 1,6	
Ск О	Орудия к ковке котв горный	инструментальная сталь WCL	вэнглэазотована флюидальне	4

	Матрицы, штемпеля	сталь, WC	имплантирована ионами N ⁺	2 ÷ 5
	Наковальни спэнчаёнце головы заклёпок	сталь 210Cr4G		2 ÷ 3
	Орудия к выдавливать алюминиевых банок и тубам	сталь 210Cr4G		3 ÷ 5
	Вальсы к прокатным станам Cu, Al	стали стоповэ		3 ÷ 6
	Элементы вtrysковэ литьевой пресс	сталь 210Cr26		5
	Цёнгадла к стальной проволоке	WC-6%Co		1,3 ÷ 3,0
	Цёнгадла к медной проволоке			5
разрезальн ый	Ножнице	инструментальная сталь	имплантирована ионами N ⁺	2 ÷ 4
		WC-Co		5
	Ножницы к пластмассе	90%Mn, 8%V		6
	Ножницы к бумаге	сталь 1%C, 1,6%Cr		2
	Ножницы к синтетическому каучуку	WC-6%Co		12

- возможность получения очень низкий коэффициент трения для различных пар трения в правильно спроектированных, изготовленных и эксплуатируемых узлов трения ($\mu \geq 0,05 \div 1,0$), и очень разной интенсивности ($i_z < 0,001$ мкм/км ÷ $i_z > 10^6$ мкм/км или $i_z < 1$ нм/мин ÷ $i_z >$ несколько нм/мин – для аблативных щитов);
- для повышения надежности инструментов, деталей машин и оборудования, а также уменьшить их интенсивность отказов; в результате неправильного строительства и эксплуатации составляет около 15% отказов, но в результате неправильно сформулированных или внедренных систем не аэрологических записаны до примерно 85% аварий;
- снизить потери энергии, чтобы преодолеть сопротивление трения за счет снижения веса подвижных частей машины и оборудование, и в результате улучшения трибологических свойств поверхностей трения; преодолеть сопротивление трения в среднем потребляет 15 - 25% от затрат энергии и, в некоторых отраслях промышленности, например, в текстильной промышленности, для этой цели потерять до 85% исходного количества энергии. Около 200 лет назад статистический житель общей Земли ежедневно потреблять столько энергии, сколько потребляет за день в настоящее время, чтобы преодолеть сопротивление трения - около 170 МДж/день;
- возможность нанесения не только на технических общих структурных или функциональных материалов, но и материалов, используемых в медицине, особенно в имплантатов и костных имплантатов, которые отвечают специальным требованиям биосовместимый с костной тканью и другими биологическими жидкостями (напр., Покрытие из гидроксиапатита или nano кристаллической углерода , алмазное нравится);
- возможность регенерации изношенных деталей машин и инструментов при нанесении покрытий или мелиоративные произведения искусства, удалив столетий наслоений ("патины веков");
- способность давать декоративные качества, чтобы: цвет, глянец, притупление, разнообразных текстур поверхности или для удовлетворения особых

- требований к поверхности: электрическое, магнитное, сияющий (например коэффициент излучения);
8. увеличение срока службы, как правило, в результате чего в несколько раз меньше частой замены изношенных инструментов и деталей машин для выполнения ремонтных работ и частоту;
 9. уменьшение 15 - 35% потерь коррозии, что очень важно, учитывая, что экономический эффект от коррозии прибыть в Польшу до 8 - 10% национального дохода;
 10. сокращение потребления энергии в промышленности; хотя технологии аэрологическая являются обычно очень энергоёмким, и высокой технологии являются Стасовой только для лечения отдельных частей и инструмента (без необходимости нагревать всю массу материала) и продолжительности их влияния на заготовке очень короткие (несколько секунд или меньше) - тем не менее, использовать в строительстве машин, оборудования и инструментов позволит сократить потребление энергии во многих секторах экономики, главным образом, из-за снижения коэффициента трения, и, таким образом силы трения, снижение температуры режущего лезвия и потребление электроэнергии на 60 - 80%;
 11. уменьшение загрязнения окружающей среды, особенно, заставляя энергопотребление неприятность промышленности и низкой энергоёмкости аэрологичных методы, а также небольшое количество отходов, производимых ими, сточные воды, дыма, пыли и промышленных газов. При этом производится небольшое количество отходов: твердые - после обработки могут быть переработаны и утилизация, пыль может быть отделена от газов, а также переработаны и отходящие газы содержат относительно мало ингредиентов косвенно угрожающих человечеству активизировать парниковый эффект атмосферы Земли, которые являются источником кислотных дождей, разрушающих защитную атмосферу озона Земли или непосредственно вредны для человека, животных и растений.

3. Ареология зубьев шестерёнок

Исследовались также твердость, микротвёрдость, шероховатость поверхности (рис. 3), а также проводились металлографические исследования. В процессе проводимых исследований состояния поверхностного слоя использовались следующие измерительные приборы: универсальное приспособление для измерения зубчатых колес фирмы Карл Цейс- Иена с датчиком ортотест и ценой деления 0,001мм с пределом измерения $\pm 0,100$ мм; эвольвентомер универсальный VG 450 колес фирмы Карл Цейс- Иена с пределом измерения 0÷65 мкм и ценой деления 0,001мкм; измерительные валики типа MLCbA а также микрометр часового типа Mmcc с ценой деления 0,002 мм; профилометр фирмы Карл Цейс- Иена типа ME-10, снабженный

преобразователем типа T2, и измерительным преобразователем типа TZ; твердомеры типа Роквелл фирмы Kabid-Press и типа PRL-510; металлографический микроскоп Neophot-2 фирмы Карл Цейс- Иена с устройством для измерения микро твёрдости типа Hanemann; микротвердомер ПМТ-3 и сканирующий микроскоп IDOL.

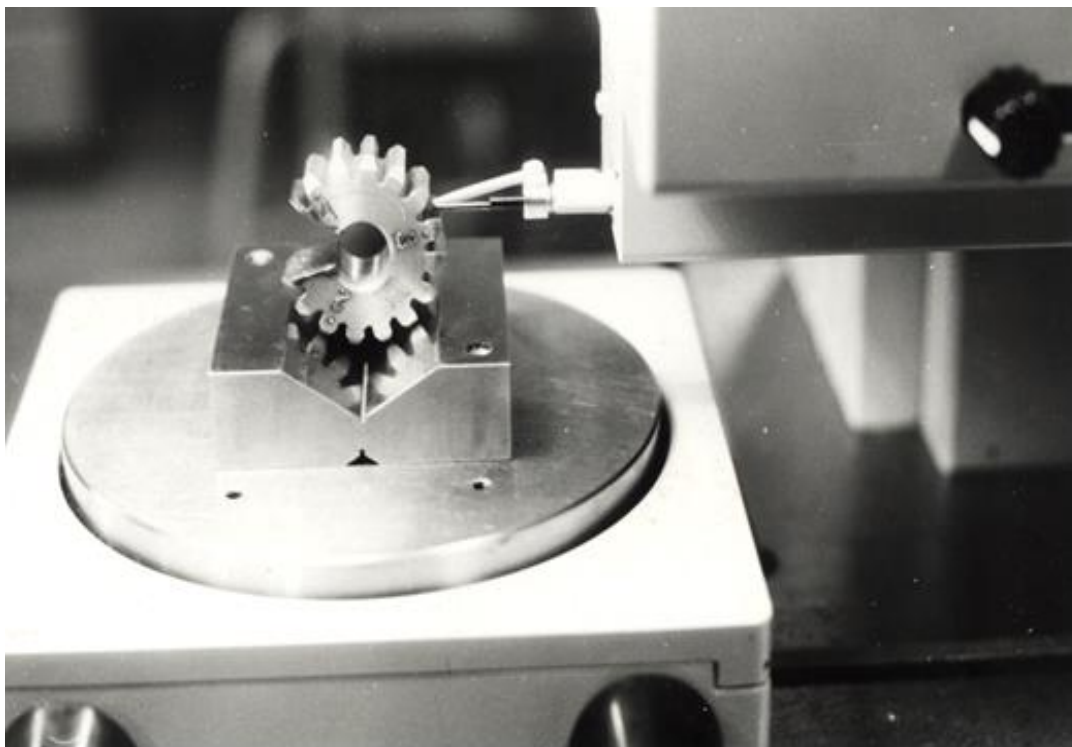


Рис.3. Измерение высоты шероховатости зуба зубчатого колеса

3.1. Влияние колебаний на остаточные напряжения в поверхностном слое зубьев зубчатых колес

Колебания в технологической системе вызываются не только неуравновешенностью шлифовального круга, но также возникают в результате реакции обрабатываемого материала на непосредственное или посредственное энергетическое воздействие. Результаты таких исследований представлены в работах автора [11]. Поэтому для формирования свойств поверхностного слоя неуравновешенность шлифовального круга имеет существенное значение (рис. 4), что показано в публикациях автора [11], так как не только вызывает увеличение шероховатости и волнистости шлифованной поверхности зуба зубчатого колеса, но ведет также к ухудшению физических свойств поверхностного слоя в результате их неоднородности. Для остаточных напряжений, возникающих в поверхностном слое зубьев зубчатых колес, это означает существование изменений величины остаточных напряжений волнового характера: растягивающих - в нижних частях амплитуды и напряжений сжатия - в верхних частях амплитуды, на что автор указывал в своих работах [11]. Следует помнить, что при шлифовании по способу Найлса шлифовальный круг выполняет сложное движение вращения и возвратно-поступательной подачи вдоль боковой поверхности зуба, а зубчатое колесо – движение отгибания и связанное с ним движение подачи. Эти совместные движения отражают процесс взаимодействия двух зубчатых колес эвольвентного профиля (рис.4).

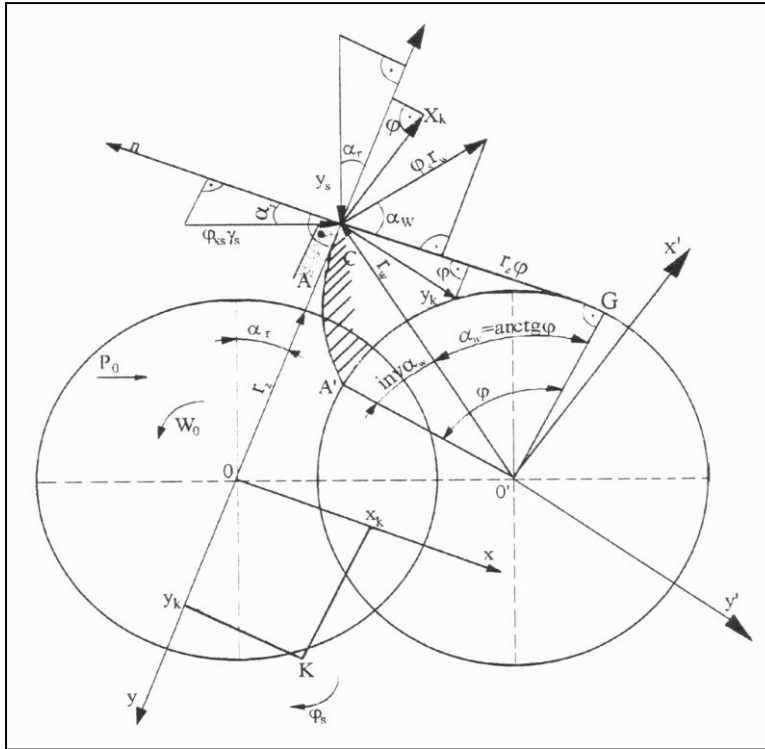


Рис.4. Образование эвольвентного профиля зуба с одной стороны в процессе шлифования по методу обкатки двухсторонним конусным шлифовальным кругом: r_w – ведущий радиус точки совместной работы, α_r – обработочный профильный угол, угол наклона шлифовальной кромки, перпендикулярной к направлению подачи (p_0), α_w – угол наклона развертывающего радиуса к касательной в точке совместной работы, r_s – радиус шлифовального круга, φ – угол огибания (обкатки), w_0 – угловая скорость

В точках контакта шлифовального круга с поверхностью зуба стохастическое движение шлифовального круга относительно зубчатого колеса является результатом суммирования составляющих векторов движений, отражающих колебания в системе СПИД. Проектируя эти составляющие на нормаль к профилю зуба получим соответствующее значение колебаний, возникающих в процессе шлифования, что подробно описано в работе автора [11]. Если принять, что ось „y” расположена вертикально, то необходимо уточнить колебания шлифовального круга в направлении оси „x”, так как стержень, на котором закреплено зубчатое колесо, расположен вертикально. В этом случае статический прогиб не оказывает существенное влияние на величину колебаний и, в конечном счете, на точность шлифования. Поэтому оси системы координат могут быть направлены в плоскости шлифовального круга, как это показано на рис. 4.

Оценивая изменение микротвердости в связи с неуравновешенностью шлифовального круга следует отметить наличие слоев пониженной твердости наряду с упрочненными слоями. Поэтому сведение к минимуму неуровненности шлифовального круга может привести к уменьшению ошибок по форме и размеру, которые возникают в поперечном и продольном сечении, а также к получению более благоприятных физико-химических свойств поверхностного слоя шлифованного зуба зубчатого колеса.

К сожалению, не только неуравновешенность является в данном случае существенной, на что автор указывает в своих исследованиях шлифования по методом обкатки двухсторонним конусным шлифовальным кругом [11].

Система шлифовальный круг – обрабатываемая деталь характеризуется накоплением энергии деформаций, что влияет на прочность связки зерен, от которой зависит частота свободных колебаний, о чем отмечено в работах [11]. Для процесса шлифования большое значение имеют параметрические колебания, вызываемые составными слагаемыми резания при шлифовании – нормальной и касательной, а также динамическая жесткость системы.

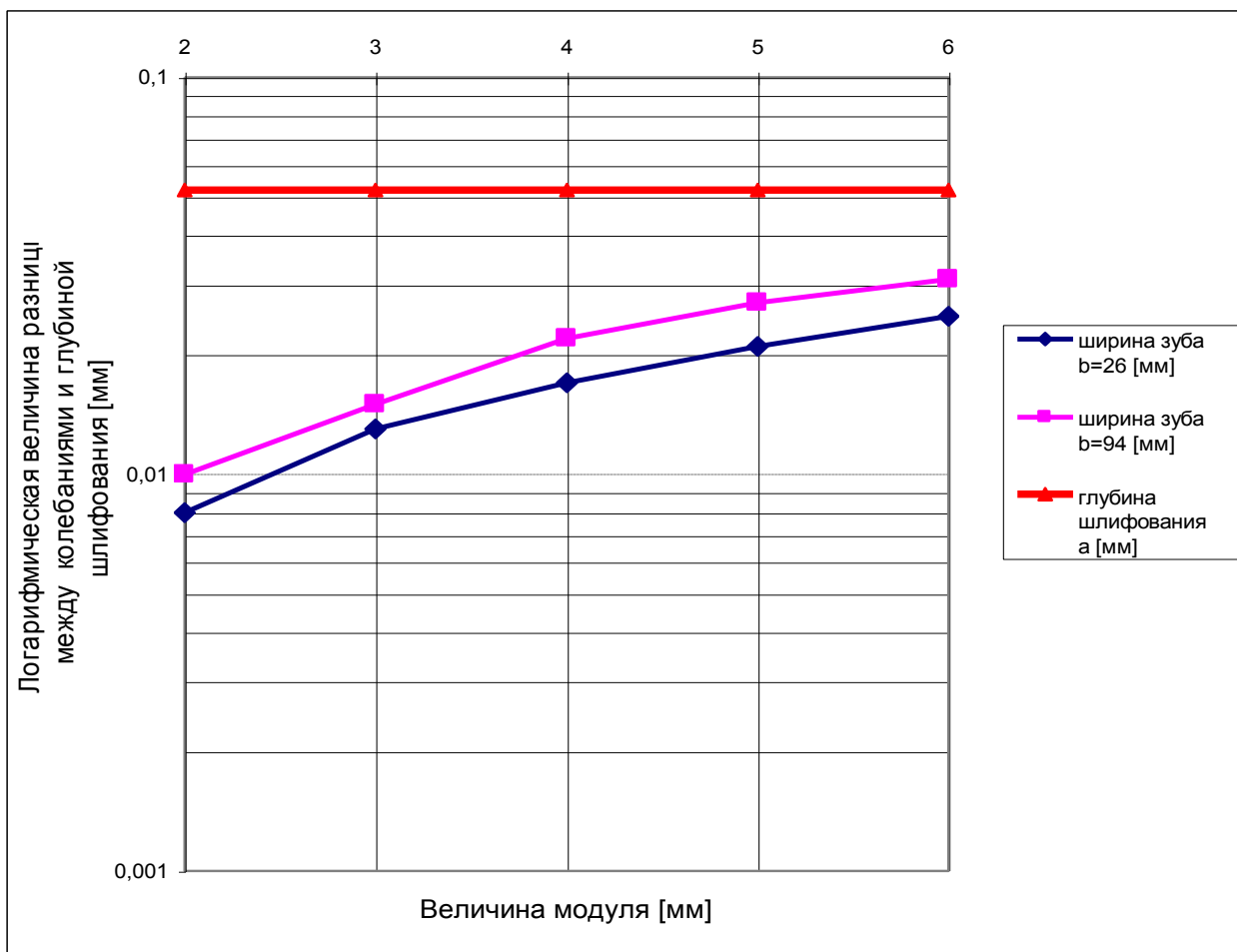


Рис.5. Различие между заданной глубиной (a) и переменной глубиной шлифования в результате воздействия амплитуды колебаний, $n_s=261$ [мин-1], $\rho_0=620$ [мм/мин]

Замечено, что синусоидальное относительное движение шлифовального круга и обрабатываемым зубчатым колесом сопровождается в процессе шлифования изменениями сил резания [11], что подтвердили проведенные автором исследования [11], в нормальном и касательном направлении, а амплитуды этих изменений накладываются как синусоидальные изменения силы шлифования на ее касательную составляющую. Эти силы растут [11] при увеличении частоты колебаний в результате неустойчивости толщины снимаемого слоя обрабатываемого материала и уменьшения объема шлифовального круга – что показано в публикациях автора [11].

В точке касания шлифовального круга с зубом зубчатого колеса сложное движение шлифовального круга по отношению к профилю зуба возникает в

результате сложения составляющих движений. Причем, они являются отражением колебаний в данной системе, что показано в работах автора [11].

На рис. 5 показано изменение глубины шлифования, вызванной изменением амплитуды колебаний в процессе шлифования.

Изменение глубины шлифования, которая измерялась в связи с изменением величины амплитуды колебаний показала, что изменение глубины во время шлифования зависит как от величины модуля, так и от ширины шлифуемого зуба зубчатого колеса. Таким образом, чем больше масса зубчатого колеса, тем больше растет величина изменения амплитуды. Если во время шлифования амплитуда колебаний будет больше глубины шлифования (рис. 5), то могут существовать области, в которых шлифовальный круг не режет материал, а имеет место только трение шлифовального круга о поверхность зуба зубчатого колеса.

Таким образом, нужно так подбирать величину глубины шлифования (a), чтобы она была больше амплитуды колебаний (рис. 5). В этом случае известно, что в зависимости от величины модуля и ширины зуба зубчатого колеса глубина шлифования должна быть выше величин, представленных на рис. 5. Тогда есть гарантия, что будет существовать процесс резания, а не трения. Это имеет важное значение с точки зрения достижения требуемой точности изготовления зуба зубчатого колеса, вероятности возникновения шлифовальных прижогов, а также возникновения и распределения остаточных напряжений в поверхностном слое зуба зубчатого колеса, связанных с процессом шлифования по методом обкатки двухструнным конусным шлифовальным кругом, что показано в работе [11]. Распределение, характер и изменение остаточных напряжений позволяют оценить состояние поверхностного слоя зуба зубчатого колеса (рис. 6).

Проведенные исследования показали, что остаточные напряжения, залегающие в поверхностном слое зуба зубчатого колеса, являются растягивающими вдоль высоты зуба. Сначала на глубине 25 мм наблюдаются напряжения сжатия, которые на глубине 38 мм переходят в растягивающие. На глубине 50 мм остаточные напряжения вновь меняются на растягивающие, в то время как в поверхности ножки зуба

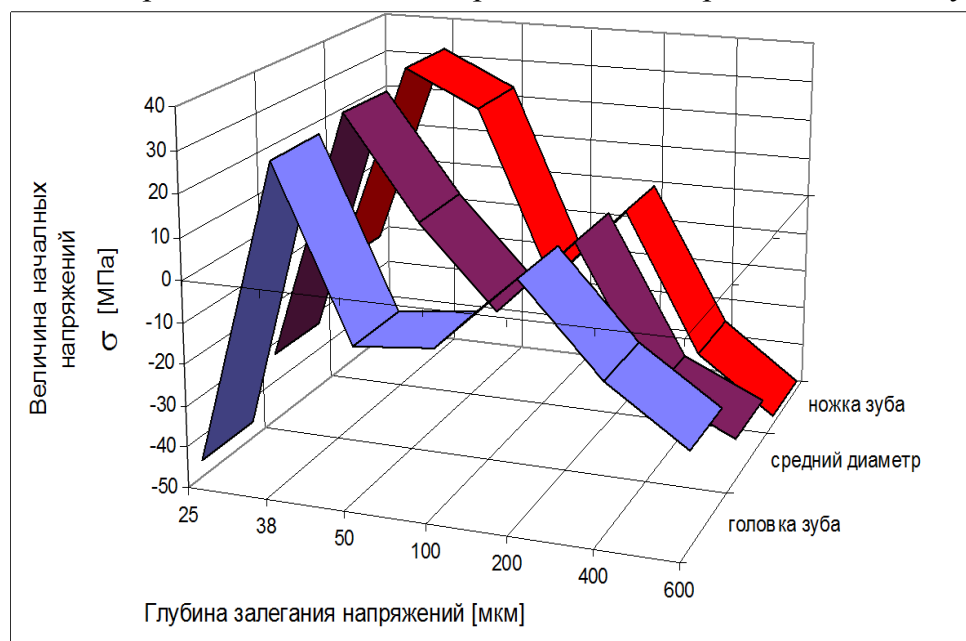


Рис.6. Влияние амплитуды колебаний (u) на величину и знак остаточных напряжений; $n_s = 208 \text{ мин}^{-1}$, $a = 0,0525 \text{ [mm]}$, $p_o = 440 \text{ [мм/мин]}$, $u = 2,149E-06 \text{ [м]}$

наблюдались напряжения сжатия. Указанное изменение остаточных напряжений связано с изменением объема материала, который у основания зуба является самым большим.

Далее, на глубине около 100 мм наблюдаются напряжения сжатия, величина которых в направлении ножки зуба несколько уменьшилась. На глубине 200 мм напряжения вдоль зуба были растягивающими, а их величина была около 10 МПа. С дальнейшим увеличением глубины эти напряжения переходили в сжимающие с тенденцией их роста.

Отмечено также, что в каждом случае величина напряжений в поверхностном слое у ножки зуба была меньше, чем головки зуба или на поверхности его среднего диаметра. Это свидетельствует о том, что амплитуда колебаний связана с глубиной резания и с напряжениями.

Важную роль играет также частота колебаний и подача, что подтвердили исследования автора для методом обкатки двухструнным конусным шлифовальным кругом [11]. Увеличение подачи способствует росту величины амплитуды. Амплитуда же влияет на частоту колебаний в зоне контакта инструмента с обрабатываемым предметом, степень которого показана в работе автора [11]. Если амплитуда колебаний оказывает преобладающее влияние в сравнении с глубиной резания, то может увеличиваться влияние трения в зоне резания, а также могут появиться пластические и упругие деформации. Это ведет к росту температуры и в результате - к возникновению растягивающих напряжений в поверхностном слое зубьев зубчатых колес.

3.2. Влияние условий шлифования на характеристики качества поверхностного слоя

Проводились исследования влияния количества двойных ходов шлифовального круга, подачи стола и глубины шлифования на остаточные напряжения поверхностного слоя зубьев зубчатых колес. Формирование остаточных напряжений в поверхностном слое зубьев зубчатых колес под воздействием количества двойных ходов шлифовального круга показано в исследованиях автора [11]. Влияние числа двойных ходов шлифовального круга (n_s) значительно влияет на возникновение растягивающих напряжений на глубине до около 100 мкм (рис. 7).

С ростом числа двойных ходов шлифовального круга величина растягивающих напряжений уменьшается и переходит в напряжения сжатия. Остаточные напряжения с ростом числа двойных ходов шлифовального круга уменьшают свою величину вместе с глубиной их залегания и переходят сжимающие (рис. 7). Это вызвано увеличением скорости перемещения шлифовального круга по отношению к шлифуемой поверхности зуба зубчатого колеса, которая влияет на уменьшение количества выделяемого тепла, что способствует более быстрому охлаждению обрабатываемой поверхности. В результате происходит рост напряжений сжатия на больших глубинах.

Влияние величины подачи стола на остаточные напряжения в поверхностном слое зубьев зубчатых колес, как показали исследования, совместно с увеличением окружной подачи способствуют приросту величины остаточных напряжений (рис.8), которые на глубине более 100 мкм являются сжимающими.

Величина остаточных напряжений является переменной по глубине их залегания в поверхностном слое. С ростом глубины залегания остаточные растягивающие напряжения в поверхностном слое уменьшаются и на глубине около 100 мкм

изменяют свой знак и переходят в растягивающие. При самой большой величине окружной подачи ($p_o = 800$ мм/мин) величина растягивающих напряжений уменьшается и переходит в напряжения сжатия, достигающие максимального значения при самой большой глубине их залегания. Это свидетельствует о преобладающем влиянии тепла, степень влияния которого показана в работе [11], возникающем в зоне контакта шлифовального круга с обрабатываемым зубом [11]. Влияние объёма обрабатываемого материала проявляется только на глубинах свыше 200 мкм. Появляются напряжения сжатия, величина которых, однако, уменьшается с ростом окружной подачи (рис. 8).

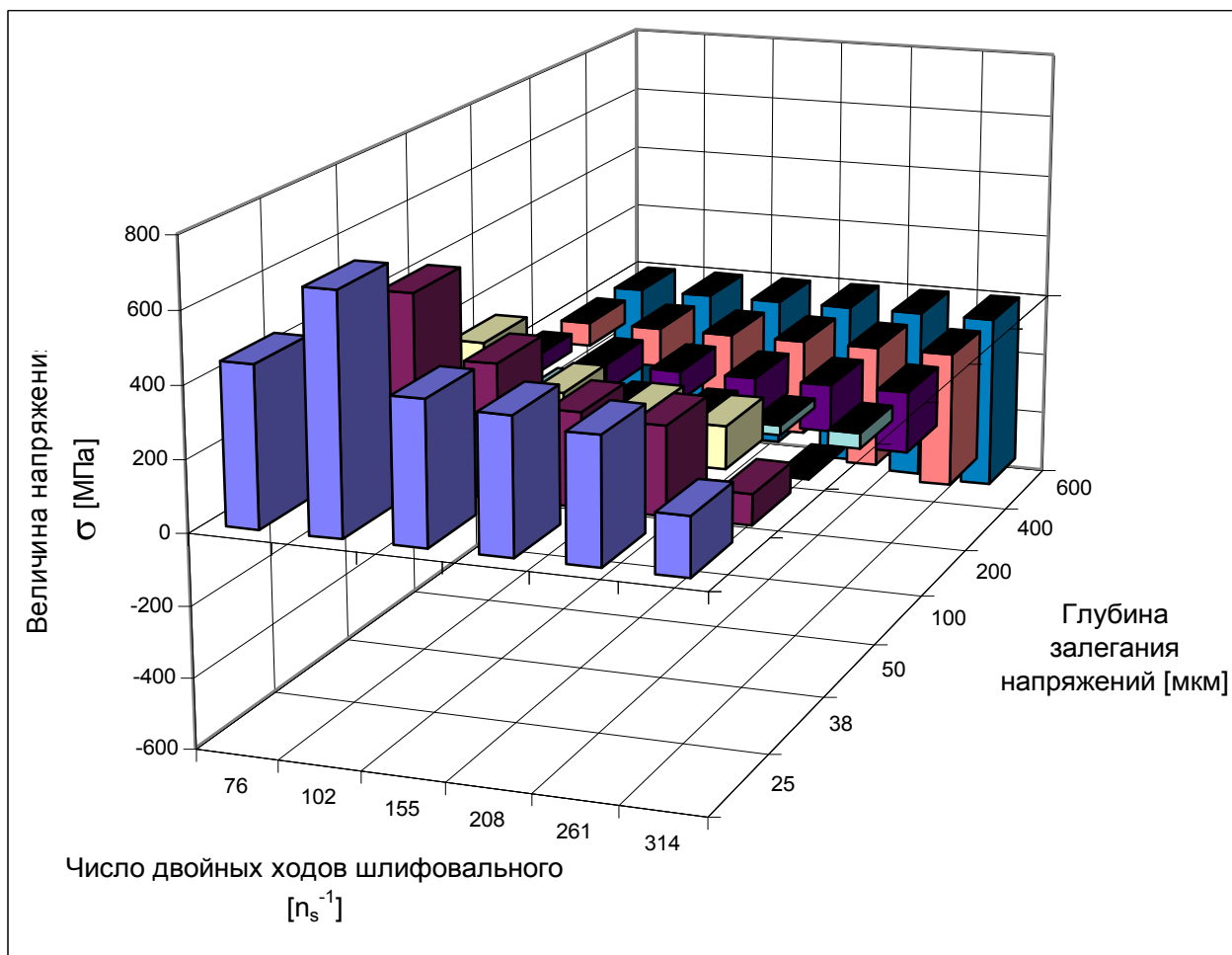


Рис.7. Распределение остаточных напряжений в поверхностном слое зубьев зубчатых колес в зависимости от числа двойных ходов шлифовального круга (сталь 40Н); $a=0,0525$ [мм], $p_o=440$ [мм/мин.]

Учитывая наличие значительных растягивающих напряжений при максимальной величине подачи, следует избегать ее применения ввиду величины и глубины залегания этих напряжений в верхнем слое. Таким образом, уменьшение величины окружной подачи повлияет также на уменьшение величины растягивающих напряжений в поверхностном слое, что связано также со структурными изменениями.

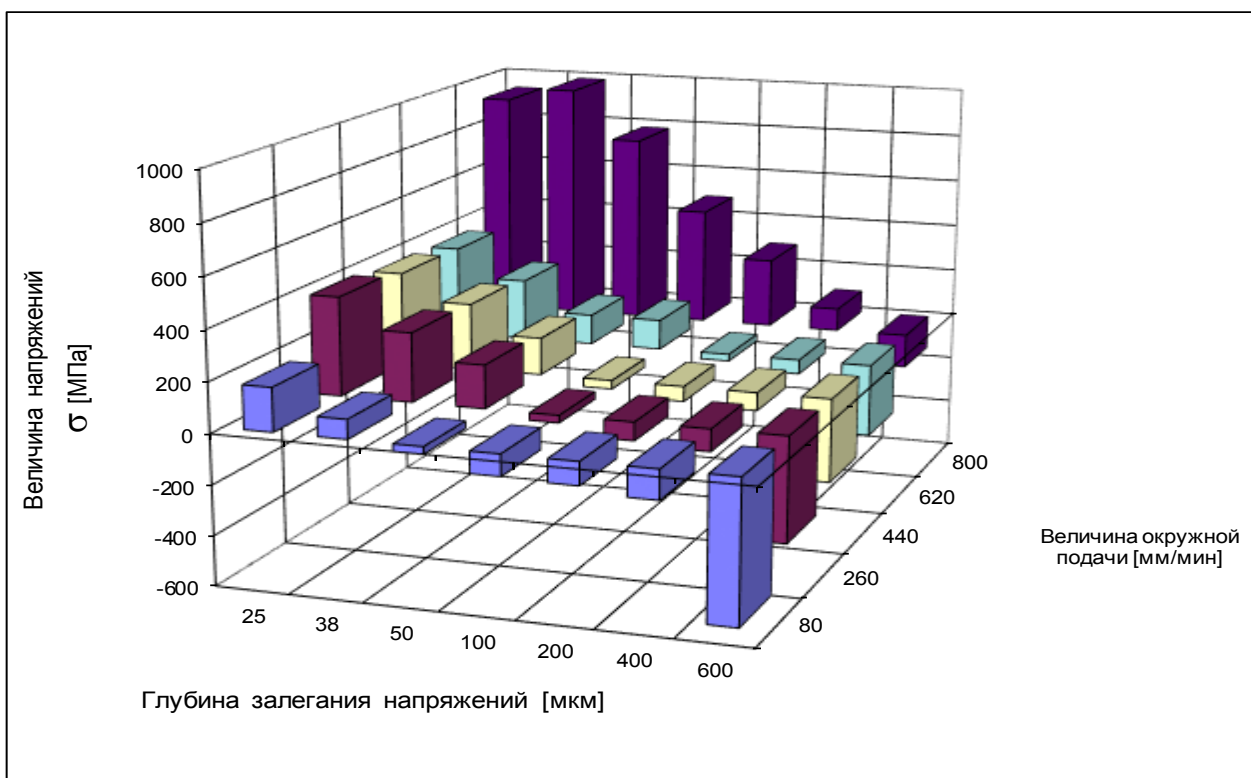


Рис.8. Влияние окружной подачи на остаточные напряжения в поверхностном слое зубьев зубчатых колес (сталь 40X); $n_s = 261 \text{ мин}^{-1}$, $a = 0,075 \text{ мм}$

Воздействие глубины шлифования на образование начальных напряжений в верхнем слое зубьев зубчатых колес является ростом величины напряжений. Характер изменения остаточных напряжений по глубине их залегания является одинаковым при шлифовании с различной глубиной при её изменении от 0,05 до 0,1 мм.

Эти напряжения на поверхности являются растягивающими и уменьшаются по глубине от поверхности от 400 МПа до 0 на расстоянии около 500 мкм от поверхности (рис. 9). Это происходит потому, что с одной стороны сказывается влияние тепла, переходящего в поверхность обрабатываемого материала из зоны

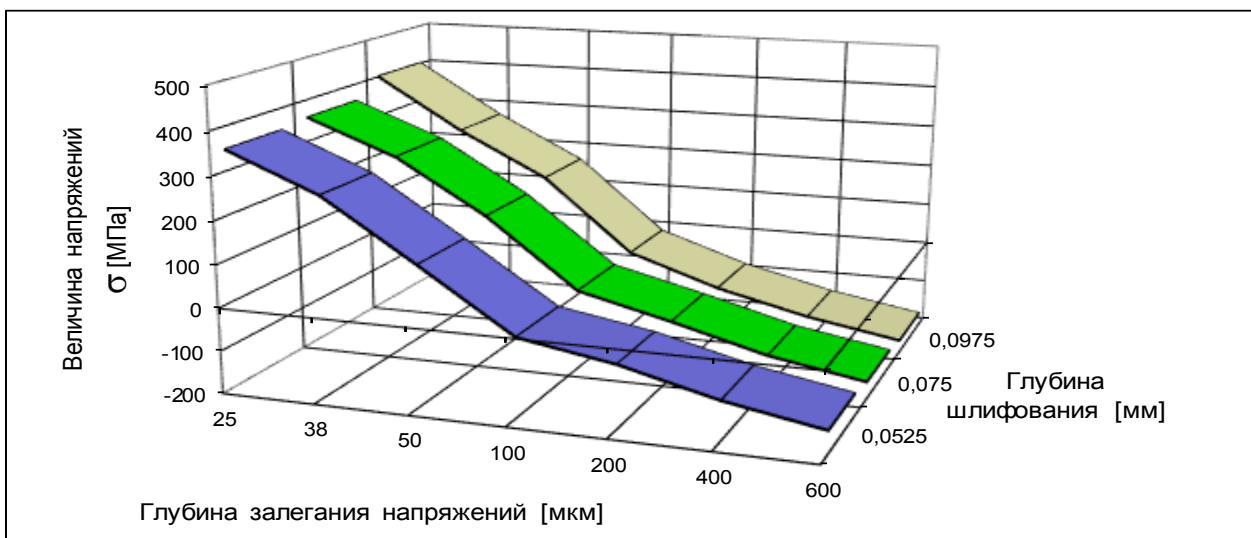


Рис.9. Влияние глубины шлифования на остаточные напряжения в поверхностном слое зубьев зубчатых колес (сталь 40X); $n_s = 261 \text{ мин}^{-1}$, $v_c = 440 \text{ мм/мин}$

контакта, а с другой стороны - изменение сил резания [11]. Тепло способствует структурным изменениям в поверхностном слое, которые ведут к возникновению остаточных растягивающих напряжений, что можно заметить при росте глубины шлифования. При небольших глубинах шлифования в поверхностном слое шлифованных зубьев зубчатых колес могут наблюдаться остаточные растягивающие напряжения небольшой величины. На более значительных глубинах [11] остаточные напряжения являются напряжениями сжатия (рис. 10, рис. 11, рис. 12) как вдоль высоты зуба, так и по глубине зуба, независимо от глубины шлифования [11]. Но величина напряжений сжатия для меньших глубин шлифования является меньше и увеличивается вместе с глубиной их залегания в поверхностном слое.

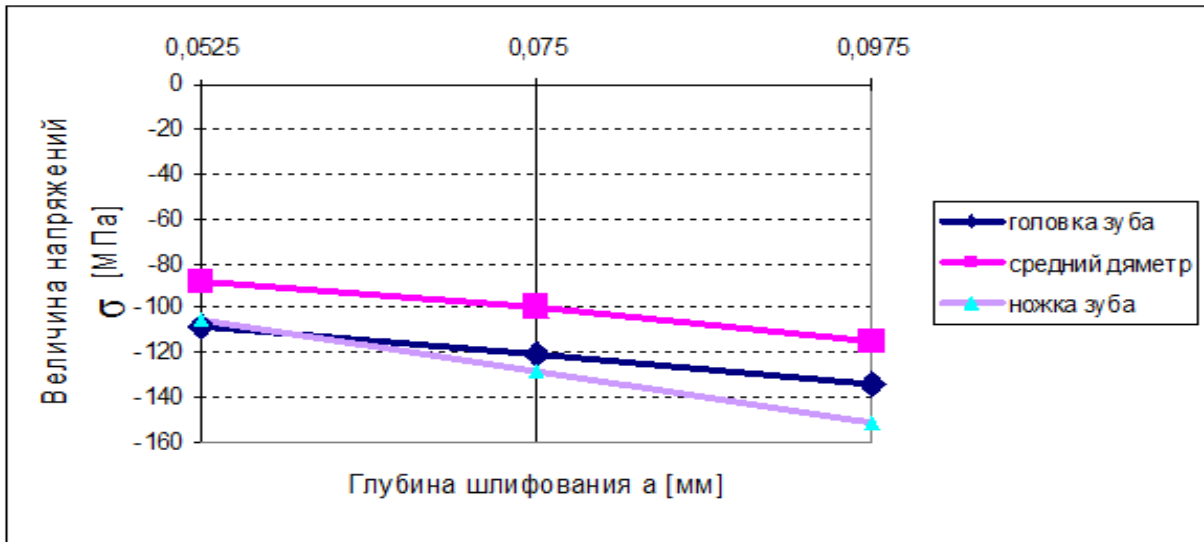


Рис.10. Распределение остаточных напряжений в поверхностном слое зубьев зубчатых колес после шлифования на глубине $h = 200$ мкм вдоль высоты зуба; $v_o=440$ мм/мин, $n_s=208$ мин⁻¹

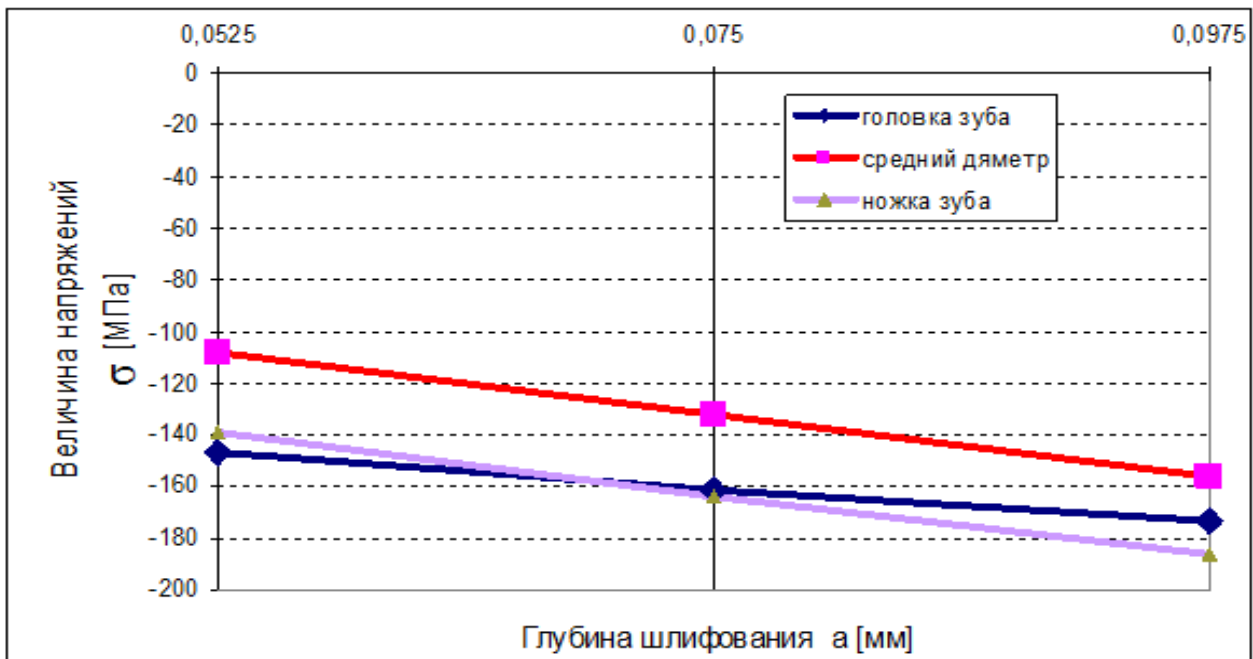


Рис.11. Распределение могут оставаться напряжений в поверхностном слое зубчатых колес после шлифования на глубине $h = 400$ мкм вдоль высоты зуба (сталь 40H); $v_o = 440$ мм/мин, $n_s = 208$ мин⁻¹

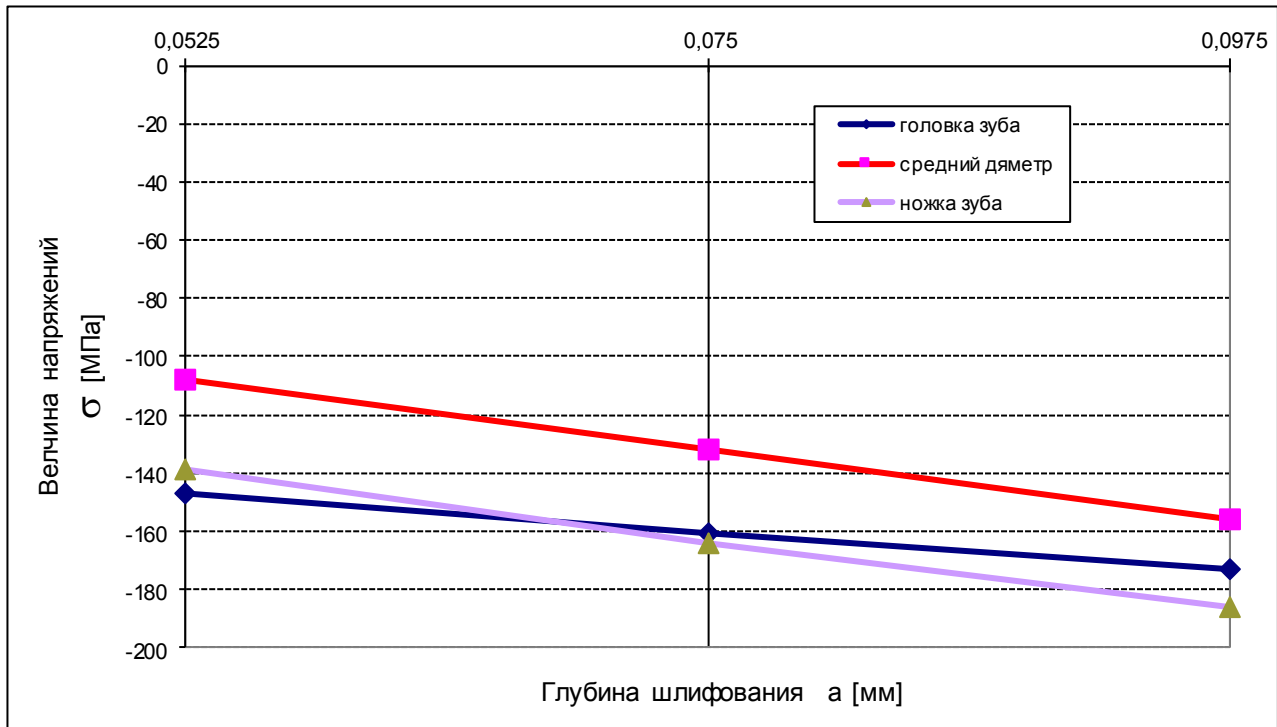


Рис.12. Распределение остаточных напряжений в поверхностном слое на глубине $h = 600$ мкм вдоль высоты зуба зубчатых колес после шлифования (сталь 40X); $p_o = 440$ мм/мин, $n_s = 208$ мин⁻¹

При анализе эпюры остаточных напряжений по высоте зуба, наименьшие напряжения сжатия наблюдались на среднем диаметре независимо от глубины шлифования. Рост напряжений сжатия является наибольшим в поверхностном слое ножки зуба зубчатого колеса (рис. 10 – 12). Величина этих напряжений растет вместе с глубиной шлифования, что может свидетельствовать не только о воздействии большего объема обрабатываемого материала, но также о росте сил резания. В результате роста объема шлифованного зуба зубчатого колеса (ножка зуба) происходит более быстрое проникновение тепла вглубь материала и охлаждение, что позволяет получить рост напряжений сжатия.

3.3. Изменение твердости поверхностного слоя шлифованного зуба зубчатого колеса

Изменение твердости поверхностного слоя зуба зубчатого колеса связано с изменением остаточных напряжений и зависит от способа шлифования зуба зубчатого колеса. В положении, когда в зоне контакта шлифовального круга с зубом зубчатого колеса создается большое количество тепла, происходит его проникновение вглубь материала, сопровождаемое структурными изменениями. В результате, это ведет к возникновению остаточных растягивающих напряжений, сопровождающихся уменьшением твердости (рис. 13). Уменьшение или увеличение твердости связано с появлением разброса значений твердости, что означает, что твердость не будет постоянной, несмотря на постоянство параметров режима шлифования всех шлифованных зубьев зубчатых колес. Это свидетельствует о том, что при минимальной амплитуде колебаний (рис. 13) увеличиваются растягивающие напряжения, а при максимальных амплитудах происходит увеличение напряжений

сжатия в поверхностном слое шлифованного зуба зубчатого колеса. Отмеченная закономерность указывает на цикличность этого процесса.

Исследуя распределение твердости по глубине поверхностного слоя зуба (рис. 14) замечено, что от самой поверхности твердость несколько уменьшается до глубины 7 мкм и затем монотонно растет и достигает величины 60 HRC на глубине 0,09 мм. Это означает, что в исследуемом слое существуют напряжения сжатия, которые затем переходят в растягивающие напряжения, оказывающие влияние на указанное изменение твердости.

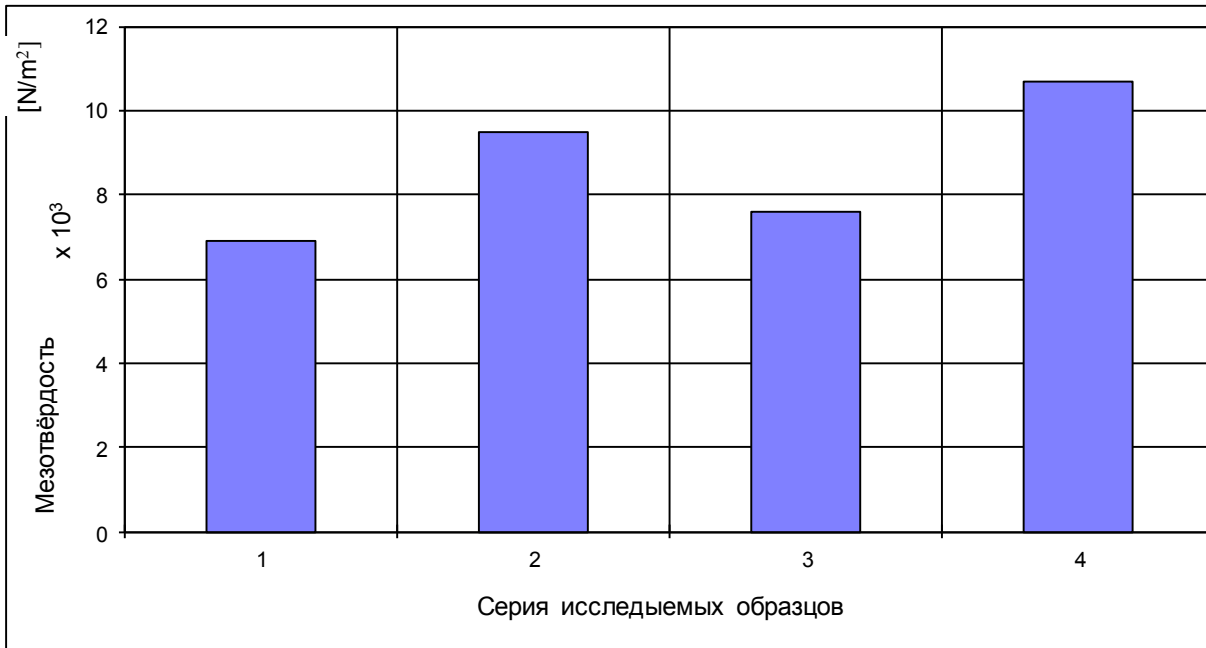


Рис.13. Распределение мезо твёрдости в поверхностном слое зубьев зубчатых колес; $n_s=208$ мин⁻¹, $p_o=440$ мм/мин, $a=0,0525$ мм

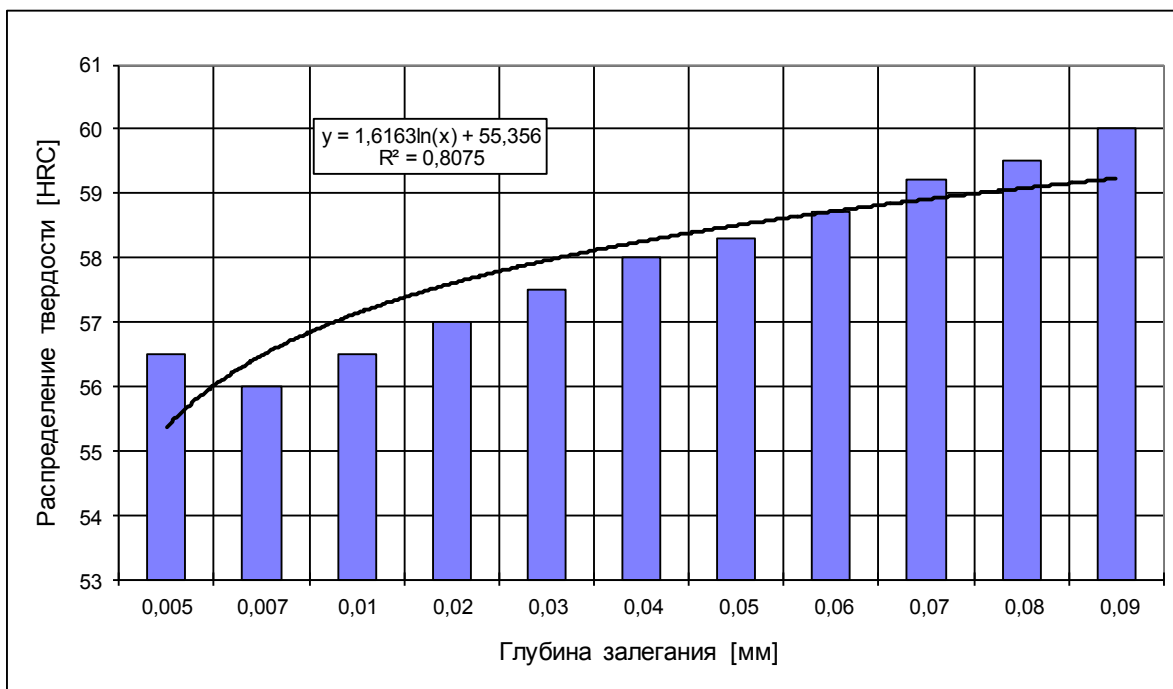


Рис.14. Распределение твердости в зависимости от глубины ее залегания в верхнем слое зубьев зубчатых колес; $n_s=208$ мин⁻¹, $p_o=440$ мм/мин, $a=0,0525$ мм

Отсюда следует, что существует тенденция к росту не только твердости по глубине зуба, но также происходит сведение к минимуму начальных растягивающих напряжений в пользу роста начальных напряжений сжатия. Это подтверждается математической зависимостью уравнения (рис. 14). При этом можно ожидать роста величин напряжений сжатия.

С целью углубления приведенного выше анализа были проведены исследования микро твердости поверхностного слоя зубьев после их шлифования.

Полученные результаты исследований (рис. 15) представляют изменение величины микро твердости по глубине поверхностного слоя зуба зубчатого колеса. Наибольшая величина твердости, которая была получена, находится на поверхности зуба. Сначала по глубине величина микро твердости уменьшается, а затем на расстоянии 0,06 мм от поверхности растет до свыше 320 МПа.

Анализируя эту диаграмму (рис. 15) можно заметить появление амплитуды в характере изменения микро твердости. Наличие максимальных значений в амплитудах её изменения указывают на тот факт, что в поверхностном слое присутствуют остаточные напряжения сжатия, которые изменяются на растягивающие напряжения вместе с переходом амплитуда изменения микро твердости в её минимальное значение. Однако это не означает мгновенный переход остаточных напряжений одного знака в другой. Изменения эти происходят постепенно как в одну, так и в другую сторону.

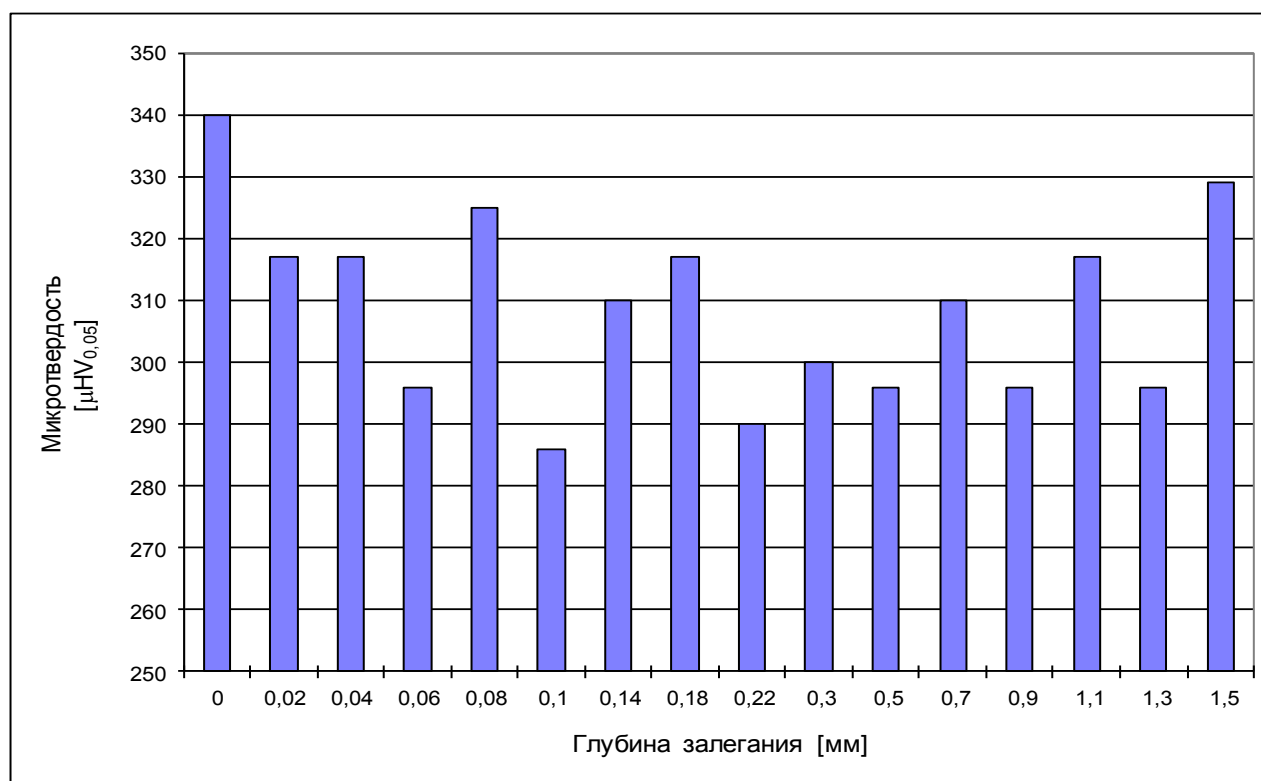


Рис.15. Распределение микро твердости в поверхностном слое зубьев зубчатых колес; $n_s = 208 \text{ мин}^{-1}$, $p_o = 440 \text{ мм/мин}$, $a = 0,0525 \text{ мм}$

3.4. Формирование шероховатости поверхностного слоя зубьев зубчатых колес

Многие исследователи [11] считают, что высота неровностей поверхности зубьев зубчатых колес колеблется в пределах $2,5 - 0,16$ мкм. Шероховатость имеет важное значение для состояния поверхностного слоя [11], поэтому были проведены исследования высоты микронеровностей поверхности зубьев зубчатых колес, как показано на рис. 16. Результаты исследований представлены на рис. 17, рис. 18 и рис. 19.

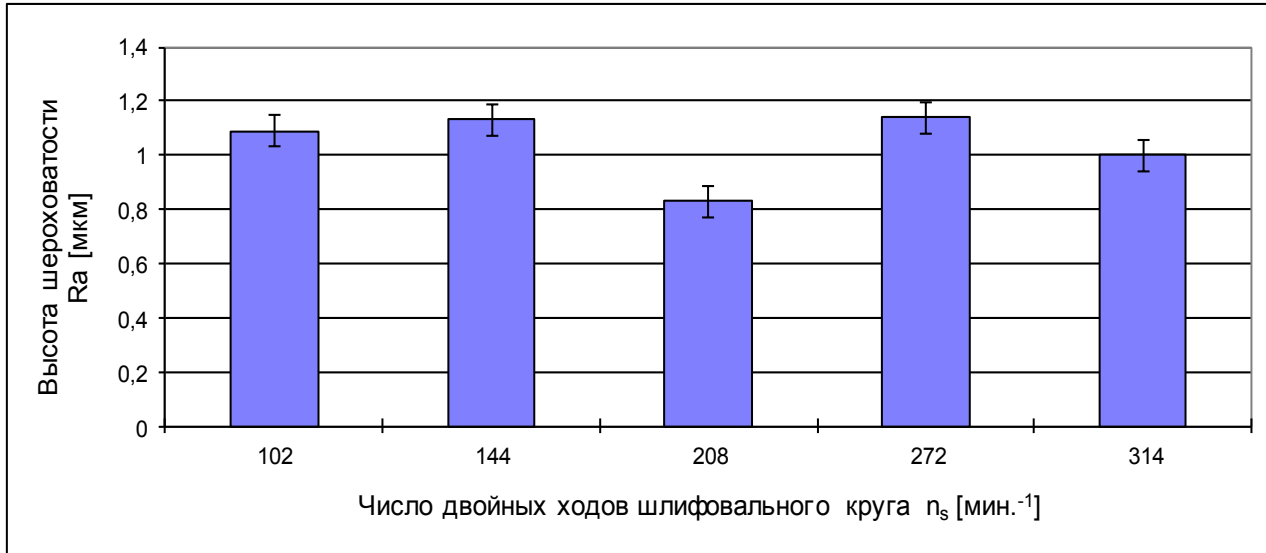


Рис.16. Зависимость высоты шероховатости Ra от числа двойных ходов шлифовального круга n_s : $a = 0,075$ [мм], $p_o = 620$ [мм/мин]

Прежде всего следует отметить зависимость высоты неровностей от числа двойных ходов шлифовального круга (рис. 16), которая имеет циклический амплитудный характер с максимумом при 144 и 272 мин⁻¹ и минимальное значение при 208 мин⁻¹ двойных ходов шлифовального круга.

Таким образом для достижения минимальной шероховатости поверхности зуба необходимо осуществлять процесс шлифования при 208 двойных ходов шлифовального круга (рис.16).

Подобное явление наблюдалось при оценке зависимости шероховатости поверхности зуба от величины подачи стола (рис. 17). При этом циклический характер изменения шероховатости развивался иначе, но тоже имел свой минимум и максимум. Минимальное значение высоты неровностей наблюдалось при подаче стола 440 мм/мин, а максимальное - при величине подачи стола 656 мм/мин. Следует заметить, что оптимальное значение подачи для благоприятной шероховатости не обязательно должно совпадать с таким же её значением с точки зрения формирования благоприятных (сжимающих) остаточных напряжений или других физико-химических свойств.

Иное влияние оказывает на шероховатость поверхности зуба глубина шлифования (рис. 18). При глубине шлифования ($0,05$ мм) получается минимальная высота неровностей. Вместе с ростом глубины шлифования происходит рост высоты неровностей, затем они уменьшаются на глубине $0,08$ мм, а при дальнейшем росте глубины шлифования снова растет. Аналогичную зависимость высоты неровностей от глубины шлифования можно отметить при оценке цикличности процесса

изменения шероховатости, которая развивается иначе, чем на приведенных выше зависимостях (рис. 16 и рис. 18).

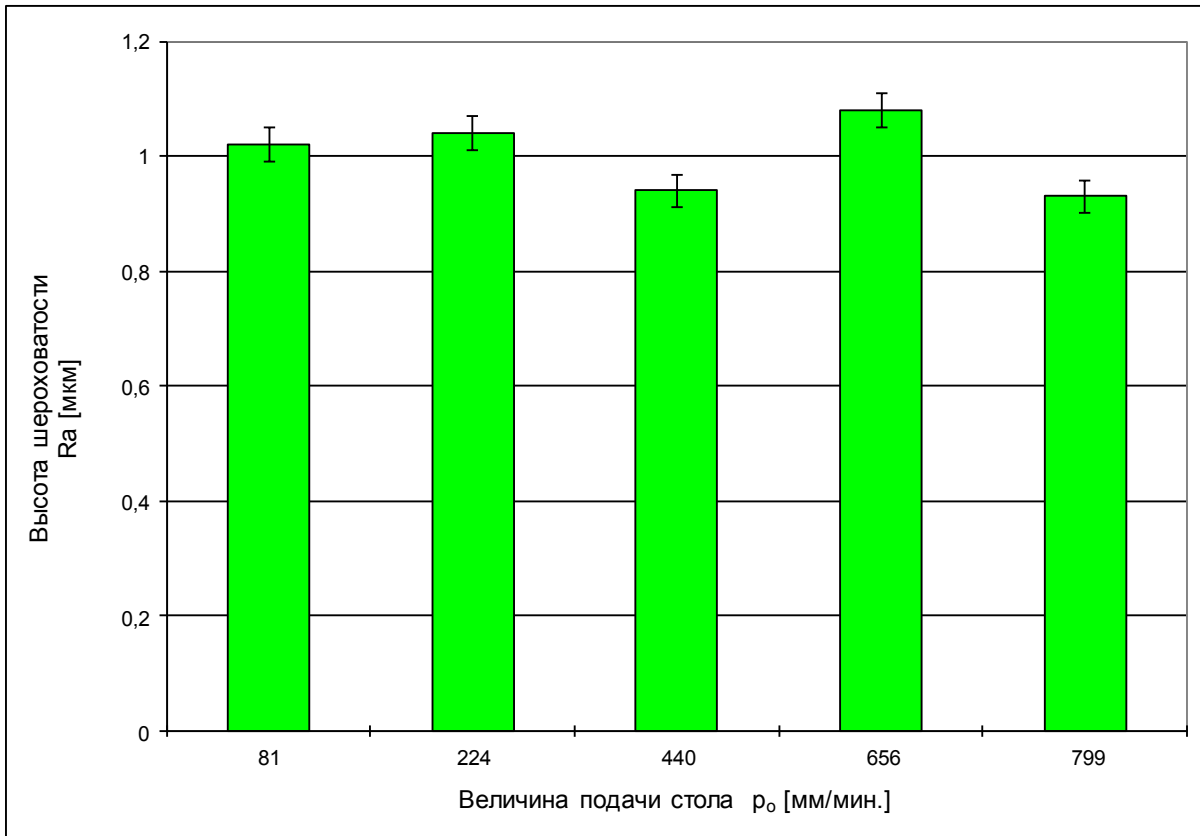


Рис.17. Зависимость высоты неровностей поверхности Ra от величины подачи стола: $a=0,075$ мм, $n_s=314$ мин⁻¹

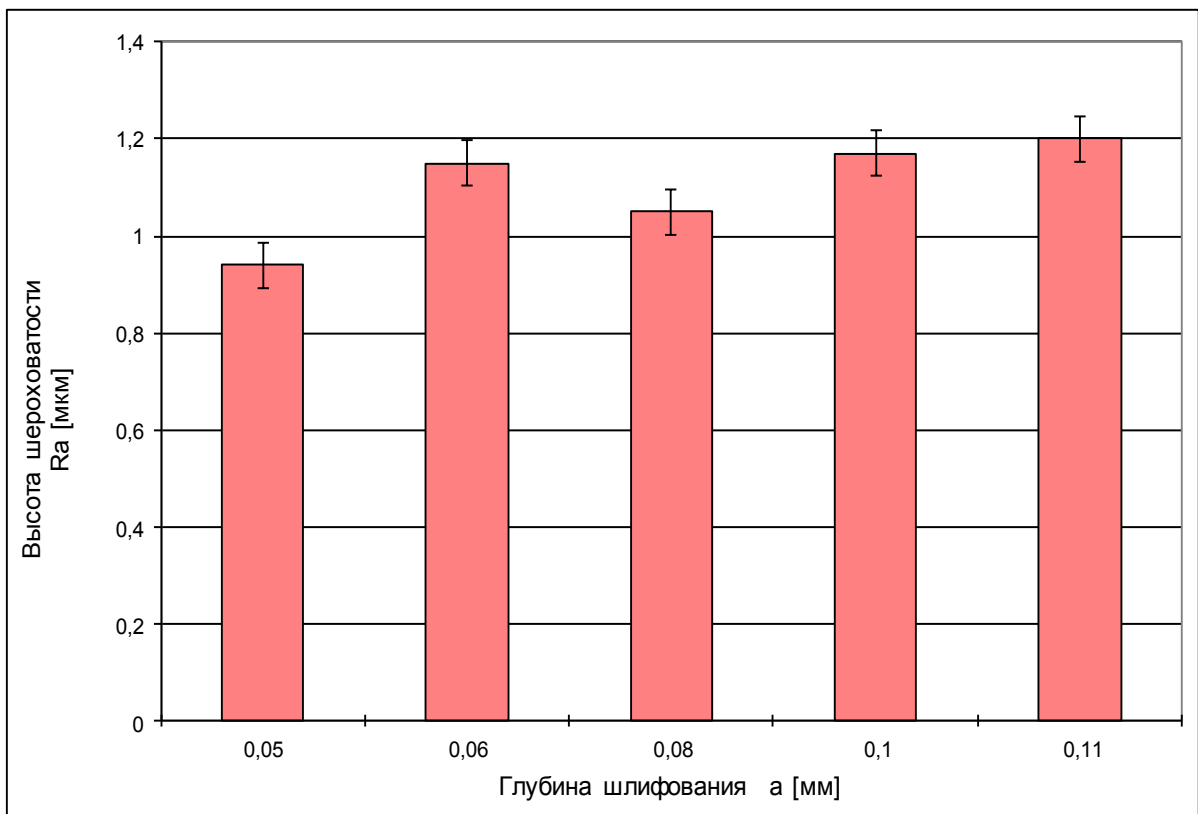


Рис.18. Зависимость высоты микронеровностей поверхности Ra от глубины шлифования; $n_s=314$ мин⁻¹, $p_o=440$ мм/мин

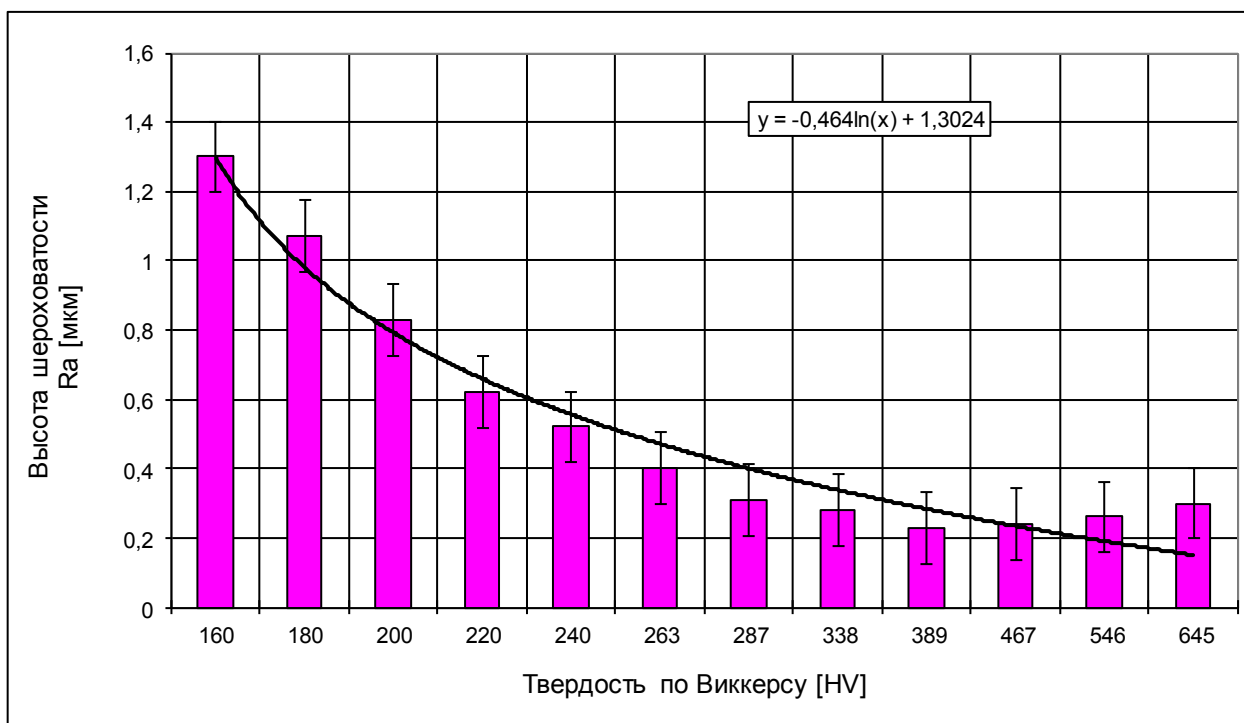


Рис.19. Связь между твердостью и шероховатостью шлифованной поверхности зуба зубчатого колеса

При оценке характера изменения шероховатости, связанной с глубиной шлифования, следует отметить минимальное её значение при глубине шлифования 0,05 мм, а наибольшую величину - при глубине шлифования 0,11 мм.

Оценивая влияние представленных параметров режима шлифования (рис. 16, рис. 17, рис. 18, рис. 19 и рис.20) на высоту неровностей поверхности легко заметить, что предельные значения шероховатости имеют разные величины и по-разному развиваются (рис. 19). Поэтому, при необходимости получения минимальной высоты неровностей следует анализировать состояние поверхностного слоя после применения указанных параметров режима шлифования.

Кроме того известно, что минимализация такого параметра как глубина шлифования способствует достижению минимальной высоты неровностей, однако такая обработка сопровождается большим выделением тепла, вызывающего изменения остаточных напряжений и структурные изменения в слое на глубинах 25 – 50 мкм, сопровождающегося изменением остаточного аустенита и твердости (рис. 19).

Связь между шероховатостью и твердостью поверхности шлифованного зуба (рис.19) подтверждается логарифмической зависимостью, которая указывает на то, что с ростом твердости происходит ухудшение шероховатости поверхности.

3.4. Характеристика структуры поверхностного слоя шлифованных зубьев зубчатых колес

В процесс шлифования изменяются физико-механические свойства поверхностного слоя зубьев зубчатых колес [11]. Изменения эти происходят в результате воздействия температуры и сил резания, имеющих место при шлифовании зубьев зубчатых колес. Чтобы оценить изменения указанных свойств в поверхностном слое зубьев зубчатых колес, были проведены исследования

микроструктуры этого слоя, которые позволили установить, что в первоначальной структуре стали 12X2H4A находится светлый легированный феррит с выделенным перлитом на фоне легированного феррита (рис. 20), а для стали 40H (рис. 3.28) в первоначальной структуре находится феррит с перлитом и заметной цементитной сеткой на границах зерен.

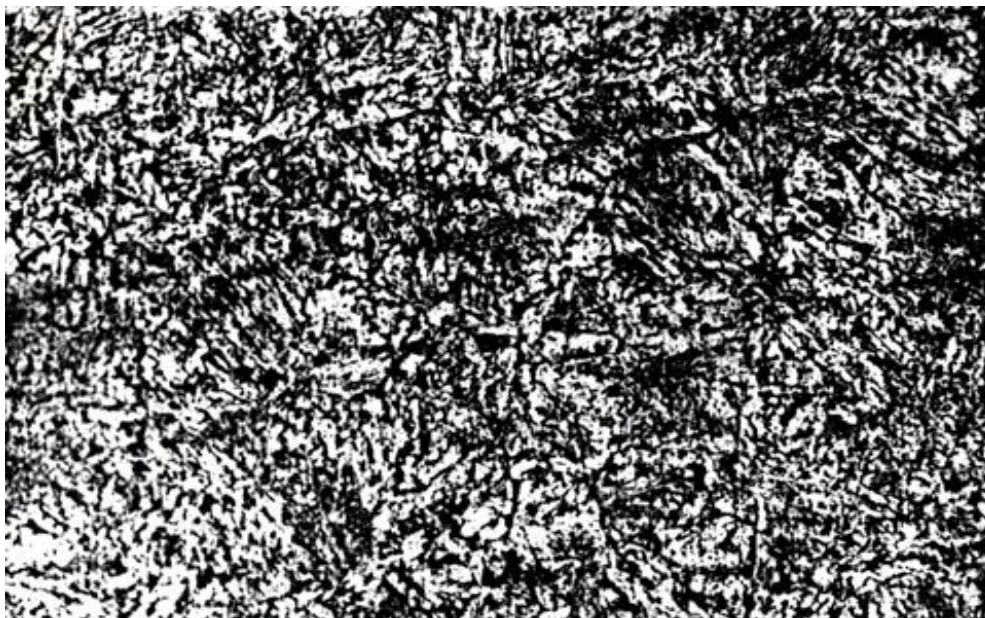


Рис. 20. Микроструктура поверхностного слоя зуба зубчатого колеса, изготовленного из стали 12X2H4A (x500)



Рис.21. Исходная структура стали 40H (x500)

После шлифования появился отпускаемый мартенсит (рис. 22) и остаточный аустенит. Причиной тому послужило влияния тепла, создающего зародыши для образования структуры белого слоя вторичной закалки. Появление шлифовальных прижогов влияет на увеличение толщины белого слоя вторичной закалки, на возникновение отпускаемого мартенсита и остаточного аустенита (рис. 23, рис. 24).



Рис.22. Микроструктура зуба зубчатого колеса, изготовленного из стали 12Х2Н4А, после шлифования (x500)

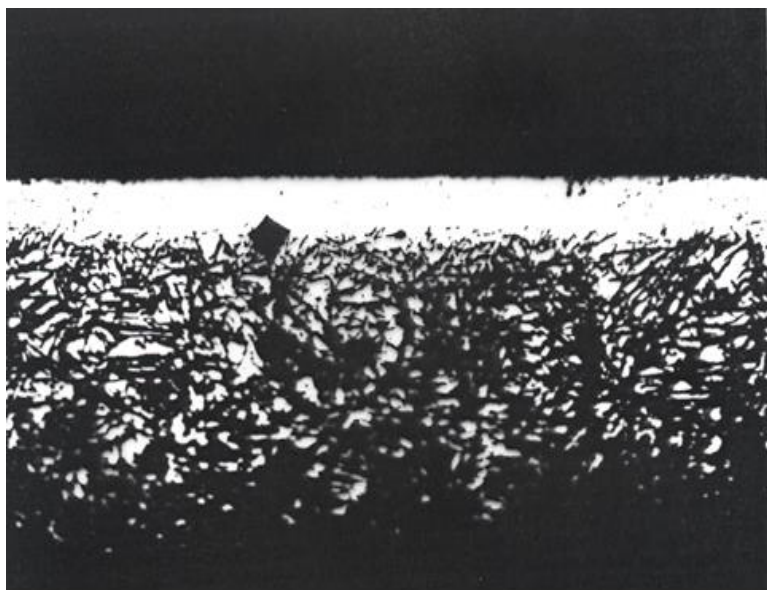


Рис.23. Микроструктура зуба зубчатого колеса после шлифования, изготовленного из стали 12Х2Н4А со следами прижогов (x500)

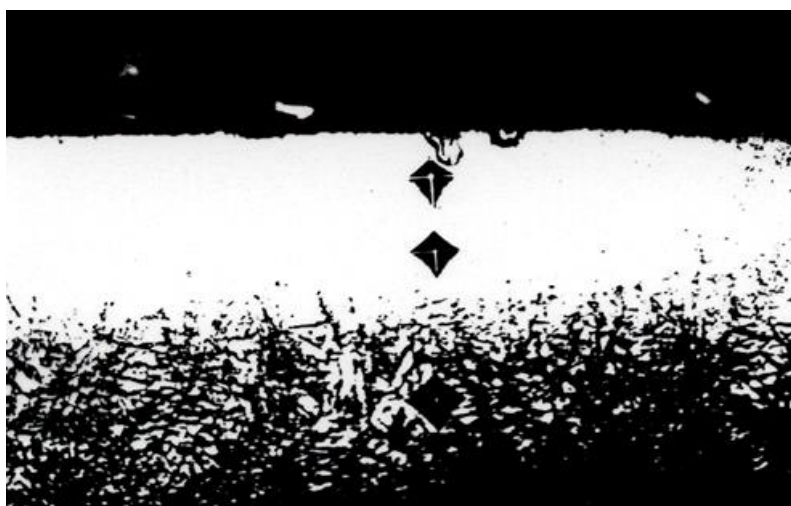


Рис.24. Микроструктура зуба зубчатого колеса, изготовленного из стали 12Х2Н4А после шлифования с заметными интенсивными прижогами (x500)

Для стали 40Х структура поверхностного слоя становится мелкозернистой (рис. 25, рис. 26) с заметными границами зерен (рис. 25). Можно заметить наличие перлита с цементитной сеткой. Отмечены также изменения, происходящие по глубине материала от поверхности зуба зубчатого колеса.

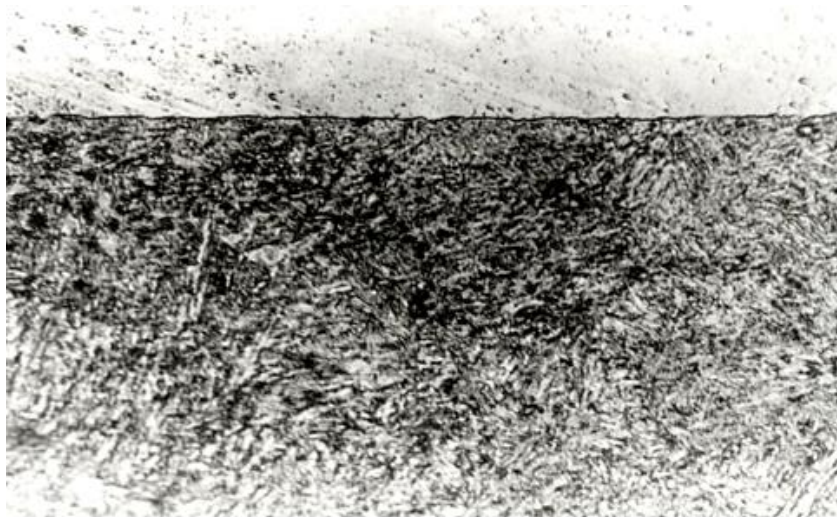


Рис.25. Структура материала зуба зубчатого колеса после шлифования, изготовленного из стали 40H (x500)

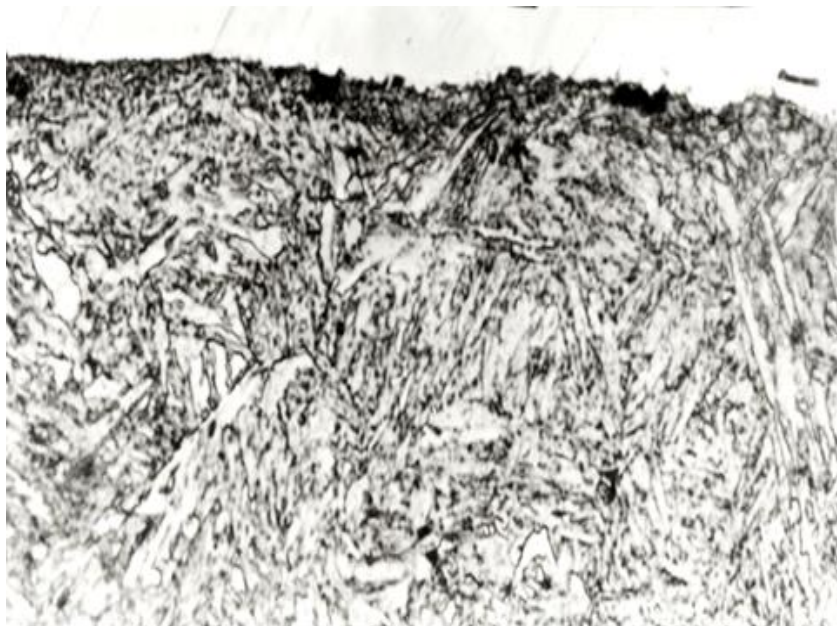


Рис.26. Структура материала зуба зубчатого колеса после шлифования, изготовленного из стали 40X (x1000)

Таким образом, подтвердились высказанные предположения по изменению свойств поверхностного слоя, вызванные не только влиянием тепла, но и также структурными изменениями, возникающими в процессе шлифования. Изменениям подвержены микроструктура шлифованного поверхностного слоя, ширина дифракционной линии, микро деформации кристаллической решетки и размер мозаичных блоков.

Подведение итогов

Существо изучение - ареология зубьев шестерёнок, которая делает возможный про слежение изменений происходящих в процессе шлифовки. Этот процесс показал значимые изменения покрывающиеся на поверхности зубьев шестерёнок как эти связанные с изменениями высоты шероховатости, как и эти охватывающее изменение напряжений ли изменение жёсткости и структуры материала. Делает возможный он целостную оценку процесса исследовать изменений происходящих в тыльном слое зубьев шестерёнок благодаря чему можно модифицировать уместно к потребностям состояние тыльного слоя.

Литература

1. Praca zbiorowa: Encyklopedia Techniki, t. 1-7. Wydawnictwo Naukowo-Techniczne, Warszawa 1979
2. BURAKOWSKI T.: Areologia – podstawy teoretyczne. Wydawnictwo Naukowe Instytutu Technologii Eksploatacji, Radom 2013.
3. BURAKOWSKI T., WIERZCHOŃ T.: Inżynieria powierzchni metali – podstawy, urządzenia, technologie. Wydawnictwo Naukowo-Techniczne, Warszawa 1995.
4. BURAKOWSKI T.: Rozważanie o synergizmie w inżynierii powierzchni. Wydawnictwo Politechniki Radomskiej, Radom 2004.
5. BURAKOWSKI T.: Areologia – powstanie i rozwój. Wydawnictwo Instytutu Technologii Eksploatacji, Radom 2007.
6. NAPADŁEK W.: Badanie wpływu hartowania laserowego na wybrane właściwości użytkowe stali 40H. Praca doktorska. Wojskowa Akademia Techniczna, Warszawa 2002.
7. NAPADŁEK W., PRZETAKIEWICZ W.: Badania wpływu obróbki laserowej na właściwości stali 40H. Prace Naukowe Instytutu Konstrukcji i Eksploatacji Politechniki Wrocławskiej, nr 87, 2002, s. 251-254.
8. LEGUTKO S., NOSAL S.: Kształtowanie technologicznej i eksploatacyjnej warstwy wierzchniej części maszyn. Ośrodek Wydawnictw Naukowych PAN, Poznań 2004.
9. KUPCZYK M.: Powłoki przeciwzużyciowe na ostrza skrawające. Inżynieria powierzchni.. Wydawnictwo Politechniki Poznańskiej, Poznań 2008.
10. BURAKOWSKI T., NAPADŁEK W.: Zarządzanie technologiami areologicznymi. W: Zarządzanie technologią pod red. nauk. Tadeusza Zaborowskiego. Instytut Badań i Ekspertyz Naukowych w Gorzowie Wlkp., Politechnika Poznańska, Komisja Nauk Organizacji i Zarządzania PAN w Poznaniu. Gorzów Wlkp. – Poznań, 2014
11. ЗАБОРОВСКИЙ Т. Влияние состояния и кинематики процесса на поверхностный слой зуба зубчатого колеса и его износостойкость. «ПРОИЗВОДСТВО ТЕХНОЛОГИЯ ЭКОЛОГИЯ» (ПРОТЕК – 2004). Международная конференция. Сборник трудов конференции. Т.3. г.Москва 2004г.
12. JURKO J. Verification of cutting zone machinability during the turning of a new austenitic stainless steel with nitrogen. Technologia kształtowania warstwy wierzchniej. Monografia. Pod red. T. Zaborowskiego. IBEN Gorzów Wlkp. 2011

AREOLOGIA ZĘBÓW KÓŁ ZĘBATYCH PODDANYCH SZLIFOWANIU

Streszczenie

W pracy przedstawiono wyniki badań areologicznych zębów kół zębatych, które wykazały istotne zmiany po szlifowaniu. Widoczne są wpływy ciepła w strefie skrawania oraz zmiany właściwości mechanicznych.

AREOLOGY OF TEETH OF GEARS SUBJECTED TO THE GRINDING

Summary

At the work research findings were described are logical of teeth of gears which essential changes showed after the grinding. Influences of the warmth are visible in the zone of machining and the change of mechanical properties.

POLEROWANIE MAGNETYCZNO-ŚCIERNE SPOIN DOCZOŁOWYCH ELEMENTÓW RUROWYCH

Michał MARCZAK⁸
Dorota ONISZCZUK⁶
Rafał ŚWIERCZ⁶

Słowa kluczowe: polerowanie, obróbka magnetyczno-ścierna, obróbka spoin, rury spawane

W artykule opisano najistotniejsze aspekty obróbki magnetyczno-ścierniej wraz ze wstępnymi badaniami dotyczącymi polerowania spoin doczołowych w elementach rurowych. Przedstawiono zarówno rozważania teoretyczne dotyczące charakteru narzędzia ściernego jak i problemy praktyczne, na które autor natknął się podczas przeprowadzania doświadczeń.

Celem klasycznego polerowania jest nadanie odpowiedniej gładkości oraz połysku przedmiotom obrabianym wykorzystując do tego metody obróbki ścierniej, chemicznej lub elektrochemicznej. W ramach obróbki ścierniej są stosowane narzędzia w postaci pas polerskich nakładanych na tarcze polerskie, które mogą być usytuowane w różnych konfiguracjach względem powierzchni obrabianej. Jednym z warunków, który musi być spełniony w procesie polerowania jest bezpośredni dostęp narzędzia do strefy obróbki. Uwzględniając dodatkowy ruch roboczy wykonywany przez przedmiot obrabiany implikuje to znaczne ograniczenia szczególnie w przypadku przedmiotów o skomplikowanych kształtach z obszarami trudnodostępnymi. Rozwiązaniem dla takiego problemu jest zastosowanie polerowania magnetyczno-ściernego.

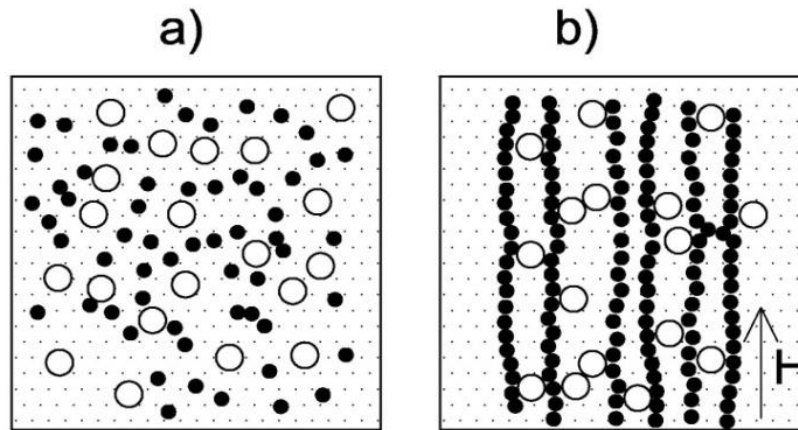
1. Ferromagnetyczne ziarna ścierne

Aby pole magnetyczne oddziaływało na ziarna ścierne muszą one wykazywać właściwości magnetyczne lub znajdować się w ośrodku magnetycznym. Dlatego można wyróżnić trzy grupy ziaren ściernych w zależności od metody ich produkcji [7]:

- mieszanina klasycznych ziaren ściernych i proszku ferromagnetycznego,
- ziarna ferromagnetyczne spiekane,
- ziarna lite ferromagnetyczne.

Pierwsza grupa są to tradycyjne ziarna ścierne (np. węgiel krzemu, elektrokorund, CBN) wymieszane z proszkiem ferromagnetycznym np. proszkiem żelazowym. Nierównomierna mieszanina po wprowadzeniu w obszar działania pola magnetycznego zaczyna być częściowo porządkowana. Na proszek żelazowy działają siły magnetyczne, które zmieniają orientację ziaren ustawiając je dłuższą osią wzdłuż linii pola tworząc mostki (rys. 1). Ziarna ścierne są zakleszczane pomiędzy mostkami. Ścierniwo znajdujące się najbliżej powierzchni obrabianej wykonuje pracę mikroskrawania. Jest to rozwiązanie najprostsze i najtańsze, natomiast niektórzy badacze zauważyli migrację ziaren ściernych w trakcie obróbki. Może być ona spowodowana siłami tarcia oraz siłami wynikającymi z dodatkowego ruchu roboczego (np. siła odśrodkowa).

⁸ Instytut Technik Wytwarzania Politechniki Warszawskiej



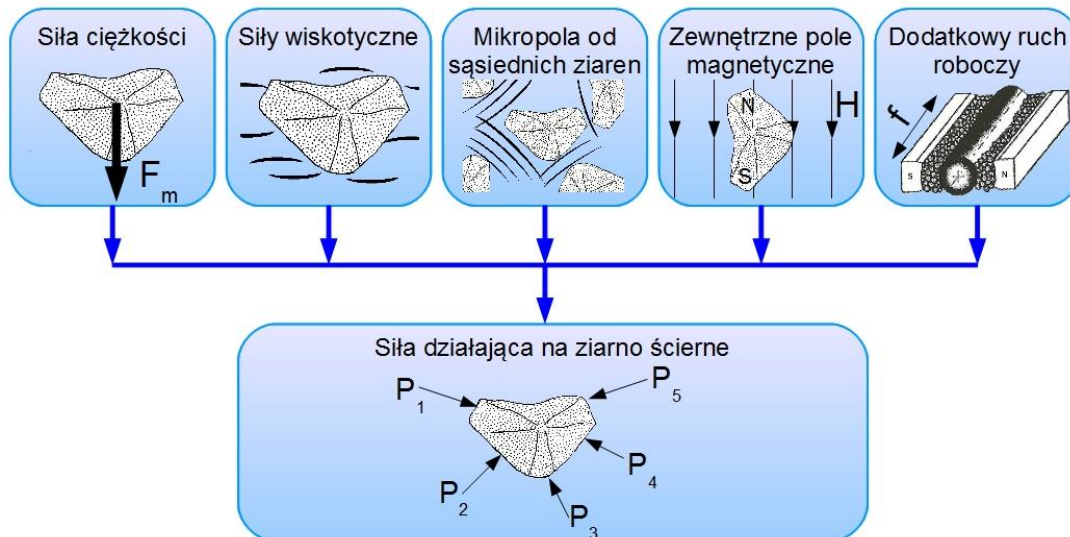
Rys. 1. Mieszanka ziaren ściernych oraz proszku magnetycznego: a) bez zewnętrznego pola, b) w obecności zewnętrznego pola magnetycznego [2]

Drugą grupę tworzą ziarna ściernie spiekane z proszkiem magnetycznym do postaci brykietów, które są następnie rozdrabniane i segregowane na frakcje. Metoda ta charakteryzuje się brakiem kontroli nad budową ziarna, która jest przypadkowa pod względem części magnetycznej i niemagnetycznej (skrawnej).

Ostatnia grupa materiałów wykonywana jest metodą wewnętrznego azotowania, polegającą na osadzaniu na magnetycznym podłożu materiałów twardych, które będą wykonywać pracę mikroskrawania. W postaci osnowy wykorzystuje się proszek żelazowy, na który nakładane są takie materiały jak np.: TiC, Si.

2. Czynniki wpływające na ziarna ściernie

W trakcie obróbki występuje kilka głównych czynników wpływających na zachowanie się narzędzia (rys 2). W zależności od charakterystyki układu generującego pole

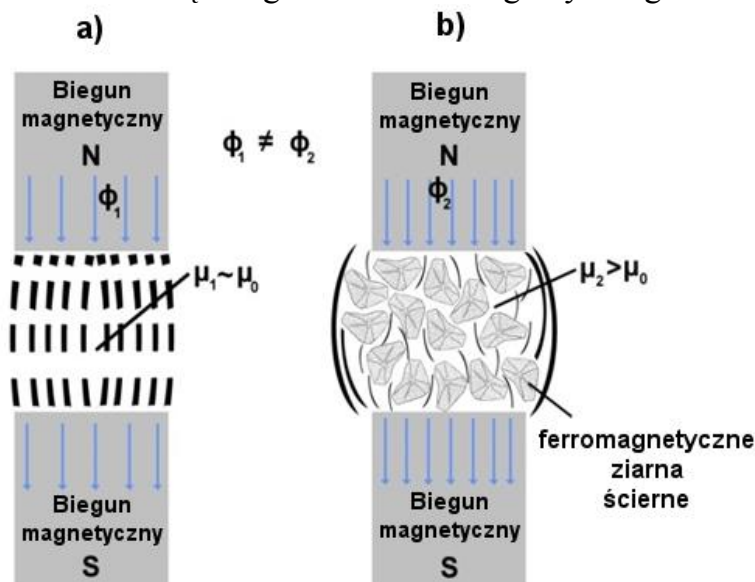


Rys. 2. Czynniki wpływające na siłę oddziałującą na ziarno ściernie [3]

magnetyczne oraz od ruchów roboczych wykonywanych przez przedmiot składowe te mogą mieć różny wpływ na siłę ogólną. Ciężar ziaren ściernych jest stosunkowo niewielki i pomijalnie mały. Siły wiskotyczne wynikają z konieczności zastosowania cieczy technologicznej, która ma za zadanie zmniejszyć siły tarcia występującego pomiędzy ziarnami jak i pomiędzy ziarnami a powierzchniami obrabianymi. Jest to szczególnie istotne

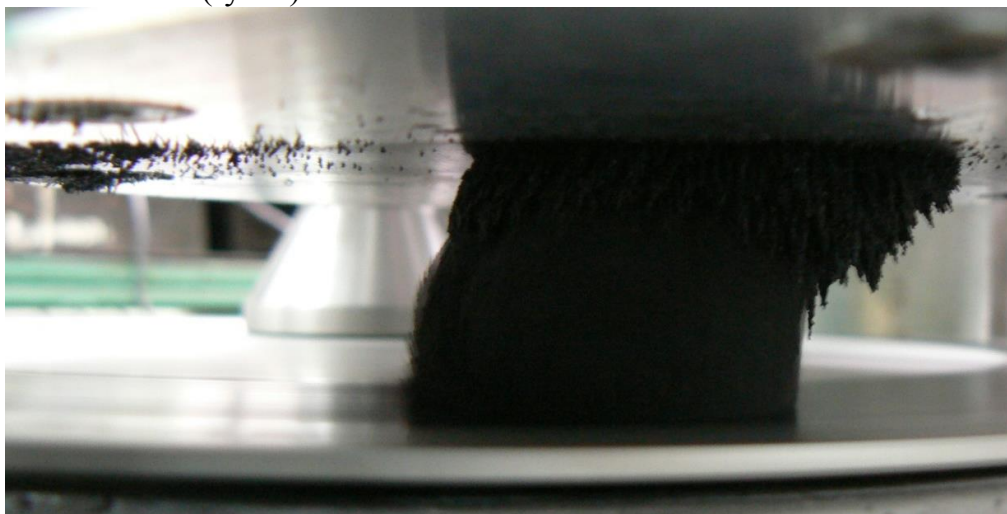
przy dużych koncentracjach ścierniwa w szczelinie obróbkowej, w której bez smarowania występują znaczne siły tarcia. Powoduje to konieczność zwiększenia mocy układu nadającego dodatkowy ruch roboczy przedmiotowi obrabianemu.

Wielkość natężenia zewnętrznego pola magnetycznego wynika z charakterystyki układu generującego. Należy dodać, że częścią tego układu również są ziarna ściernie w szczelinie, które zmieniają wartość przenikalności magnetycznej obwodu magnetycznego na wyższą w stosunku do przenikalności magnetycznej powietrza (rys. 3). Skutkiem tego jest możliwość przewodzenia większego strumienia magnetycznego w obwodzie.



Rys. 3. Różnice w przenikalności magnetycznej dla szczeliny powietrznej (a) oraz wypełnionej ferromagnetycznymi ziarnami ściernymi (b)

Siły będące skutkiem oddziaływania mikropól od sąsiednich ziaren ściernych są bardzo trudne do określenia, ponieważ zależą od usytuowania ziarna w szczelinie. Rozkład pola magnetycznego w szczelinie determinuje koncentrację cząstek ściernych. W przypadku osiowosymetrycznym ziarna ściernie będą przyciągane do centralnej części szczeliny tworząc narzędzie w kształcie klepsydry, które po nałożeniu dodatkowego ruchu roboczego może być odkształcone (rys. 4).



Rys. 4. Odkształcenie narzędzia ściernego w wyniku dodatkowego ruchu roboczego (obrotowego tarczy)

Aby obróbka mogła zachodzić wymagany jest dodatkowy ruch roboczy przedmiotu obrabianego lub obwodu generującego strumień magnetyczny. Ruch ten najczęściej występuje w postaci ruchu obrotowego, posuwisto-zwrotnego lub ich kombinacji. Dla każdego z przypadków można wyznaczyć szybkość ścinania [4], która jest graniczną różnicą prędkości wyznaczoną między powierzchnią nabiegownika, a powierzchnią przedmiotu obrabianego odniesioną do szerokości szczeliny.

$$\dot{\gamma} = \frac{\partial V_y}{\partial s} \quad (1)$$

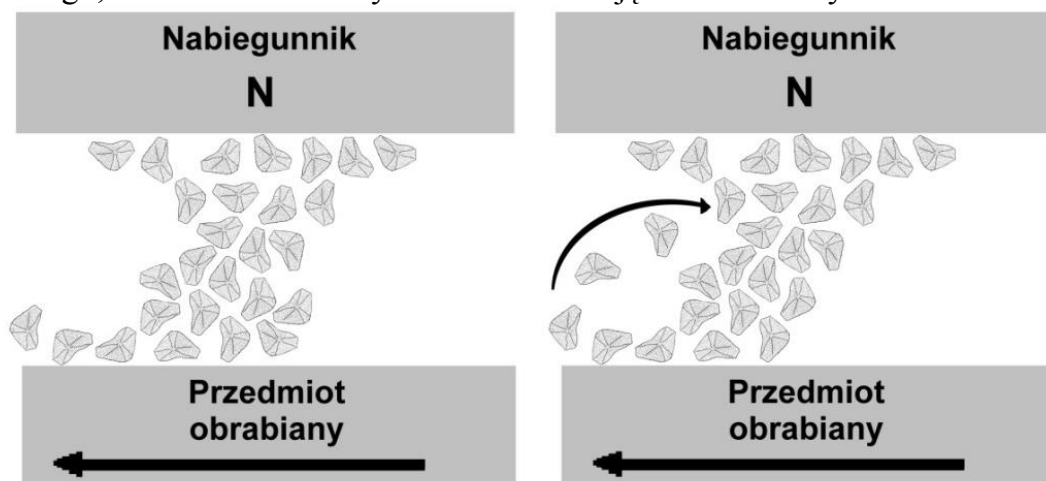
$\dot{\gamma}$ – szybkość ścinania [1/s],

V_y – prędkość styczna do kierunku ruchu dodatkowego [m/s],

s – szerokość szczeliny obróbkowej [m].

Wytworzenie większych wartości gęstości linii pola magnetycznego w szczelinie pozwala na proporcjonalne przesuwanie tej granicy. Po przekroczeniu granicznej wartości może następować wyrzucanie ziaren ściernych ze strefy obróbki.

Przy stosowaniu niskich koncentracji ziaren ściernych w szczelinie efekt ten może być niwelowany. Gdy ziarno ściernie pod wpływem siły tarcia oraz siły odśrodkowej jest wyrzucane ze strefy obróbki oddziaływanie pola przyciąga cząstkę z powrotem do centralnej części o największej indukcji (rys. 5). Dlatego też określenie granicznej różnicy prędkości ruchu dodatkowego jest trudne, ponieważ musi uwzględniać rozkład pola magnetycznego, szerokość szczeliny oraz koncentrację ziaren ściernych.

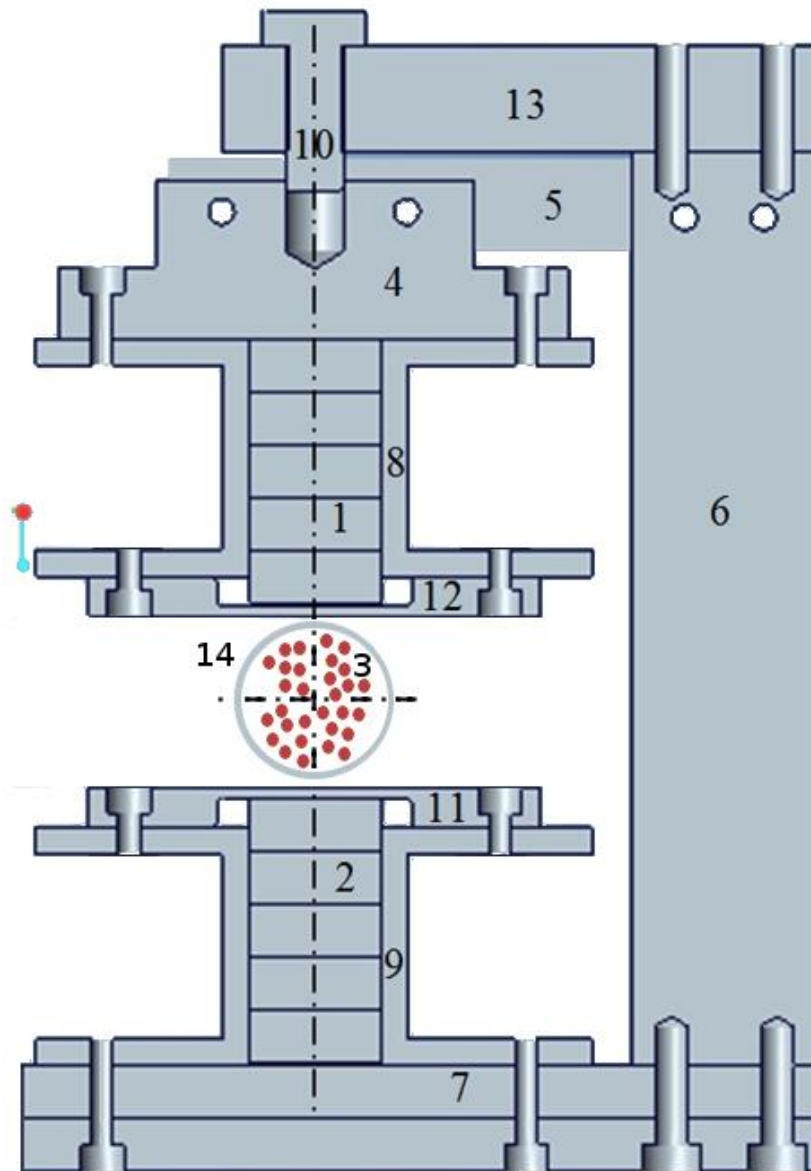


Rys. 5. Migracja ziaren ściernych w przypadkach granicznych prędkości ruchu przedmiotu obrabianego

Duże koncentracje ścierniwa w rejonie obróbki powodują dodatkowo wywieranie ciśnienia na powierzchnię obrabianą. Im wyższa koncentracja cząstek magnetycznych w rejonie obróbki, tym większa wartość ciśnienia wywieranego przez nie na przedmiot.

3. Stanowisko badawcze

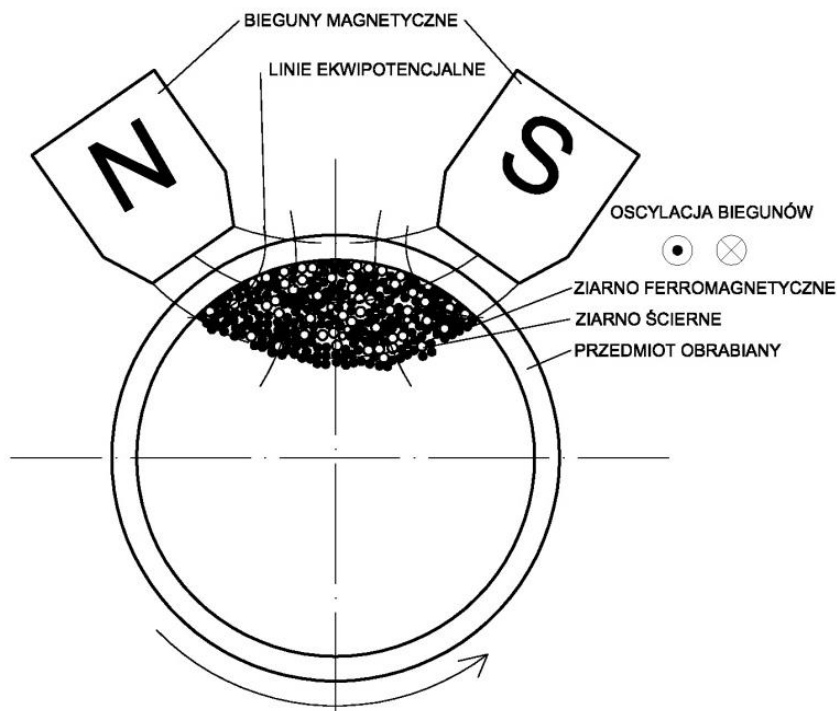
Zaprojektowano i wykonano stanowisko eksperymentalne do badań obróbki magnetyczno-ścierniej, w skład którego wchodzi obwód magnetyczny z magnesami stałymi, korpus oraz próbka w postaci obracającej się tarczy (rys. 6). Stanowisko posiada możliwość regulowania szerokości szczeliny obróbkowej w zakresie do 30 mm oraz zmianę rozkładu indukcji magnetycznej poprzez rozmieszczenie do pięciu magnesów w stosie górnym i dolnym.



Rys. 6. Przekrój stanowiska: 1, 2 – magnesy trwałe, 3 – ferromagnetyczne ziarna ściernie, 4, 5, 6, 7 – magnetowód z żeliwa, 8, 9 – tuleje utrzymujące magnesy w osi, 10 – śruba regulująca szczelinę, 11, 12 – separatory, 13 – korpus, 14 – przedmiot obrabiany

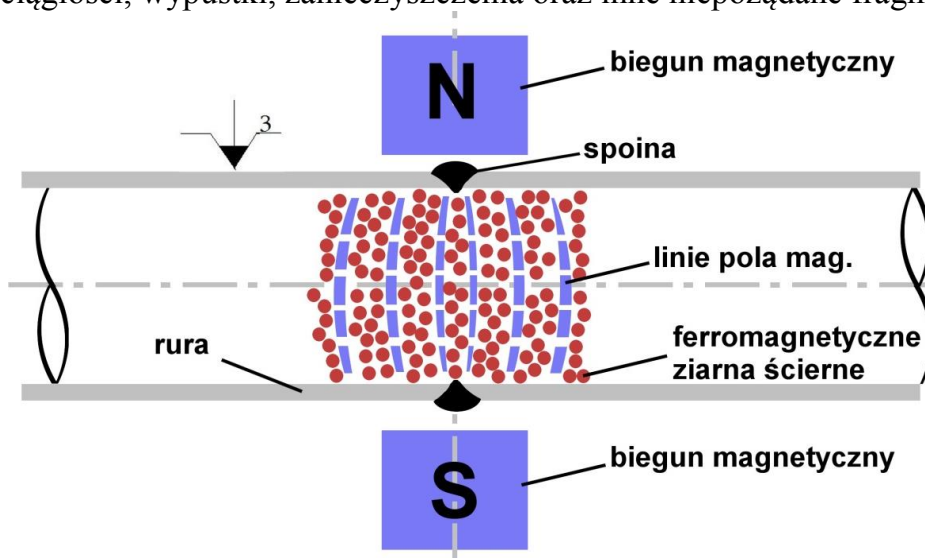
4. Obróbka złączy spawanych doczołowych elementów rurowych

Ciekawym zastosowaniem spotykanym w literaturze jest obróbka magnetyczno-ścierniej elementów rurowych, która polega na umieszczeniu ziaren ściernych wewnątrz rury, którą następnie wprowadza się pomiędzy dwa lub więcej bieguny magnetyczne [5, 6] (rys. 7). Wykorzystując dodatkowy ruch roboczy w postaci np. oscylacji pola magnetycznego zachodzi proces mikroskrawania.



Rys. 7. Schemat obróbki magnetyczno-ściernej powierzchni wewnętrznej tulei i rur

Efektom jest możliwość polerowania powierzchni trudno dostępnych, ciężka do zrealizowania innymi technikami obróbkowymi. Autor proponuje sprawdzenie możliwości powyższej metody dla rur spawanych doczołowo wykonanych z materiałów niemagnetycznych. Idea jest zbliżona z tą różnicą, że w strefie obróbki usytuowana jest spoina, która została poddana polerowaniu magnetyczno-ściernej dla różnych czasów obróbkowych (rys. 8). Celem tego zabiegu było wygładzenie grani spoiny, która może zabierać nieciągłości, wypustki, zanieczyszczenia oraz inne niepożądane fragmenty.



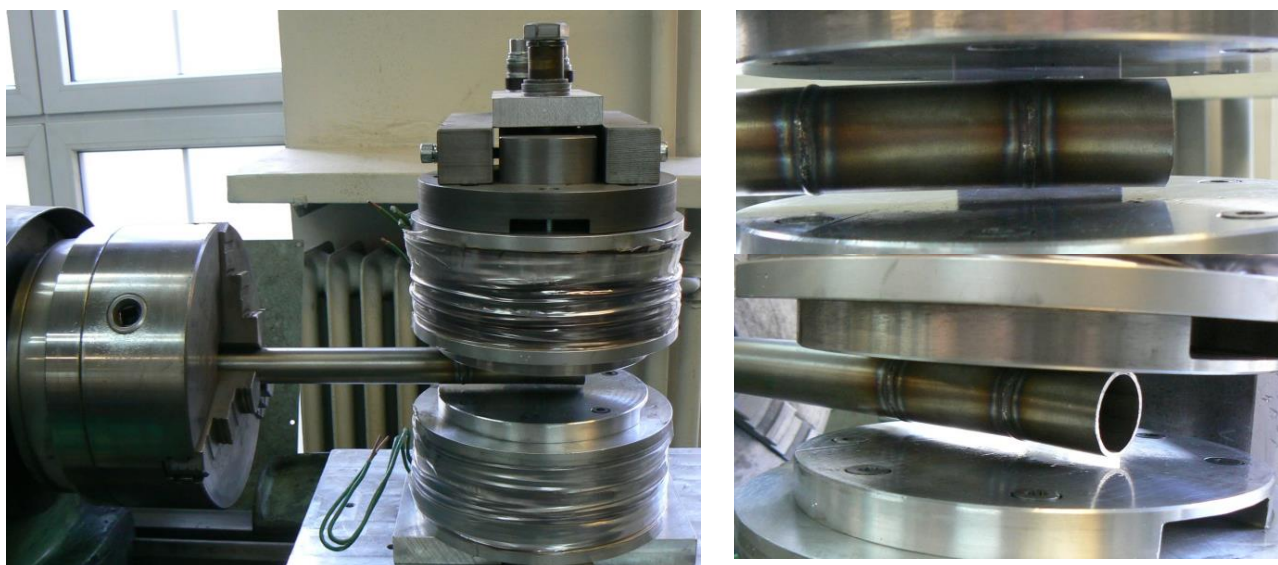
Rys. 8. Schemat wygładzania magnetyczno-ściernego spoin doczołowych elementów rurowych

Próbki do badań przygotowano ze stali nierdzewnej 304 (niemagnetycznej) (tab. 1), którą następnie spawano doczołowo elektrodą nietopliwą w osłonie argonu (metoda TIG - tungsten inert gas). Tak przygotowane próbki obrabiano na stanowisku do obróbki

magnetyczno-ścierniej zainstalowanym na tokarce ze średnią prędkością obróbki 80 m/min (rys. 9).

Tabela 1. Oznaczenie, parametry i skład chemiczny stali nierdzewnej 304

Parametry		Skład chemiczny [%]	
Gatunek wg EN 1563	1.4301	C	0,08 max
Gatunek wg AISI	304	Mn	2
Gatunek PN/EN	0H18N9	Si	0,75
R _m min [MPa]	210	P	0,045
R _{0,2} min [MPa]	210	S	0,03
Wydłużenie względne A5 [%]	45	Cr	18 - 20
		Ni	10,5
		N	0,1



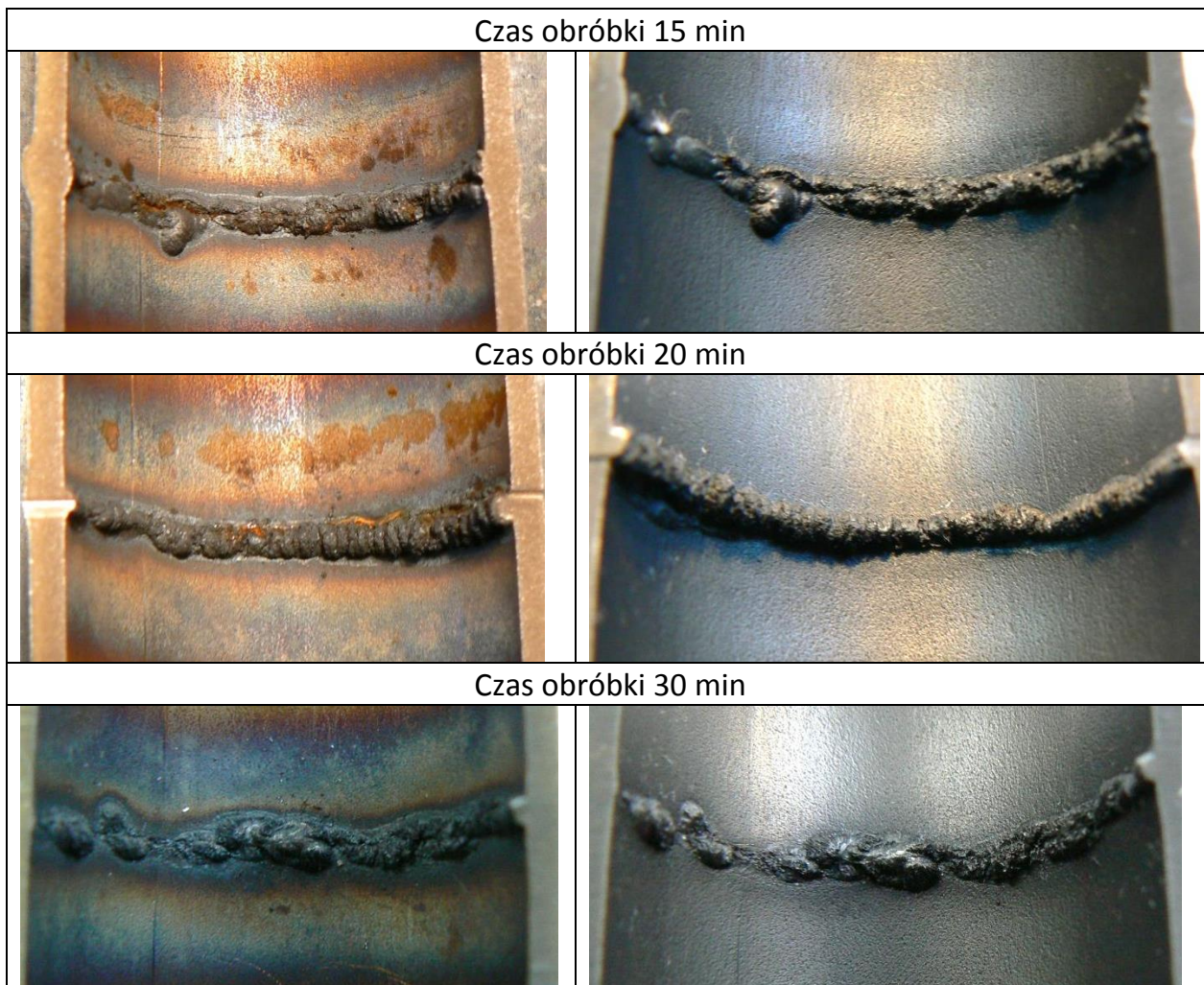
Rys. 9. Stanowisko doświadczalne do wygładzania spoin doczołowych elementów rurowych

Próby przeprowadzono na rurach o średnicy $\phi 30$ mm i grubości ścianki 2 mm dla następujących czasów obróbkowych: 5, 10, 15, 20, 25, 30 min. W tym celu wykorzystano lite, ferromagnetyczne ziarna ściernie Fe – TiC 315/200 z cieczą technologiczną w postaci nafty dielektrycznej.

Na bazie przeprowadzonych już doświadczeń dla stali nierdzewnej 304 [1], nie stwierdzono ubytku masy próbek po obróbce. W tabeli 2 przedstawiono obraz powierzchni lica spoiny przed i po obróbce.

Tabela 2. Wybrane widoki lica spoiny przed i po obróbce dla poszczególnych czasów

Przed obróbką	Po obróbce
Czas obróbki 5 min	

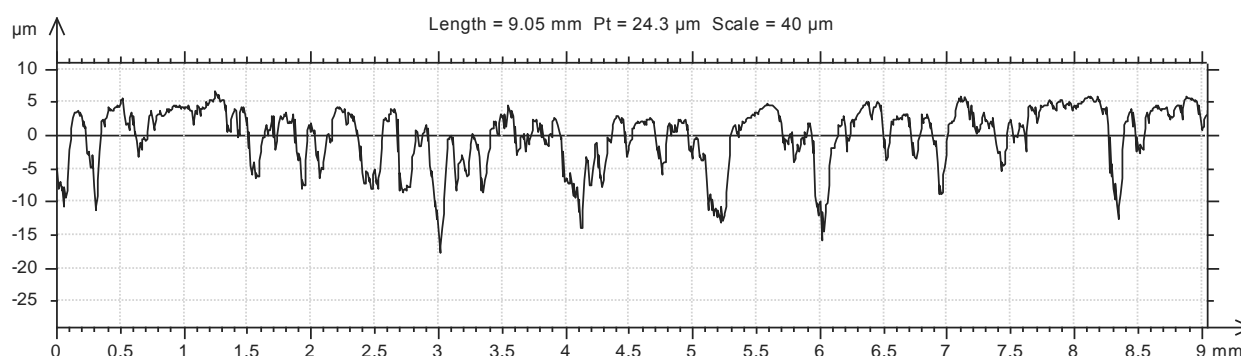


Rys. 10. Widok złącza spawanego z wyraźnym śladem obróbkowym

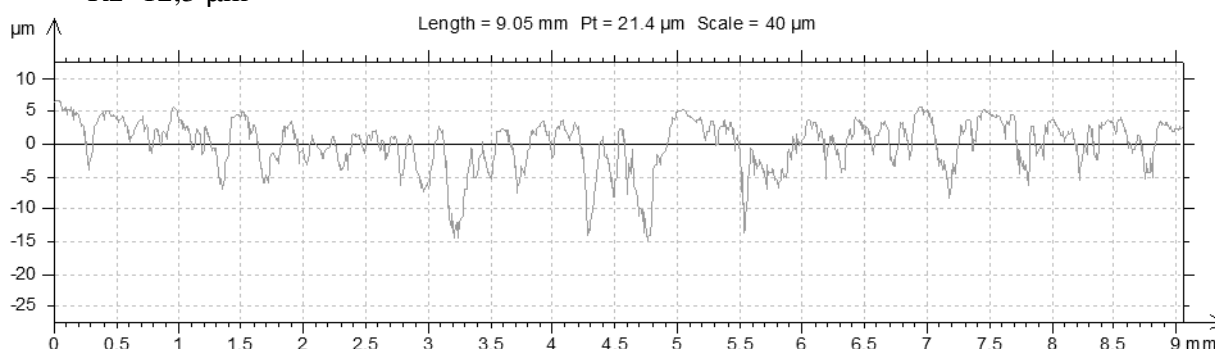
W obszarze otaczającym spoinę, a zawierającym się w zasięgu narzędzia ściernego zaobserwowano poprawę parametrów chropowatościowych (tab. 3, rys. 10).

Tabela 3. Wybrane widoki lica spoiny przed i po obróbce dla poszczególnych czasów

	Przed obróbką	Po obróbce [min]					
		5	10	15	20	25	30
R_a [μm]	3,27	3,33	3,38	2,94	2,91	2,69	2,89
R_q [μm]	4,26	4,18	4,29	3,71	3,65	3,51	3,72
R_z [μm]	18,33	19,73	19,27	15,97	16,67	16,03	15,94
R_y [μm]	27,03	24,77	24,43	21,17	19,63	21,03	20,91
S_m [μm]	77,67	116,67	123,33	142,33	148,33	142	129,71



Rys. 11. Przykładowy profil chropowatości powierzchni przed obróbką: $R_a=2,41\mu\text{m}$, $R_q=2,97\mu\text{m}$, $R_z=12,3\mu\text{m}$



Rys. 12. Przykładowy profil chropowatości powierzchni po obróbce: $R_a=2,09\mu\text{m}$, $R_q=2,6\mu\text{m}$, $R_z=10,8\mu\text{m}$

5. Wnioski

W wyniku obróbki nie zaobserwowano widocznego wygładzenia lica spoin doczołowych. Wynikać to może z wysokiej odporności na ścieranie stali nierdzewnej. Natomiast zaobserwowano wygładzenie powierzchni w obszarze otaczającym spoinę. Spadek chropowatości zawiera się w granicach kilkudziesięciu procent (rys. 11, 12). Uzyskane wyniki są zbliżone do efektów obróbki próbek płaskich dla podobnego gatunku materiału [1]. Nawet dwukrotnej poprawie uległ parametr horyzontalny S_m .

Należało by przeprowadzić kolejne badania z zastosowaniem ferromagnetycznych ziaren ściernych zarówno wewnątrz jak i na zewnątrz elementu obrabianego. Zabieg ten może zwiększyć przewodność magnetyczną szczeliny obróbkowej, co z kolei wpłynie na indukcję w jej wnętrzu, od której zależy siła, jaka działa na pojedyncze ziarno ściernie.

Literatura

1. DĄBROWSKI L., MARCZAK M., „Badania obróbki magnetyczno-ścierna stali nierdzewnej”, *Mechanik* 8/9 2014,
2. DĄBROWSKI L., MARCZAK M., ONSZCZUK D., „Wpływ parametrów obróbki na chropowatość powierzchni przedmiotów po obróbce magnetyczno-ścierniej”, *Mechanik* 8/9 2013,
3. KORNBLIT A., AHLERS G., „Heat capacity of EuO near the Curie temperature”, *Phys. Rev. B* 11, 1975, s. 2678-2688,
4. MARCZAK M., „Opracowanie i weryfikacja modelu numerycznego stanowiska do obróbki magnetyczno-ścierniej”, *Mechanik* 12/2013, str. 1040,
5. PALWINDER S., PARTAP S. S., LAKHVIR S., „Internal finishing of cylindrical pipes using sintered magnetic abrasive”, *International Journal of Engineering Science and Technology (IJEST)*, Vol. 3, No. 7, July 2011,
6. WANTUCH E. T., „Podstawy technologii magnetościerniej”, WNT Warszawa 2000,
7. YAMAGUCHI H., KANG J., HASHIMOTO F., „Metastable austenitic stainless steel for magnetic abrasive finishing”, *CIRP Annals – Manufacturing Technology*, 60 (2011) 339-342.

MAGNETIC POLISHING OF BUTT WELDED PIPES

Summary:

The article describes most important aspects of magnetic-abrasive machining, with preliminary studies for polishing butt welds in piping components. The paper also presents theoretical considerations regarding characteristic of the abrasive tool and the practical problems which the author encountered during the experiments.

МАГНИТНЫЙ ПОЛИРОЛИ АБРАЗИВНЫЕ ЧАСТИ ТРУБЫ СТЫКОВЫЕ ШВЫ

Резюме:

В статье описаны наиболее важные аспекты магнитного-абразивной обработки, вместе с предварительных исследований для полировки стыковых швов в компонентах трубопроводов. В работе представлены теоретические соображения о природе абразивного инструмента и практические проблемы, которые автор, возникающих в ходе экспериментов.

ELECTROCHEMICAL METAL PROCESSING BY A PERIODIC CATHODE-TOOL

LM KOTLYAR⁹
 NM MINAZETDINOV⁷
 E.I. FILATOV⁷

Keywords: electrochemical machining, ideal process, hydrodynamic analogy, complex potential.

The two-dimensional problem of prediction the shape of the metal part - anode in electrochemical processing by the use of a curved periodic cathode - tool is considered under the assumption of the "ideal process model" [1], [10]. In this case, the problem have the analog in the theory of an ideal fluid jets with a solid boundary [7], and we can use for investigation our problem the method proposed in [8]. The calculations for one particular case of the cathode geometry demonstrate the influence of the electric field parameters on the machined surface shape.

Introduction

The description of the process of electrochemical machining of metals so as the review of the corresponding literature are given in [1, 2]. Electrochemical machining technology can be used to generate parts with regular reliefs of the surface, such as heat transfer enhancers on the working surfaces of heat exchangers [3]. For the electrochemical shaping of such surfaces we can apply cathode - tool with periodic structure.

In this paper we consider on the base of the ideal process model [1], one of the possible schemes of electrochemical formation of periodically arranged protrusions on the surface of the part.

Scheme of electrochemical shaping

Diagram of a cross-section the electrode gap is shown in Fig. 1. The Cartesian

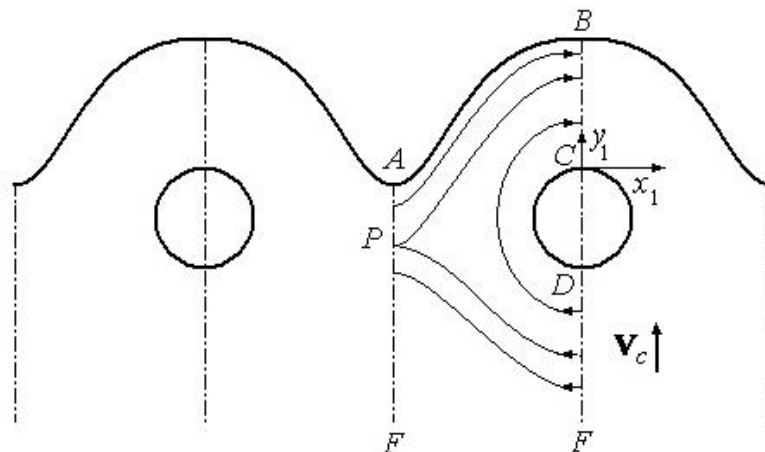


Fig . 1 - Geometry of the interelectrode gap .

coordinate system x_1, y_1 is connected with the cathode - tool. Vector V_c of the cathode supply coincides in direction with the positive direction of the y-axis. Cathode tool is formed by the infinite set of curved contours, each of which is obtained by the parallel

⁹ Kazan Federal University, Naberezhnye Chelny , Prospect Mira

translation of adjacent one on the same value $2h$ along the abscissa. Cathode contours have lines of symmetry parallel to the y -axis.

Taking into account the periodicity and symmetry of the electrode gap we consider only the area bounded by the lines of symmetry AF and BF ; CD is the cathode border, AB is the required anode border. The angle between the tangent to the arc CD and x -axe in the point C equal zero, the angle between the tangent to the arc CD and x -axe in the point D equal π .

Processing model

In accordance with the ideal model we consider the electric field in the electrode gap is potential. The potential u of the electric field satisfies the Laplace equation, and it has constant values u_a and u_c at the surfaces of the anode and cathode correspondingly. On the line AF (where F is at infinity), there is a branch point P of the equipotential lines of the electric field, in which the intensity is equal to zero [4].

In electrochemical processing of steels in nitrate or chlorate electrolytes dependence of the current efficiency η for the anodic dissolution reactions of metal on the anode current density $j_a = \kappa \partial u / \partial n_1$ (κ is the electrical conductivity of the electrolyte in the electrode gap, \mathbf{n}_1 is the outward surface normal of the anode) can be specified by the following function [5]

$$\eta = 0, \quad j_a < j_{cr}; \quad \eta = a_0 + a_1 / j_a, \quad j_a \geq j_{cr}. \quad (1)$$

Constants $a_0 > 0$, $a_1 < 0$ characterize the properties of the electrolyte; j_{cr} is the critical value of the anode current density, after which increase in current efficiency follow increase in current density. Relation (1) is displayed on Fig. 2.

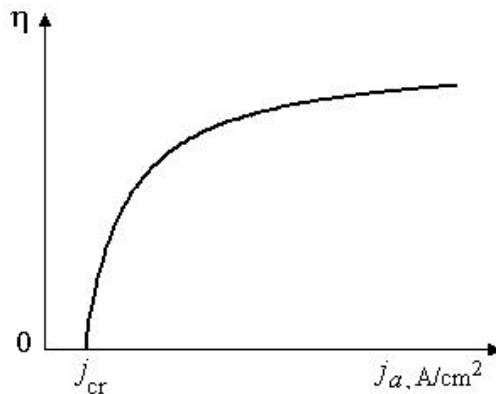


Fig. 2 Dependence of the current output on the anode current density.

From the equation $\eta(j_{cr}) = 0$ we have:

$$j_{cr} = -a_1 / a_0.$$

Distribution of the normal derivative of the potential at the stationary [1] anode border is next [5]:

$$\kappa \partial u / \partial n_1 = -a_1 / a_0 + \rho V_c (a_0 \varepsilon)^{-1} \cos \theta = j_{cr} + \rho V_c (a_0 \varepsilon)^{-1} \cos \theta \quad (2),$$

where ε is the electrochemical equivalent of metal, ρ is the anode material density, θ is angle between vectors \mathbf{V}_c and \mathbf{n}_1 .

We introduce the complex potential of the electric field:

$$W_1(z_1) = v(z_1) + iu(z_1), \quad z_1 = x_1 + iy_1, \quad (v(z_1)$$

is stream function) in the electrode gap [6]. Using the dimensionless variables:

$$x = x_1/H, \quad y = y_1/H, \quad n = n_1/H, \quad \text{where } H = \kappa(u_a - u_c)/j_0$$

is the typical length $j_0 = \rho V_c/\varepsilon$ is the typical current density, we turn to the dimensionless complex potential

$$W(z) = \varphi(z) + i\psi(z), \quad z = x + iy$$

by means of transformation

$$W(z) = (W_1(z) - iu_c)/(u_a - u_c).$$

In the area of the electrode gap $\psi(z)$ is a harmonic function. It is under the next boundary conditions on the borders of the area:

$$\psi = 0 \quad (\text{on the cathode border}), \quad \psi = 1 \quad (\text{on the anode border}), \quad (3)$$

$$\partial\psi/\partial n = 0 \quad (\text{on the lines of symmetry } AF, BC \text{ and } DF). \quad (4)$$

Velocity of movement of the anode boundary points is determined by law (2), which in dimensionless variables has the form

$$\partial\psi/\partial n = a + b\cos\theta, \quad a = -a_1(a_0 j_0)^{-1} = j_{cr}/j_0, \quad b = 1/a_0. \quad (5)$$

This potential electric field can be simulated by a fictitious potential plane-parallel flow of ideal incompressible fluid [7]. Along the streamline of the flow $\psi = \text{const}$ we have equality:

$\partial\psi/\partial n = V$, where $V = |\mathbf{V}|$. Then, according to equation (5), the fictitious flow velocity at the stationary anode border varies as

$$V = a + b\cos\theta, \quad (6)$$

where θ is the argument of the velocity vector.

Hydrodynamic analog of the original problem is the problem of determining the border of the flow if we know the law (6) of change of velocity at this border. Let the flow is generated by the system continuously distributed sources along lines AP , DF and drains along lines BC и FP . Layout of streamlines of the fictitious flow is displayed at the Fig. 1. At the point P velocity of fictitious fluid flow is zero.

Solution of the problem

We introduce parametric complex variable $t = \xi + i\delta$, whose variety area is the rectangle G_t with sides $\pi/2$ and $\pi|\tau|/4$ ($\tau = i|\tau|$) (Fig. 3). We seek a conformal mapping $z(t)$ of the area G_t to the flow area in the z -plane (Fig. 1). The corresponding points in Fig. 1 and Fig. 3 are denoted by the same letters.

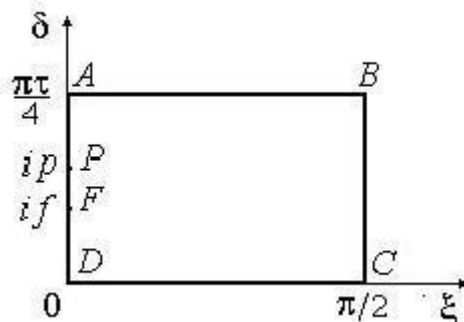


Fig . 3 - Parametric plane t .

To solve the problem we need to determine the complex flow potential $W(t)$ and Zhukovsky function [7]

$$\chi(t) = \ln \left(\frac{1}{V_0} \frac{dW}{dz} \right) = r - i\theta, \quad r = \ln \frac{V}{V_0}, \quad (7)$$

where V is fictitious flow velocity magnitude, $V_0 = a + b$ is flow velocity value at the point $B(t = \pi/2 + \pi\tau/4)$, θ is angle of the velocity vector to the x -axis. Function $\chi(t)$ is related to the functions $W(t)$ and $z(t)$ as:

$$\frac{dz}{dt} = \frac{\exp(-\chi(t))}{V_0} \frac{dW}{dt}. \quad (8)$$

Complex potential $W(t) = \varphi(t) + i\psi(t)$ satisfies the following boundary conditions:

$$\psi(\xi) = 0, \quad \psi(\xi + \pi\tau/4) = 1, \quad \xi \in [0, \pi/2].$$

Function $\varphi(t)$ takes constant values Along the lines DF , BC , AP и PF . Without loss of generality, we can assume that

$$\varphi(t) = \begin{cases} 0, & t = i\delta, \quad \delta \in [0, f], \\ \varphi_0, & t = i\delta, \quad \delta \in [f, \pi|\tau|/4], \\ \varphi_1, & t = \pi/2 + i\delta, \quad \delta \in [0, \pi|\tau|/4] \end{cases}$$

The range of variation of the complex potential is shown in Fig. 4.

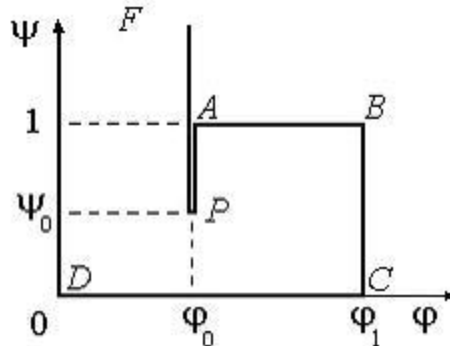


Fig . 4 - The range of variation of the complex potential

Using the method of conformal mappings [6], we find the derivative of the complex potential

$$\frac{dW}{dt} = N F_1(t), \quad F_1(t) = \frac{\vartheta_2(2pi)\vartheta_3(2t) - \vartheta_3(2pi)\vartheta_2(2t)}{\vartheta_2(2fi)\vartheta_3(2t) - \vartheta_3(2fi)\vartheta_2(2t)} \quad (9)$$

where $\vartheta_i(u)$ ($i = 1, 2, 3, 4$) is theta functions for the periods π and $\pi\tau$, N is a constant (in this paper we use the notation adopted in [9]).

Let us consider the boundary conditions for the function $\chi(t)$ (7). On straight sections of the cathode border imaginary part of the function $\chi(t)$ satisfies the conditions:

$$\operatorname{Im} \chi(t) = \begin{cases} -\pi, & t = i\delta, \quad \delta \in [0, p), \\ 0, & t = i\delta, \quad \delta \in (p, \pi|\tau|/4], \\ 0, & t = \pi/2 + i\delta, \quad \delta \in [0, \pi|\tau|/4] \end{cases}$$

On the arc \mathcal{D} there is condition [7]:

$$\frac{d\theta}{d\xi} = -\frac{K(\xi)}{V_0} \left| \frac{dW}{d\xi} \right| \exp(-r(\xi)), \quad \xi \in [0, \pi/2], \quad (10)$$

where $K(\xi)$ is the curvature of the arc CD , $\xi \in [0, \pi/2]$.

On the anode border conditions (6) must be fulfilled, which in view of (8), can be represented in the form:

$$a + b \cos \theta(t) - V_0 \exp(r(t)) = 0, \quad t = \xi + \pi/4, \quad \xi \in [0, \pi/2], \quad (11)$$

$$r(\pi/2 + \pi/4) = 0. \quad (12)$$

We can represent the function $\chi(t)$ as a sum [10]:

$$\chi(t) = \chi_*(t) + \Omega_1(t) + \Omega_2(t), \quad (13)$$

where - $\Omega_k(t) = v_k(t) + i\varepsilon_k(t)$ ($k = 1, 2$) are analytical in the area G_t and continuous up to its borders functions. Zhukovsky function $\chi_*(t) = r_*(t) - i\theta_*(t)$

$r_* = \ln(V_*/V_0)$ corresponds to the scheme (Fig. 5) of the auxiliary flow, in which the arc CD is replaced by a segment directed along the tangent to the arc CD at the point D , and in this interval there is the condition

$$\theta_*(\xi) = \theta(0) = \pi, \quad \xi \in (0, \pi/2], \quad (14)$$

at the same time border BC turns through an angle π , and at the border AB the equality $V_* = V_0$ is true, i.e.:

$$\operatorname{Re} \chi_*(\xi + \pi/4) = 0, \quad \xi \in [0, \pi/2]. \quad (15)$$

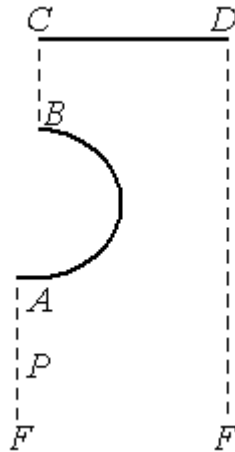


Fig. 5 - Diagram of the auxiliary flow

On other parts of the border of the flow area the imaginary part of the function $\chi_*(t)$ satisfies the conditions:

$$\operatorname{Im} \chi_*(t) = \begin{cases} -\pi, & t = i\delta, \quad \delta \in [0, p), \\ 0, & t = i\delta, \quad \delta \in (p, \pi|\tau|/4], \\ -\pi, & t = \pi/2 + i\delta, \quad \delta \in [0, \pi|\tau|/4] \end{cases} \quad (16)$$

Function $\chi_*(t)$ for this case have the same singularity as the function $\chi(t)$. Following to Chaplygin's singular points method [7], we find:

$$\chi_*(t) = \ln \frac{\mathfrak{G}_1(t - ip)\mathfrak{G}_1(t + ip)}{\mathfrak{G}_4(t - ip)\mathfrak{G}_4(t + ip)} - \pi i. \quad (17)$$

Using the boundary conditions for functions $\chi(t)$ и $\chi_*(t)$ we obtain the equation for unknown functions $\Omega_k(t)$ ($k=1,2$).

Geometric characteristics of the flow can be determine by parametric dependence:

$$\frac{dz}{dt} = \frac{\exp(-\chi(t)) dW}{V_0} = -\frac{N}{V_0} \frac{\mathfrak{G}_4(t - ip)\mathfrak{G}_4(t + ip)}{\mathfrak{G}_1(t - ip)\mathfrak{G}_1(t + ip)} \frac{F_1(t)}{\exp(\Omega_1(t) + \Omega_2(t))}. \quad (18)$$

For the numerical solution of the problem we define: distance h , coefficients a_0, a_1 , specifying the properties of the electrolyte, characteristic current density j_0 and curvature of the arc CD . Expansion coefficients $\Omega_k(t)$ ($k=1,2$) are determined in a way to satisfy conditions (11) and (12) on the desired anode border and condition (10) in a finite number points of the arc CD .

To determine the parameters: $|\tau|, f, p$, we have two geometric conditions defined by specifying the angle of rotation of the tangent along the arc CD and distance h . Here we introduce an additional condition, denoting parameter ψ_0 and using the second formula in (11).

$$\varphi_1 = N \int_0^{\pi/2} F_1(x) dx, \quad \psi_0 = 1 - N \int_p^{\pi|\tau|/4} F_1(ix) dx. \quad (19)$$

In the limiting case where the point P coincides with the point at infinity F , the amount of fictitious fluid flowing between the border of the cathode - tool and streamline passing through the point P , is the smallest. Value of the function $\psi = \psi_2$ at the point P corresponds to the smallest value of the parameter ψ_0 . Taking into account that the value of the parameter ψ_0 is less than unity, we obtain the condition:

$$\psi_2 < \psi_0 < 1 \quad (20)$$

Solving the problem for the limiting case in the same way we find ψ_2 . Subtask. The list of values we need to know for numerical solution includes the distance h between the electrodes on the surface of cathode. If we increase h the mutual influence of periodically spaced electrodes weakens and, beginning from a certain critical value $h = h_*$, each element carries the cathode electrochemical machining regardless of adjacent electrodes (see Fig. 6). Thus, to define h we need to take in account the condition

$$h < h_*. \quad (36)$$

The solution to this problem is presented in [11].

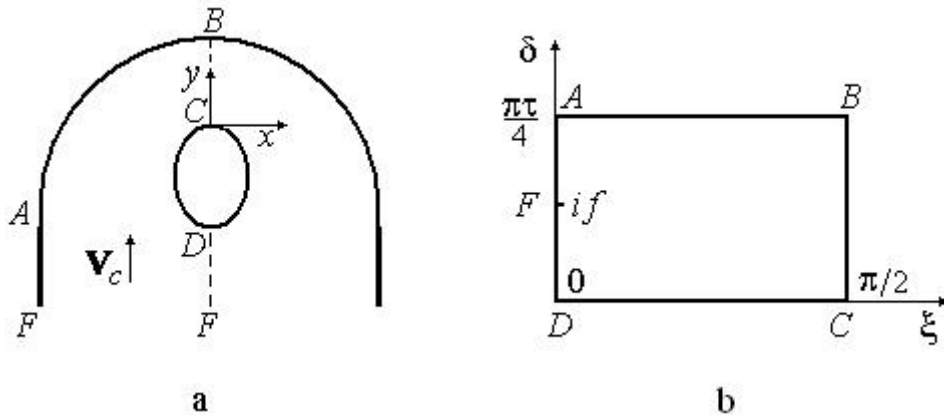


Fig. 6 - a) scheme of the electrode gap; b) parametric plane t .

Results of calculations

For example, we have considered the case when the border of the arc CD is a semicircle of radius R . The problem of electrochemical machining by the curved cathode solved for the following magnitudes of parameters: $R = 0,25$, $a_0 = 0,906$, $a_1 = -12,818$, $j_0 = 100 \text{ A/cm}^2$. Results of calculation are: $h_* = 1,4112$, the anodic border is shown by the lower dashed line in Fig. 7. Then, for the same values R , a_0 , a_1 , j_0 , and $h = 1,2$ the

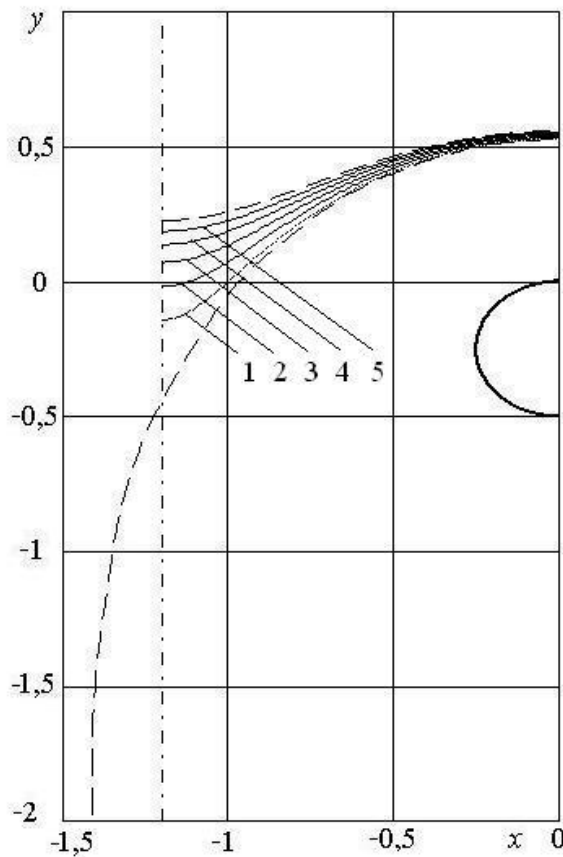


Fig. 7 - Anode borders configurations.

1 - $\psi_0 = 0,8$; 2 - $\psi_0 = 0,7$; 3 - $\psi_0 = 0,6$; 4 - $\psi_0 = 0,5$; 5 - $\psi_0 = 0,4$

calculations for the limiting case were carried, the results are as follows: $\psi_2 = 0,2665$, $\varphi_2 = 1,5022$, anode border form is displayed by the upper dashed line in Figure 7. The main task is solved taking into account the conditions (20). Calculations were performed for the same values of defined parameters as in the previous case for the five different magnitudes ψ_0 : $\psi_0 = 0,8; 0,7; 0,6; 0,5; 0,5$. Corresponding configurations of the anode borders shown in Fig. 7.

Conclusion

One can see from these results, that for the same metal and electrolyte properties, the same geometry of the tool-electrode and the same feed rate we get different anode borders as a result of the difference in electric field determined by the parameters $\varphi_0, \varphi_1, \psi_0$. It means that for the steady state forming there is a relationship between the current strength in the circuit and area of the treated surface. So, if you want to preserve the stationary mode shaping when the characteristics of the electric field is changing, you must vary surface area what, in turn, can be achieved by changing the shape of the machining surface.

Literature

1. DAVYDOV AD High-speed electrochemical shaping / AD Davydov, H. Kozak. - Moscow: Nauka, 1990. - 272.
2. RAJURKAR K.P. Review of electrochemical and electrodischarge machining / KP Rajurkar, MM Sundaram, AP Malshe // Proceeding of the seventeenth SIRP conference of electro physicals and chemical machining (ISEM). - 2013, - Vol. 6, p. 13 - 26.
3. VOLGIN V.M. Computer simulation of electrochemical shaping regular reliefs / V.M. Volgin / Electro and electrochemical methods of processing. Tula: TSU - 1996, p 52 - 61. (Russian)
4. TATUR T.A. Fundamentals of the theory of the electromagnetic field : the handbook for electrotechnical engineers. / T.A. Tatur. - Moscow.: High school, 1989. - 271 pp. (Russian)
5. KOTLYAR L.M., MINAZETDINOV N.M. Anode form finding based on the properties of the electrolyte in problems of electrochemical machining of metals // J. Appl. Mech. and Techn. Ph. 2003. V. 44, № 3. Pp. 179-184. (Russian)
6. LAVRENTIEV M.A. Methods of the theory of the complex variable functions / M.A. Lavrentiev, B.V. Shabbat. - Moscow: Nauka, 1987. - 736 p. (Russian)
7. GUREVICH M.I. The theory of ideal fluid jets / M.I. Gurevich. - Moscow: Nauka, 1977. - 536 p.
8. L.M. KOTLYAR One case of an ideal fluid jet stream / L.M. Kotlyar // Izv. Vuzov. Mathematics. - 1976. № 2. Pp. 101-194.
9. WHITAKER ET A course of modern analysis / Whitaker ET, Watson GN Cambridge University Press, 1940.
10. LM KOTLYAR Simulation of the process of electrochemical machining metal for technological preparation of production CNC / L.M. Kotlyar, N.M. Minazetdinov. - Moscow : Academia, 2005. - 200.
11. MINAZETDINOV N.M. A scheme for the electrochemical machining of metal by a curved electrode - tool / N.M. Minazetdinov // Journal of Applied Mechanics and Technical Physics. - 2010. - T. 51, № 2. Pp. 288 - 292.

МАТЕМАТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ДИСПЕРГИРОВАНИЯ МЕТАЛЛОВ В ЭЛЕКТРИЧЕСКОМ РАЗРЯДЕ С ДВУМЯ ЭЛЕКТРОДАМИ – АНОДАМИ И ЖИДКИМ КАТОДОМ

Л.М. КОТЛЯР¹⁰
Ю.И. ШАКИРОВ⁸

Ключевые слова: катод, анод, электролит, диспергирование, плотность тока, потенциал, комплексный потенциал.

В работе предлагается математическая модель плоской задачи диспергирования одного и двух металлических стержней в электрическом разряде с жидким электролитом. При решении задачи используется аналогия с плоской задачей теории струйных течений идеальной жидкости, которая сводится к задаче определения аналитической функции в области с одним участком неизвестной границы. Получена приближенная формула для определения массы диспергированного порошка металла в предположении осесимметричности стержня в частном случае одного электрода.

В последние годы успешно развивается применение ферромагнитных порошков для изготовления деталей повышенной прочности. Композиционные порошки получают синтезом в режиме технологического горения с последующими операциями размола и классификации по фракциям. Наряду с такими традиционными методами для получения порошков всё большее применение находит диспергирование металлов и сплавов электрическими разрядами с использованием жидкостей. Установка для синтеза ферромагнитного порошка состоит из источника постоянного тока, электролитической ванны с электролитом и токопроводящего стального электрода с различным содержанием углерода (от 0,2% до 1%). Результаты проведённых испытаний показали большую зависимость количества и качества (размер гранул) порошка от многих геометрических и физических параметров.

Для решения задачи отметим, прежде всего, что в процессе образования порошка зависимость выхода по току η от анодной плотности тока j_a идентична аналогичной зависимости $\eta(j_a)$ для электрохимической обработки металлов [2,6]. Исходя из этого, будем считать, что скорость снятия металла V_m с поверхности анода на единицу массы, определяется по аналогии с законом Фарадея $V_m = j_a \eta \varepsilon$, где $\eta = \eta(j_a)$ – выход по току, равный доле энергии затраченной на образование порошка в электрическом разряде, j_a – плотность тока, ε – коэффициент, соответствующий электрохимическому эквиваленту металла и определяется экспериментально. Процесс диспергирования можно разделить на две стадии: на первой, нестационарной, происходит диспергирование на участках анода, где максимальное значение плотности тока в угловых точках, затем поверхность анода выравнивается и приобретает криволинейную форму. Будем считать, что поверхность анода перемещается с постоянной скоростью v и линейная скорость точек на поверхности анода равна

$$V_a = v \cdot \cos \theta \quad (1)$$

¹⁰ Набережночелнинский институт Казанского (Приволжского) федерального университета

где θ – угол между вектором скорости подачи анода и единичным вектором \vec{n}_a внешней нормали к поверхности анода. В этом случае общая схема процесса не изменяется со временем и процесс можно считать установившемся или стационарным.

Из (1) установившееся распределение плотности тока j_a на стационарной границе анода определяется соотношением

$$\eta(j_a)j_a = \frac{\rho v}{\varepsilon} \cos \theta$$

где ρ – плотность материала анода.

Зависимость выхода по току $\eta(j_a)$ можно аппроксимировать уравнением гиперболы и считать, что на границе анода выполняется соотношение [2]

$$j_a = \frac{\rho v}{\varepsilon} (a_0 + b_0 \cos \theta) \quad (2)$$

В работе [4] была решена задача о диспергировании стержня, расположенного в центре межэлектродного промежутка (МЭП).

Рассмотрим двумерную модель процесса с двумя электродами, расположенными симметрично относительно оси симметрии МЭП с жидким электродом (рис.1).

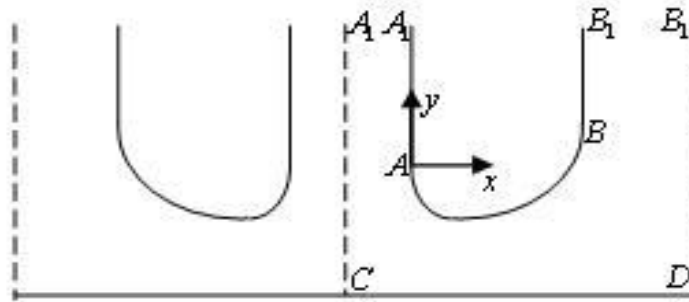


Рис. 1. Область МЭП

В этом случае, в силу симметрии относительно оси A_1C , можно рассматривать только одну, например, правую половину течения. Эта задача отличается от рассмотренной в работе [4] отсутствием симметрии течения в МЭП. Учитывая это, рассмотрим, следуя работе [4], более простую задачу о диспергировании одного электрода, расположенного симметрично в МЭП. Введём декартовую систему координат x_1, y_1 , связанную с анодом, который движется в направлении оси ординат. Будем считать, пренебрегая приэлектродными явлениями, что в МЭП существует потенциал электрического поля ψ_1 , удовлетворяющий уравнению Лапласа

$$\Delta \psi_1 = 0 \quad (3)$$

и на границах электродов выполняется условие постоянства потенциалов $\psi_{1a} = u_a, \psi_{1k} = u_k$. В силу уравнения (3), существует функция ϕ_1 гармонически сопряжённая ψ_1 и можно ввести комплексный потенциал электростатического поля $W(x_1, y_1) = \phi_1(x_1, y_1) + i\psi_1(x_1, y_1)$, являющейся аналитической функцией в области $z_1 = x_1 + iy_1$

Введём характерные значения плотности тока $j_0 = \rho v / \varepsilon$, длины $H = \kappa(u_a - u_k) / j_0$ (κ – удельная электропроводность среды) и перейдём к безразмерным переменным

$$x = \frac{x_1}{H}, \quad y = \frac{y_1}{H}, \quad z = x + iy, \quad W = \varphi + i\psi = \frac{W_1 - iu_k}{u_a - u_k}$$

Тогда, с учётом (2), функция ψ удовлетворяет в межэлектродной области уравнению Лапласа и граничным условиям на поверхности электродов

$$\Psi_a = 1, \quad \Psi_k = 0, \quad \frac{\partial \Psi_a}{\partial n} = \frac{j_a}{j_0} = a_0 + b_0 \cos \theta,$$

где a_0, b_0 – постоянные, учитывающие зависимость выхода по току от плотности тока.

Исходя из этого, задача моделируется плоскопараллельным потенциальным течением идеальной несжимаемой жидкости. При этом, аналогом напряжённости электрического поля \vec{E} является скорость фиктивного течения \vec{V} и векторы \vec{E} и \vec{V} – ортогональны. Вдоль линии $\psi = const$ выполняется равенство $\partial\psi/\partial n = V$, $V = |\vec{V}|$. На поверхности анода $V = a_0 + b_0 \cos \theta$.

На рис. 1, в плоскости $z = x + iy$, представлена область МЭП ограниченная линиями симметрии A_1C и B_1D , CD – граница катода, A_1ABB_1 – граница анода, A_1, B_1 – бесконечно удалённые точки. Граница анода разделена на две области: прямолинейные участки A_1A, B_1B , где $V_a = 0$ и участок AB на котором выполняется условие (2), аналогично симметричной задаче [4].

Функция ψ удовлетворяет уравнению Лапласа $\Delta\psi = 0$, на границах электродов выполняются условия: $\psi|_{CD} = 0$, $\psi|_{A_1ABB_1} = 1$, $\partial\psi/\partial n|_{AB} = a_0 + b_0 \cos \theta$, на линиях симметрии A_1C и B_1D – условия $\partial\psi/\partial n|_{A_1C} = 0$, $\partial\psi/\partial n|_{B_1D} = 0$.

Для рассматриваемой симметричной задачи, поток фиктивного течения создаётся системой непрерывно распределённых источников и стоков: источники – вдоль линии A_1C , стоки – вдоль линии B_1D . На неизвестной границе AB выполняется условие $V = a_0 + b_0 \cos \theta$.

Пусть в плоскости вспомогательного комплексного переменного $u = \xi + i\tau$ области течения D_z соответствует область $D_u = \{|u| \leq 1, \tau \geq 0\}$ (рис. 2) и функция $z(u)$ конформно отображает область D_u на область D_z с соответствием точек, указанном на рис. 1, 2.

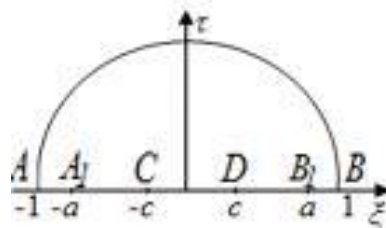


Рис. 2. Область D_u

Определим две функции: комплексный потенциал фиктивного течения $W(u) = \varphi(u) + i\psi(u)$ и функцию Жуковского [1]

$$\chi(u) = \ln \left(\frac{V_0 dz}{dW} \right) = r(u) + i\theta(u) \quad (4)$$

где $r(u) = \ln(V_0/V)$, V – модуль скорости фиктивного течения, θ – угол наклона вектора скорости к оси x , $V_0 = a_0$ – значение скорости в точке A .

Комплексный потенциал $W(u)$ удовлетворяет граничным условиям

$$\psi(u) = \begin{cases} 0, & u = \xi, |\xi| \leq c \\ 1, & u = \xi, d \leq |\xi| \leq 1; u = e^{i\sigma}, 0 \leq \sigma \leq \pi \end{cases}$$

$$\varphi(u) = \begin{cases} 0, & u = \xi, c \leq \xi \leq d \\ \varphi_0, & u = \xi, -d \leq \xi \leq -c \end{cases}$$

Область изменения функции $W(u)$ – прямоугольник $D_W = \{\varphi + i\psi | 0 \leq \varphi \leq \varphi_0, 0 \leq \psi \leq 1\}$.

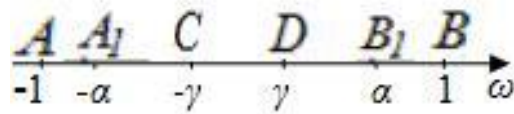


Рис. 3. Область D_ω

Для определения производной dW/du комплексного потенциала отобразим область D_u на верхнюю полуплоскость D_ω с соответствием точек, указанном на рис. 2, 3, преобразованием

$$\omega(u) = \frac{2u}{1+u^2} \quad (5)$$

и, используя формулу Кристоффеля-Шварца [5], найдём функцию, отображающую область D_ω на область изменения функции $W(u)$:

$$W(\omega) = N \int_{\gamma}^{\omega} \frac{d\omega}{\sqrt{(\omega^2 - \alpha^2)(\omega^2 - \gamma^2)}}$$

$$N = \left(\frac{1}{\gamma} K(\alpha/\gamma) - \frac{1}{\alpha} K(\gamma/\alpha) \right)^{-1}, \quad \varphi_0 = \frac{2K(\gamma/\alpha)}{\gamma K(\gamma/\alpha) - \alpha K(\alpha/\gamma)}$$

$$K(k) = \int_0^1 \frac{d\omega}{\sqrt{(\omega^2 - 1)(k^2\omega^2 - 1)}}$$

где $K(k)$ – полный эллиптический интеграл первого рода [7]. Дифференцируя $W(\omega)$ по переменной ω и учитывая зависимость (5), получим:

$$\frac{dW}{du} = \frac{2N(1-u^2)}{\sqrt{4u^2 - a^2(1+u^2)^2} \sqrt{4u^2 - c^2(1+u^2)^2}}$$

Для функции Жуковского $\chi(u)$ имеем следующие граничные условия

$$\theta(u) = \begin{cases} \pi/2, & u = \xi, -1 \leq \xi \leq -a \\ 0, & u = \xi, |\xi| < a \\ -\pi/2, & u = \xi, a \leq \xi \leq 1 \end{cases}$$

$$r(u) = -\ln\left(1 + \frac{b_0}{a_0} \cos \theta(u)\right), \quad u = e^{i\sigma}, \quad 0 \leq \sigma \leq \pi$$

Функцию Жуковского $\chi(u)$ будем искать в виде $\chi(u) = \chi_0(u) + f(u)$, где функция $\chi_0(u) = r_0(u) + i\theta_0(u)$ удовлетворяет граничным условиям

$$\begin{aligned} \theta_0(u) &= \theta(u), \quad u = \xi, |\xi| \leq 1, \\ r_0(u) &= 0, \quad u = e^{i\sigma}, \quad 0 \leq \sigma \leq \pi \end{aligned}$$

и имеет в области D_u те же особенности, что и $\chi(u)$, функция $f(u)$ – аналитическая в D_u и непрерывная в \bar{D}_u . Построим $\chi_0(u)$ методом особых точек [1]:

$$\chi_0(u) = \frac{1}{2} \ln\left(\frac{u^2 - a^2}{1 - a^2 u^2}\right) + A_0 u + B_0$$

Сравнивая граничные условия для функций $\chi(u)$ и $\chi_0(u)$, получим граничные условия для неизвестной функции $f(u) = \lambda(u) + i\mu(u)$:

$$\mu(u) = 0, \quad u = \xi, |\xi| \leq 1, \quad (6)$$

$$\lambda(u) = -\ln\left(1 + \frac{b_0}{a_0} \cos \theta(u)\right), \quad u = e^{i\sigma}, \quad 0 \leq \sigma \leq \pi. \quad (7)$$

Учитывая граничные условия (6), (7) и симметрию фиктивного течения, функцию $f(u)$ можно аналитически продолжить на весь круг и представить в виде ряда Лорана:

$$f(u) = \sum_{n=0}^{\infty} c_{2n} u^{2n}$$

где c_{2n} – действительные коэффициенты. Из условия $f(1) = 0$ находим $c_0 = -\sum_{n=1}^{\infty} c_{2n}$.

Условие (7), с учётом представления функции $f(u)$ в виде ряда, имеет вид

$$c_0 + \sum_{n=1}^{\infty} c_{2n} \cos(2n\sigma) = -\ln\left(1 + \frac{b_0}{a_0} \cos \theta(\sigma)\right) \quad (8)$$

Умножая обе части равенства (8) на $\cos(2n\sigma)$, интегрируя по σ в пределах $0, \pi/2$, получим бесконечную систему уравнений для определения коэффициентов c_{2n} :

$$c_{2n} = -\frac{4}{\pi} \int_0^{\pi/2} \ln\left(1 + \frac{b_0}{a_0} \cos(\theta_0(\sigma) + \mu(\sigma))\right) \cos(2n\sigma) d\sigma, \quad n = \overline{1, \infty}.$$

Безразмерные координаты точек границы анода AB определяем из (4) по формуле

$$z(u) = \frac{1}{a_0} \int_1^u \frac{dW}{du} \exp(\chi(u)) du, \quad u = e^{i\sigma}, \quad 0 \leq \sigma \leq \pi. \quad (9)$$

Для решения задачи необходимо определить математические параметры c и a . Это можно сделать, задав расстояния $|CD|$ и $|A_1B_1|$:

$$z(-c) - z(c) = |CD|, \quad z(-a) - z(a) = |A_1B_1|.$$

Массу диспергированного порошка можно определить, приближенно считая стержень осесимметричным, используя формулу для вычисления площади поверхности вращения.

$$m = 4\pi a_0 \rho H^2 \int_0^{\pi/2} x(\sigma) \exp(-r(\sigma)) \left| \frac{dz}{d\sigma} \right| d\sigma \quad (10)$$

Результаты расчетов формы границы анодной поверхности для различных частных случаев представлены в работе [4].

Для задачи по схеме (рис.1) решение строится аналогично предыдущему, но оно зависит от большего числа параметров. Область вспомогательного переменного $u = \xi + i\tau$ будет иметь вид (рис.2) и, в силу отсутствия симметрии, в задаче появятся 3 параметра (a, b, c), которые определяются из задания геометрических размеров на схеме (рис.1).

Некоторые результаты расчета формы криволинейного участка электродов AB представлены на рис.4.

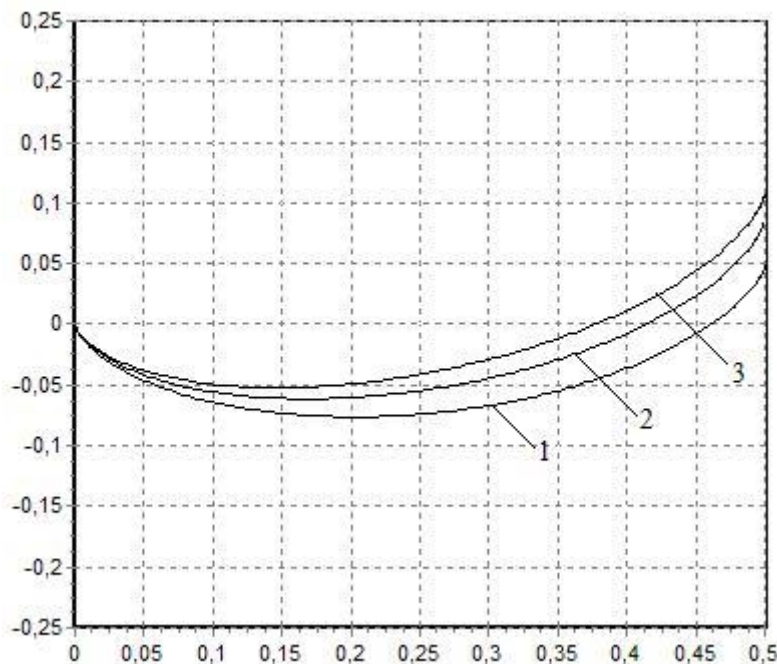


Рис. 4- Результаты расчётов формы границы анода H_1 – ширина анода ($H_1 = |A_1B_1|$), H_2 – ширина катода ($H_2 = |CD|$), L – ширина МЭП в окрестности точки A_1 $a = 0.8$, $b = 0.8$, $H_1 = 0.5$, $H_2 = 2$ 1. $L = 0.5$; 2. $L = 0.3$; 3. $L = 0.2$.

В этой задаче нельзя воспользоваться приближенной формулой для расчета массы порошка, так как, форма криволинейного участка электрода не симметрична

относительно его оси (см. рис.4). Для расчета линейного расхода массы используются полученные формулы (9) и подинтегральное выражение из (10)

Список литературы

1. ГУРЕВИЧ М.И. *Теория струй идеальной жидкости*. М. Наука, 1979.
2. ДАВЫДОВ А.Д., КОЗАК Е. *Высокоскоростное электрохимическое формообразование*. М. Наука, 1990.
3. КОТЛЯР Л.М., МИНАЗЕТДИНОВ Н.М. *Определение формы анода с учётом свойств электролита в задачах электрохимической размерной обработки металлов*. ПМТФ., 2003, Т.44 №3. С.179-184.
4. КОТЛЯР Л. М., МЕЛЬНИЧУК Е.Д., ШАКИРОВА Г.Ю., ШАКИРОВ Ю.И. *Математическая модель диспергирования металла в электрическом разряде с жидким электролитом*. Монография под редакцией Tadeusz Zaborowski, Gorzow Wlkp., 2012г.
5. ЛАВРЕНТЬЕВ М. А., ШАБАТ Б.В. *Методы теории функций комплексного переменного*. М. Наука, 1987.
6. СЕДЫКИН Ф.В. *Размерная электрохимическая обработка деталей машин*. М. Машиностроение, 1976.
7. ЯНКЕ Е., ЭМДЕ Ф., ЛЁШ Ф. *Специальные функции*. М. Наука, 1977.

МАТЕМАТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ДИСПЕРГИРОВАНИЯ МЕТАЛЛОВ В ЭЛЕКТРИЧЕСКОМ РАЗРЯДЕ С ДВУМЯ ЭЛЕКТРОДАМИ – АНОДАМИ И ЖИДКИМ КАТОДОМ

Summary:

In this paper a mathematical model of the plane problem of dispersion of one or two metal rods in an electric discharge with a liquid electrolyte has been proposed. In solving the problem, the analogy with the plane problem of the theory of jet flows of an ideal fluid, which is reduced to the definition of an analytic function in a region with one section of the unknown border was used. An approximate formula for determining the mass of dispersed metal powder, assuming axial symmetry of the rod in the special case of one electrode was derived.

JAKOŚĆ OBROBIONYCH POWIERZCHNI PO OBRÓBCE ELEKTROEROZYJNEJ

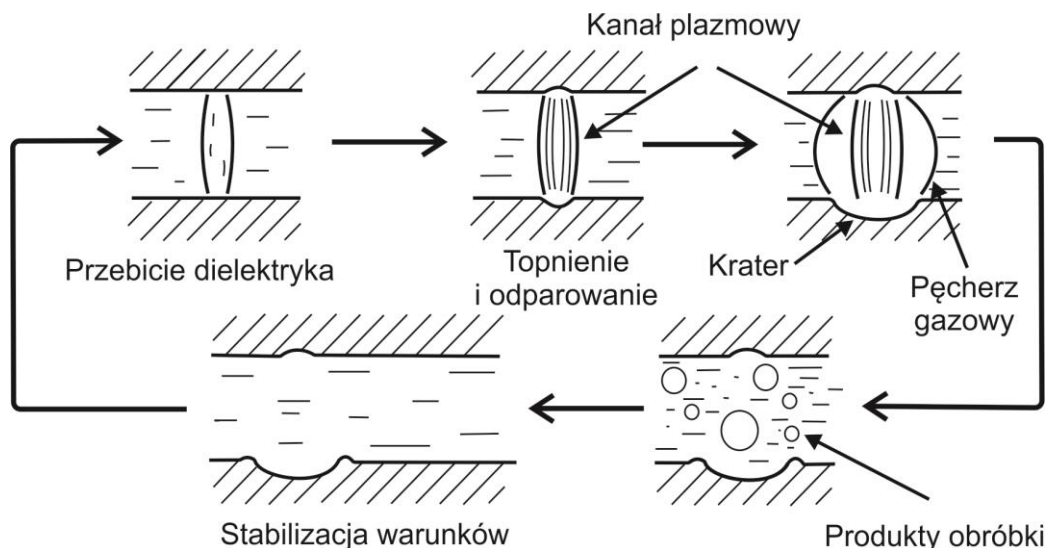
Lucjan DĄBROWSKI¹¹
Rafał ŚWIERCZ⁹
Dorota ONISZCZUK⁹
Michał MARCZAK⁹

Słowa kluczowe: EDM, chropowatość powierzchni, struktura metalograficzna,

Zagadnienie analizy stanu warstwy wierzchniej przedmiotów po obróbce elektroerozyjnej jest jednym z głównych obszarów badawczych naukowców na całym świecie. W artykule przedstawiono syntetyczną analizę stanu warstwy wierzchniej po obróbce elektroerozyjnej. Przedstawiono charakterystykę poszczególnych warstw, oraz stosowane technologie ich modyfikacji.

1. Wstęp

Fizyka zjawiska usuwania materiału w procesie elektroerozji ma złożony charakter. Na skutek przyłożenia napięcia do elektrod następuje jonizacja dielektryka w szczelinie międzyelektrodowej. Natężenie pola elektrycznego jest odwrotnie proporcjonalne do odległości pomiędzy elektrodą roboczą a materiałem obrabianym. Tam, gdzie odległość pomiędzy elektrodami jest najmniejsza następuje obniżenie wytrzymałości elektrycznej ośrodka, czego efektem jest przebicie elektryczne. Uproszczony model usuwania materiału przedstawia rysunek 1.



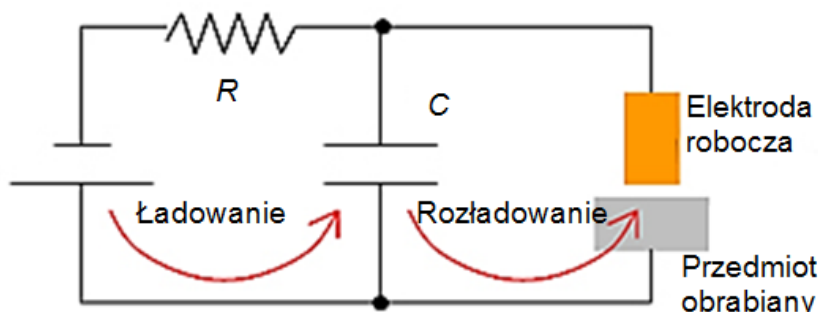
Rys. 1. Schemat procesu usuwania materiału w wyniku wyładowania elektrycznego

2. Rozwój technologii obróbki

Rozwój obróbki elektroerozyjnej związany jest bezpośrednio z rozwojem technologii budowy generatorów obrabiarek i ich układów sterowania. Decydującym czynnikiem wpływającym w procesie erozji elektrycznej materiałów na: stan warstwy wierzchniej, dokładność, wydajność usuwania materiału czy zużycie elektrod, jest charakter impulsów

¹¹ Instytut Technik Wytwarzania, Politechnika Warszawska

prądu i napięcia elektrycznego (kształt impulsów, wartość amplitudy napięcia elektrycznego i prądu, czas impulsu i przerwy). Parametry impulsów elektrycznych uzależnione są od rodzaju i charakterystyk generatora obrabiarki. W latach 40 i 50 XX wieku powszechnie stosowano generatory typu RC - relaksacyjne (rys. 2). Wytwarzane impulsy elektryczne (rys. 3.) powstają w wyniku rozładowania kondensatorów przez obwód wyładowania.



Rys. 2. Schemat generatora typu RC

Przebieg zmian napięcia U_c na kondensatorze opisany jest równaniem:

$$U_0 = RI_c + U_c \quad (1)$$

podstawiając za

$$I_c = \frac{dq_c}{dt} = C \frac{dU_c}{dt} \quad (2)$$

uzyskano:

$$RC \frac{dU_c}{dt} + U_c = 0 \quad (3)$$

dla warunku początkowego $U_c(0) = 0$

otrzymano:

$$U_c = U_0 \left[1 - \exp\left(-\frac{t}{RC}\right) \right] \quad (4)$$

zatem,

$$I_c = \frac{U_0}{R} \exp\left(-\frac{t}{RC}\right) \quad (5)$$

Na podstawie wyznaczonych zależności, przyjmując parametr $\tau = RC$, jako stałą czasową obwodu, możliwe jest wyznaczenie wartości napięcia wyładowania U_c i natężenia prądu wyładowania I_c w zależności od napięcia początkowego U_0 i rezystancji układu R . Jeżeli czas ładowania będzie równy τ to:

$$U_c = 0,6 U_0, \quad I_c = \frac{0,37 U_0}{R} \quad (6)$$

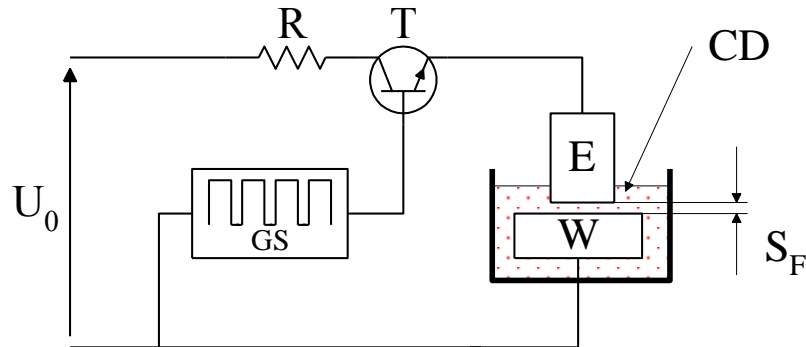
Średnia energia pojedynczego wyładowania wynosi:

$$E_i \approx C \frac{U_g^2}{2} \quad (7)$$

gdzie: U_g – średnia wartość napięcia granicznego, zależna od warunków fizycznych panujących w szczelinie międzyelektrodowej i jej grubości.

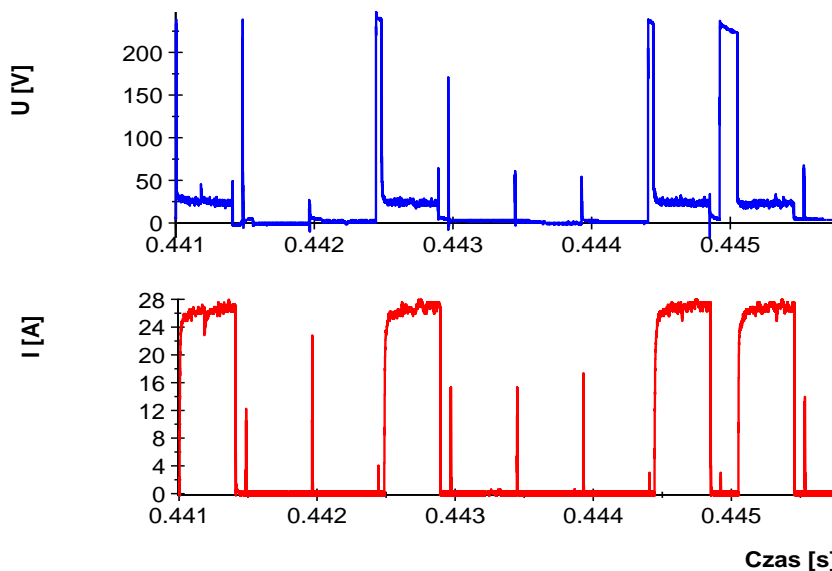
Czas wyładowania elektrycznego zazwyczaj jest bardzo krótki, poniżej kilku mikrosekund, z tego względu generatory tego typu znajdują nadal zastosowanie szczególnie w mikroobróbce EDM.

Najnowsze obrabiarki wyposażone są w generatory tranzystorowe (rys. 3) izoenergetyczne lub izoczęstotliwościowe. Generator izoenergetyczny umożliwia utrzymanie stałej wartości energii wyładowania, natomiast generator izoczęstotliwościowy zapewnia stałość czasu wyładowania i przerwy między kolejnymi impulsami.



Rys. 3. Schemat generatora tranzystorowego

W warunkach obróbki elektroerozyjnej nie wszystkie impulsy są efektywne, min. w wyniku różnego rodzaju zaburzeń w szczelinie międzyelektrodowej. Jednym z podstawowych czynników wpływających na stabilność wyładowań jest odpowiednie usuwanie produktów obróbki powstałych z poprzednich wyładowań elektrycznych. Kumulacja wyerodowanego materiału w szczelinie międzyelektrodowej może prowadzić do powstawania seryjnych wyładowań łukowych (rys. 4). Prowadzi to zarówno do zmniejszenia efektywności procesu usuwania materiału, jak również wprowadza zmiany stanu warstwy wierzchniej powierzchni w porównaniu do normalnych wyładowań.



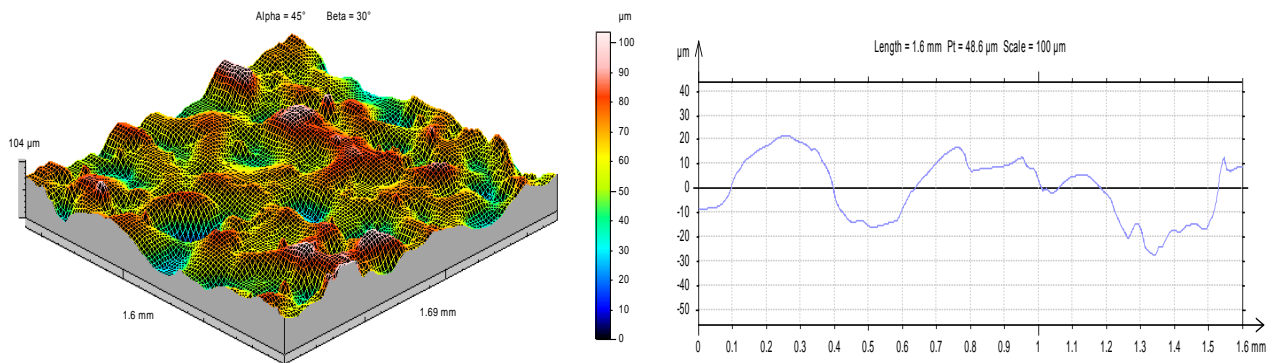
Rys. 4. Zarejestrowane przebiegi prądu i napięcia elektrycznego w trakcie wyładowań elektrycznych dla generatora izoenergetycznego

3. Stan warstwy wierzchniej po obróbce elektroerozyjnej

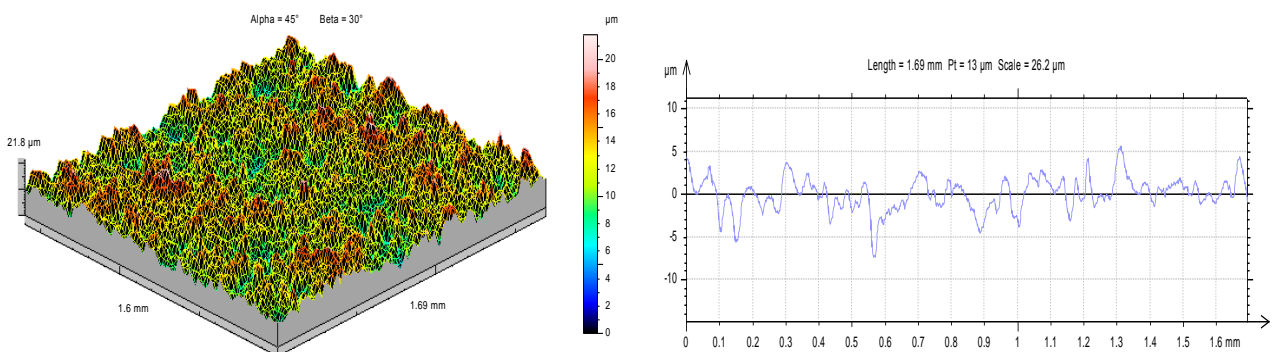
Badania własne autorów wykazują [3,13,14], iż struktura geometryczna powierzchni po obróbce elektroerozyjnej powstaje w wyniku nakładania się śladów pojedynczych wyładowań elektrycznych. Kształt i głębokość poszczególnych kraterów zależą w głównej

mierze od charakteru impulsów elektrycznych (zastosowanych parametrów obróbki) tj. natężenia prądu, czasu impulsu, czasu przerwy, napięcia wyładowania. Analiza 3D mikrostereometrii (rys. 5) powierzchni uzyskanej po obróbce EDM dla parametrów obróbki zgrubnej i wykończeniowej wykazuje, że kształt powstałych nierówności jest bezpośrednim wynikiem zastosowanych parametrów. Struktura powstała w wyniku działania wysokich energii (odpowiadających obróbce zgrubnej rys. 2a) charakteryzuje się wysokimi wartościami parametrów wysokościowych chropowatości $Sa = 14,5 \mu\text{m}$, niewielkim zagęszczeniem wierzchołków miejscowych wniesień $Sds = 411 \text{ pks/mm}^2$, a średnie kwadratowe nachylenie powierzchni $Sdq = 0,398$. Wartość poszczególnych parametrów wskazuje na znaczne ilości erodowanego materiału w pojedynczym impulsie, przy czym pomiędzy poszczególnymi nierównościami występują znaczne różnice w głębokości poszczególnych kraterów o czym świadczy wartość parametrów wysokości nierówności $St = 104 \mu\text{m}$ i wysokości chropowatości wg. 10 punktów $Sz = 84 \mu\text{m}$. Natomiast w przypadku oddziaływania niskich energii (odpowiadających obróbce wykańczającej rys. 2b) otrzymujemy strukturę o dużym zagęszczeniu miejscowych wzniesień $Sds = 2151 \text{ pks/mm}^2$ a także ok. 7 krotnym zmniejszeniu wartości parametrów chropowatości $Sa = 1,98 \mu\text{m}$. Udział przypadkowych wierzchołków i wgłębień jest pomijalnie mały, różnica pomiędzy wartością parametrów $St = 26,2 \mu\text{m}$ i $Sz = 27,7 \mu\text{m}$ jest niewielka, co świadczy o stabilności wyładowań elektrycznych.

a)



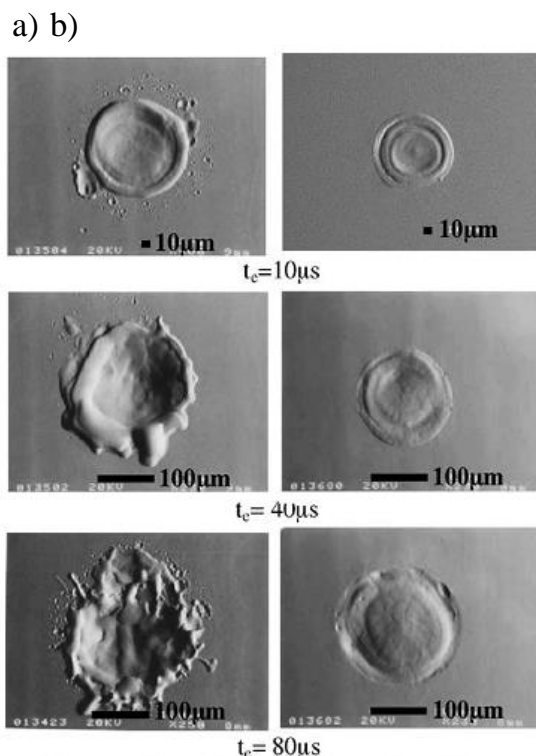
b)



Rys. 5. Obraz stereometryczny powierzchni po EDM stali WNL wraz z profilogramem :

a) $I = 16 \text{ A}$, $t_{\text{on}} = 400 \mu\text{s}$, $t_{\text{off}} = 150 \mu\text{s}$, b) $I = 3,2 \text{ A}$, $t_{\text{on}} = 13 \mu\text{s}$, $t_{\text{off}} = 11 \mu\text{s}$

Badania prowadzone przez Takeo [18] dowodzą, iż kształt krateru powstałego w wyniku wyładowania elektrycznego uzależniony jest również od zastosowanej polaryzacji. Kratery utworzone na powierzchni katody przy zastosowaniu polaryzacji odwrotnej charakteryzują się znacznie większą głębokością i występowaniem wypłytki natomiast katery uformowane w polaryzacji prostej na anodzie mają płaski, symetryczny kształt (rys. 6).



Rys. 6. Zaobserwowane kratery powstałe w wyniku pojedynczego wyładowania elektrycznego a) polaryzacja odwrotna, b) polaryzacja prosta [18]

Objętość powstałych kateterów po wyładowaniu elektrycznym uzależniona jest od szeregu parametrów zarówno elektrycznych jak i technologicznych min. [2, 5, 6, 16]:

- wartości natężenia impulsu,
- wartości napięcia wyładowania,
- wartości czasu wyładowania i przerwy,
- biegunowości elektrod,
- rodzaju materiału obrabianego i elektrody roboczej,
- kinematyki elektrody roboczej.

Ilość erodowanego materiału w trakcie pojedynczego impulsu istotnie wpływa na wydajność objętościową drążenia, która jest jednym z podstawowych parametrów definiujących zagadnienia związane z ekonomiką wykorzystania EDM w procesach produkcyjnych.

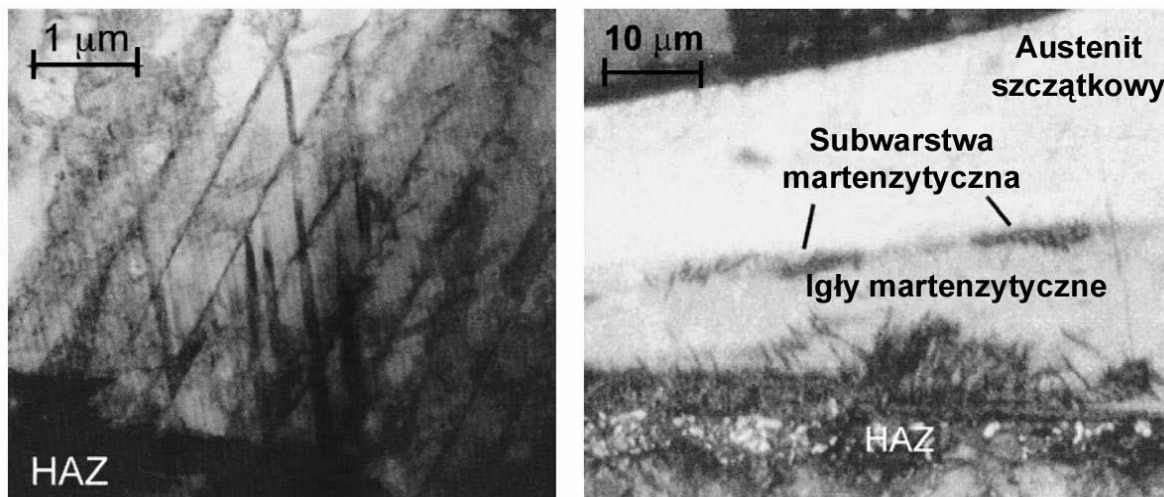
W wyniku oddziaływania procesów termicznych obróbki elektroerozyjnej w strukturze metalograficznej następują przemiany prowadzące do powstania trzech charakterystycznych warstw [1, 9, 15, 17]:

- przetopiona zwana potocznie warstwą białą,
- strefy wpływu ciepła (HAZ – Heat Affect Zone),
- odpuszczona.

Badania przeprowadzone przez G. Cussanelli [1] dotyczące mikrostruktury WW wykazują, że warstwa przetopiona powstaje w wyniku krzepnięcia uprzednio roztopionego materiału obrabianego. Nowo powstała struktura charakteryzuje się wysoką twardością, spójnością z rdzeniem, i odpornością na korozję.

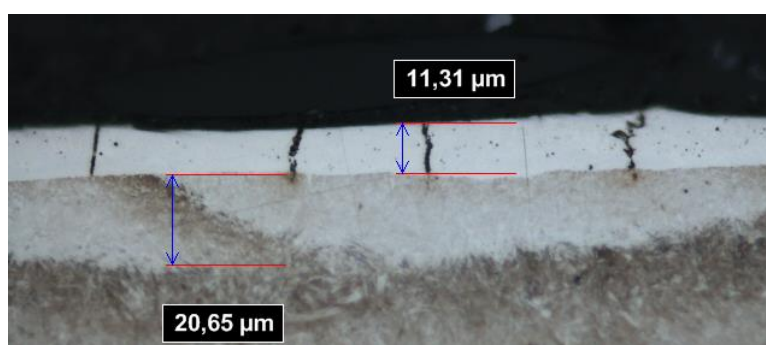
Pod warstwą białą znajduje się warstwa strefy wpływów ciepła (HAZ). Zbudowana jest ona z martenzytu listkowego. Grubość warstwy HAZ wynika bezpośrednio z zastosowanych

parametrów obróbki. W sąsiedztwie warstwy białej występuje strefa austenitu cząstkowego, o zmiennej grubości od 0,5 do 5 μm (zależnej od zastosowanych parametrów obróbki). W niektórych przypadkach zaobserwowano igły martenzytyczne przenikające strukturę kolumnowo-austenityczną pod kątem 65° (rys. 8). Skrajne części warstwy białej zbudowane są z różnych faz np. austenitu szczątkowego, martenzytu listwowego, Fe_3C , przy czym ich grubość nie jest stała.



Rys. 7. Fotografie struktury metalograficznej: a) obraz z mikroskopu TEM przedstawiający igły martenzytyczne przechodzące przez strukturę kolumnowo-austenityczną pod kątem 65 stopni, b) obraz z mikroskopu optycznego przedstawiający martenzytyczne igły rozprzestrzeniające się od warstwy białej po warstwę wpływów ciepła (parametry obróbki: $I = 24 \text{ A}$, $t_{\text{on}} = 400 \mu\text{s}$) [1]

Prowadzone badania własne autorów potwierdzają występowanie charakterystycznej struktury metalograficznej po obróbce EDM stali WNL. Usuwanie materiału w procesie EDM związane jest z oddziaływaniem energii cieplnej wyładowania elektrycznego. Wywołuje ona zarówno przemiany struktury metalograficznej jak również prowadzi do powstawania typowych jej defektów – mikropęknięć (rys. 8).



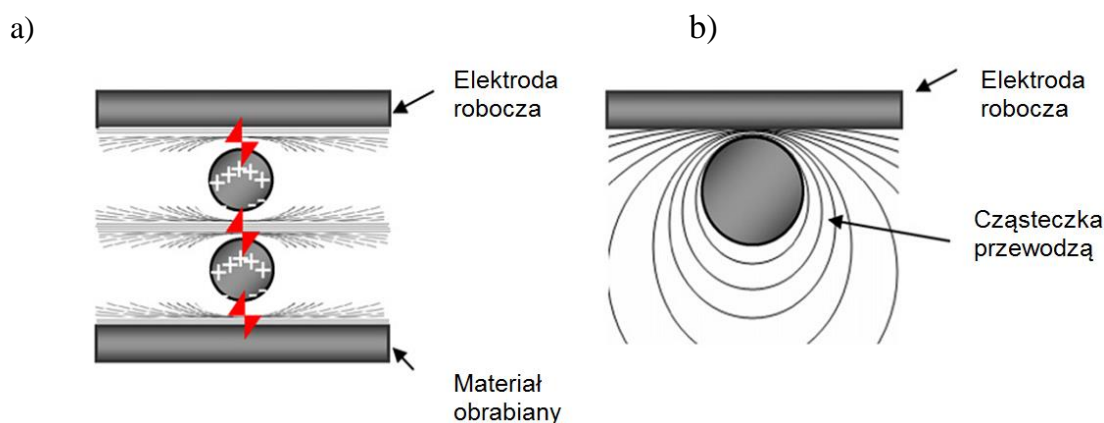
Rys. 8. Mikropęknięcia w warstwie białej (parametry obróbki: $I = 8,6 \text{ A}$, $t_{\text{on}} = 200 \mu\text{s}$)

Powstawanie mikropęknięć w warstwie wierzchniej powodowane jest przez naprężenia cieplne wywołane procesem erozji. Naprężenia rozciągające w WW, osiągają wartość (około 250 do 550 MPa) a głębokość ich zalegania zależy od energii impulsu.

Eliminacja niekorzystnych cech warstwy wierzchniej materiałów po obróbce EDM prowadzona jest wielokierunkowo. i obejmuje min: stopowanie elektroerozyjne Electrical Discharge Alloying (EDA), Brush Electrodischarge Mechanical Alloying (BEDMA), zastosowanie proszków w dielektryku, modyfikację powierzchni wiązką lasera czy też

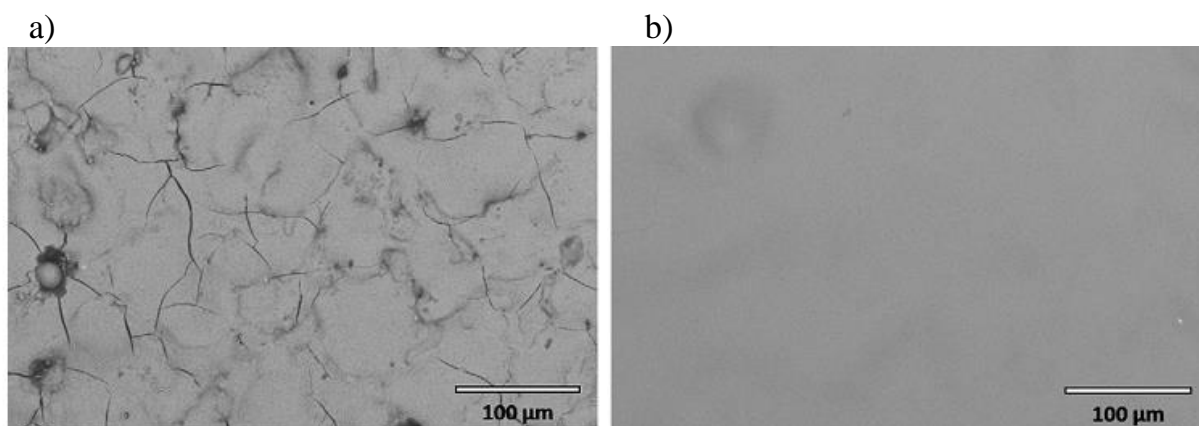
wykorzystanie dodatkowych obróbek mechanicznych min: ściernych, zgniotem powierzchniowym.

Zastosowanie w procesie obróbki dodatkowych proszków w dielektryku, może powodować obniżenie chropowatości powierzchni jak również może korzystnie wpływać na stan warstwy fizycznej (redukcja mikropęknięć). Częsteczki umieszczone w dielektryku ułatwiają zainicjowanie wyładowania elektrycznego, jednocześnie obniżając jego energię (rys. 9). Powierzchnia po obróbce charakteryzuje się zarówno zmniejszoną chropowatością Ra jak i zmianami strukturalnymi zachodzącymi w wyniku stopowania cząsteczek [8, 11].



Rys. 9. Zmiana pola elektrycznego wywołana obecnością mikrocząstek: a) schemat wyładowania elektrycznego, b) rozkład pola elektrycznego pomiędzy elektrodą roboczą a cząsteczką [11]

Zastosowanie wiązki światła lasera o odpowiednio dobranej gęstości mocy i długości fali pozwala na zmianę własności WW wywołanych powierzchniową obróbką cieplną w wyniku, której mogą następować przemiany fazowe, przetopienie materiału czy też odkształcenie udarowe powierzchni. Murray [10] w swoich badaniach skoncentrował się na eliminacji niekorzystnych cech WW po EDM, poprzez naświetlanie wiązką elektronów. Odpowiednio dobrane parametry naświetlania pozwalają zarówno zmniejszyć chropowatość powierzchni (Sa z 3 do $0,9 \mu\text{m}$) po EDM, ale również wyeliminować mikropęknięcia (rys. 10). Na powierzchni próbek tworzona jest nowa cienka warstwa przetopionego materiału.



Rys. 10. Obraz powierzchni: a) po EDM, b) eliminacja mikropęknięć [10]

Badania prowadzone przez naukowców [4] wykazują, że stopowanie EDA i BEDMA pozwala na wprowadzenie dodatkowych pierwiastków do warstwy wierzchniej przedmiotów. Poprzez odpowiedni dobór parametrów obróbki i rodzaju materiału elektrody roboczej możliwe jest utworzenie WW o grubości od kilku do kilkudziesięciu

mikrometrów, której własności, odmienne od materiału rdzenia, wpływają korzystnie na np. zwiększenie wytrzymałości na zużycie ściernie, zmniejszenie liczby mikropęknięć i inne.

Badania prowadzone przez autorów [4, 13] wykazały możliwość korzystnej modyfikacji własności warstwy wierzchniej po obróbce elektroerozyjnej poprzez zastosowanie dodatkowej obróbki zgniotem powierzchniowym. Autorzy w swoich pracach dowodzą, iż w większości przypadków następuje istotne zmniejszenie wartości parametrów wysokościowych chropowatości obrobionych powierzchni. Ponadto następuje zmniejszenie i ujednoczenie grubości warstwy przetopionej, redukcja nieciągłości i liczby zaobserwowanych mikropęknięć. Obróbka zgniotem powoduje przeszacowanie naprężeń i wprowadzenie naprężeń ściskających, powodując tym samym min. wzrost wytrzymałości zmęczeniowej obrobionych elementów.

4. Podsumowanie

Stan warstwy wierzchniej przedmiotów po obróbce elektroerozyjnej nie zawsze spełnia określone wymagania jakościowe. Poszczególne jej własności: topografia powierzchni, grubość poszczególnych warstw, występowanie defektów mikrostruktury mogą być kształtowane poprzez odpowiedni dobór parametrów i warunków obróbki. Podział procesu drążenia na kilka etapów, począwszy od obróbki zgrubnej (maksymalne parametry energetyczne) poprzez obróbkę wykończeniową i wygładzającą powinien uwzględniać kryterium ekonomiczności obróbki dla zakładanej jakości obrabianych powierzchni.

Literatura:

1. CUSANELLI G., HESSLER – WYSER A. BOBARD F., DEMELLAYER R., PEREZ R., FLÜKIGER R.: *Microstructure at submicron scale of the white layer produced by EDM technique*, Journal of Materials Processing Technology, Vol. 149, pp.: 289 – 295, 2004.
2. DĄBROWSKI L., QASEM I.: *A study of the effect of ultrasonic vibration with EDM*, Proceedings 4th International Conference on Global Research and Education “Inter – Academia 2005”, Wuppertal, Germany, Vol. 1, pp.: 83 – 92, 2005.
3. DĄBROWSKI L., ŚWIERCZ R.: *Struktura geometryczna powierzchni po obróbce elektroerozyjnej elektrodą grafitową i miedzianą – porównanie*, Inżynieria Maszyn, Wydawnictwo Wrocławskiej Rady FSNT NOT, R. 16, z. 3, pp.: 32 – 39, 2011.
4. DMOWSKA A., NOWICKI B., Podolak-Lejtas A.: *Surface Layer Properties after Successive EDM or EDA and Then Superficial Roto-Peen Machining*, Hindawi Publishing Corporation Advances in Tribology, 2012.
5. GOSTIMIROVIC M., KOVAC P., SEKULIC M., SKORIC B.: *Influence of discharge energy on machining characteristics in EDM*, Journal of Mechanical Science and Technology, Vol. 26, Issue 1, pp.: 173 – 179, 2012.
6. GUU Y. H., TI – KUANG HOU M.: *Effect of machining parameters on surface textures in EDM of Fe – Mn – Al alloy*, Materials Science and Engineering, Vol. 466, Issues 1 – 2, pp.: 61 – 67, 2007.
7. KIYAK M., CAKER O.: *Examination of machining parameters on surface roughness in EDM of tool steel*, Journal of Materials Processing Technology, Vol. 191, Issues 1 – 3, pp. 141 – 144, 2007.
8. KOZAK J., ROZENEK M., DĄBROWSKI L.: *Electrical Discharge Machining in Dielectric – Powder Media*, International Journal for Manufacture Science and Technology, Vol. 4, pp.: 54 – 60, 2002.
9. KUNIEDA M., LAUWERS B., RAJURKAR K. P., SCHUMACHER B. M.: *Advancing EDM through fundamental insight into process*, CIRP Annals – Manufacturing Technology, Vol. 54, Issue 2, pp.: 64 – 87, 2005.

10. MURRAY J.W., CLARE A.T.: *Repair of EDM induced surface cracks by pulsed electron beam irradiation*, Journal of Materials Processing Technology 212, 2642 – 2651, 2012
11. MATSUYAMA T., YAMAMOTO H.: *Charge relaxation process dominates contact charging of a particle in atmospheric conditions*, J. Phys. D: Appl. Phys. 28, 2418 – 2423, 1997.
12. PEREZ R., BOCCADORO M., CUSANELLI G., FLUKIGER R., MESTRAL F., ROJAS H., BRANS K., LAUWERS B.: *Advanced Strategies for Improving the Surface Integrity in Electroerosion Machining*, ISEM, 2010.
13. PODOLAK-LEJTAS A., B. NOWICKI, A.DMOWSKA, *A new method of investigating crater and flash made by individual discharge using scanning profilometers*, WEAR, pp. 121-126, 2010
14. PRADHAN M. K., BISWAS C. K.: *Modeling and Analysis of process parameters on Surface Roughness in EDM of AISI D2 tool Steel by RSM Approach*, International Journal of Mathematical, Vol. 3, No 1, 2009.
15. ŚWIERCZ R. ONISZCZUK D, *Investigation into the impact of electrical pulse character on surface texture in the EDM and WEDM process*, Advances in Manufacturing Science and Technology, pp. 43-53, 2012.
16. ŚWIERCZ R. *Kształtowanie stereometrii powierzchni w obróbce elektroerozyjnej EDM*, *Mechanik*, ISSN 0025-6552, pp. 960-963, 2013
17. TOMADI S. H., HASSAN M. A., HAMEDON Z., DAUD R., KHALID A. G.: *Analysis of the Influence of EDM Parameters on Surface Quality, Material Removal Rate and Electrode Wear of Tungsten Carbide*, Proceedings of the International MultiConference of Engineers and Computer Scientists, Vol. 2, 2009.
18. TAKEO T., YOSHINOBU K.: *Measurement of impulsive forces and crater formation impulse discharge*, ISEM XIV, Edynburg 2004.

SURFACE QUALITY AFTER ELEKTRICAL DISCHARGE MACHINING

Abstract:

The analysis of the state the surface layer of the eroding objects is one of the main areas of research scientists around the world. The article presents a synthetic analysis of the surface layer after eroding. The characteristic of each layer, and the technology used to modify them.

КАЧЕСТВО ПОВЕРХНОСТИ ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОЭРОЗИОННОЙ ОБРАБОТКИ

Резюме:

Анализ поверхностного слоя эрозии объектов является одним из основных направлений исследования ученых по всему миру. В статье представлены синтетический анализ поверхностного слоя после эрозии. Характеристика каждого слоя, а технология используется для изменения их.

ОЧИСТКА И СНЯТИЯ ЗАУСЕНЦЕВ В ЭЛЕКТРИЧЕСКОМ РАЗРЯДЕ В ПАРОВАЗОЙ СРЕДЕ С ПОВЕРХНОСТИ ДЕТАЛЕЙ ПОСЛЕ МЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Р.И. ВАЛИЕВ¹²
И.М. НУРИЕВ¹⁰
А.А. ХАФИЗОВ¹⁰
Ю.И. ШАКИРОВ¹⁰

Ключевые слова: низкотемпературная плазма, снятие заусенцев, экологически чистый способ.

Применение низкотемпературной плазмы для обработки поверхностей деталей является наиболее эффективным, менее затратным и экологически чистым способом обработки поверхностей. В процессе анализа установлены режимы, при которых производительность снятия заусенцев повышается в 2 – 2,5 раза по сравнению с электроэрозионным способом, одновременно шероховатость снижается до 0,16 – 0,08 мкм.

Введение

Очистка и снятие заусенцев с поверхности деталей является важной технологической операцией многих производств. Такие технологии позволяют экономить энергию, реагенты, сырьё, время, повышать производительность труда и качество изделий.

Большой интерес вызывают процессы в неравновесной газоразрядной плазме [1], в которой температура атомов и молекул близка к температуре окружающей среды, в то время, как электроны обладают энергией, достаточной для возбуждения, диссоциации и ионизации атомов и молекул. Использование такой плазмы обеспечивает повышение эффективности многих технологических процессов, таких как плазмохимическое осаждение полимерных и неорганических плёнок, плазменное анодирование, плазмохимический синтез и т.д.

Одним из способов получения низкотемпературной плазмы является использование разряда, возникающего между твердым и жидким электродами [2]. Такие разряды используются в плазменной технологии для нанесения высококачественных теплозащитных, антифрикционных, диэлектрических и противокоррозийных покрытий [3], для нагрева металлов и сплавов в электролите, очистка и удаления заусенцев поверхности материалов.

Методика

Очистка и удаление заусенцев после механической обработки осуществлялось на низковольтной плазменной электротермической установке, показанной на рис.1.

Исследования показали прямую зависимость скорости съема металла с деталей от мощности, вкладываемой в разряд, в частности, от величины разрядного тока. Величина тока, в свою очередь зависит от приложенного напряжения, расстояния между электродами, проводимости жидкого электрода, площади обрабатываемой поверхности.

¹² Набережночелнинский институт К(П)ФУ, г. Набережные Челны, Россия

Обработка детали начинается с включения электрического разряда между деталью, служащей анодом и жидким катодом, который представляет собой слой проводящей жидкости (электролит). Деталь может быть установлена с зазором над жидкостью или с погружением на несколько миллиметров. В первом случае необходимо иметь запас напряжения источника питания для пробоя воздушного промежутка. Инициировать разряд можно и с помощью дополнительного высоковольтного источника постоянного, импульсного или высокочастотного напряжения. В случае неглубокого погружения обрабатываемой детали в электролит разряд также возникает, образуя слой плазмы между электродом и жидкостью, однако при этом может возникнуть явление «схлопывания». Разрядный ток медленно растёт, площадь светящейся плёнки на поверхности жидкого электрода увеличивается, затем следует резкое увеличение тока до уровня короткого замыкания. Во избежание выхода из строя источника при коротких замыканиях, последовательно в цепь питания разряда устанавливается балластное сопротивление.

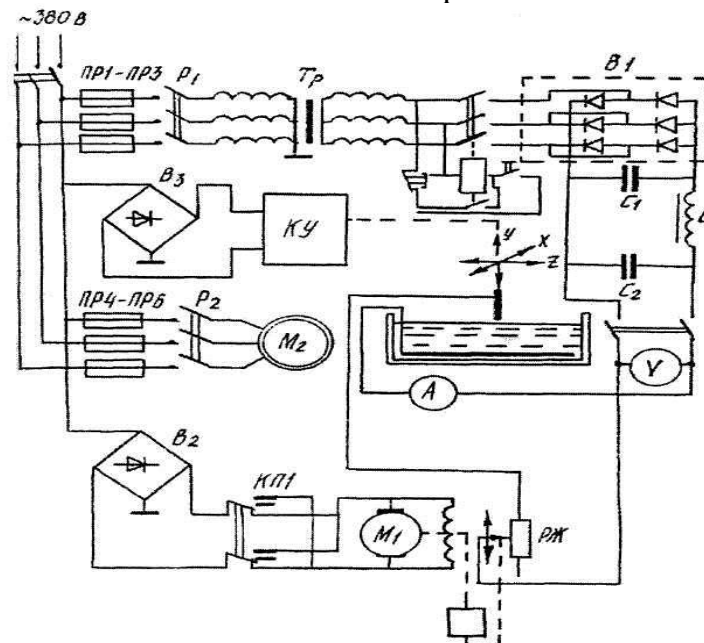


Рис. 1. Функциональная электрическая схема установки низковольтного разряда

Fig. 1. Functional circuit of low voltage discharge apparatus.

Rys. 1. Schemat elektryczny urządzenia do odprowadzania niskonapięciowego

Требуемые параметры источника питания определяются, с одной стороны, условиями существования разряда, с другой необходимостью достаточно быстрого съема металла с обрабатываемых деталей. Минимальная величина напряжения источника питания, с учетом падения напряжения на ограничительном балластном сопротивлении составляет $U = 532$ В. Такое напряжение можно получить с выхода бестрансформаторного трехфазного выпрямителя. Величина разрядного тока определяется приложенным напряжением, площадью обрабатываемой детали, величиной балластного сопротивления и объемным сопротивлением электролита.

Анализ экспериментальных исследований по обработке поверхности изделий разрядом при давлении $P = 10^5$ Па, плотности тока на аноде $j_a = 120$ А/см², $U = 450$ В с использованием 10%-ного раствора NaCl показал, что с кромок алюминиевых лопастей турбонаддува автомобиля КАМАЗ заусенцы высотой 120 – 140 мкм удалялись полностью в течении 60 – 90 сек (рис.2).



Рис. 2. Турбонаддув автомобиля КАМАЗ:

а) до очистки; б) после очистки

Fig. 2. Turbo-supercharging rotor of KAMAZ truck:

а) before processing; б) after processing

Rys. 2. Turbodoładowany KAMAZ:

а) przed rozpoczęciem leczenia; б) po oczyszczeniu

Заусенцы высотой 30 мкм и некоторые выступы до 60 мкм кромок медных коллекторных пластин электрических машин полностью снимались в течении 10 сек (рис.3), а заусенцы высотой до 170 мкм – в течении 40 с при плотности тока 1 А/см² и напряжения 480 В. С кромок стальных пластинок магнитопровода электродвигателей заусенцы высотой до 280 мкм удалялись в течении 50 с при плотности тока 3 А/см² и напряжении 300 В (рис.4). При этом поверхность материала полностью очищалась от загрязнений.

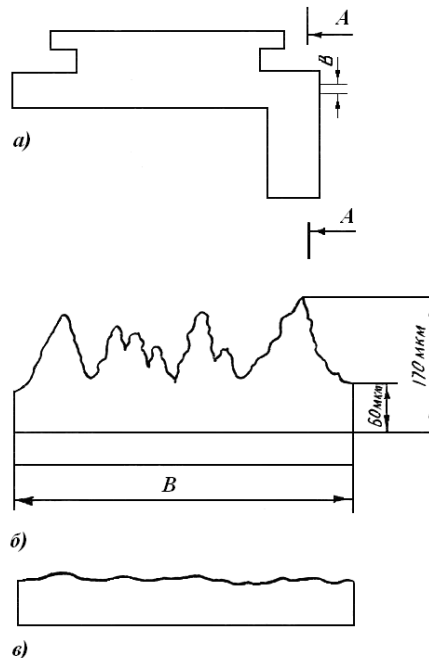


Рис. 3. а) медная коллекторная пластина; б) конфигурация заусенцев до обработки; в) конфигурация заусенцев после обработки за 40 с при $j_a=1$ А/см² и $U=480$ В

Fig. 3. а) Copper collector plate; б) Barb profile before processing; в) Barb profile after processing during 40 s with $j_a=1$ А/см² and $U=480$ В

Rys. 3. а) kolektor miedzi; б)zadziory konfiguracyjne przed leczeniem в) konfigurację zadziorów po obróbce w ciągu 40 sekund przy gęstości prądu na anodzie 1 А/см², i $U = 480$ В

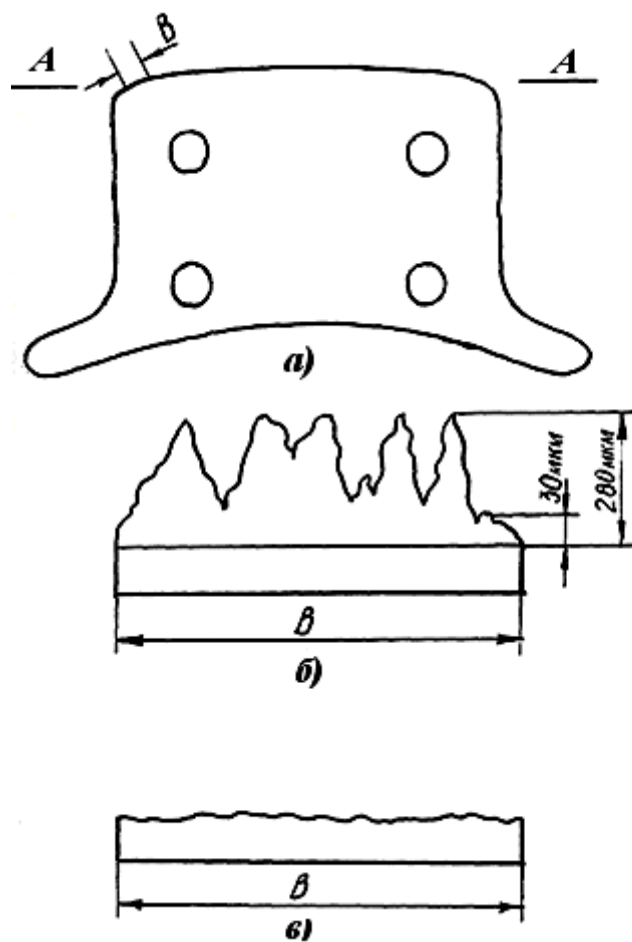


Рис. 4. а) пластинка магнитопровода; б) конфигурация заусенцев до обработки; в) конфигурация заусенцев после обработки за 50 с при $j_a=3 \text{ A/cm}^2$ и $U=300 \text{ В}$

Fig. 4. a) Plate of magnetic pole; b) Barb profile before processing; c) Barb profile after processing during 50 s with $j_a=3 \text{ A/cm}^2$ and $U=300 \text{ V}$

Rys. 4. a) rejestracja obwodu magnetyczny; b) konfigurację zadziorów przed leczeniem; c) konfigurację zadziorów po obróbce przez 50 sekund przy gęstości prądu na anodzie 3 A/cm^2 i $U=300 \text{ В}$

Наиболее качественная очистка поверхностей деталей (рис.5) осуществляется, если в раствор NaCl добавлять борную или лимонную кислоты, уменьшающие защелочивание электролита. Это тем более важно, что величина pH влияет не только на анодную плотность тока j_a , но и на параметр R_a шероховатости поверхности.

Добавление нитрита натрия служить как ингибитор коррозии и после обработки очищенная поверхность становится коррозиестойкой. Напряжение разряда практически не влияет на параметры качества поверхности и на скорость очистки детали. Плотность же анодного тока влияет и на качество обработки и на продолжительность обработки. Например, за 20 сек обработки детали током плотностью 1 A/cm^2 при глубине погружения $h = 0,5 \text{ мм}$, мы получили шероховатость поверхности 8 - 9 класса. Увеличение плотности тока до 3 A/cm^2 (при продолжительности времени обработки 15 сек) позволило еще улучшить качество очистки поверхности. Температура электролита влияет на качество обработанной поверхности. Исследования показали, что с увеличением температуры электролита уменьшается производительность процесса. Поэтому мы охлаждали электролит с помощью проточной водопроводной воды.



a)



б)

Рис. 5. Контактная клемма: а) до очистки; б) после очистки

Fig. 5. Connection terminal: a) before processing; b) after processing.

Rys. 5. Terminal Kontakt: a) przed rozpoczęciem leczenia; b) po oczyszczeniu

С деталей сложной конфигурации поверхностную очистку и снятия заусенцев обычно выполняют методом галтовки. Этот метод не всегда бывает надежным, она характеризуются и неравномерностью съема заусенцев по кромкам, т.е. процесс формирования геометрических характеристик поверхности является трудноуправляемым процессом.

В ходе исследований установлено что ток, необходимый для обработки одной детали $I = 15 - 20 \text{ A}$, а для одновременной обработки 5-7 деталей $I = 140 - 150 \text{ A}$. Источник питания установки рассчитан на выходное напряжение $U = 530 \text{ В}$, ток $I = 200 \text{ A}$, максимальную мощность, потребляемую от сети 100 кВт .

Объемное электрическое сопротивление жидкого электрода, электролита, определяется его химическим составом. Исследования проводились с технической водопроводной водой и водными растворами NaCl и CuSO_4 , с концентрацией от 5% до 20%. При использовании водопроводной воды в качестве электролита выяснили, что из-за ее сравнительно малой электропроводности, для получения номинальных токов разряда требуется напряжение до $U = 1000 - 1200 \text{ В}$. Рост электропроводности наиболее интенсивен при возрастании концентрации растворов до 10%, затем изменения небольшие. При использовании раствора CuSO_4 отсутствует явление «схлопывания». Итак, предпочтительнее использовать водный раствор CuSO_4 с концентрацией не более 10%.

Изучение вопроса оптимальности расстояния между электродами показало, что свойства разряда между твердым и жидким электродами, малое напряжение горения и сравнительно небольшой нагрев твердого электрода сохраняется при установке исходного зазора не более 2 – 3 мм. Дальнейшее его увеличение приводит к повышению разрядного тока, переходу разряда в режим классического тлеющего и существенному нагреву твердого электролита – обрабатываемой детали.

Результаты дальнейших исследований показали, что наряду с расстоянием между электродами и площадью обрабатываемой поверхности детали существенное влияние на качество оказывает продолжительность обработки.

Цикл обработки проводился при разном количестве установленных заготовок Q , (шт.). Каждому обработанному образцу в зависимости от продолжительности обработки давалась соответствующая оценка качества. Например, если заусенцы совершенно отсутствуют на кромке обработанной поверхности образца (что и является целью обработки), то это оценивается как качество хорошее (X); если на некоторых участках все-таки остаются заусенцы – качество удовлетворительное (Y);

если удаление заусенцев не происходит – неудовлетворительное (НУ). Таким образом, оценивая качество обработанной поверхности образцов при разной продолжительности обработки и прочих равных условиях, определили матрицу (табл.1).

Таблица 1. Матрица качества обработки деталей

3	НУ	НУ/У	У	У/Х	Х	Х	Х	
2	НУ	У	У/Х	Х	Х	Х	Х	
1	НУ	У/Х	Х	Х	Х	Х	Х	
	0	5	10	15	20	25	30	35

Из матрицы видно, что при меньшем количестве одновременно обрабатываемых образцов (т.е. при меньшей активной площади обрабатываемой поверхности) заданное качество может быть достигнуто при наименьшей продолжительности обработки. Таким образом, обрабатывая одну заготовку, заданное качество может быть достигнуто за 10 – 15 секунд, если же одновременно обрабатывать три заготовки, то потребуется до 20 – 25 секунд.

Таким образом, для полного устранения заусенцев на медных пластинах в зависимости от их размеров понадобилось от 10 до 40 секунд. Для стальных же деталей время обработки было затрачено от 30 до 50 секунд. Дополнительно появившийся фактор при обработке в разряде – это возможное округление острых кромок и их полировка.

Необходимо учесть время на установку и снятие заготовки с используемого приспособления, которое составляет в среднем 40 – 50 секунд. Поэтому полное время для обработки заготовок в количестве 3 штук составит:

$$t_1 = 3t_{K3} + 50 = 3 \times 22 + 50 = 116c$$

$$t_2 = 2t_{K2} + 45 = 2 \times 18 + 45 = 81c$$

$$t_3 = 1t_{K1} + 40 = 1 \times 12 + 40 = 52c$$

где t_1, t_2, t_3 – полное время обработки заготовок в количестве 1, 2 или 3 штуки;

t_{K1}, t_{K2}, t_{K3} – среднее время, за которое может быть достигнуто желаемое качество обработки.

Время, затраченное на обработку 3-х деталей при снятии заусенцев с каждой из них отдельно:

$$t_{3*} = t_3 \times 3 = 52 \times 3 = 106c$$

Из приведённого примера видно, что выгоднее вести обработку при большем количестве установленных заготовок, поскольку возрастает производительность работ.

В ходе исследований было также отмечено, что наиболее равномерный разряд наблюдается при минимальной активной площади обрабатываемой поверхности. При увеличении активной площади возростала и неравномерность разряда. Момент зажигания разряда также зависит от активной площади обрабатываемой поверхности,

и он наступает раньше при меньшей активной площади и меньшем зазоре между поверхностью детали и электролитом. При увеличении активной площади обрабатываемой заготовки требуется увеличение зазора для наступления момента зажигания разряда.

В результате обработки наблюдалось изменение веса образцов. В среднем изменение веса образца из меди при продолжительности обработки $t_{обр} = 25$ секунд составляет $\Delta P_M = 380$ миллиграмм, для образца из стали – за то же время обработки составило $\Delta P_{ст} = 350$ миллиграмм (рис.6)

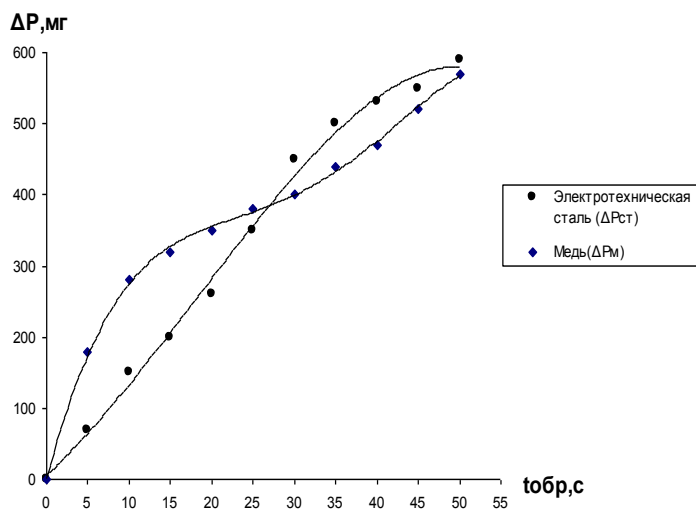


Рис. 6. Изменение веса образцов из электротехнической стали и меди

Fig. 6. Mass change of steel and copper parts.

Rys 6. Zmiany masy próbek stali elektrycznej i miedzi

Анализ вышеприведённых зависимостей показывает, что изменение веса у образцов из меди и электротехнической стали в области обработки 27 секунд практически одинаково.

Заключение

Таким образом, при условии, что изменение веса ΔP заготовки после обработки не превышает допустимую норму, с учетом производительности установки и для достижения нужного (требуемого) качества обработки поверхности необходимая продолжительность времени обработки составит 20 – 35 секунд.

Для обработки деталей необходим источник питания выпрямленным напряжением $U = 400 - 550$ В мощностью до 100 кВт. Величина напряжения разряда практически не влияет на параметры качества поверхности и на скорость очистки деталей. В процессе анализа установлены режимы, при которых производительность снятия заусенцев повышается в 2 – 2,5 раза по сравнению с электроэрозионным способом, одновременно шероховатость снижается до 0,16 – 0,08 мкм (класс шероховатости 8 – 9).

Литература

1. ТАЗМЕЕВ БУЛАТ ХАРИСОВИЧ. *Электрические и тепловые характеристики генераторов неравновесной газоразрядной плазмы с жидкими электродами*: Дис. канд. техн. наук: 01.02.05: Казань, 2000- 173 с.

2. ГАЙСИН Ф.М., СОН Э.Е., ШАКИРОВ Ю.И. *Объемный разряд в парогазовой среде между твердым и жидким электродами*. 1990, М: ВЗПИ. 1990 – 90 с.
3. ШАКИРОВ Ю.И. *Характеристики плазменной электротермической установки с жидким катодом*: Дис. к.т.н. – Санкт-Петербург, 1990 г.-132 с.

DEBURRING AND POLISHING OF METALLIC PARTS AFTER MACHINING WITH ELECTRIC DISCHARGE IN AIR-STEAM ATMOSPHERE

Summary:

The most effective way of processing of materials in economical and ecological way is utilizing of the low temperature plasma. Modes of operation, in which the speed of polishing was increased in more than 2 – 2,5 times in comparison to electrical erosion method, were found. Roughness was about 0,16 – 0,08 micrometers.

CZYSZCZENIE I USUWANIE ZADZIÓRÓW W WYŁADOWANIU ELEKTRYCZNEGO W GAZ Z CZĘŚCI PO OBRÓBCE

Streszczenie:

Zastosowanie niskiej temperatury obróbki powierzchniowej osoczki części jest najbardziej skuteczne, mniej kosztowne i przyjazny dla środowiska sposób obróbki powierzchniowej. Podczas analizy jest ustawiony tryb, w jakim wydajność wzrasta usuwania zadziórów 2 - 2,5 razy w porównaniu z procesem udzielania absolutorium electro, natomiast chropowatość jest zredukowana do 0,16 - 0,08 mikrometr.

KSZTAŁTOWANIE WARSTWY WIERZCHNIEJ W PROCESIE WYCINANIA ELEKTROEROZYJNEGO (WEDM)

Lucjan DĄBROWSKI¹³

Dorota ONISZCZUK¹¹

Rafał ŚWIERCZ¹¹

Słowa kluczowe: wycinanie elektroerozyjne, warstwa wierzchnia

W monografii przedstawiono analizę literatury dotyczącą konstituowania warstwy wierzchniej po wycinaniu elektroerozyjnym (WEDM). Stan warstwy wierzchniej po obróbce elektroerozyjnej uwarunkowany jest wpływem szeregu zjawisk fizycznych zachodzących podczas procesu. W obróbce WEDM materiał usuwany jest w wyniku topnienia i odparowania a nowopowstała powierzchnia charakteryzuje się odmiennymi własnościami w stosunku do materiału obrabianego.

1. Wstęp

Głównym zadaniem inżynierii produkcji jest wytwarzanie elementów o najwyższej jakości, przy jednoczesnym uzyskaniu wysokiej efektywności ekonomicznej. Badania prowadzone przez wielu naukowców dowodzą, że podstawową cechą wpływającą na własności eksploatacyjne części maszyn jest ich stan warstwy wierzchniej.

Jednym z rodzajów obróbki zaliczanych do precyzyjnych metod kształtowania przedmiotów z materiałów trudnoobrabialnych jest wycinanie elektroerozyjne (WEDM).

Wycinanie elektroerozyjne zostało wprowadzone w połowie 1970 r. i w odróżnieniu od obróbki elektroerozyjnej EDM, w procesie WEDM, elektrodą roboczą jest cienki drut o średnicy od 0,02 – 0,5 mm najczęściej wykonany z mosiądzu. Podczas obróbki do szczeliny międzyelektrodowej (szczeliny pomiędzy elektrodą roboczą a powierzchnią przedmiotu obrabianego) doprowadzany jest dielektryk, najczęściej w postaci wody dejonizowanej i demineralizowanej, którego zadaniem jest usuwanie produktów wyerodowanego materiału ze strefy obróbkowej, chłodzenie i izolowanie elektrod.

Proces wycinania elektroerozyjnego ma charakter złożony i przebiega w czterofazowym układzie (faza ciekła – dielektryk (woda dejonizowana lub nafta), faza stała – produkty obróbki, faza gazowa – gazy i pary, faza plazmowa – jony i elektrony). W obróbce WEDM materiał usuwany jest z powierzchni przedmiotu obrabianego w wyniku topnienia i odparowania na skutek wyładowań elektrycznych zachodzących w szczelinie międzyelektrodowej. Elektroda robocza i materiał obrabiany podłączone są do generatora impulsów elektrycznych. Elektroda drutowa podłączona jest zazwyczaj do bieguna ujemnego źródła prądu (katoda) a przedmiot obrabiany do dodatniego źródła prądu (anoda).

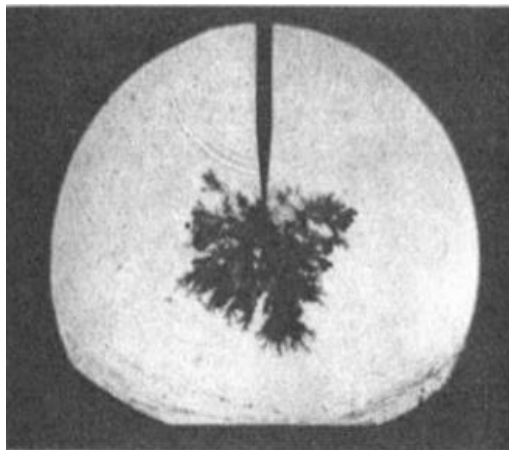
Po przyłożeniu do elektrod pewnego napięcia zwanego granicznym (i dostatecznego natężenia prądu) następuje przebicie elektryczne i emisja elektronów z katody. Wyładowanie powoduje powstanie wąskiego, zjonizowanego kanału plazmowego (wypełnionego parami dielektryka i metalu), przez który przepływa prąd. W kanale zjonizowanym ruch elektronów jest dominujący i nie zmienia się w zależności od długości czasu impulsu. Następuje lokalny wzrost temperatury (rzędu od 8 000 – 12 000°C) [1, 28, 36], czego skutkiem jest topnienie i odparowanie materiału. Wokół kanału plazmowego tworzy się pęcherz gazowy (wypełniony jonami i parami roztopionego materiału obrabianego i elektrod) o powiększającej się średnicy w czasie. Spadek napięcia

¹³ Politechnika Warszawska

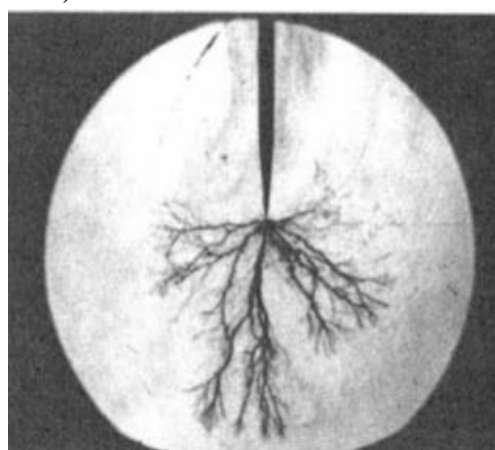
elektrycznego i natężenia prądu (koniec impulsu) powoduje implozyjne zamknięcie pęcherza gazowego i kanału plazmowego oraz wyrzucenie produktów obróbki do szczeliny międzyelektrodowej [11, 12, 15, 20 - 26, 108, 34].

Według między innymi: Lazarenko [25, 26], Felici [10] proces przebicia elektrycznego wiąże się bezpośrednio ze zjawiskiem powstawania strimera, który dla odpowiedniego natężenia prądu w szczelinie powoduje parowanie i jonizację cieczy dielektrycznej. Za strimerem podąża wiązka elektronów. W momencie dotarcia strimera do powierzchni anody tworzy się kanał plazmowy. Strimery w zależności od zastosowanej biegunowości elektrod charakteryzują się odmiennymi własnościami. Strimery w polaryzacji dodatniej (rys. 1b) mają wydłużony, nitkowaty kształt z wyraźnymi odgałęzieniami i rozprzestrzeniają się z prędkościami od 1 do 1000 m/s natomiast strimery w polaryzacji ujemnej mają krzaczkowy kształt (rys. 1a) i poruszają się z prędkością do 100 m/s. Emisja strimera skorelowana jest z chwilowym natężeniem prądu.

a)



b)



Rys. 1. Fotografia strimera dla polaryzacji a) odwrotnej, b) prostej, w nafcie [9]

Badania prowadzone przez między innymi: Zolotycha [39, 40], Van Dijck'a [36], Snoeys'a [35], Xi'a [37], Albińskiego [1] wykazują, iż całkowita energia wyładowania E dla obróbki elektroerozyjnej podzielona jest na trzy strefy: energię wyładowania w obszarze przykatodowym E_k , energię wyładowania w kanale plazmowym E_{pl} , energię wyładowania w obszarze przyanodowym E_a .

2. Stan warstwy wierzchniej po wycinaniu elektroerozyjnym

Stan warstwy wierzchniej wytwarzanych przedmiotów uwarunkowany jest wpływem szeregu zjawisk fizycznych zachodzących podczas obróbki. Naddatek obróbkowy usuwany jest głównie w wyniku topnienia i sublimacji materiału. W wyniku lokalnego oddziaływania pola temperatury kształtowana jest specyficzna dla tego rodzaju obróbki struktura geometryczna powierzchni, która stanowi najbardziej zewnętrzną część warstwy wierzchniej. Jej budowa istotnie wpływa na własności tribologiczne przedmiotów [4, 29 - 32].

Chropowatość powierzchni

Struktura geometryczna powierzchni (SGP) po wycinaniu elektroerozyjnym ma izotropowy charakter o dużym zagęszczeniu wierzchołków miejscowych wzniesień [32, 33].

Chropowość powierzchni generowana jest w wyniku nakładania się śladów pojedynczych wyładowań elektrycznych.

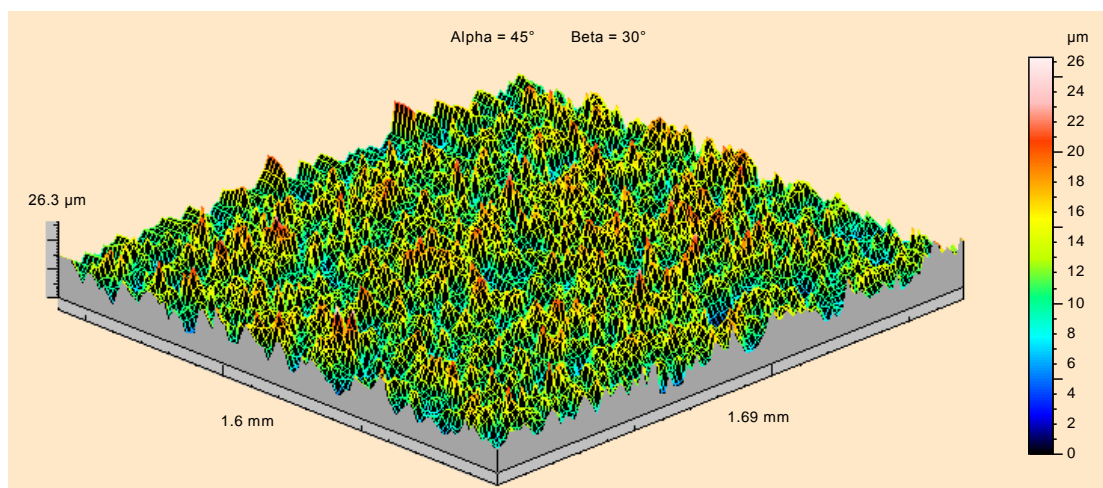
Na podstawie przeprowadzonych badań doświadczalnych wielu autorów [2, 4, 5, 11 - 14, 16 - 19] wykazało, że chropowość powierzchni po obróbce WEDM wzrasta wraz z energią wyładowania elektrycznego. Głównym czynnikiem wpływającym na chropowość powierzchni jest czas impulsu, który przede wszystkim wpływa na ilość energii cieplnej dostarczonej do materiału obrabianego.

Badania eksperymentalne przeprowadzone przez Hansa i innych [11, 12] wykazały, że dla stałej wartości energii impulsu wyładowania, ale różnej długości czasów impulsów (krótkich i długich) uzyskano taką samą wartość chropowości Ra . Długość czasu wpłynęła natomiast na morfologię otrzymanej powierzchni. Zastosowane krótkie czasy podczas obróbki WEDM uformowały na powierzchni głębokie kraterki o małej średnicy. Natomiast przy zastosowaniu długich czasów impulsu obrabiana powierzchnia charakteryzuje się płytkimi kraterami o dużej średnicy.

Ze względu na złożoność zjawisk fizycznych występujących podczas wycinania elektroerozyjnego, naukowcy przeprowadzają badania doświadczalne wpływu zarówno parametrów elektrycznych jak i hydromechanicznych na strukturę geometryczną powierzchni. Oprócz energii wyładowania, parametrem wpływającym na wzrost chropowości powierzchni jest prędkość przewijania elektrody roboczej [4, 8]. Wraz ze wzrostem prędkości przewijania parametr Ra spada (występują stabilne wyładowania pomiędzy powierzchnią przedmiotu obrabianego i „świeżą” elektrodą roboczą).

Z kolei autorzy [6, 18] wykazali, iż ciśnienie podawania dielektryka do szczeliny międzyelektrodowej ma istotny wpływ na otrzymaną chropowość powierzchni. Wraz ze wzrostem ciśnienia podawania dielektryka następuje wzrost wydajności usuwania produktów obróbki ze szczeliny, co przekłada się na spadek chropowości Ra .

Z badań własnych autorów wynika [5, 33], iż struktura geometryczna powierzchni po WEDM (rys. 2) ma charakter losowy o dużej gęstości powierzchniowej miejscowych



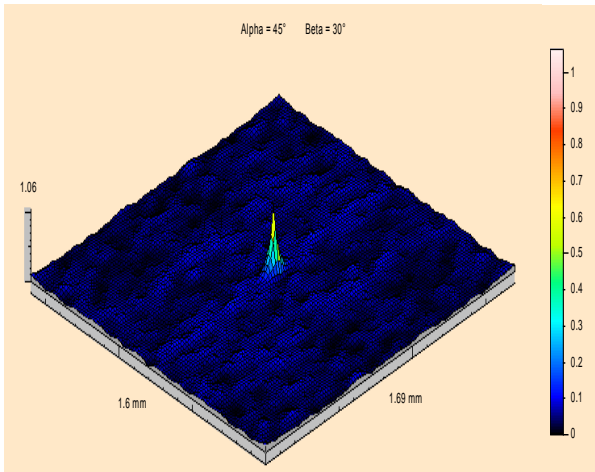
Rys. 2. Przykładowy obraz stereometryczny powierzchni po obróbce zgrubnej WEDM uzyskany przy zastosowaniu parametrów elektrycznych:

natężenia prądu $I = 185 \text{ A}$, czasu impulsu $t_{\text{on}} = 1,8 \text{ μs}$, czasu przerwy $t_{\text{off}} = 12,5 \text{ μs}$

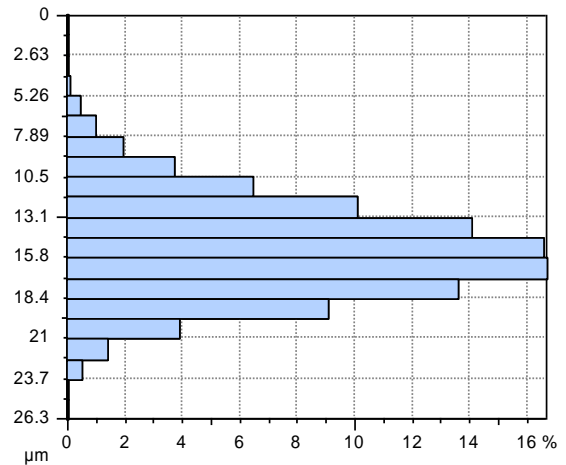
wzniesień $Sds = 1758 \text{ pks/mm}^2$. Losowość struktury wynika z szybko zanikającej symetrycznej względem centralnej osi funkcji autokorelacji ($Sal = 0,0508 \text{ mm}$) (rys. 3a).

Rozkład rzędnych (rys. 3b) oraz rozkład miejscowych wzniesień są rozkładami normalnymi, wartość współczynnika skupienia wynosi $Sk_u = 3,21$. Wierzchołki nierówności są zastrzone, o czym świadczy dodatnia wartość współczynnika asymetrii $Ssk = 0,344$. Różnica pomiędzy parametrami St ($26,3 \mu\text{m}$) i Sz ($25,4 \mu\text{m}$) jest niewielka, udział przypadkowych wierzchołków i wgłębień jest pomijalnie mały (stabilność wyładowań elektrycznych). Średnie arytmetyczne odchylenie rzędnych powierzchni Sa wynosi $2,52 \mu\text{m}$, a średnie kwadratowe odchylenie rzędnych powierzchni $Sq = 3,13 \mu\text{m}$.

a)

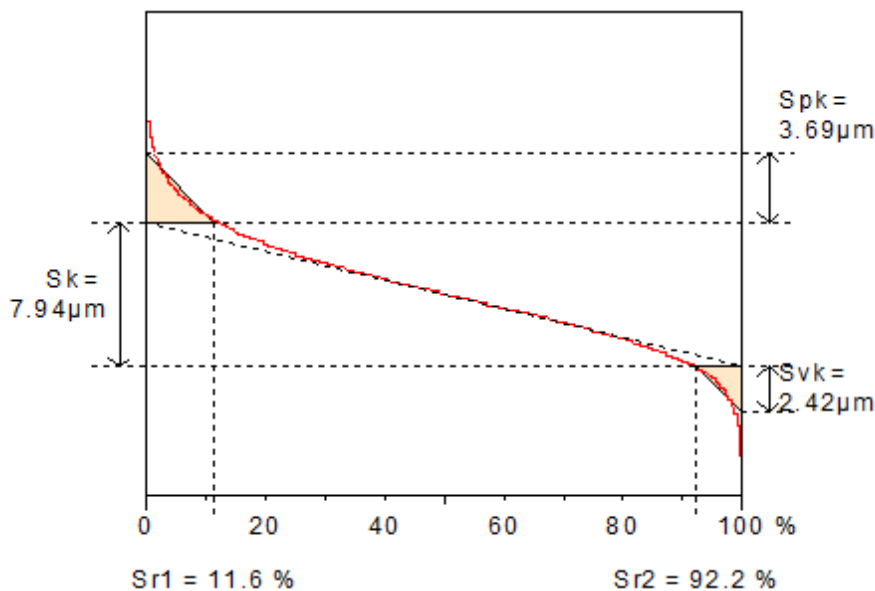


b)



Rys. 3. Funkcja autokorelacji w układzie 3D (a) i rozkład rzędnych dla badanej próbki (b)

Jednym z podstawowych parametrów pozwalającym na ocenę właściwości tribologicznych powierzchni jest krzywa nośności, która opisuje przekroje nierówności powierzchni (rys. 4).



Rys.4. Krzywa nośności - krzywa Abbotta-Firestone'a AFC dla badanej próbki

Po obróbce zgrubej dla wyciętej próbki powierzchnia nośna na poziomie płaszczyzny średniej wynosi $47,5 \%$. Wartość zredukowanych rzędnych powierzchni wynosi $Spk = 3,69 \mu\text{m}$. Parametr ten może stanowić podstawę oceny odporności powierzchni na ścieranie. Wysokość chropowatości rdzenia Sk , która jest miarą efektywnej głębokości nierówności

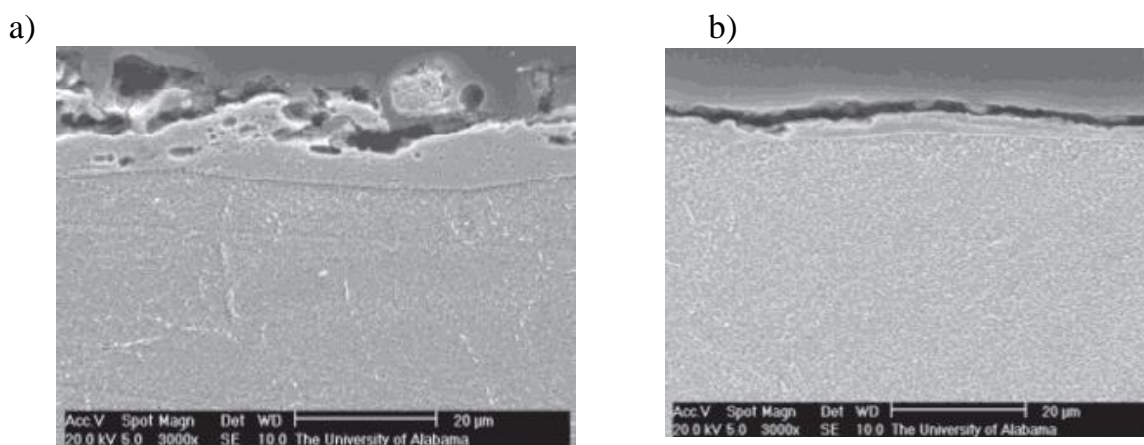
wynosi $7,94 \mu\text{m}$ a parametr Svk (zredukowana głębokość wgłębień) opisuje zdolność utrzymania płynu przez powierzchnie ślizgowe i wynosi $2,42 \mu\text{m}$. Procentowy udział nośny wierzchołków opisany jest przez parametr $Sr1$ i wynosi $11,6 \%$, natomiast wgłębień przez $Sr2 = 92,2 \%$.

Struktura metalograficzna powierzchni

Oddziaływanie lokalnych gwałtownych procesów termicznych powstałych w wyniku wyładowań elektrycznych prowadzi do przemiany struktury metalograficznej powierzchni po WEDM. Na podstawie badań mikroskopowych, w przypadku obróbki stali, stwierdzono, iż warstwa wierzchnia po obróbce WEDM zbudowana jest z 4 podwarstw (białej - powstałej w wyniku osadzenia cząstek roztopionego materiału, który ponownie zastygł na powierzchni obrabianej, warstwy zahartowanej – utwardzonej, odpuszczonej – o obniżonej twardości w stosunku do poprzedniej podwarstwy i materiału rdzenia) [3].

Na podstawie przeprowadzonych badań doświadczalnych naukowcy stwierdzili, że wraz ze wzrostem czasu impulsu wzrasta grubość warstwy białej. W warstwie przypowierzchniowej zaobserwowano powstanie mikropęknięć, które w zależności od dostarczonej energii do przedmiotu obrabianego propagują nawet do warstwy o podwyższonej twardości. Stwierdzono również, iż ciśnienie podawania dielektryka i prędkość przewijania elektrody nie mają istotnego wpływu na grubość poszczególnych podwarstw występujących w warstwie wierzchniej [6].

Li wraz z zespołem [27] wykazał, iż grubość warstwy białej głównie zależy od energii wyładowania (rys. 5). Przy obróbce zgrubnej Inconelu 718 przy zastosowaniu maksymalnej wartości energii wyładowania grubość warstwy białej wyniosła około $13,3 \mu\text{m}$. Warstwa ta jest nieciągła i niejednorodna. Autorzy wykazali, iż obróbka wykończeniowa charakteryzująca się zastosowaniem znacznie mniejszej energii wyładowania redukuje grubość warstwy przetopionej ponad dwukrotnie (grubość warstwy spada z $13,3 \mu\text{m}$ do około $5,1 \mu\text{m}$). Warstwa ta charakteryzuje się ciągłością i jest jednolita. Zgodne jest to z wynikami badań Huanga [13, 14], który wykazał, iż grubość warstwy przetopionej zmniejsza się wraz z zastosowaniem dodatkowych przejść wykończeniowych.



Rys.5. Grubość warstwy białej: a) przy cięciu zgrubnym, b) przy cięciu wykończeniowym [27]

3. Podsumowanie

Wycinanie elektroerozyjne charakteryzuje się dużą liczbą zmiennych procesowych tj. parametrów energetycznych, hydromechanicznych i warunków obróbki wpływających na zjawiska fizyczne występujące w szczelinie międzyelektrodowej determinujących stan warstwy wierzchniej. Podstawowymi parametrami wpływającymi na wynikowy stan WW

po obróbce elektroerozyjnej jest zatem wartość energii dostarczonej do elektrod, oraz mechanizm usuwania materiału zależny od rodzaju zastosowanej elektrody roboczej, materiału obrabianego i typu dielektryka.

Literatura:

1. ALBINSKI K., MUSIOL K., MIERNIKIEWICZ A., LABUZ S., MALOTA M.: The temperature of a plasma used in electrical discharge machining, *Plasma Sources Science and Technology*, Vol. 5, pp.: 736 – 742, 1996.
2. ALIAS A., ABDULLAH B., ABBAS N. M.: Influence of machine feed rate in machining titanium Ti – 6Al – 4V using brass wire and constant current (4A), *Procedia Engineering*, Vol. 41, pp.: 1812 – 1817, 2012.
3. ASPINWALL D. K., SOO S. L., BERRISFORD A. E., WALDER G.: Workpiece surface roughness and integrity after WEDM of Ti – 6Al – 4V and inconel 718 using minimum damage generator technology, *CIRP Annals - Manufacturing Technology* Vol.57, Issue 1, pp.: 187 – 190, 2008.
4. BURAKOWSKI T., WIERZCHOŃ T.: *Inżynieria powierzchni metali*, Wydawnictwo Naukowo Techniczne, Warszawa, 2011.
5. DĄBROWSKI L., ONISZCZUK D., ZAWORA J., MARCZAK M.: Wpływ parametrów hydromechanicznych w procesie wycinania elektroerozyjnego na efekty obróbki, *Inżynieria Maszyn*, Wydawnictwo Wrocławskiej Rady FSNT NOT, R. 16, z. 3, pp.: 104 – 111, 2011.
6. DĄBROWSKI L., ONISZCZUK D.: Modelowanie zjawisk fizycznych w szczelinie międzyelektrodowej podczas wycinania elektroerozyjnego, *Inżynieria Maszyn*, Wydawnictwo Wrocławskiej Rady FSNT NOT, R. 16, z. 3, pp.: 48 – 54, 2011.
7. DĄBROWSKI L., QASEM I.: A study of the effect of ultrasonic vibration with EDM, *Proceedings 4th International Conference on Global Research and Education "Inter – Academia 2005"*, Wuppertal, Germany, Vol. 1, pp.: 83 – 92, 2005.
8. DĄBROWSKI L., YU I., KOZAK J., ROZENEK M.: Theoretical Analysis of Electric Field Distribution in EDM with Powder Mixed Dielectric, *Proceeding of the 4th International Conference on Global Research and Education Inter – Academia*, Wuppertal, Germany, 2005.
9. DEVINS J. C., RZAD S. J., SCHWABE R. J.: Breakdown and pre – breakdown phenomena in liquids, *Journal of Applied Physics*, Vol. 52, Issue 7, pp.: 4531 – 4545, 1981.
10. FELICI N.J.: Blazing a Fiery Trail with the Hounds, *IEEE Transaction on Electrical Insulation*, Vol. 23 No. 4, pp.: 497 – 504, 1988.
11. HAN F., JIANG J., YU D.: Influence of discharge current on machined surfaces by thermo-analysis in finish cut of WEDM, *International Journal of Machine Tools and Manufacture* Vol. 47, Issue 7 – 8, pp.: 1187 – 1196, 2007.
12. HAN F., JIANG J., YU D.: Influence of machining parameters on surface roughness in finish cut of WEDM, *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, Vol. 34, Issue 5 – 6, pp.: 538 – 546, 2007.
13. HUANG C.A., HSU F.Y., YAO S.J.: Microstructure analysis of the martensitic stainless steel surface fine – cut by the wire electrode discharge machining (WEDM), *Materials Science and Engineering A*, Vol. 371, Issues 1 – 2, pp.: 119 – 126, 2004.
14. HUANG CH. A., SHIH CH. L., LI K. CH., CHANG Y. Z.: The surface alloying behavior of martensitic stainless steel cut with wire electrical discharge machine, *Applied Surface Science*, Vol. 252, Issue 8, pp.: 2915 – 2926, 2006.
15. GOŁĄBCZAK A. KONSTANTYNOWICZ A.: Modele matematyczne zjawisk fizycznych w szczelinie międzyelektrodowej EDM, *Inżynieria Maszyn*, Wydawnictwo Wrocławskiej Rady FSNT NOT, R. 12, z. 2 – 3, pp.: 23 – 32, 2009.
16. GOSTIMIROVIC M., KOVAC P., SEKULIC M., SKORIC B.: Influence of discharge energy on machining characteristics in EDM, *Journal of Mechanical Science and Technology*, Vol. 26, Issue 1, pp.: 173 – 179, 2012.

17. GOTOH H., TANI T., MOHRI N., OKADA M.: Improvement of machining characteristics of WEDM on insulating ceramics, pp.: 145 – 148, ISEM, 2007.
18. GUO Y. F., BAI J. C., DENG G. Q., LU Z. S.: Surface pattern and machining characters analysis of machined insulating ceramics Si₃N₄ by WEDM, pp.: 149 – 152, ISEM, 2007.
19. GUVEN O., ESME U., KAYA I., KAZANCOGLU Y., KULEKCI M., Boga C.: Comparative modeling of wire electrical discharge machining (WEDM) process using back propagation (BPN) and general regression neural networks (GRNN), Original Scientific Article, Materials and Technology 44 (3), pp.: 147 – 152, 2010.
20. JESWANI M. L.: Roughness and wear characteristics of spark-eroded surfaces, Wear Vol. 51, Issue 2, pp.: 227 – 236, 1978.
21. KOZAK J., GULBINOWICZ Z.: The Mathematical Modeling and Computer Simulation of Rotating Electrical Discharge Machining, Proceedings of the World Congress on Engineering and Computer Science, Vol. 2, WCECS, San Francisco, 2009.
22. KOZAK J., GULBINOWICZ Z.: The Mathematical Modeling and Computer Simulation of Rotating Electrical Discharge Machining, Proceedings of the World Congress on Engineering and Computer Science, Vol. 2, WCECS, San Francisco, 2009.
23. KUNIEDA M., LAUWERS B., RAJURKAR K. P., SCHUMACHER B. M.: Advancing EDM through fundamental insight into the process, CIRP Annals – Manufacturing Technology, Vol. 54, Issue 2, pp.: 64 – 87, 2005.
24. LAUWERS B.: Surface Integrity in Hybrid Machining Processes, CIRP Conference on Surface Integrity (CSI), Procedia Engineering Vol. 19, pp.: 241 – 251, 2011.
25. LAZARENKO B. R., LAZARENKO N. J.: Elektriceskaja erozja metallov, Moskva, Leningrad, 1944.
26. LAZARENKO B. R., LAZARENKO N. J.: Sovremennyj uroven razvitija elektroiskrovoj obrabotki metallov i nekatoryje naucnyje problemy etoj oblasti. Elektroiskrovaja Obrabotka Metallov, Izdatelstvo Akademii Nauk SSSR, Moskva, 1957.
27. LI L., GUO Y.B., WEI X.T., LI W.: Surface integrity characteristics in wire-EDM of inconel 718 at different discharge energy, Procedia CIRP 6 (2013) 220 – 225
28. MIERNIKIEWICZ A.: Doświadczalno - teoretyczne podstawy obróbki elektroerozyjnej (EDM), Wydawnictwo Politechniki Krakowskiej, Kraków, 2000.
29. NOWICKI B.: Struktura geometryczna, chropowatość i falistość. Wydawnictwo Naukowo Techniczne, Warszawa, 1991.
30. NOWICKI B.: Zaawansowane metody opisów i pomiarów struktury geometrycznej powierzchni, Mechanik, R. 80, nr. 1, pp.: 36 – 41, 2007.
31. OCZOŚ E. K., LIUBIMOV V.: Rozważania nad istotnością parametrów struktury geometrycznej powierzchni w układzie 3D, Mechanik, R. 81, nr. 3, pp.: 129 – 137, 2008.
32. OCZOŚ K., LIUBIMOV V.: Struktura geometryczna powierzchni, Oficyna Wydawnicza Politechniki Rzeszowskiej, 2008.
33. ONISZCZUK D., ŚWIERCZ R.: Investigation into the impact of electrical pulse character on surface texture in the EDM and WEDM process, Advances in Manufacturing Science and Technology, pp.: 43 – 53, 2012.
34. POPIŁOW Ł. Ja.: Elektrofizyczna i elektrochemiczna obróbka materiałów, Wydawnictwo Naukowo Techniczne, Warszawa, 1971.
35. SNOEYS, R., VAN DIJCK, F.: Plasma Channel Diameter Growth Affects Stock Removal in EDM, Annals of the CIRP, Vol. 21, pp.: 39 – 40, 1972.
36. VAN DIJCK, F.: Physico – Mathematical Analysis of the Electro Discharge Machining Process, Dissertation of Katholieke Universiteit Leuven, 1973.
37. XIA H., HASHIMOTO H., KUNIEDA M., NISHIWAKI N.: Measurement of Energy Distribution in Continuous EDM Process, Journal of the Japan Society for Precision Engineering, Vol. 62, pp.: 1141 – 1145, 1996.

38. ZINGERMAN A. S.: Propagation of a Discharge Column, Soviet Physics – Technical Physics, Vol. 1, pp.: 992 – 996, 1956.
39. ZOLOTYCH B. N.: Osnovnyje voprosy kacestviennoj teorii elektriskrovoj obrabotki v zidkoj dielektriceskoj srede. Problemy elektriceskoj obrabotki metallov, pp.: 5 – 43, Moskwa, 1962.
40. ZOLOTYCH, B. N.: The Mechanism of Electrical Erosion of Metals in Liquid Dielectric Media, Soviet Physics – Technical Physics, Vol. 4, pp.: 1370 – 1373, 1959.

FORMATION OF SURFACE LAYER IN THE PROCESS WIRE ELECTRICAL DISCHARGE MACHINING (WEDM)

Abstract:

The paper presents an analysis of the literature which concerning the constitution of the surface layer after Wire Electrical Discharge Machining (WEDM). The state of the surface layer after WEDM depends on several physical phenomena occurring during the process. In the treatment WEDM material is removed by melting and evaporation and newly formed surface is characterized by different properties relative to the workpiece.

ПОВЕРХНОСТНЫЙ СЛОЙ ФОРМИРОВАНИЕ ПОСЛЕ ОБРАБОТКИ WEDM

Резюме:

В статье представлен анализ литературы по конституции поверхностного слоя после обработки WEDM. Состояние поверхностного слоя эродирующего влияния обусловлено рядом физических явлений, происходящих во время процесса. Лечение WEDM материал удаляется путем плавления и испарения вновь образованной поверхности характеризуется различными свойствами по отношению к заготовке.

ДИСПЕРГИРОВАНИЕ МЕТАЛЛОВ В ЭЛЕКТРИЧЕСКОМ РАЗРЯДЕ С ДВУМЯ ЭЛЕКТРОДАМИ

Л.М. КОТЛЯР¹⁴
Ю.И. ШАКИРОВ¹²

Ключевые слова: катод, анод, электролит, диспергирование, плотность тока, потенциал, комплексный потенциал

В работе предлагается математическая модель плоской задачи диспергирования одного и двух металлических стержней в электрическом разряде с жидким электролитом. При решении задачи используется аналогия с плоской задачей теории струйных течений идеальной жидкости, которая сводится к задаче определения аналитической функции в области с одним участком неизвестной границы. Получена приближенная формула для определения массы диспергированного порошка металла в предположении осесимметричности стержня в частном случае одного электрода.

В последние годы успешно развивается применение ферромагнитных порошков для изготовления деталей повышенной прочности. Композиционные порошки получают синтезом в режиме технологического горения с последующими операциями размола и классификации по фракциям. Наряду с такими традиционными методами для получения порошков всё большее применение находит диспергирование металлов и сплавов электрическими разрядами с использованием жидкостей. Установка для синтеза ферромагнитного порошка состоит из источника постоянного тока, электролитической ванны с электролитом и токопроводящего стального электрода с различным содержанием углерода (от 0,2% до 1%). Результаты проведённых испытаний показали большую зависимость количества и качества (размер гранул) порошка от многих геометрических и физических параметров.

Для решения задачи отметим, прежде всего, что в процессе образования порошка зависимость выхода по току η от анодной плотности тока j_a идентична аналогичной зависимости $\eta(j_a)$ для электрохимической обработки металлов [2,6]. Исходя из этого, будем считать, что скорость снятия металла V_m с поверхности анода на единицу массы, определяется по аналогии с законом Фарадея $V_m = j_a \eta \varepsilon$, где $\eta = \eta(j_a)$ – выход по току, равный доле энергии затраченной на образование порошка в электрическом разряде, j_a – плотность тока, ε – коэффициент, соответствующий электрохимическому эквиваленту металла и определяется экспериментально. Процесс диспергирования можно разделить на две стадии: на первой, нестационарной, происходит диспергирование на участках анода, где максимальное значение плотности тока в угловых точках, затем поверхность анода выравнивается и приобретает криволинейную форму. Будем считать, что поверхность анода перемещается с постоянной скоростью v и линейная скорость точек на поверхности анода равна

$$V_a = v \cdot \cos \theta \quad (1)$$

¹⁴ Набережночелнинский институт Казанского (Приволжского) федерального университета

где θ – угол между вектором скорости подачи анода и единичным вектором \vec{n}_a внешней нормали к поверхности анода. В этом случае общая схема процесса не изменяется со временем и процесс можно считать установившемся или стационарным.

Из (1) установившееся распределение плотности тока j_a на стационарной границе анода определяется соотношением

$$\eta(j_a)j_a = \frac{\rho v}{\varepsilon} \cos \theta$$

где ρ – плотность материала анода.

Зависимость выхода по току $\eta(j_a)$ можно аппроксимировать уравнением гиперболы и считать, что на границе анода выполняется соотношение [2]

$$j_a = \frac{\rho v}{\varepsilon} (a_0 + b_0 \cos \theta) \quad (2)$$

В работе [4] была решена задача о диспергировании стержня, расположенного в центре межэлектродного промежутка (МЭП).

Рассмотрим двумерную модель процесса с двумя электродами, расположенными симметрично относительно оси симметрии МЭП с жидким электродом (рис.1).

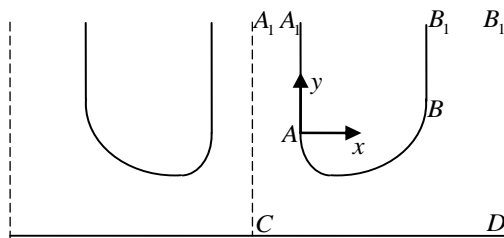


Рис. 1- Область МЭП

В этом случае, в силу симметрии относительно оси A_1C , можно рассматривать только одну, например, правую половину течения. Эта задача отличается от рассмотренной в работе [4] отсутствием симметрии течения в МЭП. Учитывая это, рассмотрим, следуя работе [4], более простую задачу о диспергировании одного электрода, расположенного симметрично в МЭП. Введём декартовую систему координат x_1, y_1 , связанную с анодом, который движется в направлении оси ординат.

Будем считать, пренебрегая приэлектродными явлениями, что в МЭП существует потенциал электрического поля ψ_1 , удовлетворяющий уравнению Лапласа

$$\Delta \psi_1 = 0 \quad (3)$$

и на границах электродов выполняется условие постоянства потенциалов $\psi_{1a} = u_a$, $\psi_{1k} = u_k$. В силу уравнения (3), существует функция φ_1 гармонически сопряжённая ψ_1 и можно ввести комплексный потенциал электростатического поля $W(x_1, y_1) = \varphi_1(x_1, y_1) + i\psi_1(x_1, y_1)$, являющейся аналитической функцией в области $z_1 = x_1 + iy_1$. Введём характерные значения плотности тока $j_0 = \rho v / \varepsilon$, длины $H = \kappa(u_a - u_k) / j_0$ (κ – удельная электропроводность среды) и перейдём к безразмерным переменным

$$x = \frac{x_1}{H}, \quad y = \frac{y_1}{H}, \quad z = x + iy, \quad W = \varphi + i\psi = \frac{W_1 - iu_k}{u_a - u_k}$$

Тогда, с учётом (2), функция ψ удовлетворяет в межэлектродной области уравнению Лапласа и граничным условиям на поверхности электродов

$$\psi_a = 1, \quad \psi_k = 0, \quad \frac{\partial \psi_a}{\partial n} = \frac{j_a}{j_0} = a_0 + b_0 \cos \theta,$$

где a_0, b_0 – постоянные, учитывающие зависимость выхода по току от плотности тока.

Исходя из этого, задача моделируется плоскопараллельным потенциальным течением идеальной несжимаемой жидкости. При этом, аналогом напряжённости электрического поля \vec{E} является скорость фиктивного течения \vec{V} и векторы \vec{E} и \vec{V} – ортогональны. Вдоль линии $\psi = const$ выполняется равенство $\partial \psi / \partial n = V$, $V = |\vec{V}|$. На поверхности анода $V = a_0 + b_0 \cos \theta$.

На рис. 1, в плоскости $z = x + iy$, представлена область МЭП ограниченная линиями симметрии A_1C и B_1D , CD – граница катода, A_1ABB_1 – граница анода, A_1, B_1 – бесконечно удалённые точки. Граница анода разделена на две области: прямолинейные участки A_1A, B_1B , где $V_a = 0$ и участок AB на котором выполняется условие (2), аналогично симметричной задаче [4].

Функция ψ удовлетворяет уравнению Лапласа $\Delta \psi = 0$, на границах электродов выполняются условия: $\psi|_{CD} = 0$, $\psi|_{A_1ABB_1} = 1$, $\partial \psi / \partial n|_{AB} = a_0 + b_0 \cos \theta$, на линиях симметрии A_1C и B_1D – условия $\partial \psi / \partial n|_{A_1C} = 0$, $\partial \psi / \partial n|_{B_1D} = 0$.

Для рассматриваемой симметричной задачи, поток фиктивного течения создаётся системой непрерывно распределённых источников и стоков: источники – вдоль линии A_1C , стоки – вдоль линии B_1D . На неизвестной границе AB выполняется условие $V = a_0 + b_0 \cos \theta$.

Пусть в плоскости вспомогательного комплексного переменного $u = \xi + i\tau$ области течения D_z соответствует область $D_u = \{|u| \leq 1, \tau \geq 0\}$ (рис. 2) и функция $z(u)$ конформно отображает область D_u на область D_z с соответствием точек, указанном на рис. 1, 2.

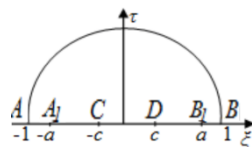


Рис. 2- Область D_u

Определим две функции: комплексный потенциал фиктивного течения $W(u) = \varphi(u) + i\psi(u)$ и функцию Жуковского [1]

$$\chi(u) = \ln \left(\frac{V_0 dz}{dW} \right) = r(u) + i\theta(u) \quad (4)$$

где $r(u) = \ln(V_0/V)$, V – модуль скорости фиктивного течения, θ – угол наклона вектора скорости к оси x , $V_0 = a_0$ – значение скорости в точке A .

Комплексный потенциал $W(u)$ удовлетворяет граничным условиям

$$\psi(u) = \begin{cases} 0, & u = \xi, |\xi| \leq c \\ 1, & u = \xi, d \leq |\xi| \leq 1; u = e^{i\sigma}, 0 \leq \sigma \leq \pi \end{cases}$$

$$\varphi(u) = \begin{cases} 0, & u = \xi, c \leq \xi \leq d \\ \varphi_0, & u = \xi, -d \leq \xi \leq -c \end{cases}$$

Область изменения функции $W(u)$ – прямоугольник $D_W = \{\varphi + i\psi | 0 \leq \varphi \leq \varphi_0, 0 \leq \psi \leq 1\}$.

Для определения производной dW/du комплексного потенциала отобразим область D_u на верхнюю полуплоскость D_ω с соответствием точек, указанном на рис. 2, 3, преобразованием

$$\omega(u) = \frac{2u}{1+u^2} \quad (5)$$

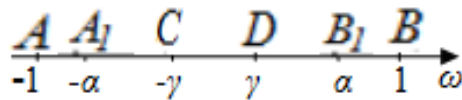


Рис. 3- Область D_ω

Используя формулу Кристоффеля-Шварца [5], найдём функцию, отображающую область D_ω на область изменения функции $W(u)$:

$$W(\omega) = N \int_{\gamma}^{\omega} \frac{d\omega}{\sqrt{(\omega^2 - \alpha^2)(\omega^2 - \gamma^2)}}$$

$$N = \left(\frac{1}{\gamma} K(\alpha/\gamma) - \frac{1}{\alpha} K(\gamma/\alpha) \right)^{-1}, \quad \varphi_0 = \frac{2K(\gamma/\alpha)}{\gamma K(\gamma/\alpha) - \alpha K(\alpha/\gamma)},$$

$$K(k) = \int_0^1 \frac{d\omega}{\sqrt{(\omega^2 - 1)(k^2\omega^2 - 1)}}$$

где $K(k)$ – полный эллиптический интеграл первого рода [7]. Дифференцируя $W(\omega)$ по переменной ω и учитывая зависимость (5), получим:

$$\frac{dW}{du} = \frac{2N(1-u^2)}{\sqrt{4u^2 - a^2(1+u^2)^2} \sqrt{4u^2 - c^2(1+u^2)^2}}$$

Для функции Жуковского $\chi(u)$ имеем следующие граничные условия

$$\theta(u) = \begin{cases} \pi/2, & u = \xi, -1 \leq \xi \leq -a \\ 0, & u = \xi, |\xi| < a \\ -\pi/2, & u = \xi, a \leq \xi \leq 1 \end{cases},$$

$$r(u) = -\ln \left(1 + \frac{b_0}{a_0} \cos \theta(u) \right), \quad u = e^{i\sigma}, 0 \leq \sigma \leq \pi.$$

Функцию Жуковского $\chi(u)$ будем искать в виде $\chi(u) = \chi_0(u) + f(u)$, где функция $\chi_0(u) = r_0(u) + i\theta_0(u)$ удовлетворяет граничным условиям

$$\theta_0(u) = \theta(u), \quad u = \xi, \quad |\xi| \leq 1,$$

$$r_0(u) = 0, \quad u = e^{i\sigma}, \quad 0 \leq \sigma \leq \pi$$

и имеет в области D_u те же особенности, что и $\chi(u)$, функция $f(u)$ – аналитическая в D_u и непрерывная в \bar{D}_u . Построим $\chi_0(u)$ методом особых точек [1]:

$$\chi_0(u) = \frac{1}{2} \ln \left(\frac{u^2 - a^2}{1 - a^2 u^2} \right) + A_0 u + B_0.$$

Сравнивая граничные условия для функций $\chi(u)$ и $\chi_0(u)$, получим граничные условия для неизвестной функции $f(u) = \lambda(u) + i\mu(u)$:

$$\mu(u) = 0, \quad u = \xi, \quad |\xi| \leq 1, \quad (6)$$

$$\lambda(u) = -\ln \left(1 + \frac{b_0}{a_0} \cos \theta(u) \right), \quad u = e^{i\sigma}, \quad 0 \leq \sigma \leq \pi. \quad (7)$$

Учитывая граничные условия (6), (7) и симметрию фиктивного течения, функцию $f(u)$ можно аналитически продолжить на весь круг и представить в виде ряда Лорана:

$$f(u) = \sum_{n=0}^{\infty} c_{2n} u^{2n}$$

где c_{2n} – действительные коэффициенты. Из условия $f(1) = 0$ находим $c_0 = -\sum_{n=1}^{\infty} c_{2n}$.

Условие (7), с учётом представления функции $f(u)$ в виде ряда, имеет вид

$$c_0 + \sum_{n=1}^{\infty} c_{2n} \cos(2n\sigma) = -\ln \left(1 + \frac{b_0}{a_0} \cos \theta(\sigma) \right) \quad (8)$$

Умножая обе части равенства (8) на $\cos(2n\sigma)$, интегрируя по σ в пределах $0, \pi/2$, получим бесконечную систему уравнений для определения коэффициентов c_{2n} :

$$c_{2n} = -\frac{4}{\pi} \int_0^{\pi/2} \ln \left(1 + \frac{b_0}{a_0} \cos(\theta_0(\sigma) + \mu(\sigma)) \right) \cos(2n\sigma) d\sigma, \quad n = \overline{1, \infty}.$$

Безразмерные координаты точек границы анода AB определяем из (4) по формуле

$$z(u) = \frac{1}{a_0} \int_1^u \frac{dW}{du} \exp(\chi(u)) du, \quad u = e^{i\sigma}, \quad 0 \leq \sigma \leq \pi. \quad (9)$$

Для решения задачи необходимо определить математические параметры c и a . Это можно сделать, задав расстояния $|CD|$ и $|A_1 B_1|$:

$$z(-c) - z(c) = |CD|, \quad z(-a) - z(a) = |A_1 B_1|.$$

Массу диспергированного порошка можно определить, приближенно считая стержень осесимметричным, используя формулу для вычисления площади поверхности вращения.

$$m = 4\pi a_0 \rho H^2 \int_0^{\pi/2} x(\sigma) \exp(-r(\sigma)) \left| \frac{dz}{d\sigma} \right| d\sigma \quad (10)$$

где ρ – плотность металла.

Результаты расчетов формы границы анодной поверхности для различных частных случаев представлены в работе [4].

Для задачи по схеме (рис.1) решение строится аналогично предыдущему, но оно зависит от большего числа параметров. Область вспомогательного переменного $u = \xi + i\tau$ будет иметь вид (рис.2) и, в силу отсутствия симметрии, в задаче появятся 3 параметра (a, b, c), которые определяются из задания геометрических размеров на схеме (рис.1).

Некоторые результаты расчета формы криволинейного участка электродов AB представлены на рис.4.

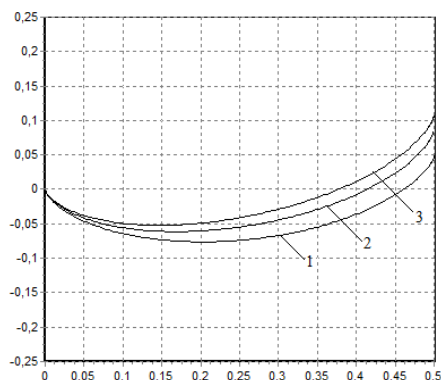


Рис. 4- Результаты расчётов формы границы анода H_1 – ширина анода ($H_1 = |A_1B_1|$), H_2 – ширина катода ($H_2 = |CD|$), L – ширина МЭП в окрестности точки A_1 $a = 0.8$, $b = 0.8$, $H_1 = 0.5$, $H_2 = 2$ 1. $L = 0.5$; 2. $L = 0.3$; 3. $L = 0.2$.

В этой задаче нельзя воспользоваться приближенной формулой для расчета массы порошка, так как, форма криволинейного участка электрода не симметрична относительно его оси (см. рис.4). Для расчета линейного расхода массы используются полученные формулы (9) и подинтегральное выражение из (10).

Список литературы

1. ГУРЕВИЧ М.И. *Теория струй идеальной жидкости*. М. Наука, 1979.
2. ДАВЫДОВ А.Д., КОЗАК Е. *Высокоскоростное электрохимическое формообразование*. М. Наука, 1990.
3. КОТЛЯР Л.М., МИНАЗЕТДИНОВ Н.М. *Определение формы анода с учётом свойств электролита в задачах электрохимической размерной обработки металлов*. ПМТФ., 2003, Т.44 №3. С.179-184.
4. КОТЛЯР Л. М., МЕЛЬНИЧУК Е.Д., ШАКИРОВА Г.Ю., ШАКИРОВ Ю.И. *Математическая модель диспергирования металла в электрическом разряде с жидким электролитом*. Монография под редакцией Tadeusz Zaborowski, Gorzow Wlkp., 2012г.
5. ЛАВРЕНТЬЕВ М. А., ШАБАТ Б.В. *Методы теории функций комплексного переменного*. М. Наука, 1987.

6. СЕДЫКИН Ф.В. *Размерная электрохимическая обработка деталей машин*. М. Машиностроение, 1976.
7. ЯНКЕ Е., ЭМДЕ Ф., ЛЁШ Ф. *Специальные функции*. М. Наука, 1977.

DISPERSION OF METALS IN ELECTRICAL DISCHARGE BETWEEN DUAL ANODE

Summary:

In this paper a mathematical model of the plane problem of dispersion of one or two metal rods in an electric discharge with a liquid electrolyte has been proposed. In solving the problem, the analogy with the plane problem of the theory of jet flows of an ideal fluid, which is reduced to the definition of an analytic function in a region with one section of the unknown border was used. An approximate formula for determining the mass of dispersed metal powder, assuming axial symmetry of the rod in the special case of one electrode was derived.

УПРОЧНЕНИЕ ПОВЕРХНОСТИ ИЗДЕЛИЯ ПЛАЗМЕННОЙ ЭЛЕКТРОТЕРМИЧЕСКОЙ УСТАНОВКОЙ С ЖИДКИМ КАТОДОМ

Алмаз ХАФИЗОВ¹⁵
Булат ШАКИРОВ¹³
Юнус ШАКИРОВ¹³
Рамиль ВАЛИЕВ¹³

Ключевые слова: низкотемпературная плазма, электрический разряд, поверхностное упрочнение, жидкий катод, электротермическая установка, микротвердость, вольтамперная характеристика.

На основе экспериментальных исследований разработана и создана технологическая плазменная электротермическая установка с жидким катодом для поверхностного упрочнения материалов. Устройство позволяет получить плазменную струю с температурой до 3000°C и длиной до 100 мм. Разработанная установка позволяет повысить эффективность технологического процесса и обеспечивает стабильность показателей качества.

Введени

Электрические разряды в газе между металлическими электродами изучены достаточно хорошо [1, 2 и др.]. Одним из способов получения низкотемпературной плазмы является использование разряда, возникающего между металлическим и электролитическим электродами, а также между двумя электролитическими неметаллическими электродами. В настоящее время такие разряды используются в плазменной технологии для нанесения высококачественных теплозащитных, антифрикционных, диэлектрических и противокоррозионных покрытий [3, 4], а также для нагрева металлов и сплавов в электролите [3, 5-7].

Однако возможности технологических применений генераторов плазмы с электролитными электродами ещё мало изучены. Актуальность исследований в этом направлении обуславливается целым рядом причин: дешевизной электролитов, высокой степенью чистоты технологических процессов с применением неравновесной плазмы газового разряда с электролитными электродами и др.

Постановка задачи

Целью работы является создание плазменной установки, применение ее в плазменной технологии и определение регрессионной зависимости прочностных характеристик обрабатываемых материалов от условий технологического процесса.

Методика исследований

Функциональная схема экспериментальной электротермической установка (рис.1) предназначенная для изучения электрического разряда при атмосферном давлении, состоит из системы электрического питания, оборудования предназначенного для хранения, очистки, подачи и регулирования параметров электролита; сменных электролитических ячеек – ванн; аппаратуры контроля и управления работой установки и измерения характеристик электрических разрядов, параметров

¹⁵ Набережночелнинский институт (филиал) Казанский (Приволжский) Федеральный Университет

термических процессов и результатов воздействия плазмы разряда с электролитическими электродами на твердые тела.

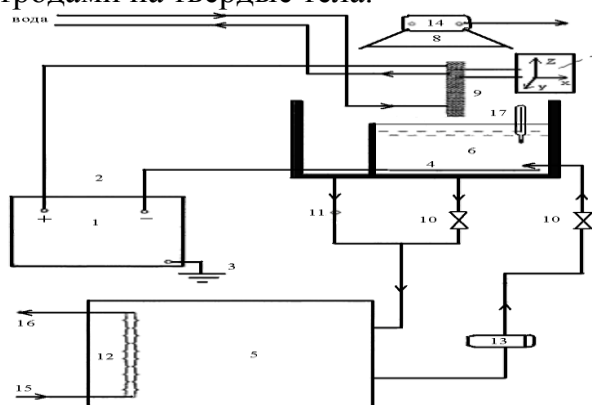


Рисунок 1 – Функциональная схема экспериментальной электротермической установки 1 – источник питания; 2 – токоподвод; 3 – заземлитель; 4 – токоподводящая пластина; 5 – емкость для хранения электролита; 6 – электролитная ячейка; 7 – координатное устройство; 8 – вытяжной кожух; 9 – твердый металлический электрод (катод); 10 – вентили; 11 – обратный клапан; 12 – змеевик; 13 – насос; 14 – вентилятор; 15, 16 – трубопровод охладителя; 17 – термометр

Экспериментально исследовался электрический разряд между жидким катодом и твердым металлическим анодом в диапазоне $l = 1 \div 100$ мм, $I = 0,01 \div 10$ А, $U = 0,01 \div 3000$ В. В качестве электролитического катода использовалась дистиллированная и техническая вода, растворы NaCl, CuSO₄ различной концентрации и т.д. С целью обеспечения хорошей повторяемости результатов измерений использовались твердые электроды с определенной шероховатостью поверхности R_a от 0,8 до 1,6 мкм. До начала эксперимента они подвергались тренировке электрическим разрядом. Для тренировки выбирались режимы, когда разряд горел устойчиво и поверхность твердого электрода была покрыта свечением. В течение 10-30 минут тренировки напряжение разряда уменьшалось на 1-3%. Дальнейшее увеличение времени тренировки электродов не вызывало изменения напряжения разряда. Поэтому металлические электроды подвергались тренировке в течении не менее 30 минут. Перед каждым экспериментом ареометром определялась плотность электролитного катода. Одной из основных характеристик электрического разряда в газе является его вольтамперная характеристика (ВАХ). В экспериментах ВАХ записывалась с помощью двухкоординатного планшетного самописца. Относительная погрешность измерения напряжения и тока разряда не превышали 1,5%.

Температура среды над поверхностью электролитной ячейки и электролита контролировалась с помощью термометров с ценой деления $0,1^\circ\text{C}$.

Рабочий процесс при использовании в качестве металлического анода разрядной камеры в форме усеченного полого цилиндра, изображен на рис. 2. Электрический разряд горит между нижней кромкой металлического анода и проточным электролитическим катодом. Когда температура поверхности металлического анода достигает определенной величины (около 50°C), через внутренний канал разрядной камеры появляется плазменная струя. Длина этой струи существенно зависит от тока разряда I , межэлектродного расстояния l , типа разрядной камеры и температуры проточного электролита и металлического анода. Для поддержания оптимальной температуры поверхности анода, применяется охлаждение при помощи

водопроводной воды. Когда используется разрядная камера в форме усеченного полого цилиндра, для увеличения длины плазменной струи можно использовать диэлектрическую трубку (рис.3). Благодаря этой конструкции длина струи увеличивается в 1,5 раза. Диэлектрическая трубка с разрядными камерами других типов такого эффекта не дает.

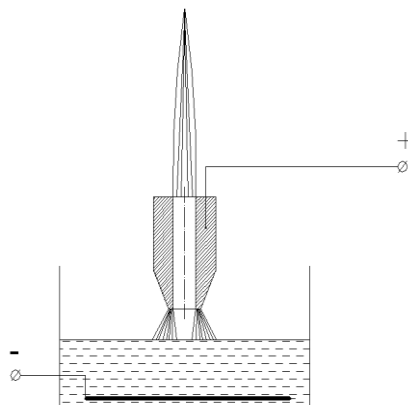


Рисунок 2 – Устройство для получения плазменной струи с разрядной камерой в форме усеченного полого цилиндра

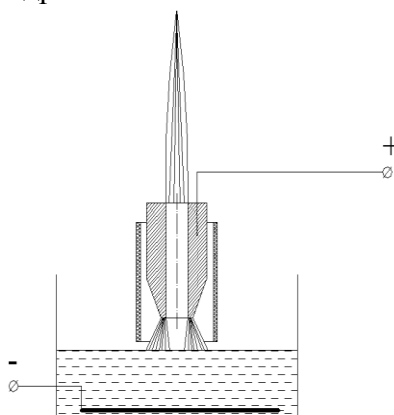


Рисунок 3 – Устройство для получения плазменной струи с разрядной камерой в форме усеченного полого цилиндра с диэлектрической трубкой

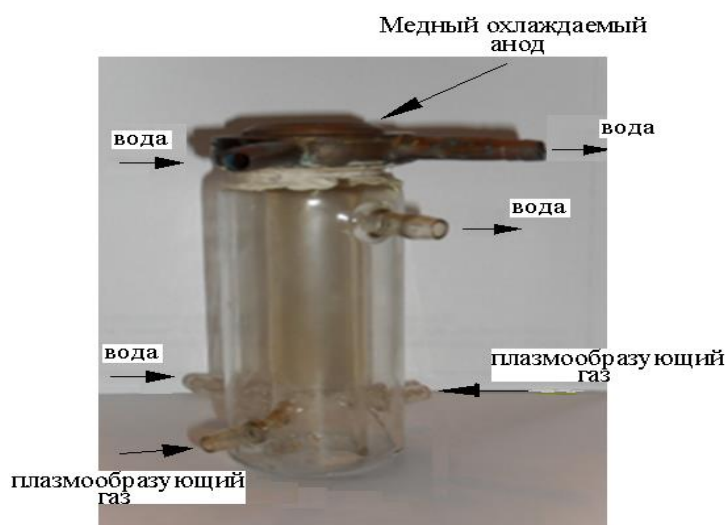


Рисунок 4 – Фотография головки технологической плазменной электротермической установки

Разработана головка технологической плазменной электротермической установки (ТПЭТУ) (рис.4). Она изготовлена из кварцевого стекла, которая охлаждается водой. В канал подается плазмообразующий газ, который показан стрелками. Разряд происходит между охлаждаемым медным анодом и электролитом.

Результаты экспериментального исследования ВАХ разряда между электролитическим катодом из технической воды и медным анодом различного диаметра для различных межэлектродных расстояний при атмосферном давлении показаны на рис. 5. Они имеют падающий характер. Напряжение значительно увеличивается с ростом межэлектродного расстояния. Сравнивая кривые 1 и 3 можно увидеть, что при одинаковых других параметрах разряда, увеличение диаметра металлического анода приводит к увеличению напряжения разряда.

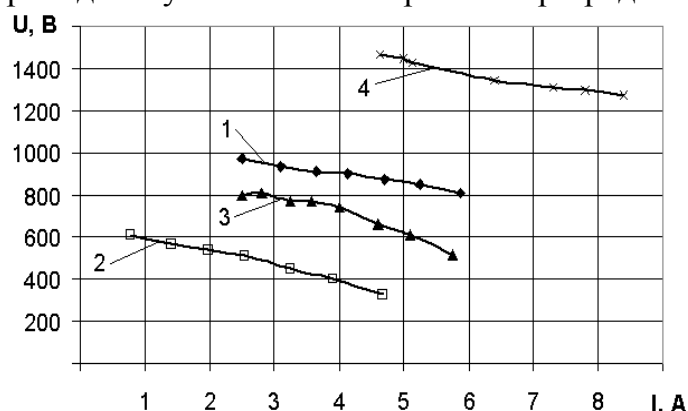


Рисунок 5 – ВАХ электрического разряда между медным цилиндрическим анодом и электролитическим катодом (техническая вода) для различных межэлектродных расстояний и диаметров анода: 1 - $d_a=25$ мм, $l=25$ мм; 2 - $d_a=25$ мм, $l=8$ мм; 3 - $d_a=15$ мм, $l=25$ мм; 4 - $d_a=40$ мм, $l=40$ мм

На рис. 6 представлены зависимость плотности тока на электролитическом катоде от тока разряда для двух межэлектродных расстояний.

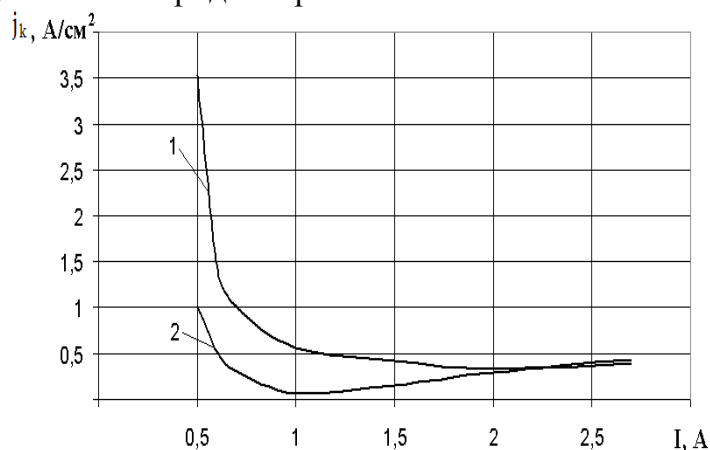


Рисунок 6 – Зависимость плотности тока на электролитическом катоде от тока разряда для различных межэлектродных расстояний: 1 – $l=5$ мм; 2 – $l=15$ мм

При помощи пакета программ Excel и MathCad для разряда между электролитическим катодом из технической воды и металлическим анодом получили обобщенное критериальное уравнение в виде:

$$\frac{U \cdot I^{0,5}}{I} = 5752 \left(\frac{I}{I^{0,75}} \right)^{-1,1}$$

Зависимость $\frac{U \cdot I^{0,5}}{I}$ от параметра $\frac{I}{I^{0,75}}$ представлена на рис.7.

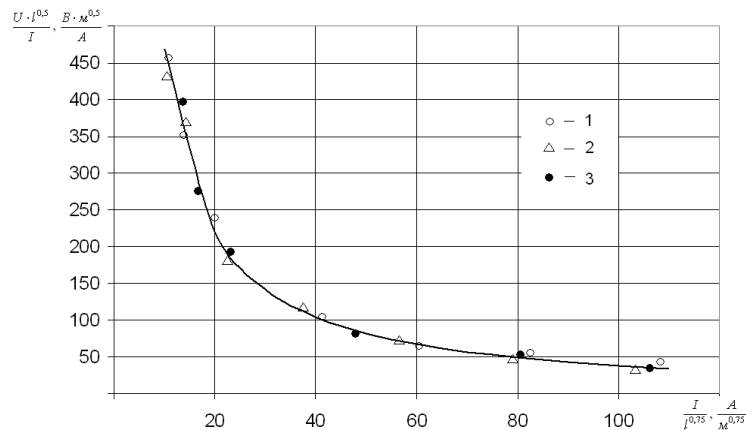


Рисунок 7 – Обобщенная вольтамперная характеристика разряда между электролитическим катодом из технической воды и металлическим анодом из меди при $d_a=15$ мм: 1 – $l=3$ мм; 2 – $l=7$ мм; 3 – $l=13$ мм

В данном случае металлическим анодом служила медь марки М1. В качестве электролитического катода использовалась техническая вода.

Максимальное среднеквадратичное отклонение экспериментальных значений напряжения разряда от полученных уравнений составляет менее 10%, поэтому эти критериальные уравнения можно использовать при расчетах плазменных установок с электролитическим катодом.

Зависимость температуры плазменной струи от диаметра струи представлена на рис. 8.

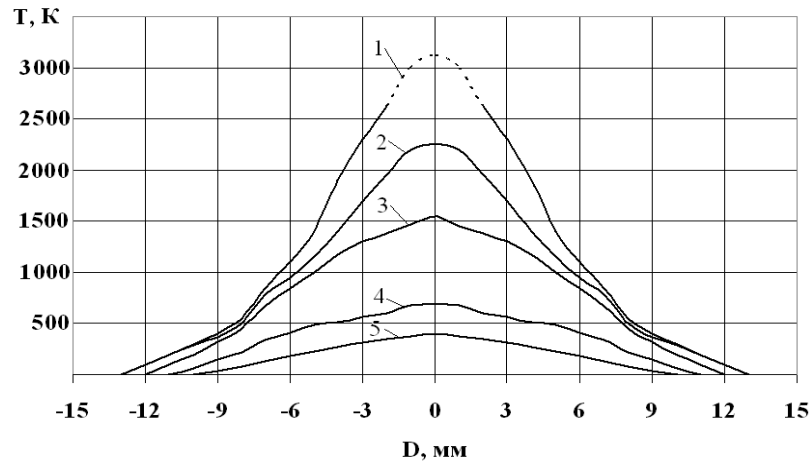


Рисунок 8 – Зависимость температуры плазменной струи от диаметра струи для различных расстояний от поверхности устройства: 1 – 5 мм; 2- 15мм; 3 – 30 мм; 4 – 60 мм; 5 – 80 мм.

Температура в плазменной струе измерялось термопарой. Данная термопара позволяет измерять температуру до 2600 К. При расстоянии 5 мм от поверхности устройства в центре струи термопара расплавилась. На рис. 8 пунктирными линиями показана температура, полученная при помощи математической аппроксимации. Как видно из этого графика, максимальная температура струи возникает около поверхности устройства и достигает 3200 К. При помощи данного устройства можно проводить не только нагрев, сварку, и упрочнение поверхности изделий, а также их резку.

Зависимость длины струи над поверхностью устройства от межэлектродного расстояния представлена на рис.9. Как видно из графика, максимальная высота плазменной струи достигается при межэлектродном расстоянии $l=7$ мм. При этом использовалась разрядная камера в форме обратно усеченного полого цилиндра следующих размеров: наружный диаметр $D=32$ мм; внутренний диаметр $d=10$ мм; высота $H=60$ мм. Эти размеры получены экспериментальным путем и являются оптимальными для данной разрядной камеры. Изменение оптимального размера внутреннего диаметра приводит к уменьшению высоты плазменного столба. В качестве проточного электролитического катода использовалась техническая вода.

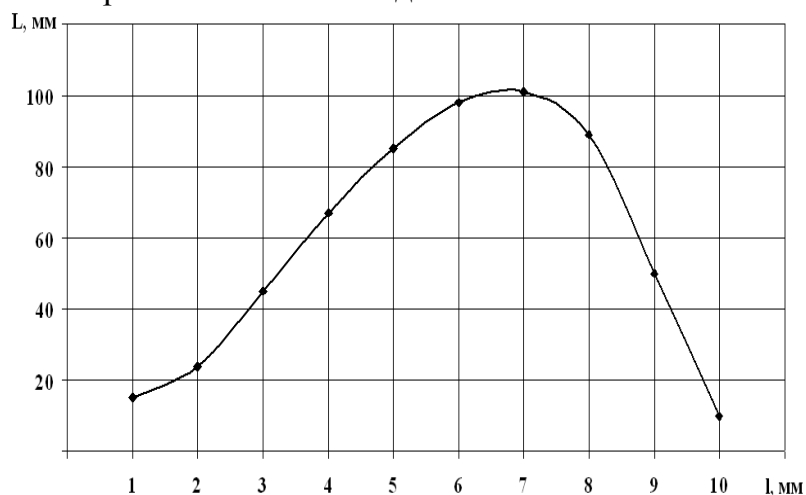


Рисунок 9 – Зависимость высоты струи над поверхностью устройства от межэлектродного расстояния

Описанные выше устройства для получения струйного электрического разряда позволяют обрабатывать металлические изделия в достаточно широком диапазоне температуры. Этими устройствами можно получить поверхностное упрочнение изделий до необходимой микротвердости. Результаты многочисленных экспериментов показали, что температура плазменной струи существенно зависит от тока разряда, температуры электролита и межэлектродного расстояния. Также на конечный результат микротвердости влияет время обработки и расстояние от обрабатываемой поверхности до устройства.

Технологический процесс плазменного термоупрочнения может быть использован при обработке наружных цилиндрических поверхностей таких деталей как червяк, ролик, валок.

Эффективность процесса плазменного термоупрочнения зависит от теплофизических свойств обрабатываемого металла и технологических факторов: энергетического потенциала плазменной струи, скорости вращения детали, зазора между деталью и головкой ТПЭТУ, интенсивности водяного охлаждения и температуры плазменной струи.

Одной из поставленных задач являлось определение регрессионной зависимости прочностных характеристик обрабатываемых материалов от условий технологического процесса.

При решении данной задачи использовались методы планирования факторного эксперимента типа 2^4 и 2^{4-1} , где учитывались линейные эффекты и эффекты взаимодействия. На основании предварительных исследований были выбраны основные факторы процесса, наиболее сильно влияющие на свойства

обрабатываемых поверхностей материалов: I – ток разряда; h – расстояние от поверхности металлического изделия до верхней части устройства; l – расстояние от поверхности проточного электролитического катода до нижней кромки устройства-анода; t – время обработки. В качестве выходной величины был выбран параметр HV_{50} – микротвердость материала.

Математическая обработка результатов эксперимента с помощью метода наименьших квадратов и пакета программ MathCad и Excel позволила получить уравнения регрессии для стали марки Ст.45 в следующем виде:



Из полученного уравнения можно определить зависимость показателя поверхностной микротвердости материалов от условий технологического процесса обработки.

Анализ полученных результатов эксперимента показывает значительное упрочнение поверхности металлических изделий. Так, для стали марки Ст.45 в результате обработки плазменной струей микротвердость HV_{50} повышается, в среднем, в 3 раза при глубине упрочненного слоя $0,9 \div 1,35$ мм.

Характер изменения микротвердости по глубине упрочненной зоны практически одинаков для различных режимов плазменной обработки и характеризуется наличием трех основных участков.

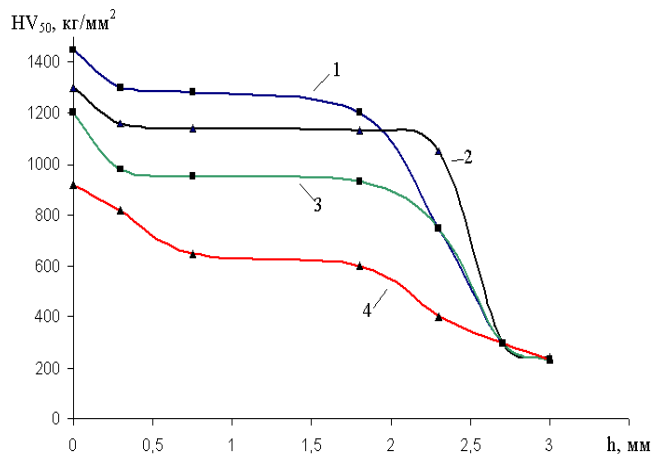


Рисунок 10. Характер распределения микротвердости по глубине термоупрочненного слоя в зависимости от режимов плазменной обработки: 1,2- изменение зазора между головкой ТПЭТУ и деталью; 3,4- изменение силы тока

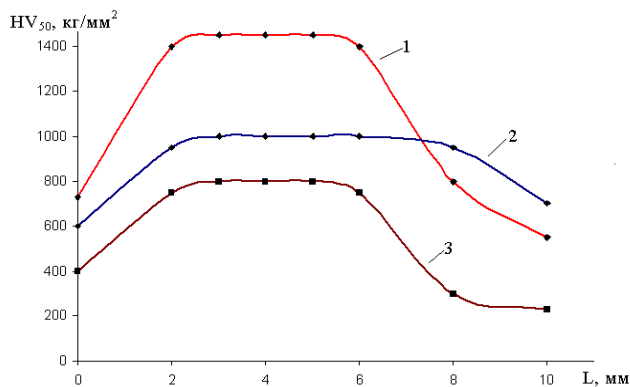


Рисунок 11. Характер распределения микротвердости по ширине зоны термической обработки в зависимости от силы тока

Структура материала Ст.45 после обработки в плазменной струе представлена на рисунке 12. Из этих фотографий можно четко рассмотреть микроструктуру закаленного слоя в глубине до 2 мм.

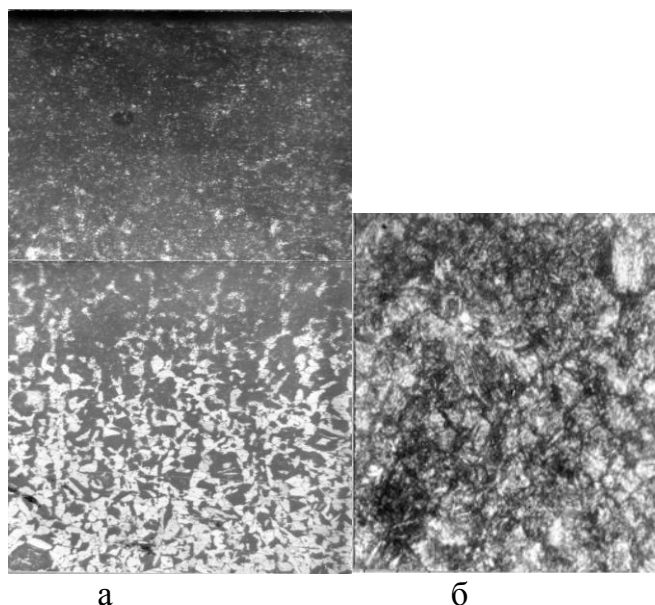


Рисунок 12 – Микроструктура стали Ст.45 после обработки плазменной струей: а – увеличение в 100 раз; б – увеличение в 500 раз

Литература

1. ЭНГЕЛЬ А., ШТЕЕНБЕК М. *Физика и техника электрического разряда в газах, т. II: Пер. с нем. /Под ред. Капцова Н.А.* – М.: - Л.: ОНТИ, 1936.
2. ЛЕБ Л. *Основные процессы разрядов в газах: Пер. с англ. / Под ред. Капцова Н.А.* – М.: - Л.: Гостехиздат, 1950. – 672 с.
3. ФАЙЗУЛЛИН Ф.Ф., АВЕРЬЯНОВ Е.Е. *Анодирование металлов в плазме.* – Казань: Изд-во Казанского университета, 1977. – 127 с.
4. ЯСНОГОРОДСКИЙ И.З. *Нагрев металлов и сплавов в электролите.* – М.: Машгиз, 1949. – 128 с.
5. САПРЫКИН В.Д. *О природе свечения прианодного слоя при электролизе с выносным анодом //Электрохимия, 1965. Т. 1, № 2. С. 234-236.*
6. САПРЫКИН В.Д. *Случай образования промежуточного раствора от действия электрических разрядов между выносным анодом и концентрированный: раствором соли щелочного металла при сверхвысоких поляризациях //Электрохимия, 1965. Т. 1, № 9. С. 1157-1161.*
2. ЯСНОГОРОДСКИЙ И.З. *В сб.: электрохимическая и электромеханическая обработка металлов.* – М.: Машиностроение, 1971. С. 117-121.

SURFACE HARDENING OF THE PRODUCT PLASMA THERMAL-ELECTRIC INSTALLATION WITH A LIQUID CATHODE

Summary:

On basis of the experimental research the plasma apparatus with electrolytic cathode for plasma processing of materials was devised and created. The apparatus is capable to produce plasma jet up to 100 mm long with temperature up to 3000°C. Automatic installation for metal surface hardening has been developed. It allows to increase effectiveness of the technological process, thus stability of the quality.

STAN WW I SZTYWNOŚĆ KONTAKTOWA WARSTW PO OBRÓBCE LASEROWEJ I LASEROWO-MECHANICZNEJ

Joanna RADZIEJEWSKA¹⁶

Słowa kluczowe: warstwa wierzchnia, obróbka laserowa, nagniatanie, stopowanie laserowe

Przedstawiono wyniki badań stanu WW i sztywności kontaktowej warstw po stopowaniu laserowym i obróbce hybrydowej łączącej proces stopowania laserowego i nagniatania powierzchniowego w podwyższonej temperaturze stali 304 Stellitem 6. Do badań wykorzystano laser ciągły CO₂ o mocy 2.5 kW i głowicę do nagniatania dynamicznego. Przeprowadzono badania mikrostruktury, mikrotwardości, chropowatości powierzchni oraz sztywności kontaktowej dla różnych wariantów obróbki.

1. Wprowadzenie

Metody modyfikacji WW za pomocą wiązki laserowej takie jak stopowanie, natapianie pozwalają na sterowanie składem chemicznym, strukturą warstwy wierzchniej i właściwościami użytkowymi elementów maszyn [2]. Po przetopieniu laserowym na ogół występują w warstwie wierzchniej naprężenia rozciągające [3,4]. Również zmiany struktury geometrycznej powierzchni, tworzenie falistości i chropowatości powierzchni o stosunkowo dużych wysokościach nierówności jest niekorzystne [1,9], gdyż wiąże się z koniecznością stosowania dodatkowej obróbki mechanicznej w celu zapewnienia odpowiedniej gładkości powierzchni. Zastosowanie hybrydowej metody łączącej proces przetapiania laserowego z jednoczesnym procesem dynamicznego nagniatania powierzchniowego eliminuje te wady [7,8]. Proces wygładzania powierzchni prowadzony jest przez plastyczne odkształcenia WW w wysokiej temperaturze, a obróbka nagniataniem w zakresie niskich temperatur gwarantuje uzyskanie naprężeń ściskających w WW [7].

Jedną z cech charakteryzującą warstwę wierzchnią, która decyduje o współpracy elementów jest jej sztywność kontaktowa. Wpływa ona na sztywność maszyny lub jej podzespołów a więc od niej zależą jej cechy eksploracyjne. Proces nagniatania powierzchni zwiększa sztywność kontaktową dzięki umocnieniu WW i przebudowie struktury geometrycznej powierzchni [6]. W procesie nagniatania następuje zmiana kształtu i zmniejszenie wysokości nierówności powierzchni, które zapewniają większą rzeczywistą powierzchnię styku powierzchni i mniejsze naciski rzeczywiste podczas współpracy [6].

W porównaniu z innymi obróbkami wykańczającymi np. szlifowaniem udział odkształceń plastycznych powierzchni jest kilkukrotnie mniejszy, co zapewnia większą sztywność kontaktową i lepszą współpracę elementów.

Przedmiotem badań była analiza wpływu hybrydowej obróbki laserowo-mechanicznej stali kwasoodpornej stopowanej Stellitem 6 na stan WW oraz przebieg procesu odkształcania kontaktowego.

2. Metodyka

2.1. Obróbka hybrydowa powierzchni

W celu wytworzenia warstwy Stellitu 6 na stali 0H18N9 zastosowano następujące obróbki:

¹⁶ Wydział Inżynierii Produkcji, Politechnika Warszawska

1. Natrysk plazmowy; Stellit 6 został naniesiony na powierzchnię stali tworząc warstwę o grubości około 0.2 mm.
2. Laserowe stopowanie powierzchni przy pojedynczym przejściu wiązki laserowej i stopowaniu wielościżkowym.
3. Obróbka hybrydowa – laserowe stopowanie połączone z jednoczesnym nagniataniem powierzchni w podwyższonej temperaturze.

Proces stopowania przeprowadzono na laserze CO₂ stosując moc wiązki 2 kW, średnica plamki 2.5 mm, prędkość posuwu 360 mm/s. Zastosowano argon jako gaz osłonowy. Proces realizowano przy ruchu oscylacyjnym w kierunku prostopadłym do posuwu o amplitudzie 2 mm i prędkości 15 Hz. Wykonano po trzy ścieżki o szerokości 5.5 mm. W drugim wariancie zastosowano skanowanie powierzchni z krokiem 2.5 mm, co pozwoliło na uzyskanie powierzchni stopowanej o wymiarach: 40 × 40 mm.

Obróbka hybrydowa była realizowana przy identycznych parametrach jak przy stopowaniu, dodatkowo w trakcie procesu stopowania prowadzony był proces nagniatania dynamicznego głowicą o dwóch rzędach mikro-młoteczek, szczegółowo przedstawiony w pracy [8]. Prędkość obrotowa głowicy wynosiła 5000 obr/min. Podobnie jak w przypadku stopowania wykonano trzy pojedyncze ścieżki oraz powierzchnię poprzez skanowanie. Do badań porównawczych wykorzystano próbkę z warstwą Stellitu 6 naniesionego metodą natrysku plazmowego.

2.2. Badania stanu WW i sztywności kontaktowej

Dla wszystkich powierzchni wykonano pomiary chropowatości powierzchni na profilometrze stykowym. Określono grubość WW na zglądach metalograficznych. Badania sztywności kontaktowej prowadzono przy naprężeniach nominalnych zapewniających brak odkształceń plastycznych podłoża. Badanie przeprowadzono dla powierzchni, w których zachowano SGP po stopowaniu laserowym i obróbce hybrydowej, a także po szlifowaniu tych powierzchni. Zastosowanie tego zabiegu pozwoliło na wyeliminowanie wpływu chropowatości na sztywność kontaktową i umożliwiło analizę przebiegu procesu obciążania w zależności od właściwości WW.

Proces odkształcania próbek przeprowadzono na stanowisku, które umożliwia dokładny pomiar zbliżenia a w funkcji nacisków nominalnych. Styk realizowany był pomiędzy płaską chropowatą powierzchnią próbki a gładką i sztywną powierzchnią przeciw próbki wykonaną z węgla spiekane. Przeciw próbki posiadały trzy stemple o średnicy 5 mm każdy, o nominalnej powierzchni 58.875 mm², pod którymi realizowany jest odkształcenie materiału. Zbliżenie mierzone jest za pomocą czujnika indukcyjnego. Wyniki pomiarów uzyskuje się w postaci wartości rejestrowanego zbliżenia a dla zadanego obciążenia F .

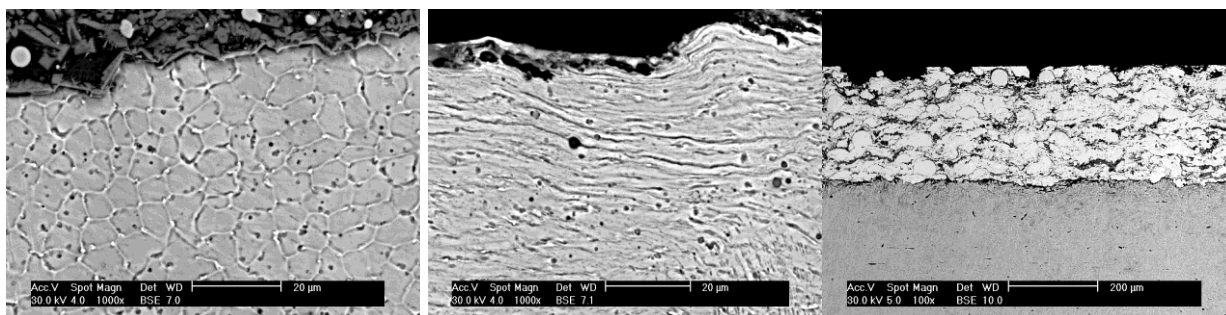
Badania przeprowadzono stosując dwie maksymalne siły 1000 N i 1500 N, co odpowiada naciskom nominalnym 170 MPa i 255 MPa. Wyznaczono odkształcenia: całkowite (a_1 i a_2), plastyczne – a_p oraz sprężyste – a_{sp} oraz przebieg krzywych zbliżenie – nacisk nominalny. Wartości odkształceń są wielkościami uśrednionymi z trzech pomiarów.

3. Wyniki badań

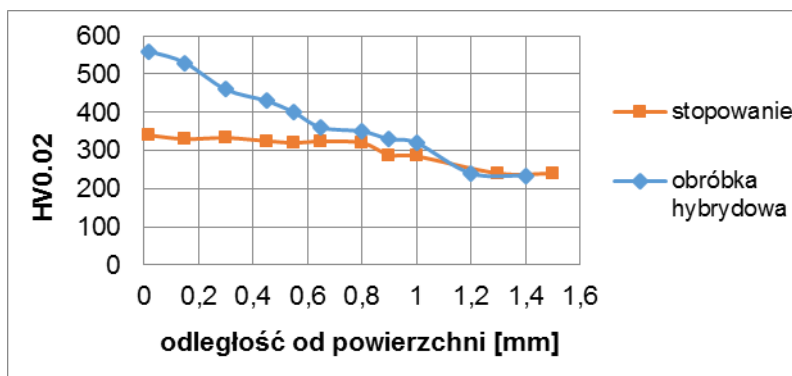
3.1. Stan warstwy wierzchniej

Badania mikrostruktury materiału wykazały, że grubość strefy stopowej wynosi 0.8 mm a strefy zgniotu wyznaczona na podstawie zmian mikrotwardości około 1 mm [8]. Uzyskano grubość strefy zgniotu większą od strefy przetopienia; zapewnia to korzystne cechy eksploatacyjne obrabianych elementów. Pomimo dużego stopnia zgniotu i niskiej plastyczności warstwa nie wykazywała pęknięć i śladów złuszczenia. Na rysunku 1

przedstawiono mikrostrukturę WW po natrysku plazmowym, stopowaniu i stopowaniu z nagniataniem. Pomiary mikrotwardości WW wykazały znaczny przyrost twardości materiału wywołany procesem nagniatania rys 2.



Rys.1. Mikrostruktura WW po stopowaniu laserowym – a, stopowaniu z nagniataniem dynamicznym – b, natrysk plazmowy – c; (SEM).



Rys. 2. Mikrotwardość WW po stopowaniu laserowym i stopowaniu z mikro-młoteczkowaniem.

Po obróbce badane powierzchnie zostały zmierzone na profilometrze i wyznaczono parametry chropowatości. W tabeli 1 przedstawiono oznaczenia próbek, sposób obróbki oraz parametry chropowatości powierzchni.

Tabela 1 Wyniki pomiarów chropowatości powierzchni.

Obróbka	Stan powierzchni	Ra [µm]	Rt [µm]	Sm [µm]
stopowanie wielościeżkowe	surowa	110	421	2017
stopowanie i nagniatanie wielościeżkowe	surowa	55	267	1770
stopowanie wielościeżkowe	szlifowanie	2.7	20.3	147
stopowanie i nagniatanie wielościeżkowe	szlifowanie	2.57	21	126
stopowanie	surowy	4.02	34.7	160
stopowanie i nagniatanie	surowy	2.26	21.1	230
stopowanie	szlifowanie	1.67	12.3	95
stopowanie i nagniatanie	szlifowanie	1.67	10.2	88
natrysk plazmowy	surowy	5.47	38.3	116
natrysk plazmowy	szlifowanie	3.87	28.7	155

3.2. Sztywność kontaktowa

W tabeli 2 przedstawiono wartości liczbowe odkształceń całkowitych (a_1 , a_2), sprężystych (a_{1sp} , a_{2sp}), plastycznych (a_{1pl} , a_{2pl}) dla maksymalnych nacisków stosowanych w eksperymencie: 155 MPa i 270 MPa. Dla wybranych próbek wyniki badań przedstawiono w formie wykresów zbliżenia a [μm] w funkcji nacisków nominalnych q [MPa]. Wartość sztywności kontaktowej obliczono według wzoru:

$$J = F / A_n y \quad [\text{N}/\text{mm}^2\mu\text{m}]$$

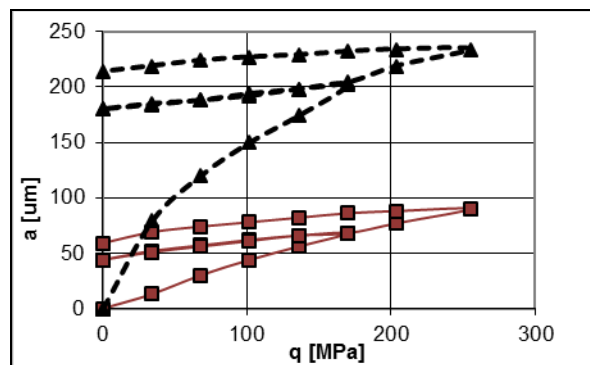
gdzie:

F – siła normalna,

A_n – powierzchnia nominalna,

y – przemieszczenie powierzchni kontaktu w wyniku odkształceń nierówności,

J – sztywność kontaktowa tj. naciski jednostkowe, które wywołują lokalne odkształcenie strefy kontaktu o 1 μm .



Rys.3. Przebieg procesu odkształcenia w funkcji nacisków nominalnych powierzchni po stopowaniu wielościęzkowym stali 0H18N9 Stellitem 6 ▲ i stopowaniu z jednoczesnym nagniataniem ■.

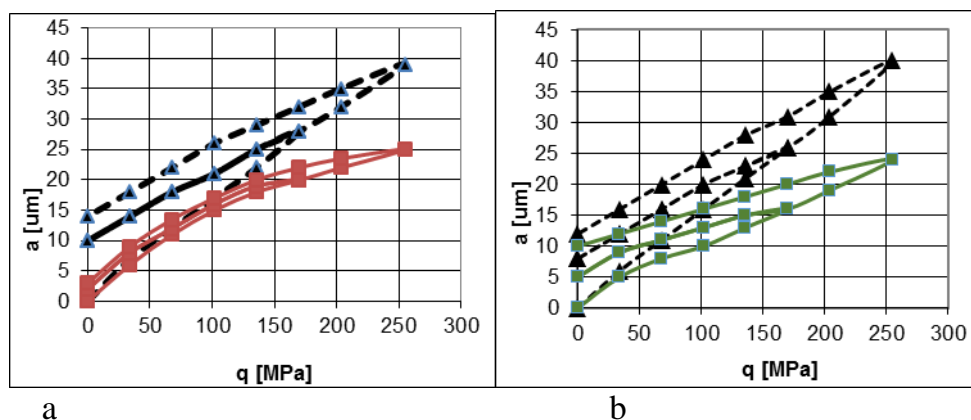
Tabela 2. Wartości odkształceń dla zadanych nacisków nominalnych.

Obróbka	Odkształcenia przy naciskach nominalnych 155 MPa			Odkształcenia przy naciskach nominalnych 270 MPa			
	a1	a1sp	a1pl	a2	a2sp	a2pl	a2-a1
stopowanie wielościęzkowe	202	22	180	232	20	212	30
stopowanie i nagniatanie wielościęzkowe	68	24	44	90	31	59	22
stopowanie wielościęzkowe sz.	29	18	10	39	29	10	10
stopowanie i nagniatanie wielościęzkowe sz.	20	18	2	25	22	3	5
stopowanie	88	40	48	138	50	88	50
stopowanie i nagniatanie	56	20	36	80	28	52	24
Stopowanie sz.	24	14	10	40	28	12	16
stopowanie i nagniatanie sz.	14	9	5	24	14	10	10
natrysk plazmowy	47	25	22	57	36	21	17
natrysk plazmowy sz.	31	24	7	40	28	12	9

Obliczono różnicę pomiędzy wartością maksymalnego zbliżenia dla nacisków 270 MPa i 155 MPa. Pozwoliło to na wyznaczenie przyrostowej sztywności kontaktowej w zakresie nacisków 155-270 MPa. Wyniki obliczeń przedstawiono w tabeli 3.

Tabela 3. Wartości sztywności kontaktowej obliczone dla nacisków nominalnych 155MPa i 270MPa.

Obróbka	q=155MPa	q=270 MPa	155-270 MPa
stopowanie wielościeżkowe	0.8	1.2	3.8
stopowanie i nagniatanie wielościeżkowe	2.3	3.0	5.2
stopowanie wielościeżkowe sz.	5.3	6.9	11.5
stopowanie i nagniatanie wielościeżkowe sz.	7.8	10.8	23.0
stopowanie	1.8	2.0	2.3
stopowanie i nagniatanie	2.8	3.4	4.8
Stopowanie sz	6.5	6.8	7.2
stopowanie i nagniatanie sz	11.1	11.3	11.5
natrysk plazmowy	3.3	4.7	6.8
natrysk plazmowy sz.	5.0	6.7	12.8



Rys.4. Przebieg procesu odkształcenia w funkcji nacisków nominalnych powierzchni po stopowaniu wielościeżkowym ▲ i OLM ■; b – proces odkształcenia po stopowaniu dla pojedynczych ścieżek laserowych ▲ i OLM ■, powierzchnie szlifowane.

4. Podsumowanie i wnioski

Analiza przebiegu odkształceń w funkcji nacisków nominalnych wykazuje, że dla wszystkich analizowanych przypadków powierzchnie po procesie nagniatania dynamicznego wykazują znacznie mniejsze odkształcenia całkowite i plastyczne przy kontakcie z przeciw-próbką. W przypadku powierzchni nieszlifowanych efekt ten związany jest przede wszystkim ze modyfikacją mikrogeometrii powierzchni. W procesie nagniatania następuje przebudowa SGP, nierówności powierzchni mają mniejsze wysokości oraz korzystniejszy kształt, a zatem większa jest rzeczywista powierzchnia styku i mniejsze

naciski rzeczywiste na pojedynczych nierównościach. Efekt ten jest szczególnie widoczny w przypadku próbek po stopowaniu wielościeżkowym rys. 3.

Zastosowanie procesu szlifowania pozwoliło na uzyskanie zbliżonej SGP po obróbce hybrydowej, stopowaniu laserowym i warstwy Stellite wytworzonego metodą natrysku plazmowego. Badając w tym przypadku proces odkształcania powierzchni pod wpływem nacisków kontaktowych można wnioskować o różnicach własności sprężystych i plastycznych materiału warstwy stopowanej i stopowanej z nagniataniem. Dla próbek po stopowaniu wielościeżkowym stwierdzono prawie pięciokrotnie mniejsze odkształcenia plastyczne po obróbce hybrydowej niż tylko po stopowaniu wielościeżkowym. Mniejsze różnice odkształceń kontaktowych występują dla próbek z pojedynczymi ścieżkami laserowymi. Różnice w przebiegu procesu odkształcania kontaktowego próbek po stopowaniu wielościeżkowym i pojedynczych ścieżek wynikają z różnego stopnia zgniotu warstwy wierzchniej. W przypadku obróbki przez skanowanie powierzchni stopień zgniotu jest większy na skutek wielokrotnego nagniatania powierzchni w niższej temperaturze przy wykonywaniu kolejnych ścieżek laserowych.

Najwyższą sztywność kontaktową wykazują powierzchnie szlifowane po obróbce hybrydowej. W stosunku do warstwy Stellite 6 naniesionego metodą natrysku plazmowego uzyskano prawie dwukrotnie wyższą wartość. Dla próbek nieszlifowanych nieznacznie wyższą sztywność kontaktową mają próbki z warstwą Stellite 6 natryskiwane plazmowo w stosunku do warstwy wierzchniej po obróbce laserowej i hybrydowej, co związane jest z korzystniejszą SGP tej warstwy. W przypadku przyrostowej sztywności kontaktowej stwierdzono około dwukrotnie wyższe wartości sztywności kontaktowej dla próbek po obróbce hybrydowej w stosunku do próbek tylko stopowanych laserowo.

Przeprowadzone badania wykazały, że obróbka hybrydowa w znaczący sposób podnosi sztywność kontaktową w stosunku do warstw tylko stopowanych laserowo. Proces nagniatania powoduje przebudowę WW – zmniejszenie wysokości chropowatości i falistości powierzchni oraz umocnienie warstwy wierzchniej na skutek zgniotu powierzchniowego. Konsekwencją tego jest dominacja odkształceń sprężystych WW. Obróbka laserowo-mechaniczna może w znaczący sposób podnieść trwałość i jakość elementów maszyn.

Literatura

1. ANTHONY T.R., CLINE H.E. *Surface Rippling Induced by Surface-Tension Gradients During Laser Surface Melting and Alloying*. J. Appl. Phys., vol. 48, No.9, 1977, 1265-1272.
2. GRIGORIJANC A.G., SAFONOV A.H.: *Metody powierzchniowej laserowej obróbki*. Lazerna Technika i Technologia, 1989.
3. GRUM J., STURM R., *A new experimental technique for measuring strain and residual stresses during a laser remelting process*. J. of Materials Processing Technology vol. 147, 2004, 351-358.
4. IGNATIEV M., KOVALEV E., MELEKHIN I., SUMUROV I., SURLESE S. *Investigation of the hardening of titanium alloy by laser nitriding*. Wear, vol.166, 1993, 233-236.
5. KAWALEC M., JANKOWIAK M. *Kształtowanie struktury stereometrycznej powierzchni w procesie hartowania laserowego stali na tokarce*. Wybrane Zagadnienia Obróbek Skoncentrowaną Wiązką Energii (Konferencja EM 2003), Bydgoszcz 2003, str. 201-210.
6. PRZYBYLSKI W. *Technologia obróbki nagniataniem*. WNT 1986.
7. RADZIEJEWSKA J, NOWICKI B., KALITA W., *J. of Engineering Manufacture Proceedings of the IMechE Part B.*, vol. 222, No B7, 2008, 817-825.
8. RADZIEJEWSKA J., *Laserowa modyfikacja właściwości warstwy wierzchniej wspomaganą nagniataniem*. Prace IPPT - PAN, Warszawa 3/2011, ISBN 978-83-89687-70-8.

9. RADZIEJEWSKA J., *Surface layer morphology due to laser alloying process*. Journal of Engineering Manufacture Part B, Proc IMechE. vol.220, 2006, 447-454.

SURFACE LAYERS STATE AND CONTACT STIFFNESS OF LASER ALLOYED AND LASER ALLOYED AND BURNISHED SURFACE

Summary:

The study of surface state and contact stiffness after laser alloying and hybrid treatment the combining the laser alloying with the burnishing process, was presented. The experiments were done on stainless steel, alloyed with Stellite 6, and simultaneously burnished in hot and cold conditions in one operation. The alloying process was performed with continuous laser CO₂ 2.5 kW power. The microstructure, microhardness and surface roughness, and contact stiffness was examined.

СОСТОЯНИЕ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ И КОНТАКТНАЯ ЖЕСТКОСТЬ ПОСЛЕ ЛАЗЕРНОЙ И ЛАЗЕРНО-МЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Резюме:

Представлены результаты состояния поверхностного слоя и контактная жесткость после лазерного легирования и лазерно-механической обработки. В исследовании использовались лазером CO₂ мощность 2,5 кВт и головкой для механической обработки. Были исследованы микроструктура, микротвердость шероховатость поверхности и контактная жесткость для различных вариантов обработки.

TECHNIKI LASEROWE W BADANIACH ZACHOWANIA AEROZOLI I PŁYNÓW W STREFIE SKRAWANIA ŚCIERNICA PRZEDMIOT

Ryszard WÓJCIK

Słowa kluczowe: szlifowanie, metoda PIV

W artykule dokonano opisu metody PIV (Particle Image Velocimetry) która po modyfikacji została zaadaptowana do procesów szlifowania. Badania miały za zadanie określenie zachowania cieczy i aerozoli w obszarze szlifowania ściernica - przedmiot.

1. Wprowadzenie

W ostatnim okresie nastąpił rozkwit technik laserowych które pozwalają monitorować procesy produkcyjne i to w trybie ciągłym. Wyeliminowane zostały potrzeby zatrzymania produkcji w celu dokonania pomiarów kontrolnych, co w niektórych przypadkach wiąże się to z olbrzymimi kosztami lub jest wręcz niemożliwe. Rozwój pomiarów z wykorzystaniem wiązek laserowych został zastosowany w procesach skrawania, w których stosowane są aerozole lub mgły olejowo – powietrzne. Nastąpiła poprawa obserwacji zachowań mediów płynnych i aerozolowych.

W badaniach eksperymentalnych wykorzystuje się bardziej zaawansowane i specyficzne metody 2D lub 3D. W celu dopasowania ich do konkretnych zjawisk zachodzących w strefie skrawania metody podlegają modyfikacji.

Jedną z takich metoda jest PIV (Particle Image Velocimetry) mająca zastosowanie podczas obserwacji przebiegów procesów spalania, przepływu aerozoli, gazów. Polega ona na oświetlaniu strumienia cząsteczek światłem laserowym, następnie wykonuje się zdjęcia w krótkich odstępach czasu. Przemieszczenie cząstek można również obserwować na filmie co pozwala przyspieszać sekwencje lub spowalniać w celu lepszej obserwacji obszaru lub strefy bezpośredniego skrawania, przedmiot - narzędzie. Ma to szczególne znaczenie na końcowy stan warstwy wierzchniej decydujący o właściwościach eksploatacyjnych - wytrzymałości zmęczeniowej. W prezentowanej metodzie wymagane jest dodanie posiewu w przepływie płynu lub gazu. Dzięki temu możemy śledzić ruch i zachowanie mikrocząstek poruszających się w obserwowanej przestrzeni.

W zależności od doświadczenia i medium wykorzystuje się różnego rodzaju posiew np. MgO, TiO₂, Al₂O₃ [10]. Posiew w przypadku aerozolu nie jest wymagany, ponieważ drobiny oleju są znakomitym nośnikiem [1, 6, 7].

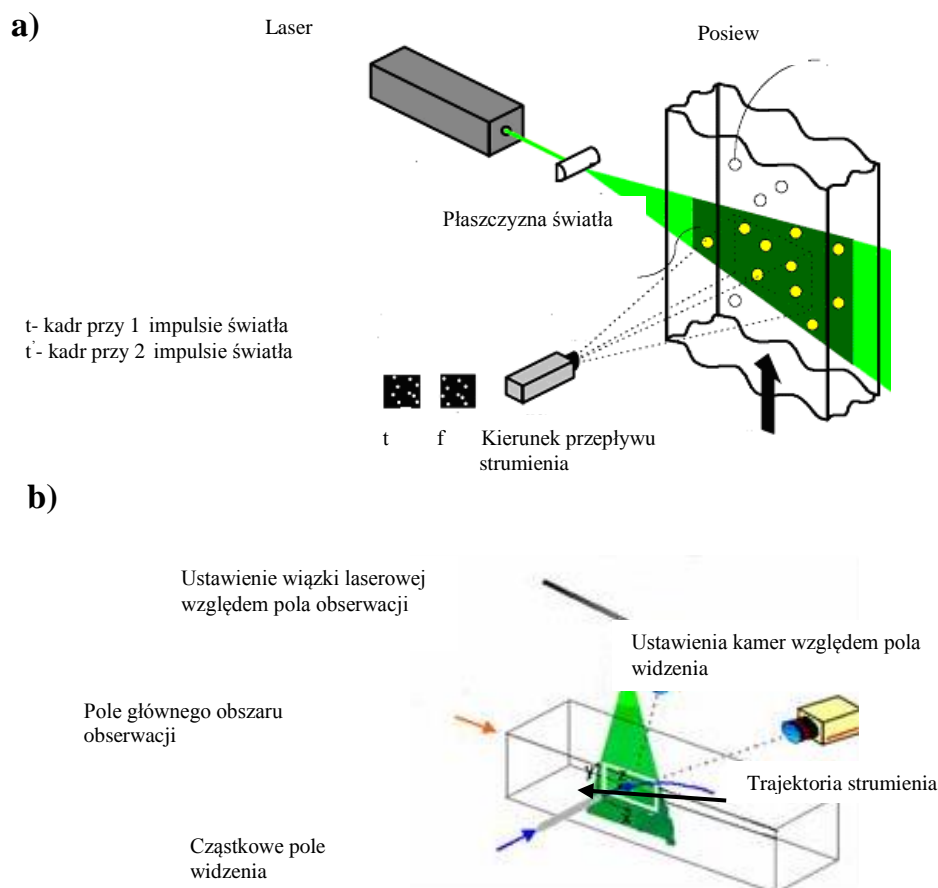
Mikrocząsteczki posiewu oświetlane są w płaszczyźnie przepływu, dwukrotnie, w odstępach czasu Δt . Światło odbite od cząstek rejestrowane jest przez kamerę. Zdjęcie jest przesyłane do komputera i do dalszej obróbki (rys.2) w zależności od zapotrzebowania na sposób prezentacji wyników [2, 3].

W badaniach wykorzystane są zestawy pomiarowe (PIV) różnych firm, które składają się z lasera pulsacyjnego (New Wale Research, Inc, Solo PIV), kamery (CCD 80V60PIV/PLIF) oraz zestawu komputerowego PC.

Na rysunku 1 zaprezentowano i opisano zestawy 2D i 3D, sposób ustawienia względem obiektu badań tak aby uzyskać prawidłowy sposób rejestracji, PIV - 2D rys.1a, układ PIV - 3D rys.1b.

W dalszej części artykułu opisano sposób postępowania w przypadku realizacji metody 2D. Otrzymane obrazy cyfrowe są poddawane obróbce komputerowej, polega ona na dzieleniu dużego pola (rys.2a) na mniejsze, nazywane polami podstawowymi (rys.2b).

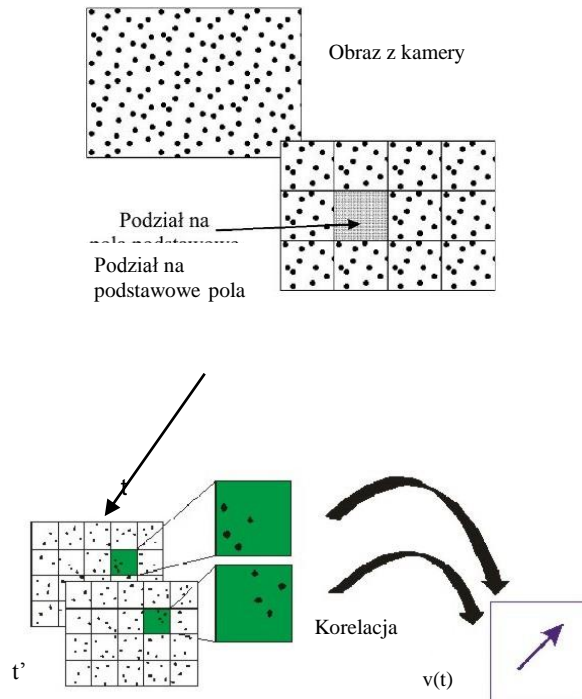
Program określa funkcje korelacji pomiędzy odpowiednimi polami, podstawowymi na obu obrazach i wyznacza optymalną (maksymalną) wartość. Są to miejsca odpowiadające zmianie położenia cząsteczki posiewu lub mgły olejowej. Określany jest lokalny wektor przemieszczenia cząstek posiewu dzięki zastosowaniu metod statystycznych. Znając zmiany położenia każdej cząsteczki oraz czas pomiędzy zdjęciami, program komputerowy w oparciu o swoje funkcje określa kierunek, zwrot i wartość wektora prędkości cząsteczki.



Rys.1. Metoda pomiaru PIV, układ ustawienia poszczególnych elementów: a) 2D, b) 3D [3, 4]

Pozwala to w efekcie na otrzymanie całkowitego wektorowego pola prędkości i zapisania go w postaci obrazów oraz możliwość dalszej obróbki, w celu otrzymania rozkładu wektorowego, map prędkości i wirowości badanego medium. W dalszej części artykułu zostaną zaprezentowane możliwości metody PIV – 2D i oprogramowania komputerowego pozwalające opracowywać wyniki obserwacji. Dotyczy to procesów szlifowania z udziałem płynu chłodząco – smarującego podawanego w strefę skrawania z minimalnym wydatkiem.

a)



b)

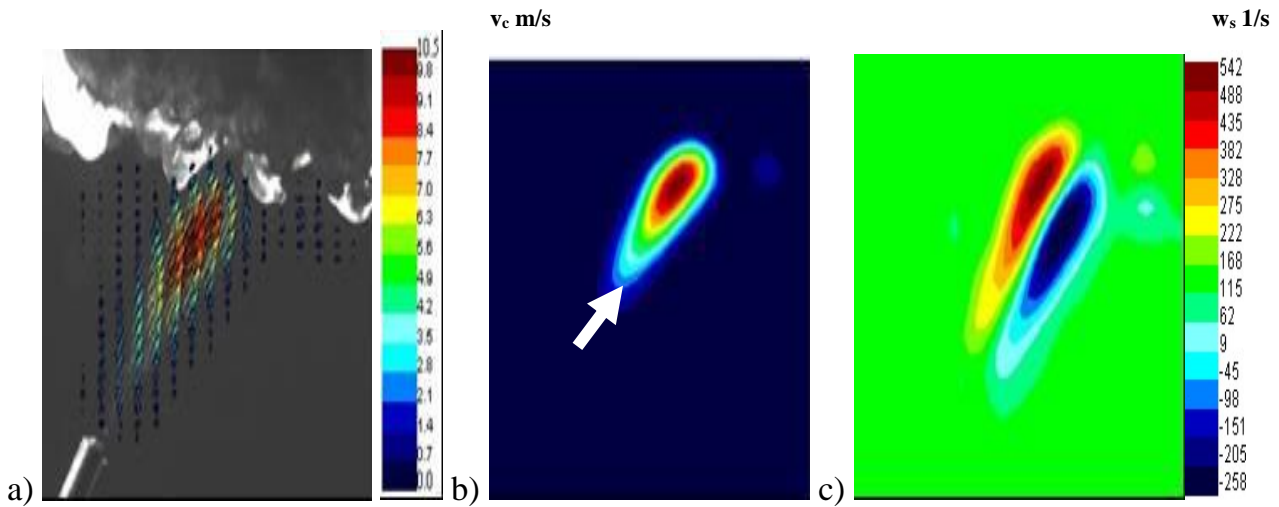
Rys.2. Podział obrazów na pola podstawowe i wyznaczanie przemieszczeń cząsteczek [4, 5].

2. Zachowania płynów obróbkowych w procesach skrawania

W tej części zaprezentowano zmodyfikowaną metodę PIV do obserwacji procesu szlifowania. Wykonano szereg badań i obserwacji zachowania płynów, aerozoli, procesy eksperymentalny rozpoczęto od badań modelowych, obejmujących pojedyncze ziarno ściernice, o powiększonym kształcie 100x, a zakończono na obiekcie rzeczywistym, ściernica – przedmiot. Stosowano różne ustawienia dyszy względem obszaru i strefy skrawania, wykorzystywano mieszaniny sprężonego powietrza i oleju.

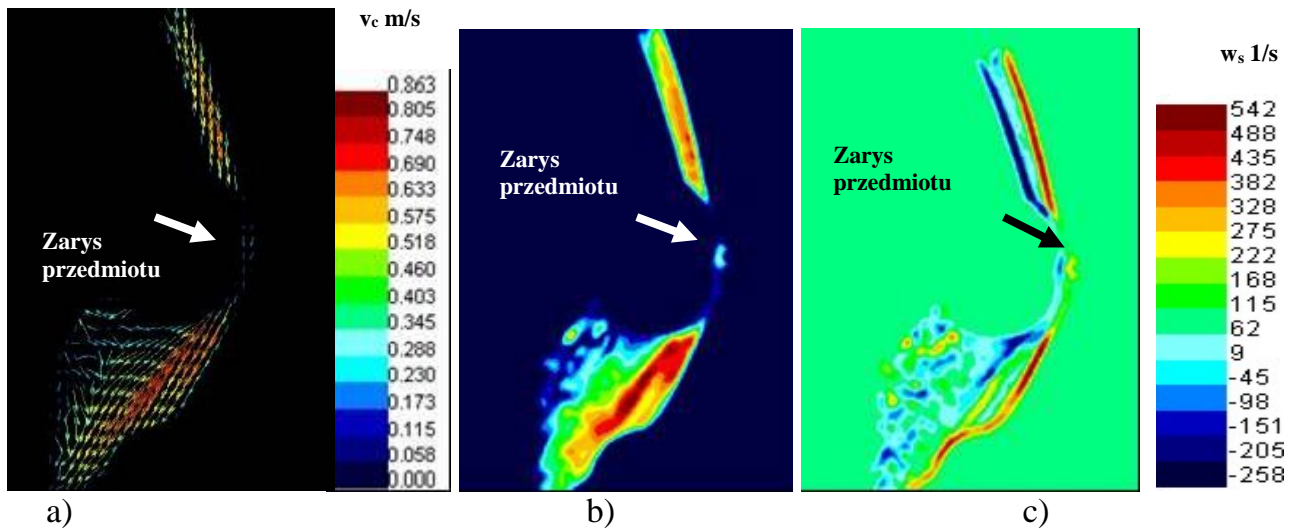
Obserwowano również zachowania płynów. Doświadczenia prowadzono w celu poznania możliwości zmodyfikowanej metody laserowej PIV przeznaczonej do wykorzystania w procesach szlifowania. Na rys.6 opisano przykładowe wyniki uzyskane podczas badań na modelu ściernicy, ziarno zostało powiększone 100x. Mgła olejowa była podawana za pomocą dyszy o średnicy ϕ 1,5 mm, jej odległość od powierzchni 55 mm, ciśnienie $p=0,6$ MPa, kąt pochylenia dyszy względem powierzchni 35° .

Na rysunku3 pokazano uzyskane wyniki dla tego eksperymentu, rys.3a prezentuje rozkład wektorowy mgły olejowej, rys.3b mapę pola rozkładu prędkości, zamieszczono wspólną skalę, maksymalna prędkość strugi $v_c=10,5$ m/s (rys.3a,b). Na rysunku 3c zaprezentowano mapę wirowości mgły olejowej $w_s=1/s$.



Rys.3. Prezentacja zachowania mgły olejowej i jej parametrów: a) całkowita prędkość wektorowa, b) mapa rozkładu prędkości, c) mapa wirowości

W badaniach obserwowano również zachowania płynu chłodząco - smarującego (1% roztwór emulsji). Stan strugi opływającej przedmiot obrabiany przy odsuniętej ściernicy (rys.4a) i związane z tym zaburzenia spowodowane chropowatością powierzchni przedmiotu.

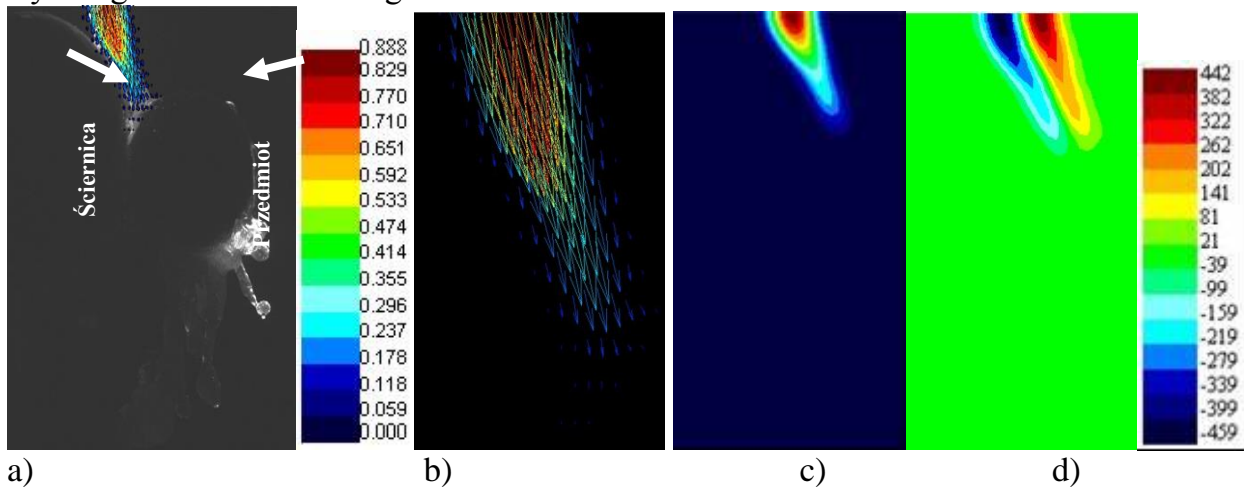


Rys.4. Obraz zachowania płynu – emulsji spływającej swobodnie po powierzchni przedmiotu: a) całkowita prędkość wektorowa, b) mapa rozkładu prędkości, c) mapa wirowości

Dalsze eksperymenty prowadzono dla płynu podawanego w sposób zalewowy między ściernicą a przedmiotem obrabianym. Wektorowy obraz został powiększony (rys.5b) w celu uzyskania większej czytelności. Aby uzyskać lepszą czytelność uzyskanych obrazów ściernicę i przedmiot zostały zamaskowane, rys.5b, c, d, pozostawiono tylko same mapy.

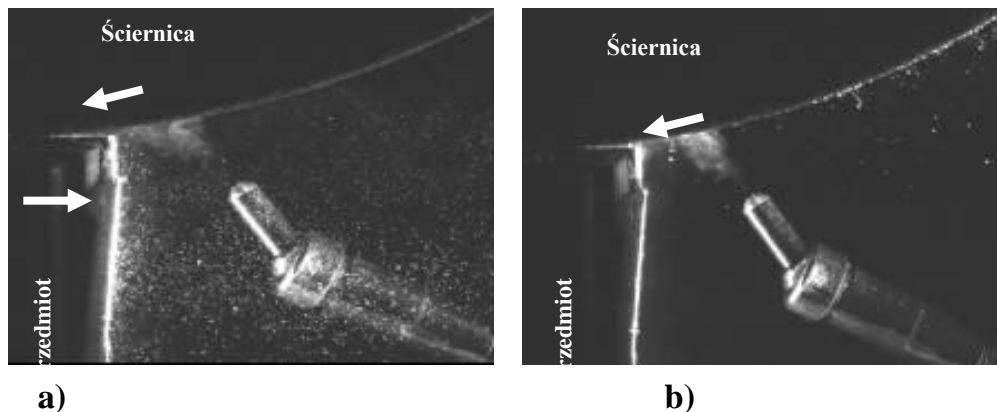
Badania doświadczalne prowadzono na szlifierce do płaszczyzn starając się zachować takie same parametry mgły olejowej które stosowano we wcześniejszych badaniach

wykonywanych na modelowej ściernicy. Parametry procesu szlifowania to: $v_w=0,1$ m/s, $v_s=25$ m/s. Zmieniano ustawienia dyszy względem strefy skrawania, od prostopadłego do stycznego i zmieniano odległości.



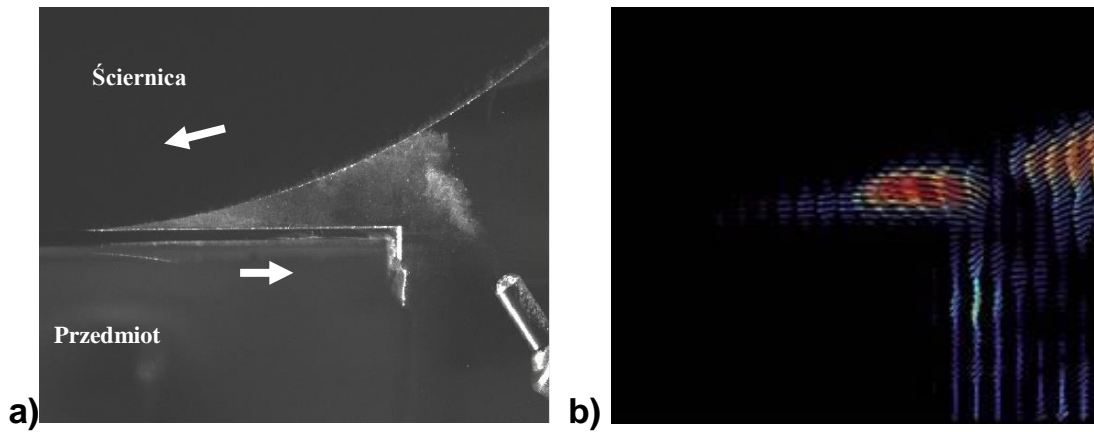
Rys.5. Zachowania płynu – emulsji, wprowadzonej pomiędzy przedmiot i ściernicę: a) całkowita prędkość wektorowa, b) obraz powiększony v_c , c) mapa rozkładu prędkości, d) mapa wirowości

Zaprezentowano również zachowanie płynu chłodząco – smarującego, obejmujące moment rozruchu ściernicy i czas ustabilizowania obrotów. Na rysunku 6a jest to moment rozruch ściernicy, ich rozrzut wywołany siłą odśrodkową oraz obroty ustabilizowane (rys.6b). Widać jakie znaczenie ma ustawienie dyszy i krawędź materiału w momencie rozpoczęcia procesu szlifowania, w tym przypadku rozpraszające.



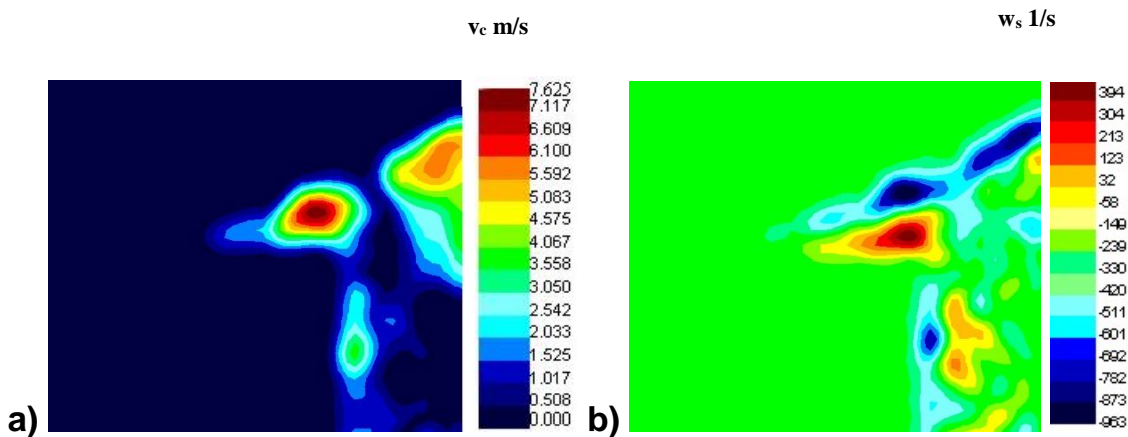
Rys.6. Fazy rozruchu ściernicy w procesie szlifowania, prostopadły kierunek podawania mgły olejowej w strefę szlifowania: a) start ściernicy, b) obroty ustabilizowane

Kolejne badania obejmują prezentację strefy skrawania w środkowej części próbki wraz z rozkładem wektorowym mgły olejowej. Podobnie jak w poprzednich przypadkach przedmiot i narzędzie zamaskowano (rys.7a). Tego typu badaniach doświadczalnych są one bardziej czytelne, kiedy poszczególne elementy uczestniczące w procesie są niewidoczne. Dodatkowym elementem wpływającym niekorzystnie na interpretację wyników jest fakt że ściernica nie jest idealnie gładka. Powoduje to dodatkowe zakłócenie które należy brać pod uwagę w dalszych rozważaniach przy opracowywaniu wyników.

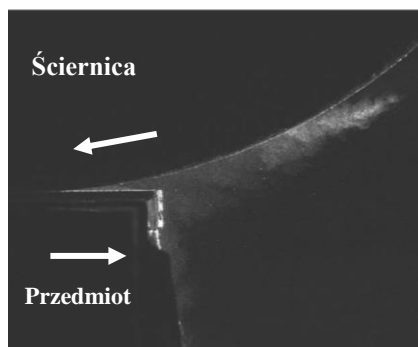


Rys. 7. Przebieg procesu szlifowania płaszczyzn, prostopadłe ustawienie dyszy do ściernicy: a) zdjęcie strefy skrawania b) rozkład wektorowy prędkości

Dla prezentowanych i omawianych wcześniej obrazów opracowano mapy rozkładu wektorowego prędkości przepływu mgły olejowej rys.8a, maksymalna prędkość w jądrze strugi jest na poziomie 7,6 m/s, rys.8b jest mapą wirowości na który widać dwa obszary: dodatni wywołany przez mgłę olejową i ujemny spowodowany obracającą się ściernicą, tzw. mikro poduszką powietrzną. Kierunek przemieszczania przedmiotu i obroty ściernicy są przeciwne. Ustawienie dyszy prostopadłe do powierzchni ściernicy.

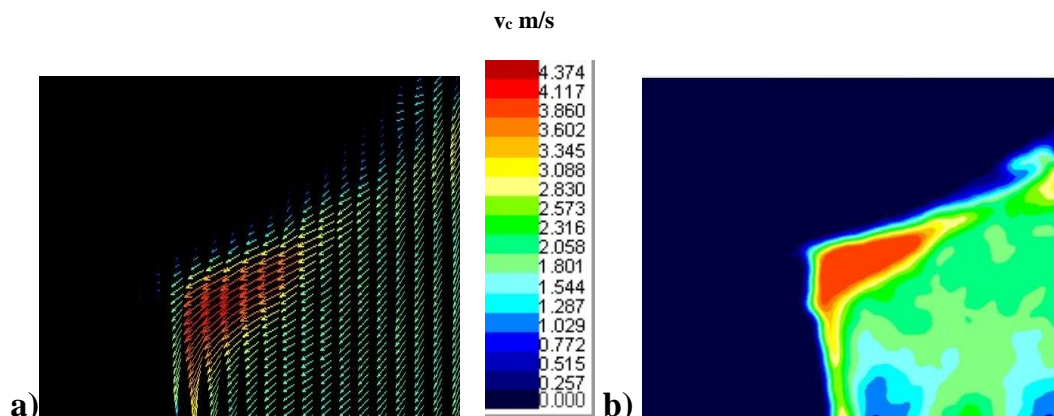


Rys. 8. Mapy dla procesu szlifowania płaszczyzn: a) rozkład wektorowy prędkości, b) wirowości



Rys.9. Proces szlifowania płaszczyzn, ustawienie dyszy styczne do ściernicy

Z pośród wielu badanych ustawień dysz wybrano przykład stycznego ustawienia dyszy względem ściernicy, zwiększającej odległość od przedmiotu (rys.9). Kierunek obrotów ściernicy i przedmiotu są przeciwne. Parametry procesu i strugi podobne jak w poprzednim przypadku. Na rysunku 9 opisano proces szlifowania płaszczyzn z ustawieniem stycznym dyszy: rozkład prędkości wektorowy rys.9a, mapa rozkładu prędkości rys.9b.



Rys.10. Proces szlifowania płaszczyzn z ustawieniem dyszy stycznym: a) rozkład prędkości wektorowy, b) mapa rozkładu prędkości

3. Podsumowanie

Opisane badania zachowania mgły olejowej są tylko fragmentem badań eksperymentalnych prezentowanym w artykule. Zaproponowana metoda wskazuje na jej skuteczność w przypadku procesów szlifowania. Należy pamiętać że w procesie szlifowania poszczególne elementy biorące udział w badaniach posiadają chropowatość która wprowadza zakłócenia, stąd podczas opracowywania wyników należy ten fakt mieć na uwadze. Bardzo ważnym sprawą jest właściwe ich ustawienie kamery, lasera względem obszaru skrawania, zgodnie z wymaganiami tej metody. Wiązka laserowa oświetla strefę skrawania stycznie natomiast kamera ustawiona musi być prostopadle do strefy skrawania, w takiej odległości aby uzyskać właściwą czytelność strefy badanej. Należy podkreślić że jest bardzo droga metoda, a ponadto i czasochłonna podczas opracowywania wyników. Wymaga dużej wiedzy i doświadczenia prowadzącego badania i opracowującego wyniki. Ponieważ mamy tu do czynienia tzw. wektorami błędnymi powstałymi w skutek odbicia lub zawirowań spowodowanych obrotami ściernic.

LITERATURA

1. MIYAZAKI K., CHEN G., YAMAMOTO F., OHTA J., MURAI Y., NORII K.: PIV measurement of particle motion in spiral gas-solid-two phase flow. *Experimental Thermal and Fluid Science* 19, 1999, pp.194-203.
2. ISAO K., KYOSHI U., YUKIO Y., YASUO Y., TAZUKO M.: A wind-tunnel study on exhaust gas dispersion from road vehicles—Part I: Velocity and concentration fields behind single vehicles, *Journal of Wind Engineering & Industrial Aerodynamics* Volume: 94, Issue: 9, 2006, pp. 639-658.
3. AUBIN, J., SAUZE N, BERTRAND, J., FLETCHER, D. F., XUERE, C.: PIV measurements of flow in an aerated tank stirred by a down- and up-pumping axial flow impeller. *Experimental Thermal and Fluid Science* 28, 2004, pp. 447-456.
4. LIM H. C. and LEE, S. J.: PIV measurements of near wake behind a U-grooved cylinder, *Journal of Fluids and Structures*, 18, 2003, pp. 119-130.

5. FlowMap® 3D-PIV System installation and user guide. Dantec Measurement Technology, 2000.
6. WÓJCIK R.: Zastosowanie metody PIV do obserwacji zachowania płynów obróbkowych w procesach szlifowania. „Obróbka Metalu” 1/2013, s. 44-48, ISSN 2081-7002.
7. WÓJCIK R., GÓRECKI G.: Wykorzystanie metody pomiaru PIV w procesie szlifowania z udziałem cieczy obróbkowych. XXXI Naukowa Szkoła Obróbki Ściernej, Kraków- Bochnia 2008, str. 315 – 322.
8. ADAMCZAK S.: Pomiar geometryczny powierzchni, Wydawnictwo Naukowo – Techniczne, Warszawa 2008, str. 13 – 15; 22 - 25;
9. ZAWADA J.: Wybrane zagadnienia z podstaw metrologii, Wydawnictwo Politechniki Łódzkiej, Łódź 2002, str. 58 – 70

LASER TECHNIQUES IN CLINICAL BEHAVIOR OF AEROSOLS AND LIQUIDS ARE THE SUBJECT OF CUTTING WHEEL

Abstract:

This paper presents a description of the method PIV (Particle Image Velocimetry), which after the modification has been adapted for grinding processes. The research was designed to define the behavior of liquids and aerosols in the grinding wheel - the subject.

Методы Лазерные в клинической поведения аэрозолей и жидкостей являются предметом режущего диска

Аннотация:

Эта статья представляет собой описание метода PIV (Particle Image Velocimetry), которые после модификации была адаптирована для процессов шлифования. Исследование было разработано, чтобы определить поведение жидкостей и аэрозолей в шлифовального круга - предмет

KSZTAŁTOWANIE STRUKTURY WARSTWY POWIERZCHNIOWEJ W PROCESIE ODLEWANIA CYLINDRÓW

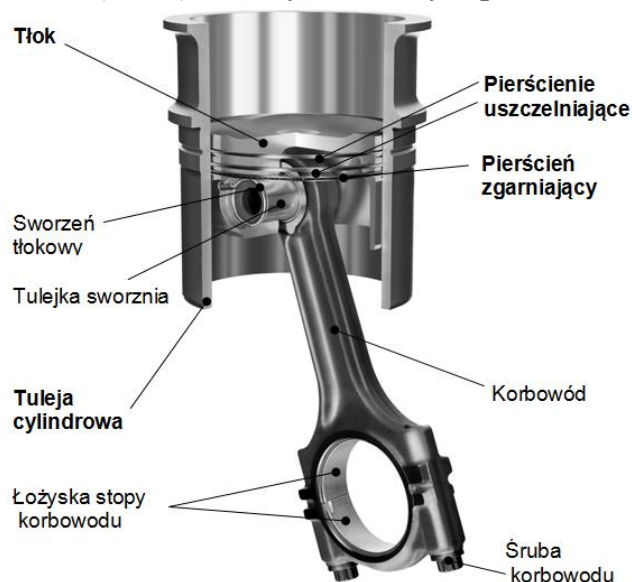
JÓZEF GRUSZKA¹⁷

Słowa kluczowe: struktura warstwy powierzchniowej, cylindry, proces odlewania

W artykule przedstawiono problematykę kształtowania struktury warstwy powierzchniowej w procesie odlewania cylindrów. Omówiono dominujące czynniki i parametry kształtujące strukturę warstwy powierzchniowej na etapie odlewania cylindrów metodą wirującej formy. Badaniom technologicznym poddano nowe gatunki żeliw.

1.WPROWADZENIE

W budowie każdego silnika spalinowego centralne położenie zajmuje układ tłokowo - cylindrowy nazywany często systemem lub zespołem tłok - pierścienie - cylinder (w skrócie oznaczany symbolem TPC rys.1). W przestrzeni roboczej tego układu zachodzą podstawowe dla pracy silnika procesy przemiany termodynamicznej spalania i zamiany siły gazowej na ruch posuwisto - zwrotny. W układzie TPC poszczególne jego elementy mają ściśle określone zadania i funkcje do spełnienia. Podstawowym zadaniem struktury warstwy powierzchniowej gładzi cylindrowej jest stworzenie wspólnie z tłokiem i pierścieniami tłokowymi a także z olejem smarującym skutecznego uszczelnienia labiryntowego przestrzeni roboczej ponad denkiem tłoka oraz zminimalizowanie strat tarcia i zużycia oleju powstającego podczas suwu tłoka z pierścieniami po powierzchni gładzi cylindra pomiędzy górnym martwym punktem (GMP) a dolnym martwym punktem (DMP).



Rys.1. Elementy układu tłokowo-cylindrowego

Pozostałymi zadaniami cylindrów jest :

- prowadzenie tłoka i pierścieni tłokowych w czasie suwów pracy pomiędzy GMP a DMP,

¹⁷ Katedra Ergonomii i Inżynierii Jakości. Wydział Inżynierii Zarządzania Politechnika Poznańska

- odprowadzenie ciepła z tłoka i z pierścieni tłokowych poprzez ściankę cylindra do czynnika chłodzącego,
- przeniesienie zmiennych obciążeń mechanicznych oraz termicznych [2,4,9]

Analiza poszczególnych układów tribologicznych tłok–tuleja cylindrowa, tłok– pierścienie, pierścienie tłokowe–tuleja cylindrowa, tuleja cylindrowa–blok, na podstawie prac [4,5,9,11,14] oraz badań własnych autora w ramach prac [2,9] wskazują, że układ pierścienie tłokowe–cylinder ma dominujące znaczenie funkcjonalne i tribologiczne w układzie TPC.

Z podstawowych właściwości tribologicznych cylindrów i pierścieni tłokowych wymienia się materiał i jego właściwości mechaniczne, (wytrzymałość, twardość), następnie jego strukturę i skład chemiczny. W dalszej kolejności dla cylindrów wymienia się błędy makrokształtu otworu (okrągłość, prostoliniowość lub współosiowość) oraz mikrogeometrii otworu (metoda gładzenia, układ rys, kąt, chropowatość, głębokość deformacji oraz czystość powierzchni gładzi). Wyniki analizy tribologicznej układu pierścienie tłokowe–cylinder pozwalają na określenie i przyjęcie materiału cylindra jako podstawowej cechy funkcjonalnej a skład chemiczny, strukturę twardość i wytrzymałość stanowią parametry, które charakteryzują cechę materiału. W tablicy 1 zestawiono wyniki analizy trybologicznej układu pierścienie tłokowe–tuleja cylindrowa określające zależności parametrów materiału tulei cylindrowej na pracę silnika spalinowego [6,7,11].

Tablica 1 Wpływ zależności parametrów cechy funkcjonalnej – materiał tulei cylindrowej na pracę silnika spalinowego

Cecha funkcjonalna	Parametr cechy funkcjonalnej		Wpływ parametrów cechy na :	Wpływ na pracę silnika						
				Czas docierania	Zużycie oleju	Przedmuchy	Strata mocy	Awaryjny postój	Ślady zatarć - zatarcie	Trwałość
Materiał cylindra/ tulei	Skład chemiczny	Struktura	Przewodność cieplna							
			Możliwość awaryjnego biegu							
		Zużycie własne								
		Zużycie pierścieni								
	Twardość	Zużycie własne								
		Zużycie pierścieni								
	Wytrzymałość	Defomacje otworu								

2. WŁAŚCIWOŚCI MATERIAŁÓW KONSTRUKCYJNYCH

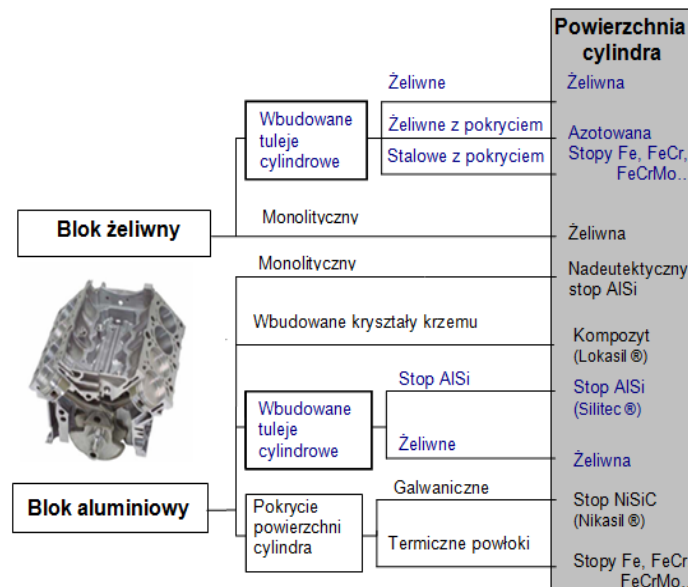
Według danych Ricardo [11] podstawowym materiałem konstrukcyjnym stosowanym na tuleje cylindrowe ciągle jest żeliwo szare niskostopowe z grafitem płatkowym o osnowie perlitycznej, głównie dzięki swoim właściwościom konstrukcyjno-tribologicznym:

- dobra wytrzymałość i odporność zmęczeniowa w temperaturze pokojowej i w podwyższonej temperaturze (np. EN-GJL-250 wytrzymałość na rozciąganie $R_m = 250\text{--}300$ MPa, przy temperaturze 400 °C),
- moduł sprężystości $E = 100\text{--}120$ GPa,
- dobra rozszerzalność cieplna $\alpha = 10\text{--}12$ (20–200 °C) [10^{-6} K⁻¹],
- duża przewodność cieplna $\lambda = 47$ (20 °C) [$W \cdot m^{-1} K^{-1}$],
- odporność na zużycie (ścierne, korozyjne i kawitacyjne),

- brak skłonności do zacierania się,
- dobra zdolność do tłumienia drgań [11, 14].

Poza tym żeliwo z grafitem płatkowym o osnowie perlitycznej posiada dobre własności odlewnicze (zdolność do wypełnienia formy), obrabialność, możliwość odzysku materiału w procesie obróbki mechanicznej (zamknięty obieg materiału i relatywnie niskie koszty wytwarzania). Jest również materiałem konstrukcyjnym stosowanym na bloki cylindrowe obok stopów aluminium. Ogólny udział tych materiałów w rynku globalnym silników spalinowych stanowi dziś około 97 % [1,3,4,11,].

Nowe rozwiązania materiałów konstrukcyjnych stanowią zaledwie 3% udziału w rynku. Są to wysoko jakościowe żeliwa niskostopowe z modyfikacją Cr i Mo, N (EN - GJL 300) oraz żeliwa sferoidalne z modyfikacją Mg (EN-GJV-450, EN- GJS 600), które stanowią 2, 8% udziału w rynku. Pozostałą część udziału w wysokości 0,2 % stanowią nowe pokrycia stopowe typu Fe, FeCr, FeCrMo... (rys.2, tablica 2).



Rys.2. Rozwiązania konstrukcyjne powierzchni cylindrów w zależności od zastosowanej konstrukcji i technologii materiału bloku cylindrowego.

Przyjmując jako podstawę ogólną zasadę, że wytrzymałość żeliwa szarego jest przede wszystkim funkcją jego struktury, rodzaju osnowy jak i również udziału i postaci oraz rozmieszczenie wydzieleni grafitu w tablicy 2 zestawiono podstawowe właściwości wysokojakościowych żeliw niskostopowych, które są przedmiotem wielu badań (technologicznych zarówno w zakresie odlewniczym jak i obróbczym oraz silnikowych), jako nowe materiały z przeznaczeniem na tuleje cylindrowe i bloki cylindrowe do nowych silników.

Osobną grupą materiałów stosowanych na tuleje cylindrowe w zastosowaniu specjalnym do silników wyjątkowo silnie obciążonych lub kiedy decyduje masa silnika (samochodów wyczynowych, pojazdów wojskowych, tłokowe silniki lotnicze) stanowi staliwo/ stal (38HMJ / 42CrMo4). Są to materiały, które cechują się w stosunku do żeliwa gorszymi właściwościami ciernymi i dużą skłonnością do zacierania przy współpracy z pierścieniami tłokowymi. Dlatego tuleje cylindrowe poddaje się dodatkowo obróbce utwardzenia przez

chromowanie, hartowanie powierzchniowe, azotowaniu lub pokrycie powierzchni powłokami typu Fe, FeCr, FeCrMo z wykorzystaniem technologii TAW, PTWA... [1,9,12].

Tablica 2. Właściwości wysokojakościowego niskostopowego żeliwa i jego odmian z przeznaczeniem na tuleje cylindrowe do silników typu HDD

Rodzaj żeliwa	Symbol żeliwa	Minimalne właściwości mechaniczne			Twardość HB	Baza nowych materiałów na tuleje cylindrowe typu HDEP rodzaj osnowy
		R _m [MPa]	R _{0,2} [MPa]	A [%]		
Żeliwo z grafitem płatkowym	EN-GJL-250	250	-	-	-	Perlit
	EN-GJL-300	300	-	0,2	-	P
	EN-GJL-350	350	-	-	-	P
Żeliwo z grafitem wermikularnym	EN-GJV-300	300	220	1,5	140-210	Ferryt
	EN-GJV-350	350	260	1,5	160-220	F
	EN-GJV-400	400	300	1,0	180-240	F
	EN-GJV-450	450	340	1,0	200-250	P
	EN-GJV-500	500	380	0,5	220-260	P
Żeliwo z grafitem kulkowym	EN-GJS-350-22	350	220	22	≤ 160	F
	EN-GJS-400-18	400	250	18	130-175	F
	EN-GJS-400-15	400	250	15	135-180	F
	EN-GJS-450-10	450	310	10	160-210	F
	EN-GJS-500-7	500	320	7	170-230	F
	EN-GJS-600-3	600	370	3	190-270	P
	EN-GJS-700-2	700	420	2	225-305	P
	EN-GJS-800-2	800	480	2	245-335	P
Żeliwa hartowane z przemianą izotermiczną	EN-GJS-900-2	900	600	2	270-360	P
	EN-GJS-800-8	800	500	8	260-320	Baitit
	EN-GJS-1000-5	1000	700	5	300-360	B
	EN-GJS-1200-2	1200	850	2	340-440	B
	EN-GJS-1400-1	1400	1100	1	380-480	Martenzyt

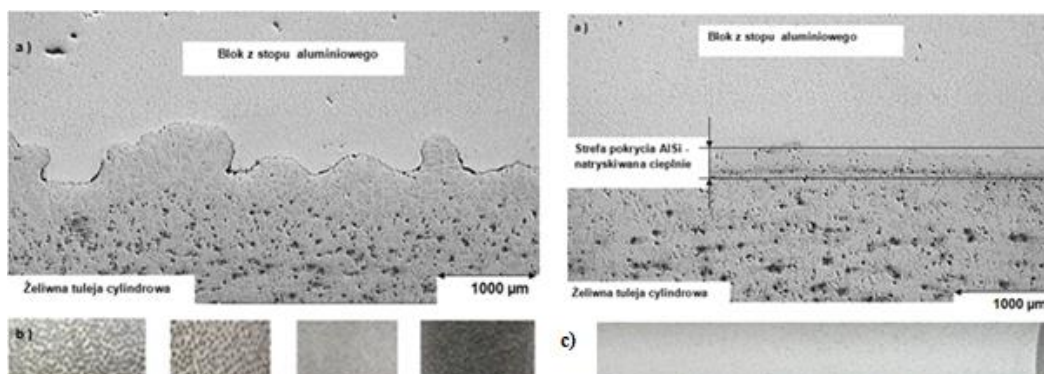
Żeliwo bazowe
 Żeliwo z dodatkami stopowymi
 Żeliwo sferoidalne

3. WYNIKI BADAŃ STRUKTURY WARSTWY POWIERZCHNIOWEJ

Każdy proces technologiczny stanowi uporządkowany ilościowo i jakościowo zbiór czynności, które mają na celu w wypadku materiału konstrukcyjnego ukształtowanie jego właściwości fizykochemicznych i mechanicznych w formie odlewu lub półfabrykatu albo przekształcenie materiału konstrukcyjnego w końcową postać geometryczną wyrobu. Można przyjąć, że wynikiem procesów technologicznych jest uzyskanie przez wyrób strukturalnej budowy, w której można wyróżnić strukturę warstwy powierzchniowej oraz rdzeń materiału. Struktura warstwy powierzchniowej ma zawsze budowę i właściwości zależne od rodzaju materiału rdzenia jego składu chemicznego i właściwości fizykochemicznych, a także od rodzaju dalszych operacji technologicznych. Zakres dostępnych technologii i technik wytwarzania warstw powierzchniowych jest bardzo szeroki, a jednocześnie ciągle dokonuje się postęp technologiczny, zwłaszcza w przemyśle motoryzacyjnym.

Zarówno półfabrykaty bloków cylindrowych jak i tulei cylindrowych są kształtowane w procesie odlewania. Bloki żeliwne odlewa się w formach piaskowych metodą statyczną, bloki z stopów Mg/AL o dużych gabarytach w formach piaskowych a małe gabaryty bloków odlewa się w kokilach metodą ciśnieniową. Tuleje cylindrowe są odlewane metodą wirującej formy w procesie odlewania odśrodkowego (rys.3.2) z możliwością kształtowania odlewu wielokrotnego (rys.3.3) jak i również struktury powierzchni zewnętrznej tulei typu spin/rauguss (rys.3.1 a,b Mercedes, Mitsubishi, VW, Volvo Car) lub typu hybryd (rys.3.1

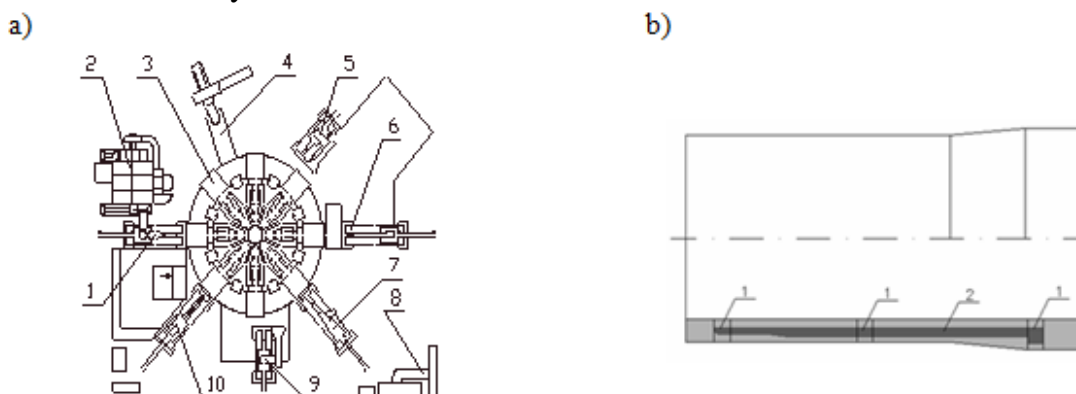
a,c Mercedes) do natryskiwania cieplnego przed zalewaniem w blokach aluminiowych [11,14].



Rys.3.1. Obraz mikrostruktury (a) połączenia żeliwnej powierzchni zewnętrznej (b) tulei typu spin/rauguss z blokiem z stopu aluminiowego (c) tulei po pokryciu stopem AlSi metodą natrysku cieplnego z blokiem z stopu aluminiowego [11,14].

Metoda wirującej formy w procesie odlewania odśrodkowego (rys.3.2) ma tę zaletę, że można nią kształtować odlewy żeliwne i stalowe ściśle związane z końcową postacią geometryczną tulei (rys.3.3). W zależności od potrzeb i przeznaczenia produkcji urządzenia odlewnicze tego typu ma możliwości mechanizacji i automatyzacji procesu. Typowymi kształtami odlewów uzyskiwanych metodą wirującej formy są odlewy:

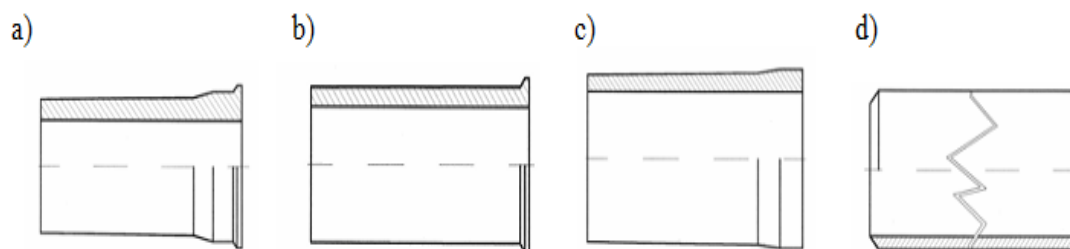
- kołnierzowe (rys.3.2 a, b) – stosowane dla tulei typu mokrego,
- bezkołnierzowe (rys. 3.2 c) – dla tulei typu suchego,
- wielokrotne (rys. 3.2 d) – mają zastosowanie dla tulei z przeznaczeniem do zalewania w blokach aluminiowych.



1. Zalewanie kokili,
2. Piec dozująco- przetrzymujący,
3. Chłodzenie odlewu,
4. Odciąg pary,
5. Otwieranie kokili
6. Wyciąganie odlewu,
7. Czyszczenie kokili,
8. Odciąg pyłów,
9. Zamykanie kokili,
10. Nanoszenie płynnego pokrycia

1. Strefa rdzenia materiału do pobierania próbek do badań twardości i struktury
2. Strefa rdzenia do pobrania próbki do badań wytrzymałości

Rys.3.2. Schemat odśrodkowego urządzenia odlewniczego(a) do formowania odlewów tulei cylindrowychw metodą wirującej formy(b),

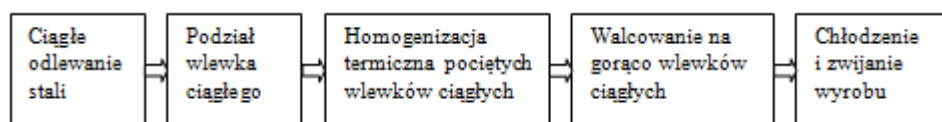


Rys. 3.3. Typowe kształty odlewów tulei cylindrowych odlewanych metodą odśrodkową:
 a, b) odlew kołnierzowy, c) odlew bezkołnierzowy, d) odlew wielokrotny typu rura

Aktualnie, w sytuacji masowej produkcji stali, stosuje się dwie metody odlewania stali:

- metodę do wlewnic (rys.3.3), nazywaną również metodą konwencjonalną,
- metodę ciągłego odlewania i walcowania stali – najbardziej rozwijanego pod względem techniczno-technologicznym kierunku w metalurgii stali (rys.3.4).

Odlewane wlewki ciągłe, w systemach zintegrowanego odlewania i walcowania, mają kształty przekroju poprzecznego zbliżone do kształtu wyrobu gotowego. W odniesieniu do tulei cylindrowych jest to rura (rys. 3.3 d).



Rys. 3.4. Model zintegrowanego odlewania i walcowania stali

Wyniki z badań technologicznych odlewów żeliwnych tulei cylindrowych uzyskanych metodą wirującej formy w procesie odlewania odśrodkowego (rys.3.3) zestawiono w tabelicy 3. Analiza poszczególnych grup żeliw wykazała, że :

- a) żeliwo standardowe - niskostopowe z grafitem płatkowym o strukturze perlitycznej jest materiałem najczęściej stosowanym na tuleje cylindrowe. Udział pierwiastków stopowych jest niski i zróżnicowany, Cr na poziomie $0,2 \div 0,6 \%$, Mo $0,0 \div 0,2 \%$. Jest to żeliwo o wytrzymałości $R_m = 250 \div 280 \text{ MPa}$ ($R_m < 300 \text{ MPa}$) i twardości $220 \div 250 \text{ HBW}$. Ten rodzaj żeliwa w warunkach normalnej eksploatacji cechuje się dobrą odpornością na ścieranie, korozję i na zmęczenie. Żeliwo to spełnia dobrze stawiane mu wymagania przez konstruktorów silników dotychczas eksploatowanych głównie za sprawą osnowy perlitycznej z niewielkim udziałem ferrytu ($< 5\%$).
- b) żeliwo z dodatkiem pierwiastków stopowych P, Cr, Mo i Cu w stosunku do żeliwa standardowego cechuje się głównie wzrostem udziału Mo z $0,16 \%$ do $0,4 \div 0,5 \%$ i udziału Cu na poziomie $0,75 \%$, co pozwala na uzyskanie wytrzymałości $R_m > 300 \text{ MPa}$. W badanych odlewach wytrzymałość minimalna kształtowała się na poziomie $R_m = 320 \text{ MPa}$ przy twardości 250 HBW . Obraz ukształtowania grafitu jak i również osnowy był zbliżony do struktury perlitycznej żeliwa standardowego.
- c) żeliwo z dodatkiem pierwiastków stopowych i udziałem N jest stosowane na tuleje cylindrowe. Badany odlew żeliwa z udziałem N ($0,016 \%$) cechował się zmniejszonym udziałem P ($0,27 \%$), S ($0,01 \%$), Mo ($0,05\%$) i Ni ($0,04 \%$) ale zwiększonym udziałem Cu ($0,80 \%$). Wytrzymałość minimalna kształtowała się na poziomie $R_m = 347 \text{ MPa}$ a twardość 265 HBW . Istotną zmianą w obrazie mikrostruktury jest kształt grafitu, który posiada zmienioną wielkość przy nie zmienionej osnowie perlitycznej w stosunku do osnowy żeliwa standardowego, Istotą tego rozwiązania jest właściwy dobór nośnika N

oraz miejsce i ilości dodania tak aby spadek N był jak najniższy. Zdaniem części autorów prac w tym temacie [9] problemem okazały się techniki podawania N oraz ustalenie stałego poziomu N, który by gwarantował wzrost wytrzymałości a jednocześnie nie był źródłem powstawania wad w odlewach w postaci porowatości gazowej.

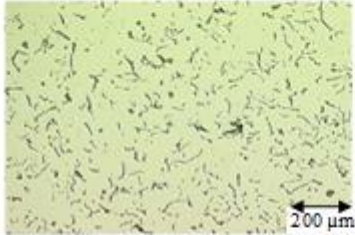
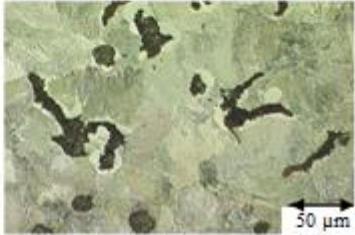
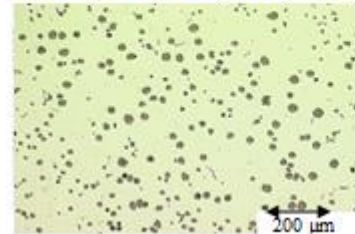
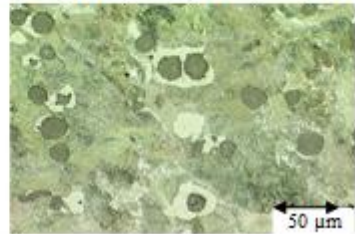
Tablica 3. Zestawienie podstawowych właściwości żeliw poddanych badaniom

Rodzaj materiału	Skład chemiczny [%]													Właściwości mechaniczne	
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Cu	V	Ti	N	Mg	Rm [MPa]	HBW
Żelwo standardowe	Obraz ukształtowania osnowy metalicznej													255	244
	3,28	2,31	0,5	0,57	0,06	0,49	0,16	0,11							
Żelwo z dodatkami Mo, Cu	Obraz ukształtowania osnowy metalicznej													320	264
	2,95	1,95	0,6	0,32	0,04	0,3	0,3	0,09	0,75						
Żelwo z dodatkiem N	Obraz ukształtowania osnowy metalicznej													347	265
	2,9	2,04	0,61	0,26	0,01	0,49	0,05	0,04	0,84	0,01	0,01	0,016			
Żelwo z dodatkami Ni i Mo	Obraz ukształtowania osnowy metalicznej													400	310
	3,38	2,15	0,81	0,02	0,01	0,38	0,48	1,19	0,08						

- d) żeliwo z dodatkiem Ni (1,19%) i Mo (0,48%) z udziałem perlitu z niskim fosforem (P = 0,2 %) bardzo dobrze nadaje się do ulepszania cieplnego. Obraz ukształtowania osnowy metalicznej jest typu bainitycznego. Tego rodzaju żeliwa posiada specyficzne właściwości, które ogólnie mieszczą się między właściwościami żeliwa z grafitem płatkowym a właściwościami żeliwa z grafitem kulkowym (rys.3.5). Można przyjąć, że jest to żeliwo zbliżone do struktury żeliwa wermikularnego. Tuleje tego typu są najlepsze w warunkach ściernego zużywania się pod wpływem osadu węglowego bądź

zanieczyszczonego oleju smarnego lub zawartości siarki w oleju napędowym (np. obszar Ameryki Południowej),

c.d. Tablica 3 Zestawienie podstawowych właściwości żeliw poddanych badaniom


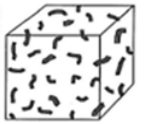
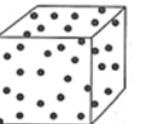
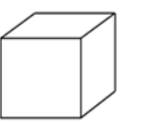
Rodzaj materiału	Skład chemiczny [%]												Właściwości mechaniczne		
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Cu	V	Ti	N	Mg	R _m [MPa]	HBW
	Obraz ukształtowania osnowy metalicznej														
Żelwo z dodatkiem Mg	3,38	2,54	0,48	0,036	0,013	0,006	0,06	0,015	0,03	0,73	0,01	0,06	660	266	
Żelwo z dodatkiem Mg															
															
Żelwo z dodatkiem Mg	3,6	2,55	0,5	0,04	0,01	0,06	0,02	0,03	0,67		0,01	0,01	842	286	

- e) grupa żeliw z wydzieleniami grafitu wermikularnego (grafit w kształcie robaczkowym) lub z wydzieleniami grafitu kulkowego jest materiałem, którego właściwości mechaniczne w zakresie wytrzymałości w badanych odlewach ukształtowały się na poziomie odpowiednio $R_m = 660$ MPa i $R_m = 842$ MPa przy bardzo niskim udziale $P = 0,04$ % i $S = 0,01$ % . Najistotniejszym elementem technologii tego typu żeliw jest wprowadzenie do ciekłego żeliwa odpowiedniego modyfikatora w tym wypadku magnezu Mg (0,01 i 0,06 %).

Technologie otrzymania żeliwa sferoidalnego z wydzieleniami grafitu wermikularnego oraz kulkowego wymagają szeregu działań metalurgicznych (proces odsiarczania ciekłego żeliwa, zabieg sferoidyzacji/modyfikowania żeliwa), które zostały w sposób zwarty i przejrzysty omówione w pracach [4,5,10,13]. Żelwo z grafitem wermikularnym uzyskuje szczególne znaczenie przez korzystną kombinację swoich właściwości mechanicznych, fizycznych i technologicznych. Właściwości tego żeliwa leżą między właściwościami jakie ma grafit płatkowy i grafit kulkowy (rys.3.5). Ważnym cechą tego żeliwa jest to, że przy dobrze wykształconym graficie wermikularnym właściwości materiałowe nie mają żadnej zależności od procesów obróbki. Problemem jest, zależność struktury i właściwości żeliwa od grubości ścianki i szybkości schładzania. W tej zależności sposób zachowania tego żeliwa jest zbliżony do żeliwa z grafitem płatkowym [5,10].

Mając na uwadze wymagania środowiskowe (zmniejszenia zużycia paliwa i możliwości utylizacji) między innymi w zakresie zredukowania wagi (szczególnie wagi silnika, która wynosi około 15 % wagi pojazdu). Ta grupa żeliw posiada dobrą kombinację właściwości, może być w przypadku stabilnego i korzystnego cenowo wytwarzania stosowana nie tylko na tuleje cylindrowe ale w szczególności na bloki cylindrowe. Obecnie materiał ten jest przedmiotem zainteresowania wielu koncernów samochodowych (Ford, Audi, BMW,

Renault, Fiat, Isuzu, Hyundai, DAF oraz MAN), które uruchomiły lub zamierzają produkować głównie bloki silnikowe i tuleje cylindrowe [3,10,11].

Właściwości	żeliwa z modyfikacją Mo, Cu, N, Ni i Mg			Stal stopowa
	płatkowy	wermikularny	kulkowy	
Postać grafitu				
Doraźna granica wytrzymałość R_m [MPa]	↘	→	↗	↗
Wydłużenie względne A [%]	↘	→	↗	↗
Przewodność cieplna	↗	←	↘	↘
Zdolność do tłumienia drgań	↗	←	↘	↘
Zdolność do tworzenia jam skurczowych	↘	←	↗	—

Oznaczenia : ↘ mała wartość danej właściwości ↗ duża wartość danej właściwości ← → zmiana danej właściwości

Rys.3.5. Schemat właściwości żeliwa modyfikowanego z grafitem płatkowym i żeliwa z grafitem wermikularnym oraz kulkowym (strzałki ↓↑ oznaczają małą lub dużą wartość danej właściwości) a także pokazujący kierunek (strzałki ← →) zmian danej właściwości dla żeliwa z grafitem wermikularnym [5,9]

4. PODSUMOWANIE I WNIOSKI

Nowe rozwiązania konstrukcyjne silników spalinowych wymagają od tulei cylindrowych spełnienia ściśle określonych cech funkcjonalnych, które mają wpływ na pracę silnika. Cechę podstawową dla tulei stanowi materiał tulei i jego parametry (skład chemiczny, struktura, twardość i wytrzymałość), które są ważnym kryterium technologicznym w uzyskaniu określonych właściwości mechanicznych (doraźnej granicy wytrzymałości) metodą wirującej formy w procesie odlewania odśrodkowego.

Podsumowując możliwości doboru materiałów na nowe rozwiązania konstrukcyjne tulei cylindrowych z przeznaczeniem do silników HDD można przyjąć, że właściwości wysokojakościowych niskostopowych żeliw opartych o strukturę perlityczną oraz postać i rozmieszczenie wydzieleni grafitu posiadają właściwości podstawowego kryterium wymagań wytrzymałości $R_m > 300$ MPa. Bazą do rozwoju tego typu odmian może stanowić żeliwo szare niskostopowe z grafitem płatkowym o osnowie perlitycznej dotychczas stosowane na odlewy tulei cylindrowych. Pozostaje pytanie na temat możliwości technologicznego topienia tego typu odmian żeliwa oraz kształtowania odlewów wraz z analizą podstawowych właściwości w warunkach przemysłowych. Osobnym problemem są możliwości dalszej obróbki mechanicznej i potwierdzenia właściwości tribologicznych w nowych rozwiązaniach konstrukcyjnych silników.

Proces odlewania odśrodkowego pozwala na spełnienie wymagań konstrukcyjnych materiału tulei w zakresie wytrzymałości, twardości i struktury. Z kolei metoda wirującej formy ma tę zaletę, że można nią kształtować odlewy żeliwne ściśle związane z końcową

postacią geometryczną tulei. W zależności od potrzeb i przeznaczenia produkcji urządzenia odlewnicze tego typu posiada możliwości mechanizacji i automatyzacji procesu.

Skróty i oznaczenia

HDD – wysilone silniki *ZS/heavy duty diesel*

TAW – technologia nakładania powłok z drutu przetopionego i rozpylonego w łuku elektrycznym/*Twin Arc Wire*

PTWA – technologia natryskiwania powłoki z drutu przy użyciu łuku plazmowego/*Plasma Transferred Wire Arc*

Literatura

1. BOBZIN K., ERNST F., ZWICK J., SCHLAEFER T., COOK D., KOWALSKY K., BIRD K., GERKE H., Sharp R.E., Raab K.R., Lindon S.: Thermal spraying of cylinder bores with the PTWA internal coating system. Proceedings of the ASME Internal Combustion Engine Division Fall 2007 Technical Conference, October 14 - 17, 2007, Charleston, South Carolina, USA
2. CARRAS S., GRUSZKA J., MATHIA T.G., MAZUYER D., NINOVE F-P., PAWLUS P., : Multi scale morphological metrology of piston-ring textured cylinder liners assembly in relation to their tribological properties. ISMQC- 2010 10th International Symposium on Measurement and Quality Control 2010 September 5 - 9 2010, Osaka, Japan
3. CIPOLLA G. : Silniki o zapłonie samoczynny w perspektywie rynku globalnego. Silniki Spalinowe, nr 2/2007 (129), str. 33-37
4. DAWSON S.: Compacted graphite iron – A material solution for modern diesel engine cylinder blocks and heads, 68th WFC – World Foundry Congress 7th - 10th February, 2008, pp. 93-99
5. GUZIK E.: Procesy uszlachetniania żeliwa wybrane zagadnienia. Monografia Nr 1M, Archiwum Odlewnictwa, Katowice 2001, s. 29-85
6. GRUSZKA J., SUCHECKI A., : Nowe metody kształtowania powierzchni cylindrów silników spalinowych. Silniki Spalinowe nr 3/2007, str.: 16-26,
7. GRUSZKA J.: Topografia powierzchni tulei cylindrowych kształtowanych techniką laserową. X Międzynarodowa Konferencja EM '09 Bydgoszcz 2009. Inżynieria Maszyn. Rok 12, Zeszyt 4 Obróbka laserowa i hybrydowa, 2009, str.: 42-53.
8. GRUSZKA J.: Topografia powierzchni gładzi cylindrowej, Archiwum Technologii Maszyn i Automatyzacji. Komisja Budowy Maszyn PAN Oddział w Poznaniu, Vol. 30, nr 2, Poznań 2010, s. 73-78
9. GRUSZKA J.: Technologiczne kształtowanie cech funkcjonalnych warstwy powierzchniowej tulei cylindrowych. Nr 465 Rozprawy, Poznań 2012 WPP
10. GUESSER W.L, FUNDIÇÕES T., DURAN P.V., KRAUSE W., : Compacted Graphite Iron for Diesel Engine Cylinder Blocks, Congres Le diesel: aujourd'hui et demain- Page 11, Ecole central Lyon-12 et 13 mai 2004
11. Mahle Diesel Symposium, Stuttgart 2005
12. MIYAKE S., GOTO T., JAKOBSEN B.: Development of Spray-Coated Cylinder Liner for Diesel Engine, CIMAC Congress 2004, Kyoto, Paper No. 172
13. PIETROWSKI St.: Kompendium wiedzy o żeliwie wermikularnym. Krzepnięcie Metali i Stopów Rok 2000, Rocznik 2, Nr 44 PAN–Katowice PL ISSN 0208-9386, s. 280-292
14. Zylinderkomponenten ,Eigenschaften, Anwendungen, Werkstoffe MAHLE GmbH (Hreg.), Stuttgart 2009, s. 97-127

SHAPING THE STRUCTURE SURFACE LAYER IN THE PROCESS OF CASTING CYLINDER

Abstract:

In the article presents the issues shaping the structure of the surface layer in the process of casting the cylinders. Discussed are the dominant factors and parameters of the forming structure of the surface layer at the stage of casting the cylinder by a rotating mold. Technology research were new species of cast iron.

ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ В ПРОЦЕССЕ ЗАЛИВКИ ЦИЛИНДР

Аннотация:

В работе представлены проблемы формирования структуры поверхностного слоя в процессе литья цилиндров. Обсуждаемые являются доминирующими факторами и параметрами формовочного структуры поверхностного слоя на этапе литья цилиндр на вращающуюся форму. Технология исследования были новые виды чугуна

EFEKTYWNOŚĆ TECHNICZNA NAGNIATANIA ŚLIZGOWO-OBROTOWEGO

Lucjan DĄBROWSKI¹⁸
Mieczysław MARCINIAK¹⁶

Słowa kluczowe: nagniatanie niekonwencjonalne, warstwa wierzchnia, umocnienie

Badaniom poddano zmodyfikowaną odmianę konwencjonalnego nagniatania ślizgowego znamioną tym, że sferyczny element nagniatający wykonuje obroty względem własnej osi. Oceniono skutki opatentowanego nagniatania ślizgowo-obrotowego w zakresie zmian struktury stereometrycznej powierzchni nagniatanej, zmiany stanu naprężeń residualnych i utwardzenia warstwy wierzchniej.

1. Wstęp

Celem technicznym odkształceń plastycznych warstwy wierzchniej części metalowej nagniataniem jest zmiana struktury stereometrycznej powierzchni i właściwości fizyko-mechanicznych tej warstwy charakteryzowanych umocnieniem materiału. Znane sposoby nagniatania dzielą się na toczne, ślizgowe i udarowe. W sposobach tocznym i ślizgowym przedmiot obrabiany wprawiany jest w ruch obrotowy lub posuwisto-zwrotny. Narzędzie np. z rolką obrotową lub kulistą końcówką nagniatającą jest dociskane do powierzchni obrabianej siłą stałą F_{const} bądź pulsującą F_{osc} . Nagniatanie narzędziem z kulistą końcówką realizowane jest w dwóch układach kinematycznych: z ruchem względnym jednokierunkowym oraz ruchem postępowym oscylacyjnym.

W trójwymiarowym układzie naprężeń $\sigma_{1,2,3}$ powierzchnia plastyczności $F(\cdot)$ jest geometryczną interpretacją umocnienia izotropowego charakteryzowanego kierunkowym rozszerzeniem tej powierzchni (rys. 1a). Umocnienie anizotropowe charakteryzowane jest rozszerzeniem/zmniejszeniem, przesunięciem i obrotem powierzchni plastyczności (rys. 1b) [1]. Obraz mikroskopowy strefy odkształceń plastycznych kierunkowych warstwy wierzchniej powstającej przy nagniataniu tocznym i ślizgowym przedstawia rysunek 1c [2].

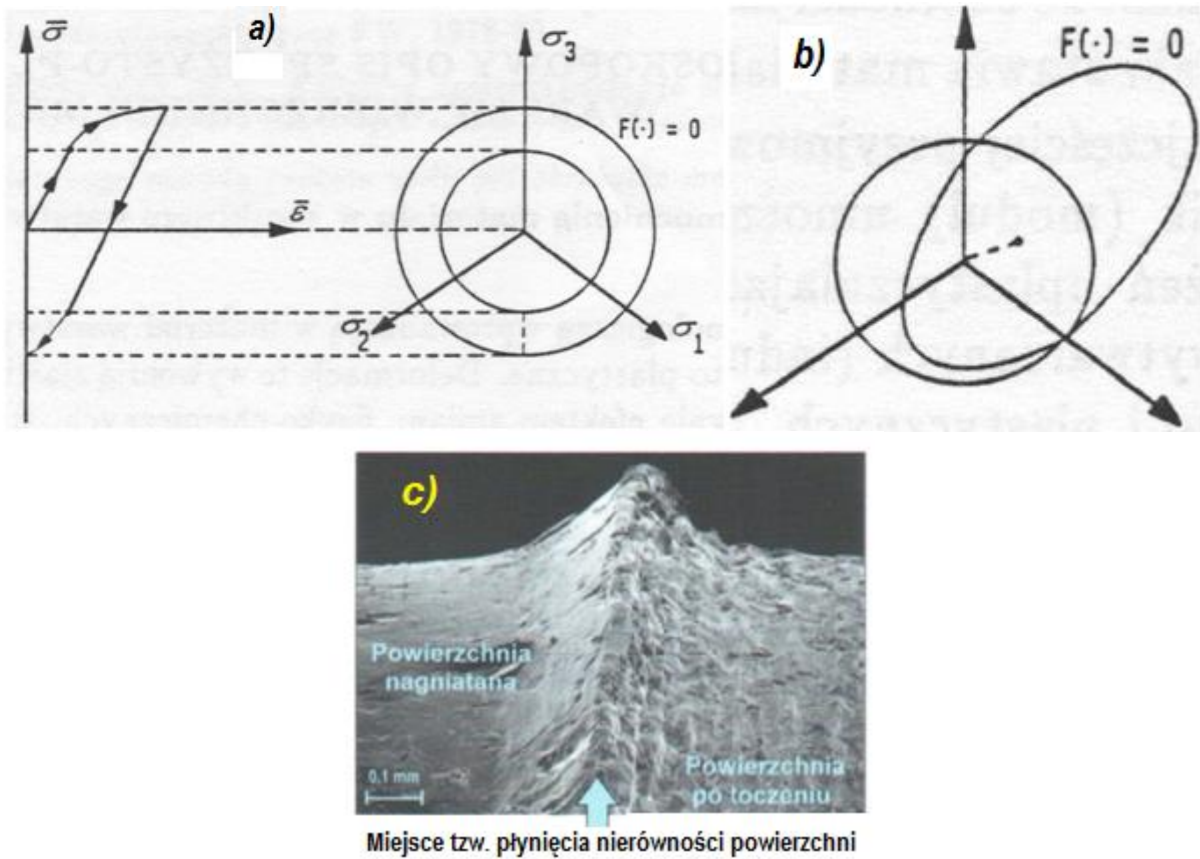
Anizotropia odkształceniowa (indukowana) lub wtórna [3] wynika głównie z poślizgów i obrotów ziaren krystalograficznych oraz ich wyróżnionych położeń. Na takie fizyczne zmiany w procesie odkształceń metalu nagniatanego mają także istotny wpływ na warunki kontaktu elementu nagniatającego z przedmiotem obrabianym.

2. Nagniatanie ślizgowo-obrotowe

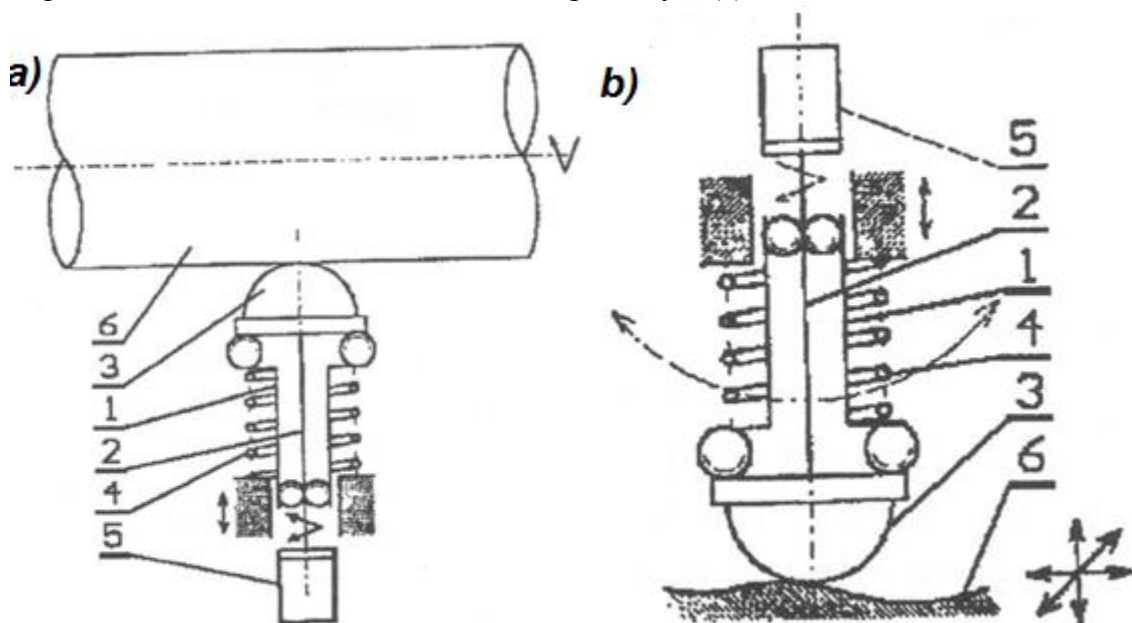
Nowy sposób obróbki powierzchniowej nagniataniem z wykorzystaniem ruchu ślizgowego charakteryzuje się tym, że elementowi nagniatającemu warstwę wierzchnią przedmiotu, poruszającego się ruchem ślizgowym, nadaje się jednocześnie ruch obrotowy (rys. 2a, b) [4].

Zastosowanie sposobu i narzędzia do nagniatania ślizgowo-obrotowego zwiększa stopień deformacji warstwy wierzchniej w stosunku do znanych sposobów nagniatania ślizgowego.

¹⁸ Politechnika Warszawska



Rys. 1. Geometryczna interpretacja umocnienia izotropowego (a) i anizotropowego (b) i powstawanie odkształceń w materiale nagniatanym (c).

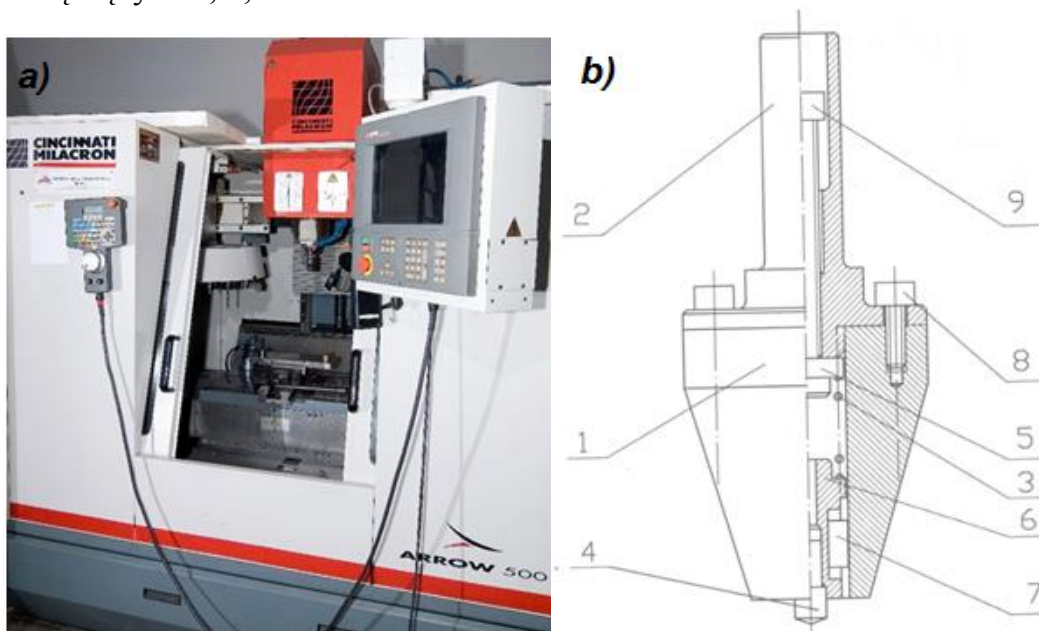


Rys. 2. Konstrukcja narzędzia obróbkowego do nagniatania ślizgowo-obrotowego: a) powierzchni obrotowych, b) powierzchni trójwymiarowych (1-korpus narzędzia, 2-wrzeciono obrotowe, 3-ślizgacz sferyczny, 4-zespół docisku, 5-napęd obrotowy ślizgacza, 6-przedmiot).

Jednocześnie siły potrzebne do uplastycznienia materiału zmniejszają się nawet o 50 %. Ten sposób nagniatania znajduje zastosowanie nie tylko do obróbki powierzchni płaskich i obrotowych, ale także do powierzchni o dowolnych kształtach gdyż zespół obróbkowy może być montowany w układzie kinematycznym wyposażonym w sterowanie kopiowe lub numeryczne.

3. Program badań porównawczych nagniatania ślizgowego i ślizgowo-obrotowego

Do badań skutków obróbki nagniataniem ślizgowym i ślizgowo-obrotowym powierzchni płaskich zastosowano standardowe próbki Almena A1 (SAE J442), o wymiarach 76 x 19 x 1,3 mm i twardości 44-50 HRC. Próbka zamocowana na stole centrum obróbkowego Cincinnati Arrow 500 (rys. 3a) przemieszczała się względem głowicy obróbkowej (rys. 3b). Głowica składa się z dwuczęściowego korpusu 1, 2, sprężyny 3 do regulacji nacisku elementu nagniatającego 4 odpowiednio do jej charakterystyki i konstrukcyjnych elementów łączących 5, 6, 7.



Rys. 3. Widok przestrzeni roboczej obrabiarki Arrow 500 (a) i konstrukcja głowicy obróbkowej (b)

Integralną częścią roboczą elementu nagniatającego 4 jest sferyczny wgłębnik diamentowy o $r = 2,25$ mm. Jego oddziaływanie na proces umacniania warstwy wierzchniej i wygładzania powierzchni nagniataniem oceniano według zasad eksperymentu planowanego wykorzystując plan statyczny zdeterminowany poliselekcyjny Hartleya PS/DS.-P:Ha₄. Uwzględniono następujące parametry procesu jako dane wejściowe:

- x_1 – siła F_n [N] nacisku elementu nagniatającego na powierzchnię obrabianą,
- x_2 – jego obroty n [obr/min]
- x_3 – prędkość nagniatania w ruchu ślizgowym stołu obrabiarki v [m/min],
- x_4 – posuw poprzeczny stołu f [mm/skok] determinujący gęstość wierszowania.

W tabeli 1 zamieszczono wielkości tych zmiennych przypisane punktom przestrzeni statystycznej objętej eksperymentem planowanym. Umownie przyjęta prędkość obrotowa elementu nagniatającego $x_2 = n = 0,1$ obr/min reprezentuje przypadek nagniatania ślizgowego bez obrotu elementu nagniatającego.

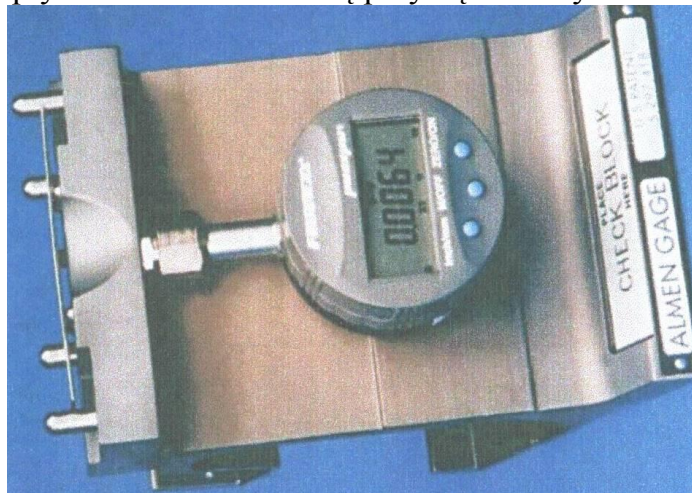
Tabela 1. Wielkości zmiennych wejściowych w eksperymencie planowanym

X_k	Poziomy				
	-a	-1	0	+1	+a
X_1	100	137,5	175	212,5	250
X_2	0,1	50	100	150	200
X_3	0,1	0,2	0,3	0,4	0,5

X_4	0,2	0,9	1,6	2,3	3
-------	-----	-----	-----	-----	---

4. Wyniki badań

Za kryterium oceny skutków umacniania warstwy wierzchniej przyjęto strzałkę ugięcia f_k [μm] nagniatanych płytek Almena mierzoną przyrządem z rysunku 4.

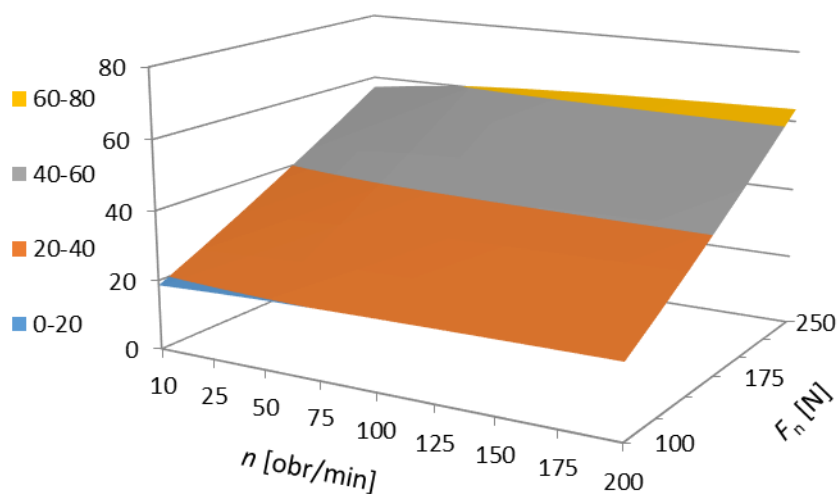


Rys. 4. Zestaw mikrometryczny do pomiaru strzałki ugięcia nagniatanych płytek

Uśrednione wielkości zmierzonych strzałek ugięcia f_k mieszczą się w przedziale od 25 do 98 μm . Uzyskane wyniki stanowią podstawę określenia następującej postaci funkcji regresji opisującej zmienność strzałki ugięcia f_k nagniatanych płytek w oparciu o program statystyczny REG6m [5]:

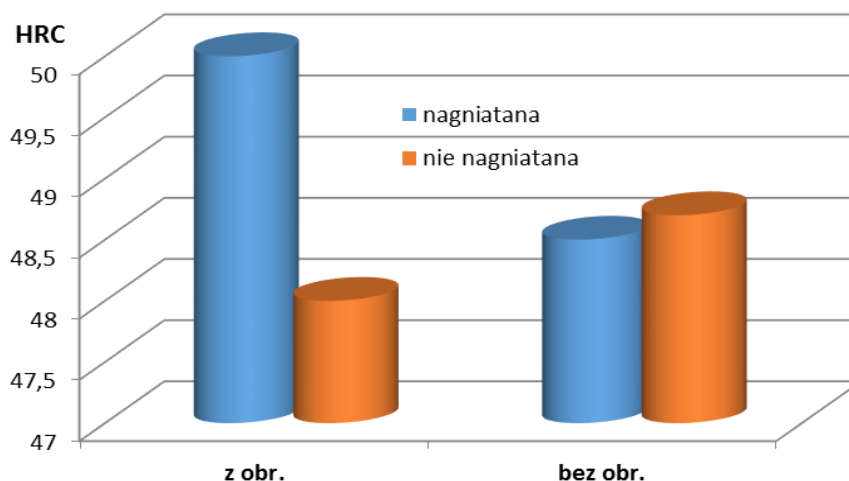
$$f_k = 0,045 \cdot F_n^{1,22} \cdot n^{0,036} \cdot f^{0,54} \cdot v^{-0,05}$$

Współczynnik korelacji wielowymiarowej dla tej funkcji $R = 0,914$, test Snedecora $F = 15,135$, a test T Studenta dla kolejnych współczynników funkcji regresji opisują wielkości: 6,045, 1,374, 4,562, 0,587. Rysunek 5 jest ilustracją graficzną uproszczonej postaci tej funkcji, w której wielkości parametrów f i v przyjęto jako średnie występujące w centralnym punkcie planowanego eksperymentu.



Rys. 5. Wpływ oddziaływania siły F_n i obrotów n elementu nagniatającego na strzałkę ugięcia f_k nagniatanych płytek Almena przy $f = 1,6$ mm/skok i $v = 0,3$ mm/min

Z rysunku 5 wynika, że największą wartość funkcja przyjmuje dla największej siły nagniatania $F_n = 250$ N i największych obrotów $n = 200$ obr/min. Jest to potwierdzenie pozytywnego wpływu tych parametrów na proces umacniania warstwy wierzchniej nagniataniem ślizgowo-obrotowym. Dodatkowym potwierdzeniem pozytywnej roli obrotów ślizgowego elementu nagniatającego są wyniki pomiaru makroskopowej twardości warstwy wierzchniej zestawione na rysunku 6.

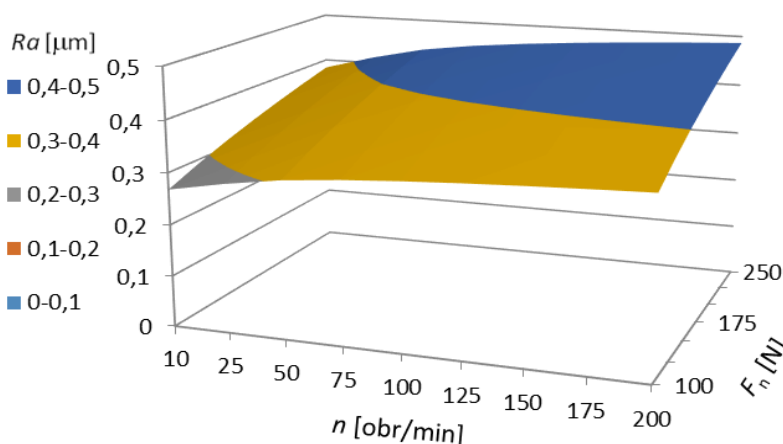


Rys. 6. Porównanie twardości HRC po nagniataniu ślizgowo-obrotowym (A) i po konwencjonalnym nagniataniu ślizgowym (B).

Po nagniataniu ślizgowo-obrotowym miarą makroskopowej twardości warstwy wierzchniej jest 50 HRC, a po nagniataniu ślizgowym konwencjonalnym 48,5 HRC. Wpływ nagniatania ślizgowo-obrotowego na strukturę stereometryczną powierzchni oceniono na podstawie wyników eksperymentu planowanego dla danych wejściowych wyszczególnionych w tabeli 1. Celem tych badań była identyfikacja funkcji regresji dla parametr R_a chropowatości mieszczącego się w przedziale od 0,25 do 0,44 μm :

$$R_a = 0,037 \cdot F_n^{0,39} \cdot n^{0,08} \cdot f^{-0,057} \cdot v^{0,05}$$

Współczynnik korelacji wielowymiarowej dla tej funkcji $R = 0,541$, test Snedecora $F = 1,244$, a test T Studenta dla kolejnych współczynników jest określa następujące wielkości: 2,043, 0,321, 0,511, 0,687.



Rys. 7. Wpływ oddziaływania siły F_n i obrotów n elementu nagniatającego na parametr R_a chropowatości powierzchni nagniatanych płytek Almena przy $f = 1,6$ mm/skok i $v = 0,3$ mm/min

Dane te świadczą o znikomym wpływie kinematyki nagniatania ślizgowo-obrotowego na parametr Ra tworzonej chropowatości powierzchni. Z rysunku 7 wynika, że w całym zakresie parametrów wejściowych nagniatania ślizgowo-obrotowego nie uzyskano poprawy chropowatości początkowej, której $Ra = 0,2 \mu\text{m}$.

5. Podsumowanie

Modyfikacja kinematyki nagniatania ślizgowo-obrotowego stwarza warunki ułatwiające uplastycznienie nagniatanej warstwy wierzchniej i zwiększenie stopnia jej umocnienia, które wynika ze zdolności materiału do odkształceń plastycznych i jest określane przez opór jaki stawia materiał przy wywoływaniu tych odkształceń. Oznacza to, że dla wymaganego umocnienia tej warstwy może być zastosowana mniejsza siła F_n od siły niezbędnej do spełnienia tego warunku przy konwencjonalnym nagniataniu ślizgowym bez obrotów elementu nagniatającego.

Literatura

1. MARCINIAK M., NAKONIECZNY A., SKALSKI K.: Umacnianie kompozytowych warstw wierzchnich części maszyn. Wyd. Instytutu Technik Wytwarzania PW, Warszawa 1993 r.
2. CZECHOWSKI K., KALISZ J., TOBOŁA D.: Wybrane aspekty nagniatania gładkościowego powierzchni toczonej i frezowanej. Mechanik nr 10, 2014 r.
3. GAMBIN W., NAKONIECZNY A. SKALSKI K.: Original and strain induced plastic anisotropy in metal surface layers. J. Theor. Appl. Mech., 31, 4, 1993.
4. MARCINIAK M., KOZAK J.: Sposób i narzędzie do obróbki powierzchniowej nagniataniem. Patent nr Pl, IntCl B24B 39/04. 30. 12. 2005.
5. FILIPOWSKI R.: Program regresji wielokrotnej REG'6. ITM PW, 2007.

THE MODIFIED VARIANT OF CONVENTIONAL SLIDE BURNISHING HAS BEEN INVESTIGATED

Summary:

It is distinguished by the spherical burnishing element which is rotated around its own axis. The results of the slide-rotational burnishing process have been discussed in view of machined surface texture, state of residual stress and work hardening of the superficial layer.

ТЕХНИЧЕСКИЕ УСЛОВИЯ ВЫГЛАЖИВАНИЯ ПОВЕРХНОСТИ ПЛАСТИЧЕСКИМ ДЕФОРМИРОВАНИЕМ

Основная:

В результате проведенных исследований установлено что новый метод выглаживания поверхности ротационным инструментом позволяет улучшить технические характеристики поверхностного слоя обрабатываемые детали.

ФОРМИРОВАНИЕ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В ПОВЕРХНОСТНОМ СЛОЕ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ПРИ ДРОБЕУПРОЧНЕНИИ

Владимир СЕРЕБРЯКОВ¹⁹,
Тадеуш ЗАБОРОВСКИЙ²⁰

Ключевые слова: поверхностный слой, расчет остаточных напряжений, силовой и тепловой факторы, дробеупрочнение (упрочнение стальными микрошариками), динамическое упрочнение, энергия деформирования.

На основании анализа процесса схематизация многократного соударения шара с плоскостью показана возможность целенаправленного изменения остаточных напряжений в поверхностном слое титановых сплавов в процессе динамического упрочнения, путем их расчета по предложенным формулам.

Остаточные напряжения в поверхностном слое материала, подвергаемого ударному упрочнению шариками, формируются под действием единичных ударов в зоне упругопластической деформации каждого отпечатка и являются суммарными от совместного взаимодействия напряженных зон.

Прогнозируя расчетным путем изменения остаточных напряжений в поверхностном слое учитываются обобщенные законы упругой и пластической деформации [1]:

- при упругих и пластических деформациях твердого тела относительное изменение объема элемента этого тела (шаровой тензор деформации) прямо пропорционален среднему напряжению (шаровому тензору напряжений), причем модуль объемной деформации остается постоянной величиной, как в пределах, так и за пределами упругости: $\sigma_{ср} = E\varepsilon_{ср} / (1 - 2\mu)$;
- при упругих и пластических деформациях, соответствующих случаям простого нагружения для каждой точки тела, девиатор напряжений прямо пропорционален девиатору деформаций:

$$D_n = 2G'D_{деф},$$

где G' - модуль деформации 2-го рода;

- обобщенное напряжение, возникающее в теле при любой активной упругой или пластической деформации для каждого материала, есть определенная функция обобщенной деформации:

$$\sigma_i = \Phi(\varepsilon_i).$$

Задача аналитического решения остаточных напряжений, формируемых в поверхностном слое при статическом и динамическом упрочнении, сопровождающемся упругопластической деформацией, решалась многими исследователями с различной степенью приближения и подходами.

Так интенсивность деформации в осевой зоне очага деформации при осевом сжатии исследовалась в работе [2] и определялась как:

¹⁹ Училище связи и управления в Познани

²⁰ Познань технологический университет

$$\varepsilon_{zz}^{oct} = -K_D h e^{-K_D z} = -C_D e^{-C_D \frac{z}{h_{пл}}} \quad (1)$$

где K_D и C - коэффициенты пропорциональности ($K_D = C_D/h_{пл}$), определяемые из условия равенства интенсивности деформации на границе очага заданному допуску остаточной деформации условного предела текучести.

В работе [3] показано, что при контактной схеме деформирования в осевой зоне на поверхности контакта имеет место частичное торможение течения металла. В результате, при дробеструйной обработке:

$$\varepsilon_{zz}^{oct} = -C_1 e^{\pm C_z \frac{z-z_{max}}{h_{пл}}} \quad (2)$$

Приведенные уравнения иногда преобразуют в линейные зависимости распределения деформаций:

$$e_{zz}^{oct} = -2h(1 - z/h_{пл})/h_{пл} \quad (3)$$

Выбор того или иного закона первичных деформаций $e_{zz}^{oct} = f(z)$ зависит от особенностей и характера взаимодействия контактируемых поверхностей.

Динамическое упрочнение, например, дробеударное, создает в поверхности сначала единичные очаги деформации, которые затем изменяются под воздействием неоднократных ударов и формирует общий деформационный слой. При этом неоднородность деформаций по всем трем направлениям осей координат является главной причиной образования остаточных макронапряжений. Поэтому аналитический расчет остаточных напряжений связан, прежде всего, с анализом деформации единичного очага.

Процесс изменения остаточных напряжений от этапа их формирования при первом контакте до окончания упрочнения при многократных контактах является очень сложным и расчетам не поддается. Имеющиеся решения, в основном экспериментальные, основаны на определении остаточных напряжений в режиме «насыщения» - когда дальнейшее упрочнение практически не изменяет напряженное состояние поверхностного слоя.

Принимая во внимание, что напряженно-деформационное состояние можно считать однородным в плоскости, перпендикулярной вектору действия силы и неоднородным по глубине, а первичные остаточные деформации сжатия по направлению действия силы описываются одним из вышеприведенных уравнений, распределение нормальных напряжений для симметричного кругового отпечатка описывается как [4]:

$$\sigma_{xx} = \sigma_{yy} = -P_0 [(1+\mu) - 0,5/(1+B^2) - (1-\mu)B \cdot \text{arctg} \cdot 1/B]; \quad \sigma_z = -P_0 / (1+B^2) \quad (4)$$

где $B=2z/c_1$; $P_0=6P/\pi$ - нормальное давление в центре площади контакта под действием силы вдавливания P ; d — диаметр отпечатка.

Предполагая, что при первичном нагружении

$$\varepsilon_{xx} = \varepsilon_{yy} = 0,5\varepsilon_{гг}, \quad (5) \quad a$$

средние деформации и напряжения

$$\sigma_T = (\sigma_{xx} + \sigma_{yy} + \sigma_{zz})/3; \quad \varepsilon = (\varepsilon_{xx} + \varepsilon_{yy} + \varepsilon_{zz})/3 \quad (6)$$

Рассмотрим напряженное состояние, которое превышает состояние предела текучести материала, а компоненты напряжений и деформаций связаны уравнением закона Гука:

$$\sigma_{ij} = E[\varepsilon_{ij} + 3\mu\varepsilon\sigma_{ij}(1-2\mu)] / (1 + \mu) \quad \delta_{ij} = 0 \text{ при } i = j; \delta_{ij} = 1 \text{ при } i \neq j \quad (7)$$

Тогда компоненты тензоров остаточных напряжений и деформаций:

$$\varepsilon_{xx}^{ост} < \sigma_T(1 + K_0)(1-\mu)/E \quad (8)$$

$$\sigma_{xx} = -E\varepsilon_{xx}^{ост}/(1-\mu) \quad (9)$$

где σ_T — исходный предел текучести; K_0 — относительный критерий Баушингера.

В случае, когда напряжения и деформации превышают предел текучести, напряженное состояние поверхностного слоя при отсутствии начальных остаточных напряжений предлагается [5] оценивать как:

$$\sigma_{xx} = -E_{\Pi} \varepsilon_{xx}^{ост} \text{ при } \varepsilon_T < \varepsilon < 0$$

$$\sigma_{xx} = -K_{\Pi}(\varepsilon_{xx}^{ост})^n \text{ при } \varepsilon_T < \varepsilon$$

где ε_T - точка перехода упругой деформации в пластическую

$$E_{\Pi} = E / (1 - \mu); \quad K_{\Pi} = 2^n K_B; \quad K_B = \sigma_B / \varepsilon_B^n;$$

$$n = (1\sigma_B - \sigma_{0,2}) / (\lg \varepsilon_B - \lg \varepsilon_0).$$

Рассматривая напряженное состояние по объему слоя материала под единичным остаточным отпечатком можно определить значение суммарного вектора напряжений как

$$\sigma = \sqrt{\sigma_{xx}^2 + \sigma_{yy}^2 + \sigma_{zz}^2},$$

С учетом формул (5) и (6)

$$\sigma = \sqrt{1,5\sigma_{zz}^2} = 1,225\sigma_{zz}$$

где $\sigma_{zz} = -E\varepsilon_{zz}^{ост}$, с распределением по глубине ε_{zz} согласно уравнению (3).

Остаточная деформация поверхностного упрочненного слоя зависит от количества энергии, затраченной на эту деформацию, являющуюся результатом силового и теплового воздействия - двух конкурирующих между собой факторов. Поэтому ниже рассмотрена роль отдельных этих факторов в формировании остаточных напряжений в зависимости от количества энергии, распределяемой в процессе удара на упругую, пластическую деформации и нагрев поверхности.

Как показали проведенные авторами [5] исследования энергия, затрачиваемая на внутренние изменения состояния поверхностного слоя при единичном ударе шара об упругопластическое полупространство

$$E_{ост} = E_{\kappa}(1 - \kappa^2)$$

в которой, согласно приведенным выше расчетам на остаточную упругопластическую деформацию расходуется энергия

$$E_{пл} = \kappa(1-\kappa) E_{\kappa}.$$

Эта деформация вызовет изменение остаточных напряжений в объеме V_d на глубине h

$$E_{пл} = \sigma_{ср} V_d.$$

Распределение напряжений по глубине можно принять линейно уменьшающимся [4], тогда

$$\sigma_h = \sigma_{max}(1 - z/h),$$

где z - текущая координата.

Учитывая, что $\sigma_{max} = 2\sigma_{ср}$, распределение остаточных напряжений по глубине h

$$\sigma_h = \kappa(1-\kappa)(1 - z/h)E_{\kappa}.$$

Кроме того, максимальное значение остаточных напряжений можно определить по известной величине энергии упругопластической остаточной деформации площади отпечатка f_{ϕ} как

$$\sigma_{max} = E_{пл}/hf_{\phi}.$$

В таблице 1 приведен пример расчета остаточных напряжений для случая дробеупрочнения шариками различных диаметров титанового сплава ВТЗ-1, когда шероховатость поверхности оценивалась в конце процесса упрочнения на уровне 80% опорной кривой профиля, т.е при $t_p = 0,8$.

Таблица 1. Остаточные напряжения от силового воздействия единичного удара

Диаметр шарика $D_{ш}$, мм	Скорость соударени V , м/с	Остаточна глубина h , мм	Площадь отпечатка, f , 10^{-6} , мм ²	$\sigma_x = \sigma_y$ на поверхности, (max), МПа	σ_{zmax} , МПа
0,5	5	0,6	0,5	-700	1400
	10	1,75	0,87	-865	1732
	15	3,34	1,25	-924	1848
1,0	5	1,45	1,77	-859	1718
	10	4,24	3,1	-1062	2124
	15	7,52	4,3	-1189	2378
1,6	5	3,2	5,2	-639	1270
	10	8,9	9,0	-803	1606
	15	15,7	12,6	-880	1762

Остаточные напряжения, которые могли бы сформироваться в поверхностном слое под действием только силового фактора, превышают предел текучести на сжатие исследуемого титанового сплава ($\sigma_T = 950$ МПа), а их уравнивание в поверхностном слое происходит за счет образования высоких растягивающих напряжений в направлении действия силы удара перпендикулярно поверхностному слою. Основное влияние на формирование остаточных напряжений оказывает диаметр шарика.

При выборе его величины для дробеупрочнения следует учитывать, что его оптимальное значение составляет $\sim 1,0$ мм. Уменьшение или увеличение диаметра шарика снижает остаточные напряжения сжатия, в большей степени при увеличении этого диаметра. По-видимому, более эффективным является процесс дробеупрочнения шариками диаметром не более 1,0 мм. Такое объясняется тем, что с увеличением размеров шариков при постоянных прочих параметрах режима упрочнения растет быстрее площадь остаточного отпечатка, чем сила удара.

Проведенные расчеты показывают, что уже при первом ударе шарика с такой, сравнительно небольшой скоростью соударения, как 5 м/с, в поверхностном слое возникают почти предельные остаточные напряжения сжатия в плоскости, перпендикулярной направлению удара. Поэтому повторный удар с частичным перекрытием не только остаточного отпечатка, но и зоны упругопластической деформации вокруг этого отпечатка, может привести к разрушению кристаллической решетки в отдельных микрообъемах.

Тепловое воздействие упругопластической деформации на формирование остаточных напряжений

При расчетах остаточных напряжений следует учитывать и тепловой фактор, действующий в процессе упругопластической деформации при единичном или многократном ударе. Принято считать [6], что при пластической деформации практически вся энергия затрачивается на нагрев поверхностного слоя. При этом различие между суммарной тепловой мощностью и механической мощностью процесса не выходит за пределы 0,5...3% [2]. Поэтому энергия удара, переходящая в тепловую деформацию по проведенным ранее расчетам равна

$$E_T = (1 - \kappa) E_K$$

Эта деформация вызывает упругопластическое изменение объема

$$\varepsilon_{xx} = (\varepsilon_{xx(T)} + \varepsilon_{yy(T)} + \varepsilon_{zz(T)})/3 = \alpha_p T \quad (10)$$

где α_p - среднее значение коэффициента линейного расширения при нагреве от нуля до температуры $T^\circ\text{C}$.

Принимая [7]: $\varepsilon_{xx(T)} = \varepsilon_{yy(T)}$; $\sigma_{xx(T)} = \sigma_{yy(T)}$; $\varepsilon_{yy(T)} = \nu_3 \varepsilon_{xx(T)}$ где $\nu_3 = 2\mu/(1 - \mu)$.

Тогда остаточные температурные напряжения:

$$\sigma_{xx(T)} = 2\alpha_p E T(1 - 2\mu) / 3(1 - \mu) \quad (11)$$

Учитывая, что формирование остаточных напряжений в поверхностном слое определяется эпюрой этих напряжений от каждого единичного удара, рассмотрим этот процесс. Остаточные напряжения, связанные с тепловым воздействием при ударе, формируются при остывании поверхностного слоя, объем которого равен, примерно, объему полусферы

$$V \sim 2/3 \pi r_T^3,$$

где r_T - радиус полусферы по глубине поверхности, в которой распространяется тепло от точки контакта, определяемый по графику изменения температуры слоя поверхности при ударе.

Знак остаточных напряжений, формирующихся под действием тепла, зависит от физико-химических и механических свойств упрочняемого материала и, как следствие, скорости охлаждения. Если температура нагрева и скорость охлаждения не сопровождаются структурными и фазовыми превращениями, то остаточные напряжения при остывании материала и уменьшении его объема будут растягивающими с максимумом на поверхности и линейным характером убывания по глубине. Если температура нагрева и скорость охлаждения связаны со структурными и фазовыми превращениями, при которых изменяется объем кристаллической решетки, то указанный процесс образования остаточных напряжений сопровождается деформированием кристаллической решетки и внесением дополнительных растягивающих или сжимающих остаточных напряжений. В последнем случае прогнозирования состояния остаточных напряжений не поддается расчету. Поэтому далее рассматривается только механическое влияние теплового воздействия. Правомерность этого можно оправдать тем обстоятельством, что, практически режим упрочнения титанового сплава выбирается таким образом, чтобы интенсивность упрочнения не приводила к возникновению высоких температур в контактном объеме при ударе.

Для титанового сплава ВТЗ-1 (с температурой превращения $(\alpha + \beta) \rightarrow \beta$ равной $970 \pm 20^\circ\text{C}$), прочностные свойства сохраняются при работе в температурных условиях до $400\text{--}450^\circ\text{C}$.

Максимальные значения остаточных тепловых напряжений на поверхности контакта можно рассчитать по формуле

$$\sigma_{\max} = 2\alpha E(1-2\mu)T/3(1-\mu)^2$$

Ниже приведен пример расчета этих напряжений для различных режимов упрочнения сплава ВТЗ-1, коэффициент линейного расширения которого изменялся в пределах $(0,92 - 0,97) \times 10 \text{град}^{-1}$ в интервале температур нагрева $20\text{--}400^\circ\text{C}$. Как видно из таблицы 2 тепловое влияние на напряженное состояние поверхностного упрочненного слоя незначительно при первом ударе.

Таблица 2. Остаточные расчетные напряжения от теплового воздействия при ударе

Дш, м	Скорость соударен V, м/с	Температу контакта T _{max} , °C	σ_{\max} ,	$\sigma_x = \sigma_y$ на поверхнос МПа
0,5	5	30	9,2	18,3
	10	75	22,3	45
	15	119	35,7	71,4
1,0	5	51	15,3	30,6
	10	125	37,5	75
	15	210	63	126
1,6	5	64	18	36
	10	157	45,6	91,3
	15	262	77,8	155,6

Расчеты показывают, что степень влияния остаточных растягивающих напряжений, возникающих в поверхностном слое только под действием теплового

фактора от единичного удара, составляет 1,0...10% величины сжимающих напряжений от силового воздействия. При этом растягивающие напряжения возрастают с увеличением как скорости соударения, так и диаметра шарика.

Таблица 3. Суммарные остаточные напряжения при единичном ударе

Дш,	Скорос V, м/с	$\sigma_{xx}=\sigma_{yy}$; (max) на (суммарные)
0,5	5	-691
	10	-843
	15	-888
1,0	5	-844
	10	-1025
	15	-1123
1,6	5	-621
	10	-758
	15	-802

Таки образом проведенное аналитическое исследование энергетического состояния поверхностного слоя титанового сплава в процессе единичного и множественного соударения с ним абсолютно жесткого шара позволило разделить и рассчитать энергию удара, направленную на упругое, пластическое и упругопластическое деформирование поверхностного слоя с учетом тепловых потерь на трение. Соотношение между указанными составляющими энергии деформирования можно выразить через коэффициент восстановления, который оказался возможным рассчитать аналитически.

Расчеты показали, что максимальное значение энергии, затрачиваемой на чисто пластическое деформирование поверхностного слоя, не может превышать 25% энергии единичного удара, при этом коэффициент восстановления равен 0,5.

Разработанная математическая модель процесса многократного соударения шара с упруго пластическим полупространством (на примере дробеупрочнения титанового сплава), которая учитывает изменение физико-механических свойств отдельных микрообъемов этого слоя при многократных ударах, позволяет прогнозировать процесс изменения шероховатости поверхности, а также остаточных напряжений с учетом теплового и силового воздействия на упрочняемую поверхность.

Литература

1. АЛЕКСАНДРОВ Е.В., СОКОЛИНСКИЙ В.Б. Прикладная теория для расчета ударных систем.-М.: Наука, 1969г. 199с.
2. РЫКОВСКИЙ Б.П., СМЕРНОВ В.А., ШЕТИНИН Г.М. Местное упрочнение деталей поверхностным наклепом. М.: Машиностроение. 1985.-152с.
3. СУЛИМА А.М., ШУЛОВ В.А., ЯГОДКИН Ю.Д. Поверхностный слой и эксплуатационные свойства деталей машин. М.: Машиностроение, 1988. 240с.
4. ХОНИКОМБ Р. Пластическая деформация металлов. М.: "Мир", 1974, 408с.
5. ДРОЗД М.С., МАТАЛИН М.Н., СИДЯКИН Ю.И. Инженерные расчеты упругопластической контактной деформации. – М.: 1986.-220с.
6. ПЕТРОСОВ В. В. Гидродробеструйное упрочнение деталей и инструмента. М.: Машиностроение. 1977. 166с.

7. БЕЗУХОВ Н.И. Основы теории упругости, пластичности и ползучести.- М.: Высшая школа, 1968.-512с.

FORMATION OF RESIDUAL STRESS IN THE SURFACE LAYER OF TITANIUM ALLOY WITH HARDENING

Content:

Based on the analysis of the impact of multiple world schematization plane shows the possibility of modifying the residual stress in the surface layer of titanium alloys during a dynamic strengthening, through their calculation on the proposed formulas.

KSZTAŁTOWANIE NAPRĘŻEŃ WŁASNYCH W WARSTWIE WIERZCHNIEJ STOPU TYTANU W PROCESIE ŚRUTOWANIA

Streszczenie:

Na podstawie analizy procesu schematycznego wielokrotnego zderzenia kulki z powierzchnią płaską pokazano możliwość zmiany naprężeń własnych w warstwie wierzchniej stopu tytanu w procesie umocnienia dynamicznego drogą obliczenia zgodnie z zaproponowanymi wzorami.

РАЗРАБОТКА ОБОБЩЕННОЙ ТЕОРИИ ФОРМИРОВАНИЯ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ПРИ ОТДЕЛОЧНО-УПРОЧНЯЮЩЕЙ ОБРАБОТКЕ ДЕТАЛЕЙ ППД В ГИБКИХ ГРАНУЛИРОВАННЫХ СРЕДАХ

Михаил ТАМАРКИН ²¹

Элина ТИЩЕНКО ¹⁹

Ключевые слова: обработка в гибких гранулированных средах, качество поверхности, глубина упрочненного слоя, степень упрочнения, остаточные напряжения

В статье представлены результаты разработки обобщенной теории формирования поверхностного слоя при отделочно-упрочняющей обработке деталей ППД в гранулированных средах. Установлены зависимости для определения шероховатости поверхности, времени обработки, глубины упрочненного слоя и степени упрочнения для различных методов обработки ППД в гибких гранулированных средах. Исследован процесс формирования остаточных напряжений.

Основное влияние на качественные и эксплуатационные показатели деталей машин оказывают финишные операции. В связи с этим разработка и внедрение новых финишных методов обработки является важным направлением современного машиностроения. Методы обработки поверхностным пластическим деформированием (ППД) в гибких гранулированных рабочих средах находят всё большее применение в различных отраслях промышленности на этапах финишной обработки. Они имеют достаточно широкие технологические возможности, что позволяет обрабатывать детали самой различной конфигурации и обеспечивать высокое качество поверхностного слоя, достигая при этом высокую производительность процессов обработки.

Необходимо отметить, что обработка, основанная на пластическом деформировании тонкого поверхностного слоя (отделочно-упрочняющая обработка) при помощи гибкой рабочей среды, имеет по сравнению с другими финишными методами обработки ППД ряд преимуществ: сохраняется целостность волокон металла и образуется мелкозернистая структура в поверхностном слое; отсутствует шаржирование обрабатываемой поверхности частицами абразивных зерен (если обработка ведется в среде абразива); отсутствуют термические дефекты; обеспечивается стабильное качество поверхности; обеспечивается возможность достижения минимальных высотных параметров шероховатости поверхности как на термически необработанных сталях, цветных сплавах, так и на высокопрочных материалах; создается благоприятная форма микронеровностей с большой долей опорной площади на уровне вершин неровностей; создаются благоприятные сжимающие остаточные напряжения в поверхностном слое; повышается микротвердость поверхности; как правило, отделочно-упрочняющая обработка гибкой гранулированной средой (ОУО ГГС) не требует применения сложного оборудования и оснастки; ОУО ГГС могут подвергаться детали разнообразных форм и размеров, изготовленные из различных материалов.

²¹ Донской государственный технический университет, г. Ростов-на-Дону, Россия

На основании проведенных исследований создана обобщенная теория ОУО ГГС для отделочно-упрочняющей вибрационной обработки (ВиОУО), отделочно-упрочняющей центробежно-ротационной обработки (ОУЦРО), обработки дробью (ОД) и других подобных методов.

Методы обработки ППД гибкой гранулированной средой широко применяются в промышленности. Каждый из этих методов имеет свою область применения, преимущества и недостатки. Накоплено значительное количество исследований, проводимых в этой области. На основании результатов работ Бабичева А.П., Трилисского В.О., Копылова Ю.Р., Петросова В.В., Кудрявцева И.В., Смелянского В.М. и других, а также результатов собственных исследований разработана комплексная система моделей отделочно-упрочняющей обработки гибкой рабочей средой, включающая взаимосвязанные модели единичного взаимодействия частиц рабочей среды с поверхностью детали, формирования шероховатости обработанной поверхности, глубины упрочненного слоя. Проведено исследование эксплуатационных свойств обработанных деталей.

При исследовании основных технологических параметров методов ОУО ГГС (производительности процесса и качества обработанной поверхности) одним из важнейших является вопрос теоретического моделирования процесса единичного взаимодействия частиц среды с поверхностью обрабатываемой детали. Разработка теоретических зависимостей, описывающих форму и размеры следов обработки, позволяет в дальнейшем перейти к теоретико-вероятностному описанию распределения следов на поверхности детали, что в свою очередь даёт возможность разработать модель формирования профиля шероховатости и физико-механических свойств поверхности детали.

Деформирование неровностей при ОУО ГГС происходит следующим образом: частица среды взаимодействует с выступами микропрофиля поверхности обрабатываемой детали, в результате чего эти выступы пластически деформируются, вызывая течение металла (в микрообъемах), причём пластическая деформация происходит в поверхностном слое детали. Это связано со значительным превышением твёрдости рабочих тел по сравнению с твёрдостью обрабатываемого материала.

В начале процесса взаимодействия частица среды соприкасается с вершинами неровностей детали по дуге. Длина отрезка контакта увеличивается по мере внедрения частицы в поверхность вплоть до частичной или полной деформации микронеровностей. При этом силы трения на поверхности контакта препятствуют деформации неровностей в окружном направлении. Возникшие в результате взаимодействия касательные напряжения максимальны на контактной поверхности и уменьшаются по мере удаления вглубь материала. Увеличивающиеся на поверхности контакта неровности с частицей среды давления приводят к пластическому течению металла в направлении минимального сопротивления, то есть в направлении свободной поверхности впадины микронеровностей. В результате перераспределения усилий впадины микронеровностей "поднимаются" вплоть до контакта с поверхностью обрабатываемого тела. Этот процесс протекает тем интенсивнее, чем деформируемый выступ находится ближе к зоне максимальных давлений.

Глубину внедрения частицы среды (чаще всего металлического шарика) можно определить по зависимости

$$h_{\max} = 2 \cdot V_{\text{эф}} \cdot R \cdot \sin \alpha \cdot \sqrt{\frac{\rho_{\text{ч}}}{3k_s \cdot c \cdot \sigma_s}} \quad (1)$$

где $V_{\text{эф}}$ - эффективная скорость частицы (определяется особенностями конкретного вида обработки), R - радиус частицы, α - угол встречи частицы с поверхностью детали, $\rho_{\text{ч}}$ - плотность материала частицы; k_s - коэффициент, учитывающий влияние шероховатости детали; c - коэффициент несущей способности контактной поверхности; σ_s - предел текучести материала детали.

Для обработки дробью эта зависимость выглядит следующим образом:

$$h_{\max} = 1.6 \cdot K_L \cdot R \cdot \sqrt{\frac{P_{\text{дин}} \cdot \rho_{\text{ч}}}{k_s \cdot c \cdot \sigma_s \cdot \rho_{\text{см}}}}, \quad (2)$$

где $P_{\text{дин}}$ - динамическое давление; K_L - коэффициент потерь, учитывающий расстояние до обрабатываемой детали и плотность потока шариков (определяется при проведении экспериментальных исследований); $\rho_{\text{см}}$ - плотность смеси.

Величина деформации поверхностного слоя в значительной степени определяется физико-механическими свойствами материала обрабатываемой детали, а также количеством взаимодействий, приходящихся на каждую точку обрабатываемой поверхности.

Контактные напряжения, возникающие в зоне обработки под действием частиц среды, зависят не только от усилия соударения, но и от размера частицы и высоты исходных микровыступов.

Контактная поверхность, вследствие её зависимости от угла соударения и формы исходной шероховатости, имеет сложную пространственную форму. В случае обработки стальными полированными шариками представляется возможным принять эллипсоидную форму номинальной контактной поверхности. Это значительно упрощает дальнейшие теоретические расчёты.

Пятно контакта частицы среды с поверхностью детали представляет собой эллипс, размеры полуосей которого

$$\begin{aligned} b &= \sqrt{R^2 - (R - h_{\max})^2}, \\ a &= \frac{\pi}{2} \cdot (\operatorname{ctg} \alpha - f) \cdot h_{\max} + b, \end{aligned} \quad (3)$$

где f - коэффициент трения частицы по поверхности детали.

Пластическое деформирование поверхности детали происходит при многократном взаимодействии с ней частиц среды. Образуются единичные лунки с поперечной шероховатостью, зависящие от параметров исходного профиля. Микрорельеф поверхности образуется путём наложения и пересечения единичных следов (лунок).

Если прекратить процесс обработки до получения установившейся шероховатости, будет наблюдаться увеличение опорной поверхности профиля по сравнению с исходной.

Продолжение процесса приведёт к передеформированию выступов исходной

шероховатости в том случае, если детали изначально не имели очень высокую твёрдость и значительную исходную шероховатость.

На поверхности детали образуется новый специфический микрорельеф, характеризующийся однородностью свойств по всем направлениям. При продолжении процесса обработки он постоянно воспроизводится, а его параметры не будут изменяться в некоторый промежуток времени (вплоть до наступления перенаклёпа поверхности). Параметры установившейся шероховатости будут определяться только технологическими режимами и размерами частиц среды.

Среднее арифметическое отклонение профиля установившейся шероховатости при ОУО ГГС можно определить по зависимости

$$Ra_{уст} = k_R \cdot \sqrt{\frac{h_{max} \cdot a \cdot b \cdot l_{e0}}{R^2}}, \quad (4)$$

l_{e0} - единичная длина, k_R - эмпирический коэффициент.

Для обработки дробью эта зависимость выглядит следующим образом:

$$Ra_{уст} = 0.009 \cdot \frac{b}{R} \sqrt{h_{max} \cdot l_{e0}} \quad (5)$$

Снижение высотных параметров исходной шероховатости при ОУО ГГС имеет сложный характер. Поэтому получить строгую теоретическую модель для определения времени обработки пока не представляется возможным.

Как отмечают многие исследователи, изменение шероховатости поверхности носит экспоненциальный характер. Скорость образования нового рельефа снижается от максимального значения в начальный период, до значений мало отличающихся от нуля к моменту образования установившейся шероховатости, что свидетельствует о формировании непрерывно воспроизводимого рельефа поверхности. Каждой комбинации технологических параметров соответствует такая удельная плотность взаимодействий и такой уровень энергии частиц среды, которые однозначно определяют как продолжительность периода, так и высотные параметры установившегося рельефа, причем последние зависят от исходной шероховатости.

Вышеуказанным условиям удовлетворяет выражение

$$Ra = (Ra^u - Ra_{уст}) e^{-k_u t} + Ra_{уст} \quad (6)$$

где Ra^u - среднее арифметическое отклонение профиля исходной шероховатости, k_u - коэффициент интенсивности уменьшения шероховатости, t - время обработки, $Ra_{уст}$ - установившаяся шероховатость поверхности.

Выразив из полученной зависимости время обработки, получим следующую формулу:

$$t_3 = -\frac{1}{k_u} \cdot \ln \frac{Ra_z - Ra_{уст}}{Ra_{исх} - Ra_{уст}} \quad (7)$$

где k_u - коэффициент интенсивности изменения шероховатости; $Ra_{исх}$, Ra_z , $Ra_{уст}$ - исходная, заданная и установившаяся шероховатость поверхности соответственно.

При решении технологических задач ОУО ГГС важное значение имеет аналитический расчет ожидаемого значения глубины упрочненного слоя и степени упрочнения. От толщины упрочненного слоя h_n зависят многие эксплуатационные свойства деталей, например, усталостная прочность. Величина h_n определяет зону поверхностного слоя, в которой имеются остаточная деформация зерен и дислокаций кристаллической решетки, образованные в результате приложения внешней нагрузки. Аналитическое определение толщины упрочненного слоя и степени упрочнения в зависимости от физико-механических свойств материала детали и параметров процесса является очень сложной задачей. Существующие математические зависимости были получены на основе теории упругости или пластичности после принятия многочисленных упрощений и допущений.

Значительные исследования в этой области проведены И.В. Кудрявцевым, В.П. Пшибыльским, Е.Г., Папшевым и др.

В работе Кудрявцева И.В. приведена зависимость для определения глубины упрочненного слоя в зависимости от характеристик следа:

$$h_n = 3rk \quad (8)$$

где k - коэффициент, зависящий от степени наклепа; r - радиус пластического отпечатка.

В случае эллиптической формы отпечатка

$$r = \sqrt{a \cdot b} \quad (9)$$

где a и b - полуоси эллипса контакта.

На основании приведенных зависимостей для ОУО ГГС глубину упрочненного слоя можно определить по формуле:

$$h_n = 3k\sqrt{a \cdot b} \quad (10)$$

Согласно определению под степенью пластической деформации ε условно принимается отношение радиуса остающейся от вдавливания лунки r к радиусу вдавливаемой сферы R .

В работах Кудрявцева И.В. также приводится зависимость для определения степени упрочнения:

$$\varepsilon = \frac{r}{R} \quad (11)$$

где r - радиус пластического отпечатка; R - радиус шарика.

Используем эту зависимость для определения степени упрочнения при обработке гибкой гранулированной средой.

Учитывая ранее приведенные зависимости можно записать для ОУО ГГС

$$\varepsilon = \sqrt{\frac{h_{\max}}{R} \cdot \left(2 - \frac{h_{\max}}{R}\right)} \quad (12)$$

Формирование остаточных напряжений при ОУО ГС представляет большой интерес при проведении исследований.

При циклических изменениях пластических деформаций деталей из различных материалов наблюдается ряд специфических особенностей, которые являются существенными для оценки эксплуатационных свойств этих деталей. Для одних материалов с увеличением числа нагружений при неизменной амплитуде напряжений деформации уменьшаются, а при заданной амплитуде деформации соответствующие напряжения от цикла к циклу растут. Такие материалы называют *циклически упрочняющимися*. Для *циклически разупрочняющихся* материалов картина прямо противоположная, а для *циклически идеальных (стабильных)* материалов диаграммы деформаций повторяются от цикла к циклу. Известны и так называемые циклически анизотропные материалы с односторонним накоплением деформаций. Приведенная классификация является очень важной, так как позволяет заранее прогнозировать возможность повышения эксплуатационных свойств в результате обработки. Важность выбора типа материала диктуется тем обстоятельством, что анализ поведения циклически нестабильных материалов представляет значительную сложность.

В работах Хейвуда Р.Б. и Трощенко В.Т. отмечено, что на величину предела выносливости оказывает влияние величина среднего напряжения цикла, влияние которого, в свою очередь, может компенсировать величина остаточных напряжений.

На основе анализа влияния средних напряжений цикла на величину предела выносливости для циклически стабильных сталей и алюминиевых сплавов предложено следующее уравнение для определения предельного напряжения цикла:

$$\sigma_a(h) = \sigma_s \left(1 - \frac{\sigma_{cp}(h)}{\sigma_s} \right) [F + \gamma(1-F)], \quad (13)$$

где σ_s - предел прочности материала образца;

σ_{cp} - остаточные напряжения;

F и γ - параметры, зависящие от материала образца.

Для образцов из алюминиевых сплавов

$$\gamma = \frac{\sigma_{cp}}{\sigma_B \left[1 + \frac{(\lg N_p)^4}{225} \right]};$$

$$F = \left(1 + \frac{0,0031(\lg N_p)^4}{1 + 0,0031(\lg N_p)^4} \right) / \left(1 + 0,0031(\lg N_p)^4 \right) \quad (14)$$

Для стальных образцов

$$\gamma = \frac{\sigma_{cp} (2 + \sigma_{cp} / \sigma_s)}{3\sigma_s};$$

$$F = \frac{1 + 0,0038(\lg N_p)^4}{1 + 0,008(\lg N_p)^4} \quad (15)$$

где N_p - количество циклов до разрушения.

Результаты исследований формирования поверхностных остаточных напряжений после различных видов ОУО ГС позволяют сделать вывод о том, что в поверхностном слое деталей формируются сжимающие остаточные напряжения на глубине 0.2-0.8 мм, что позволяет прогнозировать повышение эксплуатационных свойств этих деталей.

Разработанная обобщенная теория прошла комплексную экспериментальную проверку и может быть использована для проектирования технологических процессов ОУО ГГС, обеспечивающих повышение качества поверхностного слоя обрабатываемых деталей. На её основе разработана методика оптимизации и САПР технологических процессов ОУО ГГС.

Литература

1. БАБИЧЕВ А.П., БАБИЧЕВ И.А. *Основы вибрационной технологии: Ростов н/Д: Издательский центр ДГТУ, 1999. – 621 с.*
2. БАБИЧЕВ А.П., МОТРЕНКО П.Д. и др. *Отделочно-упрочняющая обработка деталей многоконтактным виброударным инструментом. Ростов н/Д: Издательский центр ДГТУ, 2003. – 192 с.*
3. ДАЛЬСКИЙ А.М., СУСЛОВ А.Г., НАЗАРОВ Ю.Ф. и др. *Машиностроение. Энциклопедия. Технология изготовления деталей машин. ТП – 3 Под общ. Ред. А.Г. Сулова, 2000 – 840 с.*
4. КОПЫЛОВ Ю.Р. *Виброударное упрочнение: Монография. – Воронеж: Воронежский институт МВД России, 1999. – 386с.*
5. КУДРЯВЦЕВ И.В. и др. *Повышение прочности и долговечности крупных деталей машин поверхностным наклепом. М. НИИИНФОРМТЯЖМАШ, 1970, - 144с.*
6. ПАНЧУРИН В.В. *Упрочняющая обработка зубчатых колес транспортных машин центробежно-ротационным способом: Дис. ...канд. техн. наук:05.02.08.- М.:МИИЖТ,1989.-243с.*
7. ПАПШЕВ Д.Д. *Отделочно-упрочняющая обработка поверхностным пластическим деформированием. - М.: Машиностроение, 1978. - 152 с.*
8. ПЕТРОСОВ В.В. *Гидродробеструйное упрочнение деталей и инструмента. М., Машиностроение, 1977. – 166 с.*
9. ПШЕБЫЛЬСКИЙ В.П. *Технология поверхностной пластической обработки. – М.: Металлургия, 1991 – 476 с.*
10. ТАМАРКИН М.А. *Теоретические основы оптимизации процессов обработки деталей свободными абразивами. Дис... докт. техн. наук . Ростов-на-Дону, 1995 г.*
11. ТРИЛИССКИЙ В.О. и др. *Объемная центробежно-ротационная обработка деталей / НИИмаш, М., 1983. - 53с.*
12. ТРОЩЕНКО В.Т. *Деформирование и разрушение металлов при многоцикловом нагружении. 1981.*
13. HEYWOOD R.B. *Designing against fatigue.- London: Chapman and Hall Ltd., 1962*

DEVELOPMENT OF THE GENERALIZED THEORY OF FORMATION OF A BLANKET AT THE FINISHING STRENGTHENING PROCESSING OF DETAILS SUPERFICIAL PLASTIC DEFORMATION IN THE FLEXIBLE GRANULATED ENVIRONMENTS

Summary:

Results of development of the generalized theory of formation of a blanket a feather are presented to the finishing strengthening processing of details in article by superficial plastic deformation in the granulated environments. Dependences for definition of a roughness of a surface, time of processing, depth of the strengthened layer and extent of hardening for various methods of processing by superficial plastic deformation in the flexible granulated environments are established. Process of formation of residual tension is investigated.

OPRACOWANIE OGÓLNEJ TEORII KSZTAŁTOWANIA WARSTWY WIERZCHNIEJ PRZY WYKAŃCZAJĄCEJ OBRÓBCE CZĄŚCI DEFORMACJĄ PLASTYCZNĄ W ELASTYCZNYCH ŚRİODKACH GRANULOWANYCH.

Streszczenie:

Przedstawiono wyniki opracowania ogólnej teorii kształtowania warstwy wierzchniej przy wykańczającej obróbce części deformacją plastyczną w srodkach granulowanych. Ustalono zależności dla określenia chropowatości powierzchni, czasów obróbki głębokości uplastycznienia warstwy wierzchniej i wskaźników wzmocnienia dla różnych metod obróbki uplastyczniającej w srodkach granulowanych. Przeprowadzono badania procesów kształtowania ostatecznych deformacji plastycznych.

SINTERING AND POWDER METALLURGY.

Marek JANČÍK²²
Anton PANDA²³
Iveta PANDOVÁ²¹

Key word: Powder metallurgy, process, product

The predominant market for press/sinter structural powder metallurgy parts is the automotive sector. On average across all geographical regions, around 80% of all powder metallurgy structural components are for automotive applications. Around 75% of these automotive applications are components for transmissions (automatic and manual) and for engines. [3], [2]

Acknowledgement: The authors would like to thank the VEGA grant agency for supporting research work and co-financing the project: VEGA 1/0409/13.

1. Market for powder metallurgy components

1.1. Automotive sector

Transmission applications include:

- Synchroniser system parts,
- Gear shift components,
- Clutch hubs,
- Planetary gear carriers,
- Turbine hubs,
- Clutch and pocket plates.

Engine parts include:

- Pulleys, sprockets and hubs, particularly those associated with the engine timing belt system,
- Valve seat inserts,
- Valve guides,
- PM lobes for assembled camshafts,
- Balancer gears,
- Main bearing caps,
- Engine manifold actuators,
- Camshaft bearing caps,
- Engine management sensor rings.

Powder Metallurgy parts also find application in a range of other automotive systems:

- Oil pumps – particularly gears,
- Shock absorbers – piston rod guides, piston valves, end valves,
- Anti-lock Braking Systems (ABS) – sensor rings,
- Exhaust systems – flanges, oxygen sensor bosses,
- Chassis components,
- Variable Valve Timing systems,
- Continuously Variable Transmissions,
- Exhaust Gas Recirculation (EGR) systems,
- Turbochargers. [1]

²² SPINEA s.r.o., Okrajová, Prešov

²³ Technical university in Košice, Faculty of manufacturing technology with seat in Prešov, Štúrova, Prešov



Fig. 1 Example of powder metallurgy components used in automotive sector [1, edited and supplemented by author]

2. Sintering in the powder metallurgy process

Sintering is a heat treatment applied to a powder compact in order to impart strength and integrity. The temperature used for sintering is below the melting point of the major constituent of the powder metallurgy material.

After compaction, neighbouring powder particles are held together by cold welds, which give the compact sufficient "green strength" to be handled. At sintering temperature, diffusion processes cause necks to form and grow at these contact points.

There are two necessary precursors before this "solid state sintering" mechanism can take place:

- Removal of the pressing lubricant by evaporation and burning of the vapours,
- Reduction of the surface oxides from the powder particles in the compact.

These steps and the sintering process itself are generally achieved in a single, continuous furnace by judicious choice and zoning of the furnace atmosphere and by using an appropriate temperature profile throughout the furnace. [4]

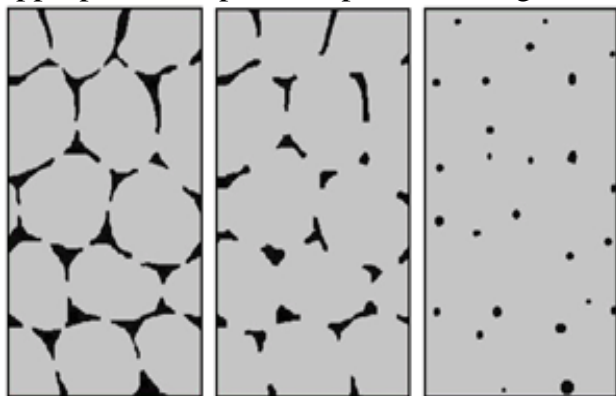


Fig. 2 Three stages of solid state sintering: left – initial stage, centre – intermediate stage, right – final stage [4, edited and supplemented by author]

2.1 Sinter hardening

Sintering furnaces are available that can apply accelerated cooling rates in the cooling zone and material grades have been developed that can transform to martensitic microstructures at these cooling rates. This process, together with a subsequent tempering treatment, is known as sintering hardening, a process that has emerged, in recent years, has a leading means of enhancing sintered strength.

2.2 Liquid phase sintering

2.2.1 Transient liquid phase sintering

In a compact that contains only iron powder particles, the solid state sintering process would

generate some shrinkage of the compact as the sintering necks grow. However, a common practice with ferrous powder metallurgy materials is to make an addition of fine copper powder to create a transient liquid phase during sintering.

At sintering temperature, the copper melts and then diffuses into the iron powder particles creating swelling. By careful selection of copper content, it is possible to balance this swelling against the natural shrinkage of the iron powder skeleton and provide a material that does not change in dimensions at all during sintering. The copper addition also provides a useful solid solution strengthening effect.

2.2.2 Permanent liquid phase sintering

For certain materials, such as cemented carbides or hardmetals, a sintering mechanism involving the generation of a permanent liquid phase is applied. This type of liquid phase sintering involves the use of an additive to the powder, which will melt before the matrix phase and which will often create a so-called binder phase.

The process has three stages:

- **Rearrangement:**

As the liquid melts, capillary action will pull the liquid into pores and also cause grains to rearrange into a more favourable packing arrangement,

- **Solution-precipitation:**

In areas where capillary pressures are high, atoms will preferentially go into solution and then precipitate in areas of lower chemical potential where particles are not close or in contact. This is called contact flattening and densifies the system in a way similar to grain boundary diffusion in solid state sintering. Ostwald ripening will also occur where smaller particles will go into solution preferentially and precipitate on larger particles leading to densification,

- **Final densification:**

Densification of the solid skeletal network, liquid movement from efficiently packed regions into pores. For permanent liquid phase sintering to be practical, the major phase should be at least slightly soluble in the liquid phase and the "binder" additive should melt before any major sintering of the solid particulate network occurs, otherwise rearrangement of grains will not occur. [4]

4. Summary

Specially formulated iron-based powders offer new solutions for high-temperature brazing. Soft magnetic composites with 3D magnetic properties are opening the way for innovative electric motors. In fact, metal powder technology generates virtually endless possibilities.

References

1. JONES, W. D. *Fundamental Principles of Powder Metallurgy*. London: Edward Arnold Ltd.
2. MAKHLOUF, M. M.; MOULD, A. M.; AND MERCHANT, H. D. "Sintering of Chemically Preconditioned Tin Powder". *Intern. J. Powder Metallurgy and Powder Tech.* 15 (3): 231-237.
3. SHEASBY, J. S. "Powder Metallurgy of Iron-Aluminum". *Intern. J. Powder Metallurgy and Powder Tech.* 15 (4): 301-305.
4. Materials provided by the company.

ФОРМИРОВАНИЕ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ В ПРОЦЕССЕ ФРИКЦИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ

Игорь ГУРЕЙ²⁴
Владимир ГУРЕЙ²⁵
Татьяна ГУРЕЙ²³
Ян БУРЕК²⁶

Ключевые слова: фрикционное упрочнение, нанокристаллическая структура, белый слой, микротвердость, диффузия, технологическая среда.

Показано, что при фрикционной обработке в поверхностном слое стальных деталей формируются упрочненный нанокристаллический белый слой. На формирование упрочненного слоя влияют режимы обработки, технологическая среда, форма рабочей поверхности инструмента. При этом наблюдается диффузия химических элементов из технологической среды в поверхностный упрочненный слой.

1. Введение

Физико-химические и механические процессы, проходящие в материалах под действием макро- и микросреды, а также напряженного состояния, вызывают изменение эксплуатационных свойств деталей машин. Изменение свойств происходит за счет трибологических и усталостных процессов, коррозии и др. Все эти процессы локализованы и происходят на поверхности и в поверхностном слое деталей. Поверхностный слой - это слой ограниченный внешней реальной поверхностью изделия и частью материала, который находится под поверхностью, и обладает иными физическими и химическими свойствами по сравнению с основным материалом.

Состояние поверхностного слоя характеризуется параметрами, определяющими стереометрию поверхности и свойства подповерхностных областей. Они зависят от свойств самого материала, а также условий образования поверхности в процессе ее обработки и условий эксплуатации. Стереометрия поверхности определяется профилем, волнистостью и шероховатостью. Важное влияние имеет несущая поверхность и кривая, определяющие реальные удельные напряжения и нагрузки, возникающие в процессе эксплуатации деталей [4].

В процессе изготовления деталей под действием различных обработок в поверхностном слое формируются остаточные напряжения разные по величине и знаку, микро- и макротвердость, структура материала, его фрагментация. Переменными являются химические свойства и энергетическое состояние поверхности, количество дефектов по глубине и их распределение. Сочетание этих параметров определяют сопротивление поверхностных слоев и детали действию усталостного нагружения, трибологических, коррозионных и эрозионных процессов. От состояния поверхностного слоя металла, полученного при технологическом процессе изготовления, зависят эксплуатационные свойства детали и надежность

²⁴ Национальный университет «Львовская политехника», ул. С. Бандеры, Львов, Украина, Politechnika Rzeszowska

²⁵ Национальный университет «Львовская политехника», ул. С. Бандеры, Львов, Украина.

²⁶ Politechnika Rzeszowska

изделия в целом [4]. Поэтому необходимо изготавливать изделия с желаемыми параметрами поверхности и свойствами поверхностного слоя, а также создавать соответствующие технологические процессы для их реализации. В этом случае большой интерес представляют технологии обработки поверхностей, основанные на формировании нанокристаллических структур в поверхностных слоях. Нанокристаллическое структурное состояние в тонких поверхностных слоях металлических деталей можно получить при воздействии на них высококонцентрированных источников энергии [1, 2].

Методы поверхностного упрочнения деталей машин, которые модифицируют поверхностные слои металла, базируются на использовании высококонцентрированных источников энергии, подводимых локально к обрабатываемым поверхностям. К этим методам относится и фрикционное упрочнение. Под действием таких источников энергии поверхностные слои металла нагреваются с большими скоростями до высоких температур, выше точки фазовых превращений, а также проходит их высокоскоростное деформирование. Действие концентрированного источника энергии на обрабатываемую поверхность действует локально и очень малое время ($\sim 10^{-3}$ с). После прекращения действия источника энергии зона поверхностного слоя металла за счет отвода теплоты в глубину металла охлаждается с большими скоростями. Во время такой обработки происходит высокоскоростное закаливание металла поверхностных слоев деталей, а также проходят сложные температурно-фазовые превращения. В поверхностных слоях изменяется структура, физико-механические и электрохимические характеристики металла, которые существенно влияют на работоспособность деталей машин в процессе эксплуатации. Структура поверхностного слоя после обработки высококонцентрированными источниками энергии становится нанокристаллической, то есть размер зерна меньше за 80-100 нм.

2. Основное содержание и результаты работы

Фрикционная обработка по кинематике процесса, режимами обработки подобна процессу шлифования. Для ее реализации используются универсальные плоско- или круглошлифовальные станки с модернизацией узла главного привода или специально разработанное оборудование. Высококонцентрированный тепловой поток энергии образуется в зоне контакта металлического инструмента диска и обрабатываемой детали при их высокоскоростном (60-90 м/с) трении. Кроме того, в зоне контакта инструмент-деталь в поверхностном слое металла возникают интенсивные сдвиговые деформации.

Фрикционное упрочнение рабочих поверхностей образцов проводили на модернизированном плоскошлифовальном станке модели HFS 3063 VS фирмы KNUTH (рис. 1), а также модели SPC-20a. На станке модернизировали узел главного привода.

Вместо абразивного круга устанавливали металлический инструмент-диск. При фрикционном упрочнении, в основном, используется инструмент с гладкой рабочей поверхностью. Для увеличения сдвигового деформирования поверхностного слоя металла и обеспечения импульсного подвода теплового потока в зону контакта инструмент-деталь используется инструмент с прерывистой рабочей частью. При этом в зоне контакта дополнительно возникают ударные нагрузки после прохождения паза. На рабочей части инструмента нарезаны поперечные пазы. Ширина паза выбрана из условия обеспечения полного выхода с контакта инструмента и детали.



Рис. 1 - Общий вид установки для фрикционного упрочнения плоских поверхностей

Инструмент состоит из корпуса, сменного рабочего кольца и прижимного кольца. Внешний диаметр инструмента соответствует размерам абразивного круга, используемого на данном станке. Сменное рабочее кольцо изготавливали со стали 45 в состоянии поставки. Конструкция инструмента обеспечивает возможность установки рабочего кольца, изготовленного из материалов с различными теплофизическими свойствами, что дает возможность изменять величину теплового потока, возникающего в зоне контакта инструмент-деталь.

Высококонцентрированный поток энергии возникает в зоне контакта за счет трения упрочняющего инструмента по обрабатываемой детали. Скорость нагрева локального объема металла поверхностного слоя в зоне контакта инструмент-деталь составляет $5 \cdot 10^5 - 3 \cdot 10^6$ К/с, скорость охлаждения – $10^4 - 10^6$ К/с [3]. Кроме того, в зоне единичного контакта происходит циклирование нагрева и охлаждения за счет прерывистой поверхности рабочей части инструмента. Поверхностный слой металла нагревается до температур выше точки фазовых превращений (A_{C3}). При обычной закалке фиксируется определенное неравновесное состояние металла и соответствующая структура, а при высокоскоростном охлаждении времени для формирования таких структур и фаз недостаточно. В результате такого охлаждения фиксируется состояние, при котором из твердого раствора еще не успевают выделиться отдельные фазы или это выделение не успело полностью завершиться. При высокой скорости охлаждения расплавленного железа фиксируется γ -фаза, углерод не успевает выделиться в виде цементитных образований и остается в растворе или частично переходит в тетраэдрические поры Fe_α , в результате чего образуется мартенсит. Содержание углерода в мартенсите значительно больше концентрации, которая отвечает точке мартенситного превращения. При высокоскоростном нагреве, циклировании температуры, последующем высокоскоростном охлаждении и интенсивном ударном деформировании локальной зоны единичного контакта формируется нанокристаллический упрочненный поверхностный слой металла (белый слой). Полученный упрочненный нанокристаллический слой имеет иное структурно-напряженное состояние металла, другие свойства по сравнению с обычной закалкой. Структура слоя представляет собою высокодисперсный мартенсит, остаточный аустенит и очень дисперсные карбиды. При этом повышается его твердость, прочность и одновременно вязкость.

При фрикционном упрочнении в зону обработки подается технологическая среда, которая устраняет схватывания инструмента и обрабатываемой поверхности детали,

что способствует улучшению шероховатости упрочненной поверхности и качества детали в целом. Как технологическая среда используется минеральное масло, полимерсодержащая смазочно-охлаждающая жидкость типа МХО и другие. В зоне обработки под действием высоких температур и давлений на ювенильных поверхностях, возникающих при обработке металла, происходит механо- и термодеструкция технологической среды с образованием атомов, которые диффундируют в деформированный металл. Они снижают уровень свободной поверхностной энергии и облегчают процессы пластического деформирования металла, что способствует образованию качественных упрочненных слоев. При фрикционном упрочнении возникают условия для целенаправленного изменения химического состава приповерхностных слоев путем подачи в зону фрикционного контакта специальных технологических сред, содержащих активные добавки углерода, азота, бора, никеля, хрома и другие.

Опыты показали, что при фрикционном упрочнении армко-железа в его поверхностном слое формируется белый слой. Технологическая среда, применяемая при этом, влияет на процесс формирования упрочненного слоя. При применении как технологическая среда минерального масла в зоне контакта происходит разложение его на атомарный углерод, который диффундирует в поверхностные слои детали и влияет на формирование упрочненного слоя. При применении, в качестве технологической среды, водопроводной воды источника диффузии углерода из технологической среды нет. Углерод может диффундировать, по нашему мнению, из поверхности упрочняющего инструмента. Микротвердость образцов из армко-железа после фрикционного упрочнения с применением разных технологических сред представлено на (рис. 2). Показано, что наибольшее влияние на формирование упрочненного слоя оказывает используемая смазочно-охлаждающую жидкость типа МХО. Поверхностно активная смазочно-охлаждающая жидкость МХО в своем составе содержит минеральное масло, а также компоненты, которые под действием высоких температур и давлений раскладываются, активируют поверхность, уменьшают поверхностную энергию. Микротвердость вблизи поверхности наибольшая после упрочнения с использованием МХО. С увеличением глубины она уменьшается и при достижении глубины 100 мкм уменьшается до исходной. При фрикционном упрочнении с использованием минерального масла микротвердость упрочненного слоя меньшая и с глубиной резко понижается.

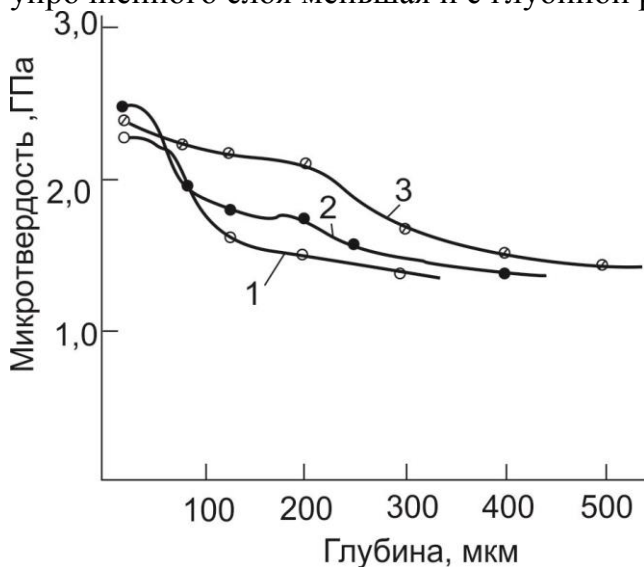


Рис. 2. Микротвердость армко-железа после фрикционного упрочнения с использованием разных технологических сред: 1 – вода; 2 – минеральное масло; 3 – МХО.

В процессе фрикционного упрочнения с применением, как технологическая среда, поверхностно активной полимерсодержащей смазочно-охлаждающей жидкости МХО под действием высоких температур и давлений происходит разложение среды на ионы углерода, водорода, кислорода, азота, хлора и других химических элементов, их адсорбция на ювенильных поверхностях обрабатываемой детали и диффузия в поверхностное слои металла. При этом они ослабляют межатомное взаимодействие, вследствие изменения электронной структуры металла, уменьшают модуль упругости, тем самым облегчают протекание пластической деформации. Происходит пластифицирование поверхностного слоя, усиливаются сдвиговые процессы.

При фрикционном упрочнении стали 35 в нормализованном состоянии (Н) с применением как технологическая среда минерального масла белый слой формируется тонкий, толщиной не больше 40-50 мкм (рис. 3). При применении поверхностно активной полимерсодержащей смазочно-охлаждающей жидкости МХО толщина белого слоя возрастает, он равномерный по всей длине и составляет около 100 мкм. Такая же картина наблюдается при упрочнении сталей 45 и 40Х после закалки и низкого отпуска (ЗНО). Так, толщина белого слоя, полученная при упрочнении стали 45 с применением как технологическая среда минерального масла составляет 130-140 мкм, а с применением МХО – увеличивается до 200-220 мкм.

Микротвердость белого слоя, полученная на стали 35 при фрикционном упрочнении с использованием МХО, составляет 4,6-4,8 ГПа, а при применении минерального масла – 3,2 ГПа против 2,6 ГПа основной структуры. При фрикционном упрочнении стали 45 с использованием МХО микротвердость белого слоя также выше по сравнению с применением при упрочнении как технологическая среда минерального масла и составляет 8,6 ГПа против 8,1 ГПа соответственно, при микротвердости основной структуры – 4,7 ГПа (рис. 4).

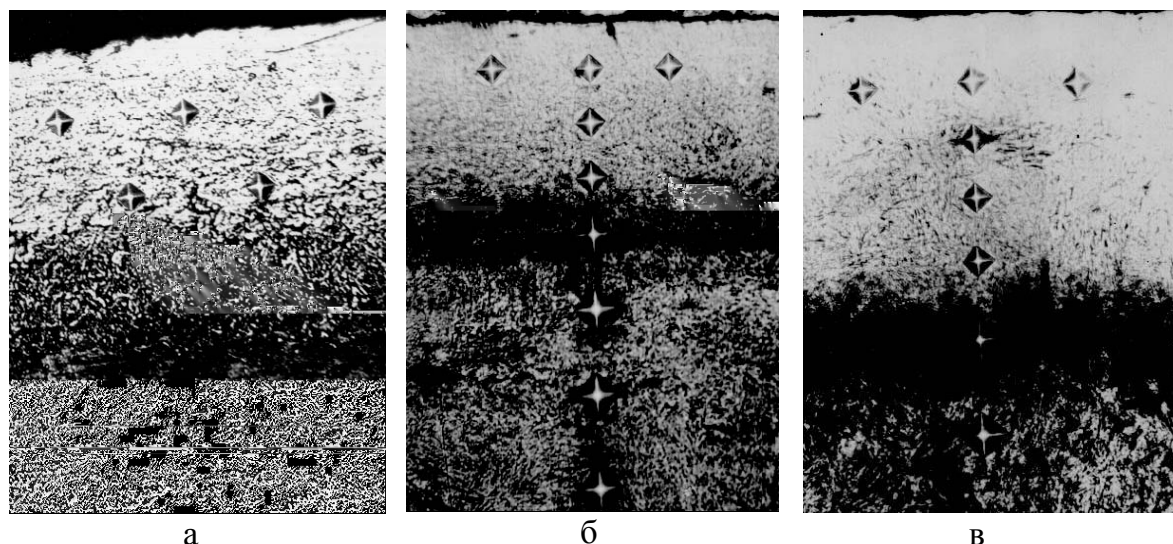


Рис. 3. Микроструктура сталей 35(Н) (а), 40ХН(ЗНО) (б) и У8А(ЗНО) (в). (x400)

С увеличением количества углерода в стали качество упрочненного слоя значительно улучшается. Наиболее качественный упрочненный слой был получен на эвтектоидной стали У8А после закалки и низкого, а также высокого отпуска (рис. 5). Как показали металлографические исследования образцов из закаленной и высокоотпущенной стали У8А после упрочнения, толщина упрочненного слоя достигает 100-120 мкм. Образованный белый слой однородный, микротвердость его

достигает 9,1 ГПа против 3,6 ГПа исходной структуры. Закалка и низкий отпуск увеличивает толщину белого слоя до 200-220 мкм. При фрикционном упрочнении стали У8А (ЗНО) с использованием как технологическая среда смазочно-охлаждающей жидкости МХО толщина белого слоя увеличилась до 320-350 мкм, а микротвердость до 11,1 ГПа (рис. 6).

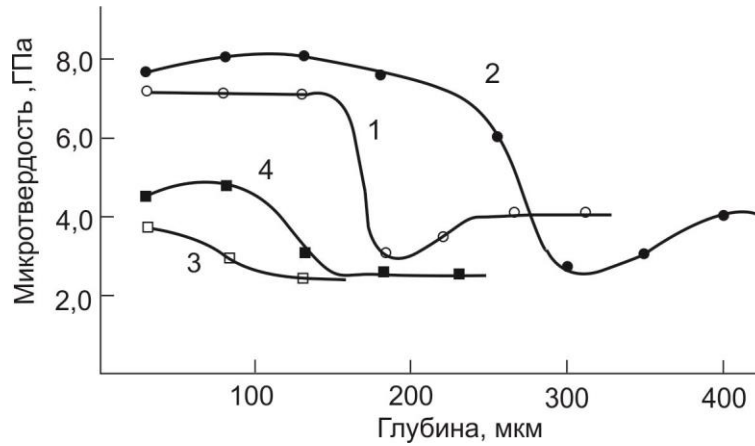


Рис. 4. Микротвердость стали 45, ЗНО (кривые 1, 2) и стали 35, Н (кривые 3, 4): 1, 3 – фрикционное упрочнение с использованием минерального масла; 2, 4 – с использованием МХО.

Легирование стали хромом, никелем (в пределах 1-3 %), или хромом и никелем, благоприятно влияет на качество белых слоев. Хром в таких количествах увеличивает прокаливаемость стали, никель замедляет аустенитные превращения, уменьшает связь железа с углеродом и содействует более равномерному распределению углерода в металле. Толщина белого слоя, при фрикционном упрочнении с использованием минерального масла, на стали 40ХН (закалка и высокий отпуск) достигает 150-170 мкм, на закаленной и низкоотпущенной – 190-200 мкм (рис. 7). При упрочнении с использованием как технологическая среда МХО толщина белого слоя возросла до 250-270 мкм. После фрикционного упрочнения в поверхностных слоях образцов из закаленной и среднеотпущенной стали 65Г возникает белый слой толщиной 180-200 мкм, микротвердость которого в 2,5-2,6 раза выше исходной структуры.

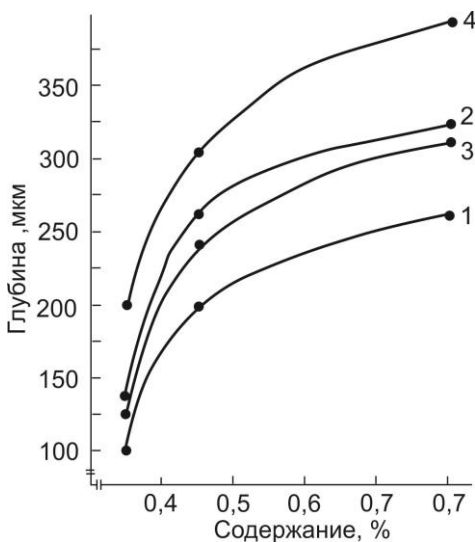


Рис. 5. Зависимость толщины белого слоя δ от содержимого углерода С в стали (ЗНО) после фрикционного упрочнения инструментом с гладкой (1, 2) и прерывистой (3, 4) рабочей поверхностью с использованием как технологическая среда: 1, 3 – минеральное масло; 2, 4 – МХО.

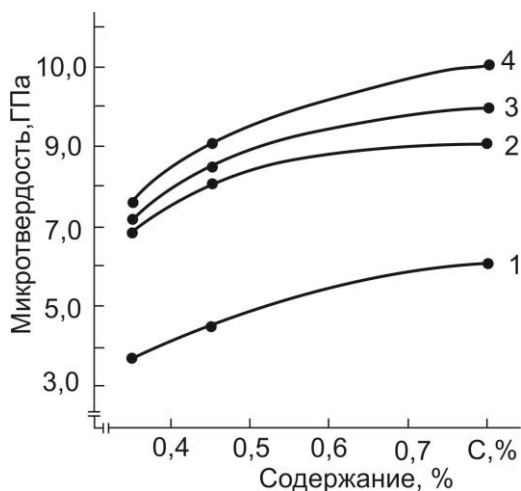


Рис. 6. Зависимость микротвердости белого слоя δ от содержания углерода в стали после фрикционного упрочнения инструментом с гладкой (2, 3) и прерывистой (4) рабочей поверхностью с использованием как технологическая среда: 1 – исходная структура; 2 – минеральное масло; 3, 4 – МХО.

Под упрочненным слоем расположена зона повышенной травимости (пониженной твердости), которая получается в результате отпуска подповерхностного слоя металла. В этом слое металла градиент концентрации энергии резко падает и происходит нагрев до температур ниже точки фазовых превращений. Вследствие этого проходит местный высокий отпуск предварительно закаленного и низкоотпущенного металла. При фрикционном упрочнении незакаленного металла (после отжига, нормализации) зона повышенной травимости не наблюдается.

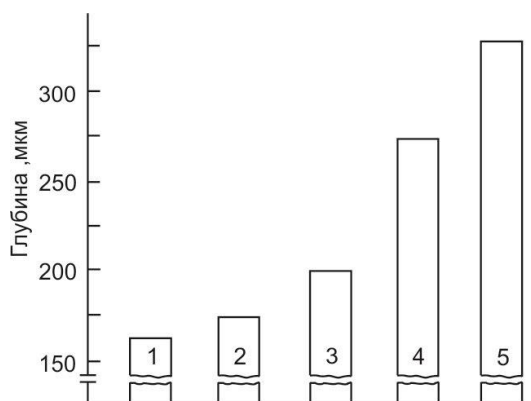


Рис. 7. Толщина белого слоя, полученного на стали 40ХН (1, 2 – закалка и высокий отпуск; 3, 4, 5 – закалка и низкий отпуск) после фрикционного упрочнения с использованием минерального масла (1, 3) и МХО (3, 4, 5). Инструмент с гладкой (1, 2, 3, 4) и прерывистой (5) рабочей поверхностью.

Для образования качественных белых слоев необходим импульсный нагрев до высоких температур с одновременным импульсным пластическим деформированием и скоростное охлаждение, которые влияют на фазовые и структурные превращения, а также физико-механические свойства обрабатываемого металла.

Металлографические исследования показали, что после фрикционного упрочнения стали 40Х на поверхности формируется градиентная зернистая структура. Деформация в процессе обработки уменьшается с максимальных значений на поверхности до нуля в недеформированной основе. Поэтому картина микроструктурных изменений в деформированных слоях отражает характер и распределение деформации, размер, ориентацию и геометрию зерен, а также формирование у них дислокационной структуры. Величина зерна колеблется в пределах 20-60 нм, данный слой можно отнести к нанокристаллическим структурам.

Фазовый состав упрочненных сталей изучали на дифрактометре ДРОН-3 в Fe- α излучении с $\lambda = 1,936 \text{ \AA}$. При обработке стали 40Х с исходной феррито-перлитной структурой упрочненный слой после фрикционного упрочнения имеет феррито-

аустенито-мартенситную структуру (α -Fe - 35%, γ -Fe - 65%). Параметр решетки γ -Fe $a = 3,6 \text{ \AA}$, что соответствует 1,2% углерода. Фазовый состав металла изменяется в зависимости от температуры, возникающей в поверхностных слоях, и зависит от геометрических параметров инструмента, режимов обработки. Кроме этого, на поверхности образуются оксиды FeO, Fe₃O₄. С увеличением деформации зоны контакта инструмент-деталь увеличивается плотность дислокаций в поверхностном слое, увеличивается количество остаточного аустенита и уменьшается величина блоков мозаики (табл. 1).

Таблица 1. Рентгено-структурный анализ поверхности образцов со стали 40X
Fe α -излучение с $\lambda = 1,936 \text{ \AA}$

Инструмент, технологическая среда	Величина блоков, $D \times 10^{-6}$, см	Плотность дислокаций, $\rho \times 10^{12}$, см ⁻²	α -Fe, %	γ -Fe, %
Поперечные пазы, МХО	1,34	1,8	60	40
Поперечные пазы, минеральное масло	1,41	1,5	65	35
Гладка рабочая часть	1,86	0,9	78	22

В процессе действия высококонцентрированных источников энергии в поверхностных слоях металла наблюдается резкое увеличение подвижности атомов. Не смотря на короткую продолжительность процесса много химических элементов переносятся на значительные расстояния. Установленная высокая скорость диффузии и увеличение содержания элементов в белом слое, полученном при использовании различных методов поверхностного упрочнения. Диффузия элементов в белом слое проходит из применяемой технологической среды, поверхности упрочняющего инструмента, а также из-под слоя упрочненной детали. Под действием высоких температур и давлений технологическая среда раскладывается на атомы, которые на ювенильных поверхностях диффундируют в поверхностные слои. В данном случае ювенильные поверхности являются катализаторами физико-химических процессов, протекающих в процессе упрочнения.

Определение перераспределения химических элементов в белом слое проводили с помощью локальных рентгеноспектральных исследований на микрозонде MS-46 фирмы «САМЕСА». Перераспределение химических элементов в поверхностных слоях деталей после фрикционного упрочнения существенно отличается от исходного металла. Несмотря на короткое действие высокой температуры и давления в процессе формирования белых слоев, некоторые элементы успевают перераспределиться. Наибольшее повышается содержание углерода. Повышение содержания углерода в белом слое происходит, главным образом, за счет миграции его из-под слоя, а также из технологической среды. Также возможна диффузия углерода и других элементов с поверхности инструмента в поверхностные слои обрабатываемой детали.

Опыты показали, что при фрикционном упрочнении армко-железа с использованием как технологическая среда МХО проходит диффузия углерода, азота, хлора в поверхностный слой металла (рис. 8). Наибольшее продиффунировало углерода. Его содержание в поверхностном слое составляло около 0,63 %. С увеличением глубины содержание углерода резко уменьшается и на глубине 30 мкм

он практически не наблюдается. Максимальная концентрация всех элементов зарегистрирована возле поверхности. С увеличением глубины концентрация химических элементов уменьшается и на глубине 40 мкм наличие данных элементов практически не наблюдается. Это подтверждает тот факт, что диффузия химических элементов проходит, в основной, из технологической среды и упрочняющего инструмента.

Аналогичная картина наблюдается и при фрикционном упрочнении стали 45 в закаленном и низкоотпущенном состоянии с использованием как технологической среда полимерсодержащей смазочно-охлаждающей жидкости МХО (рис. 9). Опыты показали, что максимальное содержание углерода наблюдается возле поверхности образца и составляет 1,67 %. С увеличением глубины содержание углерода резко уменьшается и на глубине 50 мкм приближается к значению близкому к основному металлу. В белом слое возле поверхности увеличилось содержание серы, которое с глубиной уменьшается к исходной величине. В поверхностном слое металла зарегистрирована диффузия натрия, хлора и азота. С глубиной содержание данных элементов уменьшается и на глубине больше 40 мкм они практически уже не регистрировались.

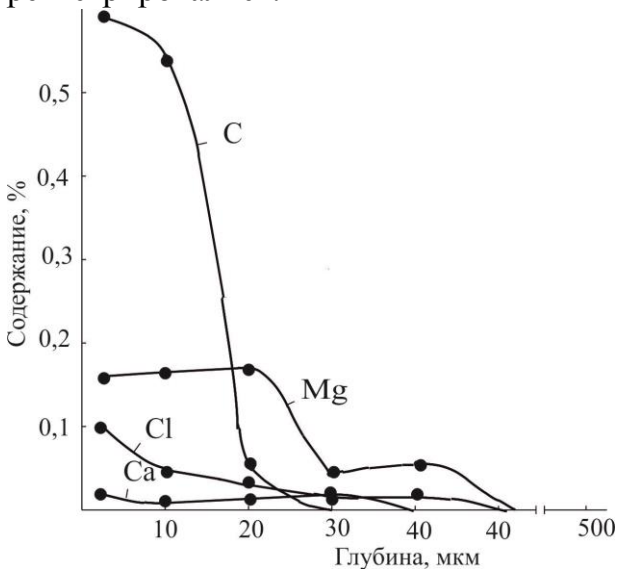


Рис. 8. Перераспределение химических элементов в белом слое при фрикционном упрочнении армко-железа.

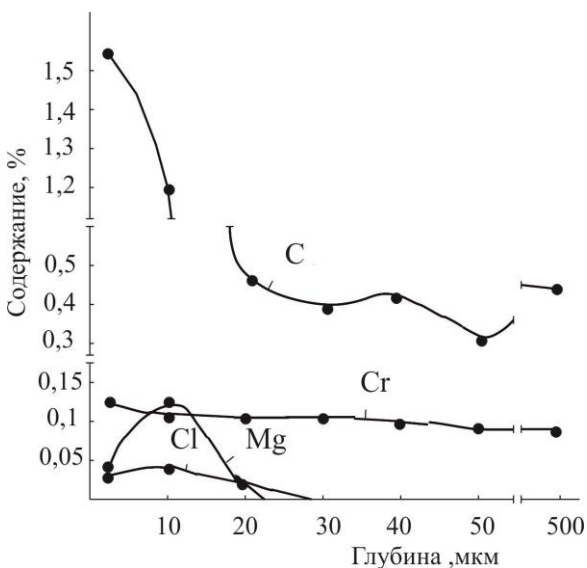


Рис. 9. Перераспределение химических элементов в белом слое при фрикционном упрочнении стали 45 с использованием МХО.

Максимальное увеличение углерода в белом слое в сравнении с другими элементами объясняется тем, что будучи легким, имея меньший атомный радиус, чем железо, образует с ним твердый раствор проникновения. Хром, марганец, кремний и прочие имеют больший атомный радиус, чем железо, образуют растворы замещения и диффундируют в белый слой менее интенсивно, чем углерод. Не смотря на значительное ускорение диффузии под влиянием указанных факторов, все же процесс перенесения разных элементов на такое большое расстояние за такое короткое время (10^{-2} - 10^{-3} с) тяжело объяснить классическими представлениями о диффузных процессах.

Количественное изменение химического состава белых слоев зависит также от исходного структурного состояния стали. С увеличением метастабильности стали повышается качество белых слоев и увеличивается содержание элементов в сравнении с исходным металлом. Феррито-перлитные структуры усложняют диффузию и выравнивание концентрации элементов в аустените, а потому ухудшают образования качественных белых слоев. В этом случае для создания благоприятных условий образования сплошных качественных белых слоев необходимы более высокие температуры. Важным условием образования данных структур является скорость растворения карбидов в аустените; чем более легко растворяется карбид в аустените, тем лучшие условия возникновения белых слоев.

Химический состав зоны повышенной травимости (пониженной твердости), находящейся под белым слоем, характеризуется пониженным содержанием элементов в сравнении с исходным металлом. Это свидетельствует о том, что диффузия элементов в белого слоя происходит и из-под слоя. Полученные результаты коррелируют с изменением микротвердости и данными микроструктурного анализа.

Данные экспериментальные исследования подтверждают факт аномальной скорости диффузии химических элементов при импульсном упрочнении с использованием высококонцентрированных источников энергии, а также дает возможность целенаправленно руководить качеством упрочненной поверхности, используя разные технологические среды, в том числе и поверхностно активные.

4. Выводы

Основной путь поверхностной наноструктуризации заключается в создании в поверхностном слое большого количества дефектов и границ раздела, необходимых для перехода исходной микроструктуры в структуру с наноразмерными кристаллами. При этом крупнозернистая структура в объеме материала должна оставаться неизменной. Фрикционное упрочнение является одним из наиболее благоприятных процессов, поскольку в зоне контакта инструмент-деталь происходит термопластичная деформация с нагревом выше точек фазовых превращений с последующим его быстрым охлаждением. Это дополнительно способствует наноструктуризации поверхностных слоев металла путем коалесценции субзерен. Так как механизм коалесценции субзерен характеризуется сохранением многих дефектов в динамично рекристаллизованных объемах, растет гетерогенность упрочненной поверхности, которая существенно влияет на коррозионные свойства упрочненного слоя. Процессы динамической рекристаллизации особенно интенсивно развиваются во время прерывистого фрикционного упрочнения (значительные ударные нагрузки в зоне контакта инструмент-деталь). Поэтому высокую работоспособность упрочненной детали в конкретных условиях эксплуатации можно обеспечить путем подбора оптимальных режимов упрочнения, геометрических параметров рабочей

поверхности инструмента, подвода в зону обработки соответствующих технологических сред. Необходимым условием формирования качественных нанокристаллических структур в поверхностных слоях деталей машин при фрикционном упрочнении является наличие в зоне контакта инструмент-деталь высоких температур и напряжений.

Literatura

1. BOSHEH S.S., MATIVENGA P.T.: White layer formation in hard turning of H13 tool steel at high cutting speeds using CBN tooling. *I. J. Mach. Tools & Manufacture*, 46, 2006, p. 225-233.
2. CHUNZHENG Duan, MINJIE Wang: Some metallurgical aspects of chips formed in high speed machining of high strength low alloy steel. *Scripta Mater.*, 52, 2005, p. 1001-1004.
3. I.CHUR, M. JACHYMEK, I. HUREY, V. GUREY, H. SHYNKARENKO: Computer simulation of friction hardening of superficial layers of machine details / *Manufacturing Processes. Some Problems. Vol. 1. Basic science applications*, Opole, Politechnika Opolska, 2012, 49-62.
4. ВАСИЛЬЕВ М.А., ПРОКОПЕНКО Г.И., ФИЛАТОВА В.С.: Нанокристаллизация металлических поверхностей методами интенсивной пластической деформации. – *Успехи Физ. Мет.*, № 5, 2004, с. 345-399.

FORMATION OF THE NANOCRYSTAL SURFACE LAYER DURING THE FRICTION HARDENING

Summary:

It is shown, that the hardened nanocrystalline white layer is formed at the surface layer after the friction treated of steel parts. Processing modes, technological environment, the shape of the working surface of the tool influence the formation of the hardened layer. The diffusion of the chemical elements of the technological environment is observed in the surface hardened layer.

TWORZENIE WARSTWY WIERZCHNIEJ NANOKRYSTALICZNEJ PODCZAS UTWARDZANIA TARCIEM

Streszczenie:

Wykazano, że wzmocniona warstwa biała nanokryształiczna jest utworzona na warstwie powierzchni części stalowych poddanych obróbce ciernej. Parametry obróbki, środowisko technologiczne, kształt powierzchni roboczej narzędzia wpływają na powstawanie utwardzonej warstwy. Dyfuzja pierwiastków chemicznych z środowiska technologicznego obserwuje się w warstwie powierzchniowej utwardzonej.

COST EFFECTIVENESS OF POWDER METALLURGY TECHNOLOGY.

Marek JANČÍK²⁷
Anton PANDA²⁸
Iveta PANDOVÁ²⁹

Key word: Cost, effectiveness, process, product, technology

Powder metallurgy is a continually and rapidly evolving technology embracing most metallic and alloy materials, and a wide variety of shapes. Powder metallurgy is a highly developed method of manufacturing reliable ferrous and non ferrous parts. Created by mixing elemental or alloy powders and compacting the mixture in a die, the resultant shapes are then heated or "sintered" in a controlled atmosphere furnace to bond the particles metallurgically. The high precision forming capability of Powder metallurgy generates components with near net shape, intricate features and good dimensional precision pieces are often finished without the need of machining. [3], [2]. The authors would like to thank the VEGA grant agency for supporting research work the projects: VEGA#1/0409/13.

1. Process of powder metallurgy

Powder Metallurgy, or PM, comprises a family of production technologies, which process a feedstock in powder form to manufacture components of various types. These production technologies generally involve all or most of the following process steps:

1. Powder production

2. Mixing of powders

This can often involve the introduction of alloying additions in elemental powder form or the incorporation of a pressing lubricant,

3. Forming of the mixed powder into a compact

The dominant consolidation process involves pressing in a rigid toolset, comprising a die, punches and, possibly, mandrels or core rods. However, there are several other consolidation processes that are used in niche applications,

4. Sintering of the compact to enhance integrity and strength

This process step involves heating of the material, usually in a protective atmosphere, to a temperature that is below the melting point of the major constituent. In some cases, a minor constituent can form a liquid phase at sintering temperature; such cases are described as liquid phase sintering,

5. Secondary operations

The application of finishing processes to the sintered part. In the Powder Metallurgy industry, such processes are often referred to as "secondary operations". [1]

²⁷ SPINEA s.r.o., Okrajová, Prešov

²⁸ Technical university in Košice, Faculty of manufacturing technology with seat in Prešov, Štúrova, Prešov

²⁹ Technical university in Košice, Faculty of manufacturing technology with seat in Prešov, Bayerova, Prešov

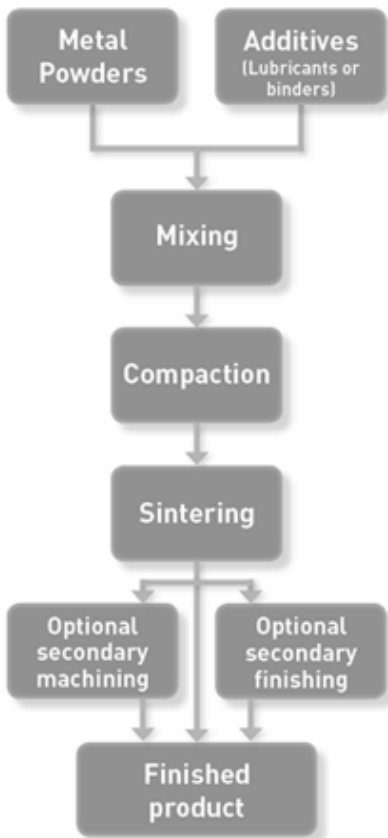


Fig. 1 Flowchart of the basic Powder Metallurgy process for structural press and sintered components [4, edited and supplemented by author]

2. Technology of powder metallurgy

Powder metallurgy is a technology which involves spending considerable time and effort in converting the starting material to the required powder form and then even further time and effort in "sticking" the material back together again to produce a more or less solid object.

There are, in fact, many good reasons why PM might be chosen as the preferred route for the manufacture of a product. In broad terms, these reasons separate into two categories:

1. Product cost effectiveness

Powder metallurgy is the most cost effective of a number of possible options for making the part,

2. Product uniqueness

Some characteristic of the product (e.g. combination of chemical constituents, control over microstructure, control over porosity etc.) can be created by starting from a powder feedstock, which would be very difficult or sometimes impossible in conventional processing.

2.1 *Product cost effectiveness*

Product cost effectiveness is by far the predominant reason for choosing powder metallurgy and is the main driver of the structural (or mechanical) parts sector. PM wins the cost competition on the basis of its lower energy consumption, higher material utilisation and reduced numbers of process steps, in comparison with other production technologies.

All of these factors, in turn, are dependent on PM's ability to reduce, or even possibly eliminate entirely, the machining operations that would be applied in conventional manufacture.

In order to eliminate machining operations, PM relies on its abilities to form complex geometrical shapes directly and to hold close dimensional tolerance control in the sintered product.

PM's cost effectiveness generally also requires that the particular product be made in large production quantities. If production quantity requirements are too low, there would be no opportunity to amortise the costs of the (long-lasting) forming tooling over a sufficient numbers of parts or to avoid the loss of significant fractions of potential production time in tool changeover/setting operations.

The production quantities at which Powder Metallurgy would be the process of choice is of course dependent on how difficult it would be to form the shape by a different route, but, in general, would be at least in the order of tens of thousands of parts per year.



Fig. 2 System stator produced by powder metallurgy for the customer [5, edited and supplemented by author]

2.2 Product uniqueness

Product uniqueness can be delivered by Powder Metallurgy in a number of different ways:

Processing combinations of materials that would otherwise be impossible to mix PM allows the processing, in an intimate mixed form, of combinations of materials that would be conventionally regarded as immiscible. Well-established examples of this type of PM application are:

- Friction materials for brake linings and clutch facings in which a range of non-metallic materials, to impart wear resistance or to control friction levels, are embedded in a copper-based or iron-based matrix,
- Hardmetals or cemented carbides, used for cutting tools, forming tools or wear parts. These comprise a hard phase bonded with a metallic phase, a microstructure that can only be generated through liquid phase sintering at a temperature above the melting point of the binder. Tungsten carbide bonded with cobalt is the predominant example of such a material, but other hardmetals are available that include a range of other carbides, nitrides, carbonitrides or oxides and metals other than cobalt can be used as the binder (Ni, Ni-Cr, Ni-Co etc.),
- Diamond cutting tool materials, in which fine diamond grit is uniformly dispersed in a metallic matrix. Again, liquid phase sintering is employed in the processing of these materials,
- Electrical contact materials e.g. copper/tungsten, silver/cadmium oxide.

Processing of materials with very high melting points

PM enables the processing of materials with very high melting points, including refractory metals such as tungsten, molybdenum and tantalum. Such metals are very difficult to produce by melting and casting and are often very brittle in the cast state. The production of tungsten billet, for subsequent drawing to wire for incandescent lamps, was one of PM's very early application areas.

Products with controlled levels of porosity

Powder Metallurgy enables the manufacture of products with controlled levels of porosity in their structure. Sintered filter elements are examples of such an application. The other prime example is the oil-retaining or self-lubricating bearing, one of Powder Metallurgy's longest established applications, in which the interconnected porosity in the sintered structure is used to hold a reservoir of oil.

Products with superior properties

In some specific applications, the generation of superior properties, often through superior control over microstructure, is possible by PM processing as opposed to conventional casting or wrought routes. Good examples in this category of application are:

- **Magnetic materials**
Virtually all hard (permanent) magnets and around 30% of soft magnets are processed from powder feedstocks.
- **High speed steels**
The finer and more controlled microstructure from a Powder Metallurgy processed material provides superior toughness and cutting performance than wrought products.
- **Nickel- or cobalt-based superalloys**
Nickel- or cobalt-based superalloys are used for aero-engine applications, in which Powder Metallurgy processing can deliver compositional ranges and microstructural control not achievable conventionally and therefore an enhancement in operating temperature and performance.

3. Summary

Metal powder technology has the power to open up a world of possibilities. The inherent properties of metal powders provide unique possibilities to tailor solutions to match the requirements of engineering industry.

References

1. JONES, W. D. *Fundamental Principles of Powder Metallurgy*. London: Edward Arnold Ltd.
2. MAKHLOUF, M. M.; MOULD, A. M.; and MERCHANT, H. D. "Sintering of Chemically Preconditioned Tin Powder". *Intern. J. Powder Metallurgy and Powder Tech.* 15 (3): 231-237.
3. SHEASBY, J. S. "Powder Metallurgy of Iron-Aluminum". *Intern. J. Powder Metallurgy and Powder Tech.* 15 (4): 301-305.
4. <http://www.hzfmj.com/en/Process.asp>.
5. Materials provided by the company.

OCENA WŁAŚCIWOŚCI TECHNOLOGICZNEJ WARSTWY WIERZCHNIEJ ŻELIWA EN-GJSFP 450-10 MODYFIKOWANEJ PREPARATAMI EKSPLOATACYJNYMI PO OBRÓBCE NAGNIATANIEM

Albert LEWANDOWSKI³⁰

Słowa kluczowe: żeliwo, preparaty eksploatacyjne, chropowatość powierzchni, nagniatanie powierzchniowe, zużycie tribologiczne, warstwa wierzchnia.

W artykule przedstawiono wyniki badań wpływu oleju bazowego SN 150 oraz preparatów eksploatacyjnych R-2000 i Motor LIFE na właściwości tribologiczne i stan stereometryczny powierzchni zużycia żeliwa EN-GJSFP 450-10 po procesie nagniatania.

Badania zużycia powierzchni nagniatanej przeprowadzono na testerze T-05 typu rolka-klocek. Analiza wyników ujawniła pozytywny wpływ preparatu eksploatacyjnego MotorLIFE na właściwości tribologiczne oraz zmniejszenie parametrów chropowatości w stosunku do oleju bazowego SN 150 i preparatu eksploatacyjnego R-2000.

1. Wprowadzenie

Wysokie wymagania eksploatacyjne stawiane częściom maszyn zmuszają do poszukiwania różnych metod obróbki, których celem jest zwiększenie wytrzymałości i trwałości tych części przy równoczesnym zminimalizowaniu kosztów ich wytwarzania.

Zwiększenie wytrzymałości i odporności części maszyn na zużycie, a tym samym ich trwałości i niezawodności jest determinowana stanem warstwy wierzchniej (WW). Niewłaściwy stan warstwy wierzchniej wpływa na eksploatację maszyn, a w dalszej kolejności na awarie maszyn. Przyczyną około 95% awarii maszyn jest niewłaściwe przygotowanie WW [4,7,8,10]. Z analizy literatury wynika, że stan WW w decydującym stopniu wpływa na zużycie części maszyn. Ukształtowanie WW zależy od warunków technologicznych wytwarzania wyrobu. Procesy technologiczne powinny być tak projektowane i realizowane, aby nie tylko zapewniały uzyskanie wymaganej dokładności wymiarowo-kształtowej, lecz jednocześnie powodowały powstawanie WW o cechach optymalnych ze względu na właściwości użytkowe wyrobów, a przede wszystkim zapewniały wymaganą odporność na zużycie ścierne i zmęczeniowe [6,8].

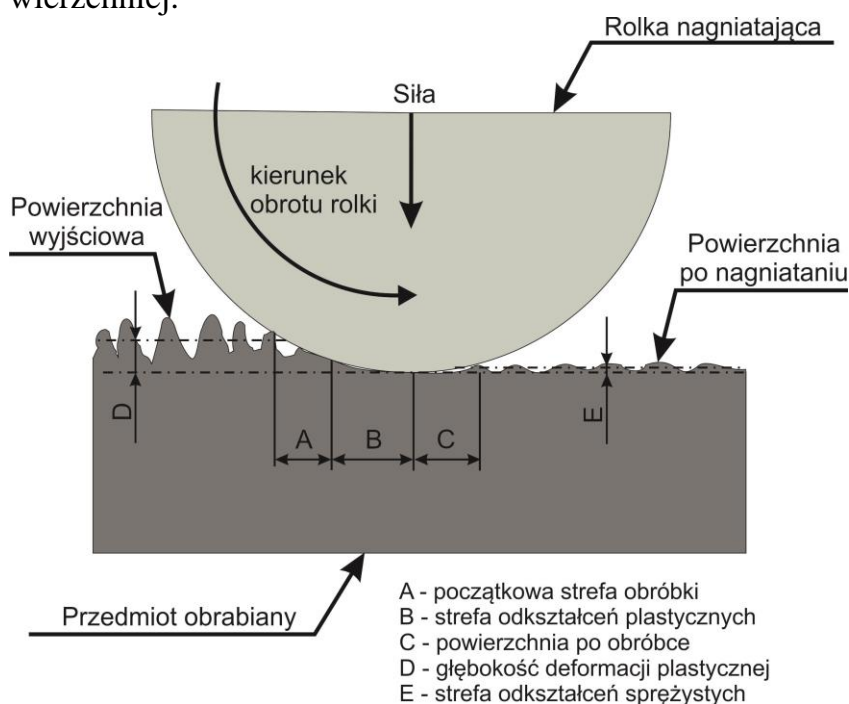
Jedną z metod obróbki spełniającą te wymagania jest obróbka przez zgmiot na zimno, zwana nagniataniem. Nagniatanie powierzchni części maszyn [4] umożliwia osiągnięcie korzystnych warunków podczas ich eksploatacji. O kształtowaniu własności warstwy wierzchniej podczas nagniatania decydują dwie grupy czynników. Pierwszą grupą stanowią warunki nagniatania, czyli prędkość i posuw rolki nagniatającej, siła nagniatania, liczba przejść oraz zastosowany środek smarowy. Drugą stanowią podstawowe własności warstwy wierzchniej elementu jego stereometria, mikrotwardość, stan naprężeń, energia powierzchniowa, skład fazowy i struktura, które są kształtowane w całym ciągu obróbki. Podczas obróbki poszczególne własności warstwy wierzchniej pozostają po operacjach poprzedzających. Istnieje związek między zgrubnymi, kształtującymi i wykańczającymi zabiegami obróbki mechanicznej [4,7]. Współdziałanie międzyoperacyjnych zmian umocnienia, stanu naprężeń, struktur, skutkuje kształtowaniem określonego stanu

³⁰ Uniwersytet Zielonogórski, Instytut Budowy i Eksploatacji Maszyn, Zielona Góra,

fizykochemicznego warstwy wierzchniej. Zjawiska te muszą być uwzględnione przy wyborze warunków nagniatania.

Procesy nagniatania w coraz większym stopniu znajdują zastosowanie w technologiach przemysłowych. Z analizy literatury wynika brak wiarygodnych interpretacji zjawisk występujących podczas procesu nagniatania, a zwłaszcza żeliwa, który jest materiałem niejednorodnym, a to wymaga pracochłonnych i kosztownych badań. Brak takich badań prowadzi często do nieprawidłowo dobranych parametrów technologicznych obróbki ze względu na cechy warstwy wierzchniej, która będzie wpływała na warunki eksploatacji określonych węzłów tarcia.

W artykule przedstawiono wyniki badań w zakresie wpływu siły nagniatania oraz rodzaju zastosowanego środka smarowego w procesie nagniatania na stan warstwy wierzchniej.



Rys. 1. Schemat procesu nagniatania przy użyciu rolki

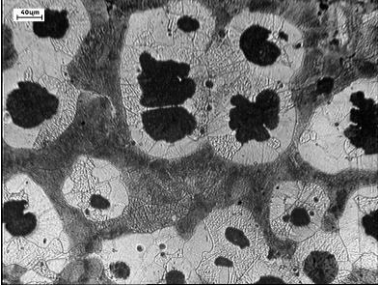
2. 1Metodyka i warunki badań

2.1. *Material badany*

Wykorzystywanie w budowie maszyn i urządzeń jako materiału konstrukcyjnego żeliwa, zdecydowało o doborze w badaniach własnych żeliwa szarego EN-GJSFP 450-10.

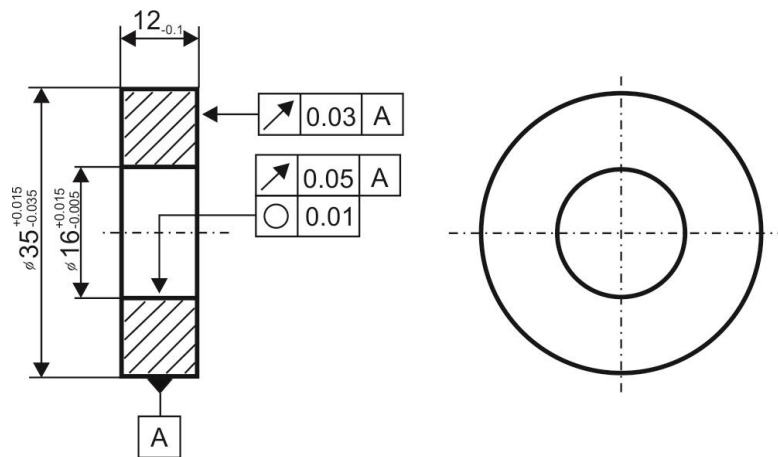
Tabela 1. Zestawienie składu chemicznego struktury i własności żeliwa użytego do badań

I. SKŁAD CHEMICZNY	Symbol	C	Mn	Si	P	S
		%				
1. Żeliwo szare perlityczne	EN-GJSFP 450-10	3,197	0,329	1,941	0,016	0,005
II. MIKROSTRUKTURA						

	II. CHARAKTERYSTYKA MIKROSTRUKTURY wg PN-EN ISO 954	
	Kształt wydzieliń grafitu	VI
	Wielkość wydzieliń grafitu	5
	Rozmieszczenie wydzieliń grafitu	A
	Rodzaj osnowy	FP
	III. WŁASNOŚCI MECHANICZNE	
	Twardość HB	181
Wytrzymałość na rozciąganie Rm	510	

W celu ustalenia reprezentatywnych próbek żeliwnych określono ich twardość $HB_{sr}=181\pm 10$.

Na rys. 2 przedstawiono kształt i geometrię próbek żeliwnych użytych do badań.

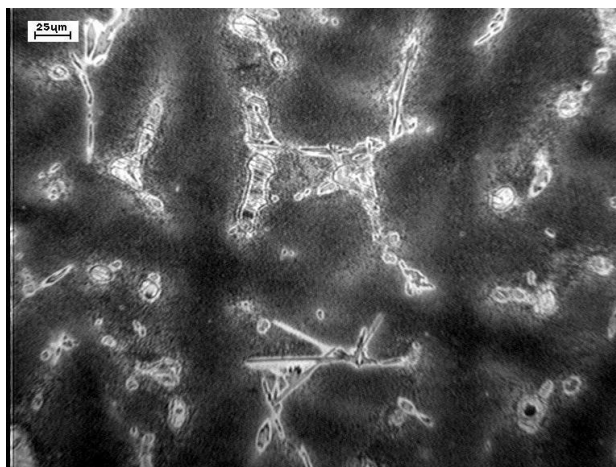


Rys. 2. Geometria próbek użytych do badań

Do badań tribologicznych przeciwpróbki wykonano z brązu CuSi3Zn3Mn o składzie chemicznym, mikrostrukturze i własnościach mechanicznych podanych w tabeli nr 2 oraz na rys. 3.

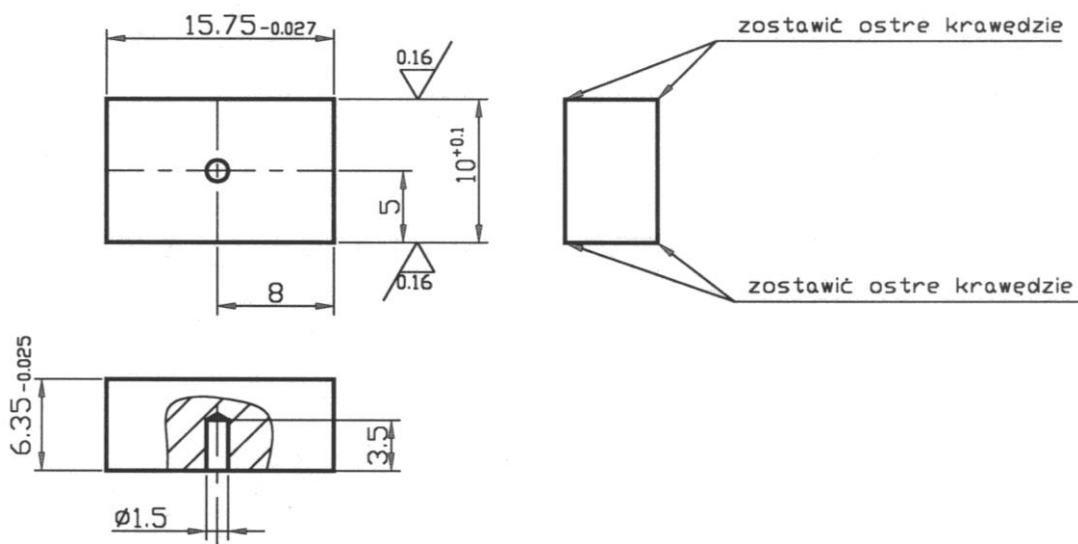
Tabela 2. Skład chemiczny i własności mechaniczne brązu CuSi3Zn3Mn

SKŁAD CHEMICZNY I WŁASNOŚCI MECHANICZNE	Symbol	Zn	Si	S	Mn	Fe	Ni	Twardość HB
		%						
Brąz	CuSi3Zn3Mn	3,5	4,0	0,03	1,4	1,0	2,2	90



Rys. 3. Mikrostruktura próbki z brązu CuSi3Zn3Mn

Na rys. 4 przedstawiono geometrię przeciwpróbki z brązu CuSi3Zn3Mn zastosowanej do badań tribologicznych.



Rys. 4. Geometria próbek użytych do badań [4]

2.2. Warunki badań

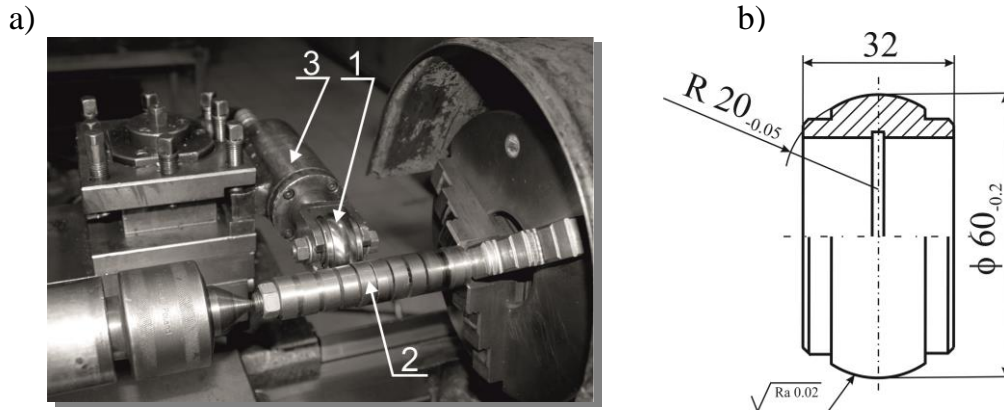
Proces nagniatania i skrawania realizowano za pomocą tokarki uniwersalnej CU-502. Podczas toczenia stosowano nóż z płytkami wymiennymi typ SPUN 120308 H10S/K10. Obróbkę nagniataniem wykonano przy użyciu jednokrążkowego nagniataka imakowego (rys. 5) mocowanego w imaku nożowym tokarki. Zastosowane urządzenie umożliwia uzyskanie wartości siły nagniatania P w zakresie od $0 \div 5000$ N. Rolkę nagniatającą o twardości 60 HRC wykonano ze stali X210Cr12.

W wyniku badań wstępnych dobrano optymalne warunki procesu toczenia i nagniatania:

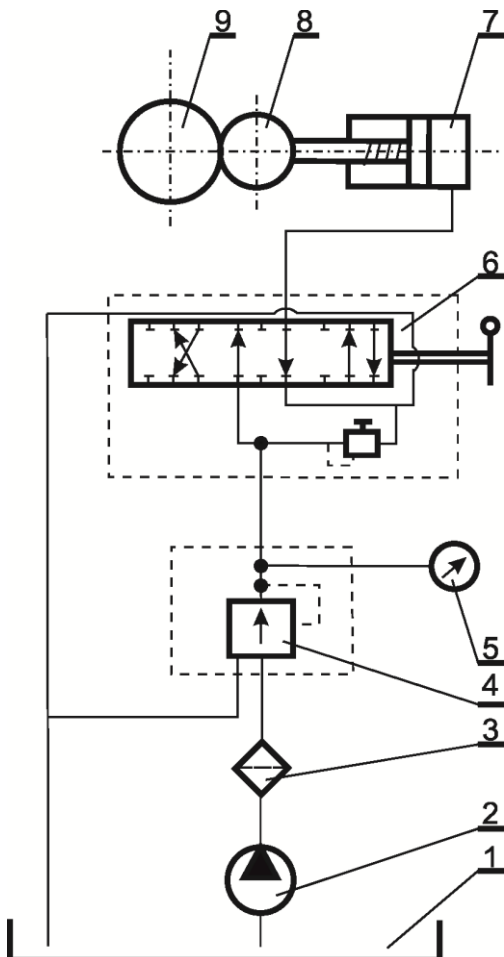
- proces toczenia został przeprowadzony przy stałej prędkości skrawania $v_c = 60$ [m/min], posuwie toczenia $f = 0,15$ [mm/obr], promieniu naroża noża tokarskiego $r_\epsilon = 0,8$ [mm] oraz głębokości skrawania $a_p = 0,5$ [mm]. Jako kryterium zastosowania do dalszych badań przyjęto chropowatość powierzchni roboczych próbek żeliwnych po procesie toczenia $Ra = 1,68 \pm 0,04$ [μm],

- b) proces nagniatania został przeprowadzony przy stałej sile nagniatania $P_n = 1500$ [N], stałej prędkości nagniatania $v_n = 60$ [m/min], posuwie nagniatania $f_n = 0,083$ [mm/obr] i liczbie przejść $i = 1$.

Badania realizowano przy mocowaniu pakietu rolek na wspólnym trzpieniu (rys. 5). Pakiet rolek najpierw toczono, a następnie nagniatano. Docisk rolki nagniatającej odbywał się za pomocą przyrządu hydraulicznego w warunkach styku między rolką, a próbką (rys. 5 i 6). Środki smarowe zastosowane w procesie nagniatania to olej bazowy SN-150 oraz preparaty eksploatacyjne MotorLIFE i R-2000. Czwartą grupę próbek przeznaczonych do badań stanowiły próbki nagniatane na sucho.



Rys. 5. Stanowisko do nagniatania: a) widok ogólny stanowiska do nagniatania: 1-krążek nagniatający, 2-próbki do nagniatania, 3-siłownik, b) geometria krążka do nagniatania



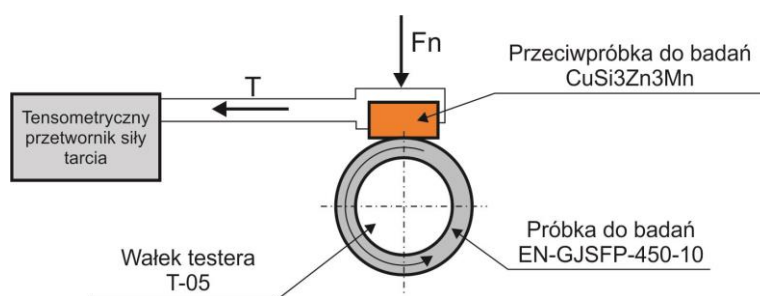
Rys. 6. Schemat kinematyczny przyrządu do nagniatania: 1 – zbiornik oleju, 2 – pompa, 3 – filtr, 4 – zawór redukcyjny, 5 – manometr, 6 – rozdzielacz, 7 – siłownik jednostronnego działania, 8 – rolka nagniatająca, 9 – element nagniatany [4]

Do badań tribologicznych przeciwpróbki wykonano z brązu CuSi3Zn3Mn. Jako kryterium zastosowania do dalszych badań przyjęto chropowatość powierzchni roboczych według parametru $Ra = 0,35 \pm 0,03 [\mu\text{m}]$.

Do wyznaczenia właściwości tribologicznych skojarzeń trących użyto testera typu „rolka-klocek” T-05 (rys. 7) produkcji Instytutu Technologii Eksploatacji w Radomiu.

Badania tribologiczne prowadzono przy następujących warunkach:

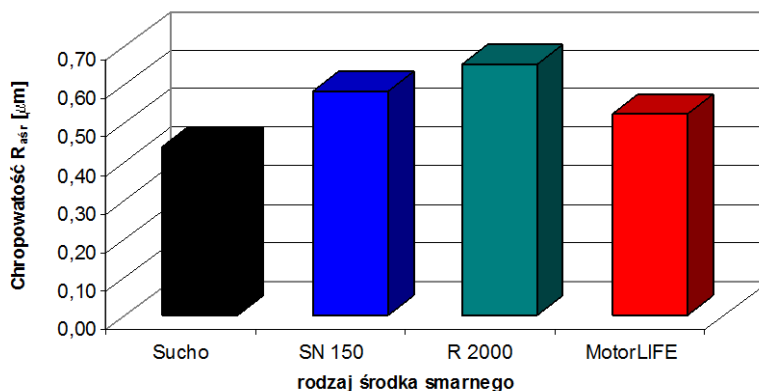
- prędkość obrotowa próbki – 180 [obr/min],
- siła obciążająca – 90 [daN],
- środek smarowy – olej bazowy SN-150,
- czas trwania próby – 5 [h] (po godzinie próby pojemnik ze środkiem smarowym został odłączony).



Rys. 7. Schemat badań tribologicznych – tester T-05

2.3. Metodyka badań

Po procesie toczenia i nagniatania dokonano pomiaru chropowatości powierzchni przy pomocy profilografometru PGM-1C. Jako czynnik decydujący o efektywności procesu przyjęto podstawowy parametr chropowatości powierzchni Ra (rys. 8).



Rys.8. Zestawienie pomiarów chropowatości próbek z żeliwa EN-GJSFP 450-10 nagniatanych stałą siłą $P=1500$ [N] w obecności preparatów eksploatacyjnych, oleju bazowego i na sucho

Do określenia zmian mikrostruktury na powierzchniach próbek, oraz określenia zmian w składzie chemicznym powierzchni próbek po badaniach tribologicznych wykorzystano mikroskop skaningowy JSM-5600LV wraz z mikroanalizatorem rentgenowskim EDS 2000.

2.4. Środki smarowe

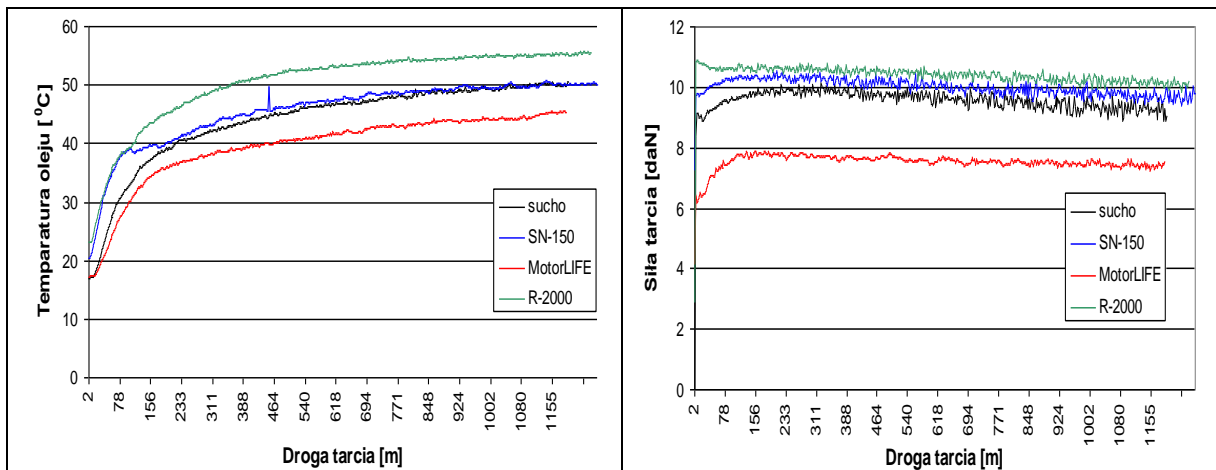
Jako środków smarowych w procesie nagniatania użyto oleju bazowego SN-150 oraz dwóch preparatów eksploatacyjnych do olejów smarowych: MotorLIFE i R-2000.

Pierwszy z tych preparatów - MotorLIFE jest o działaniu chemicznym i składa się z węglowodorów syntetycznych i chloropochodnych. W czasie tarcia MotorLIFE w wyniku chemisorpcji modyfikuje własności warstwy przypowierzchniowej elementów trących, tworząc podczas tarcia warstwę graniczną odporną na przerywanie.

Drugi z dodatków - R-2000 zawiera mikroskopijne cząstki miękkich metali: miedzi i ołowiu o wymiarach od 5 do 15 μm . Olej w tym przypadku stanowi tylko bazę i jest nośnikiem metali miękkich. Wprowadzenie między współpracujące powierzchnie preparatu eksploatacyjnego R-2000 powoduje w procesie tarcia wypełnienie nierówności powierzchni cząstkami miedzi i ołowiu. Podczas badań tribologicznych jako środek smarowy zastosowano olej bazowy SN-150.

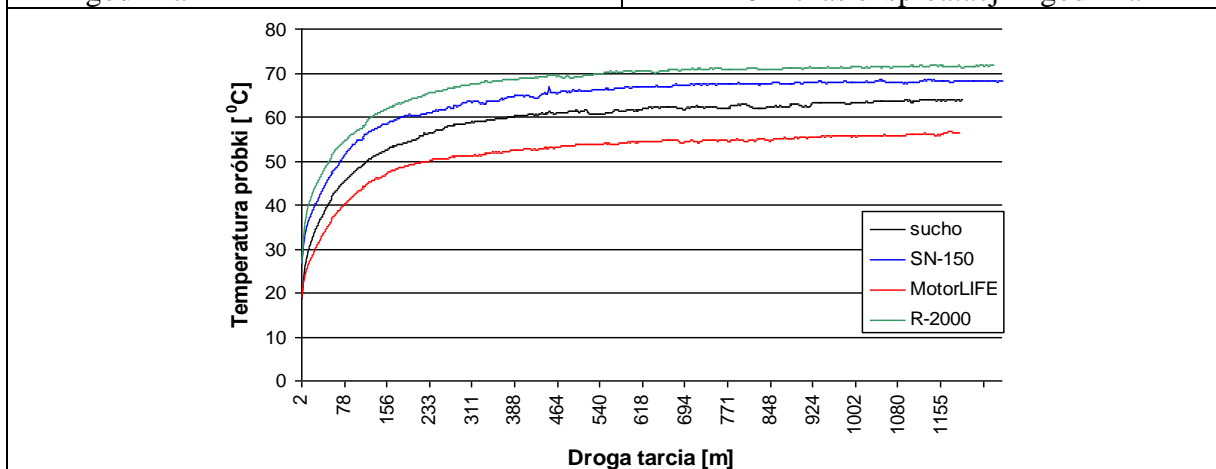
3. WYNIKI BADAŃ

Na podstawie otrzymanych wyników sporządzono wykresy temperatury oleju bazowego (SN 150), temperatury próbki i siły tarcia dla czasu trwania próby 1 godzinnej (rys.9,10 i 11) i próby 5 godzinnej - po godzinie próby pojemnik ze środkiem smarnym został odłączony (rys.12,13 i 14).

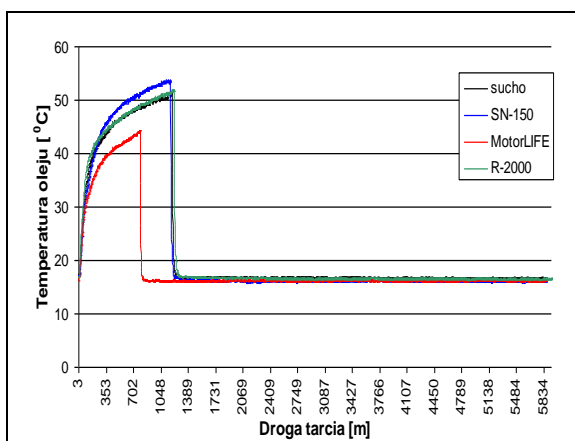


Rys.9. Zmiany temperatury oleju dla $P=90$ [daN] i $n=180$ [obr/min], dla żeliwa EN-GJSFP 450-10 – czas eksploatacji 1 godzina

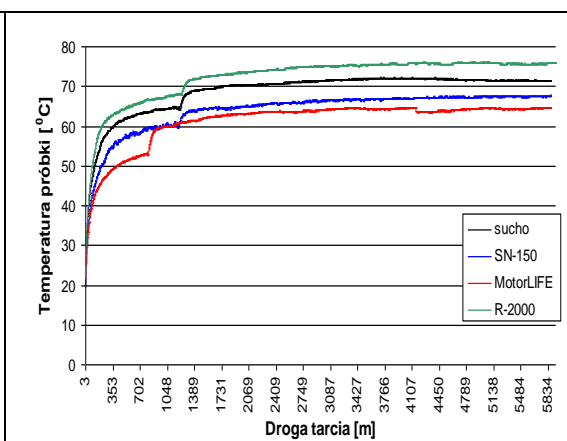
Rys.10. Zmiany siły tarcia przy stałym obciążeniu $P=90$ [daN] i $n=180$ [obr/min], dla żeliwa EN-GJSFP 450-10 – czas eksploatacji 1 godzina



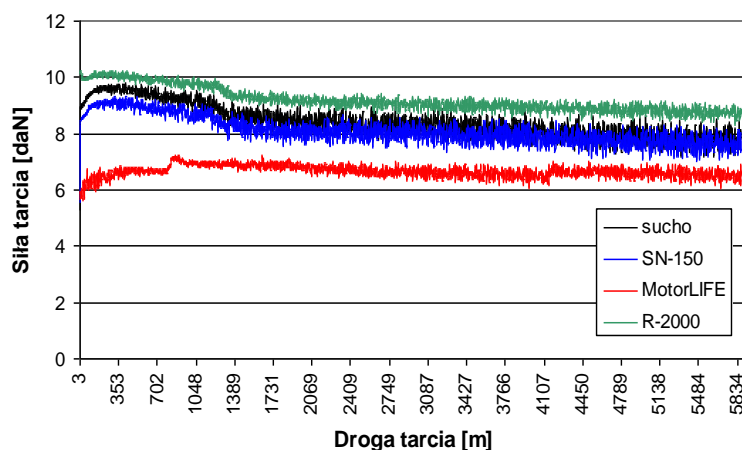
Rys.11. Zmiany temperatury próbki przy stałym obciążeniu $P=90$ [daN] i $n=180$ [obr/min], dla żeliwa EN-GJSFP 450-10 – czas eksploatacji 1 godzina



Rys.12. Zmiany temperatury oleju dla $P=90$ [daN] i $n=180$ [obr/min], dla żeliwa EN-GJSFP 450-10 – czas eksploatacji 5 godzin



Rys.13. Zmiany temperatury próbki przy stałym obciążeniu $P=90$ [daN] i $n=180$ [obr/min], dla żeliwa EN-GJSFP 450-10 – czas eksploatacji 5 godzin



Rys.14. Zmiany siły tarcia przy stałym obciążeniu $P=90$ [daN] $n=180$ [obr/min], dla żeliwa EN-GJSFP 450-10 – czas eksploatacji 5 godzin

Analizując wykresy sporządzone dla żeliwa EN-GJSFP 450-10 (rys. 9÷14) można stwierdzić, że najlepsze wyniki uzyskano próbek nagniatanych w obecności preparatu eksploatacyjnego MotorLIFE. Jest to widoczne zarówno dla prób przeprowadzanych w czasie 1 godziny jak i czasie 5 godzinnym. W pierwszej fazie wykresu wielkość siły (rys. 10 i 14) dla próbek nagniatanych w obecności preparatu eksploatacyjnego Motor LIFE wynosiła ≈ 7 [daN], by po dotarciu węzła osiągnąć wartość $\approx 6,5$ [daN]. Przy pozostałych próbkach wykresy siły tarcia przebiegały bardzo podobnie. Najmniej korzystne wartości możemy zauważyć dla próbek nagniatanych w obecności preparatu eksploatacyjnego R-2000 która po ustabilizowaniu osiągnęła wartość ≈ 10 [daN].

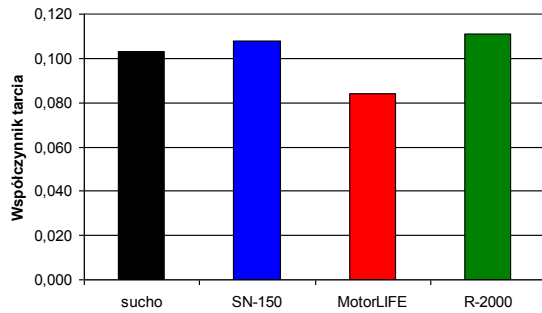
Z rys. 11 i rys. 13 wynika, że preparaty eksploatacyjne miały także wpływ na temperaturę w węzle tarcia. Największe obniżenie temperatury próbki odnotowano dla próbek nagniatanych w obecności preparatu eksploatacyjnego MotorLIFE i wynosiła ≈ 56 [°C]. Dla próbek nagniatanych w obecności preparatu R-2000 wykres temperatury próbki jest najmniej korzystny i wynosi ≈ 72 [°C].

Wykres temperatury oleju (rys. 9 i 12) przebiegał podobnie do wykresu temperatury próbki. Najniższą temperaturę uzyskano dla próbek nagniatanych w obecności preparatu

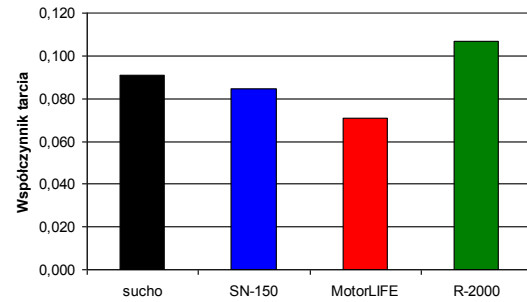
MotorLIFE, natomiast najwyższą temperaturę odnotowano dla próbek nagniatanych w obecności preparatu R-2000, dla których w końcowej fazie wynosiła ≈ 55 [°C].

Wykresy temperatury oleju dla próbek nagniatanych na sucho i w obecności oleju bazowego SN 150 przebiegały w sposób podobny do siebie i osiągnęły maksymalną temperaturę ≈ 55 [°C].

Na podstawie przebiegu siły tarcia wyznaczono średnie wartości współczynnika tarcia dla żeliwa, które zostały przedstawione na rys. 15 i 16.

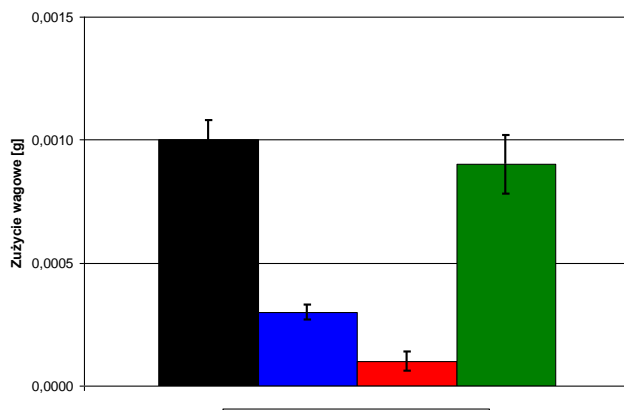


Rys.15. Wartości współczynnika tarcia dla żeliwa EN-GJSFP 450-10 – czas eksploatacji 1 godzina

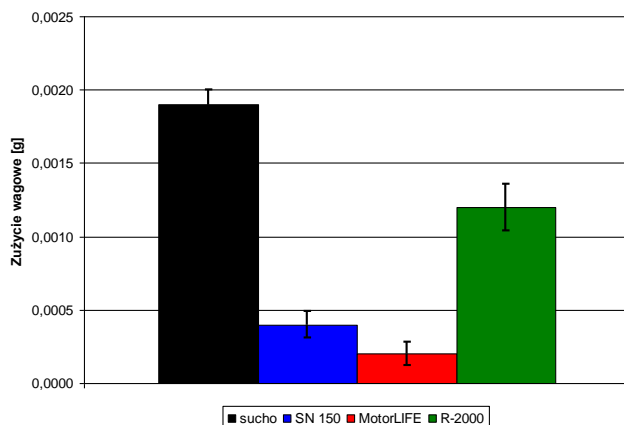


Rys.16. Wartości współczynnika tarcia dla żeliwa EN-GJSFP 450-10 – czas eksploatacji 5 godzin

Na podstawie uzyskanych wyników można potwierdzić zasadność modyfikowania warstwy wierzchniej przy pomocy preparatu eksploatacyjnego MotorLIFE, uzyskano zmniejszenie współczynnika tarcia, świadczące o zmniejszeniu oporów ruchu w węzle. Najmniej korzystne obniżenie współczynnika tarcia uzyskano dla próbek nagniatanych w obecności preparatu eksploatacyjnego R-2000. Na rys. 17 i 18 przedstawiono wyniki pomiarów zużycia wagowego próbek po badaniach tribologicznych.

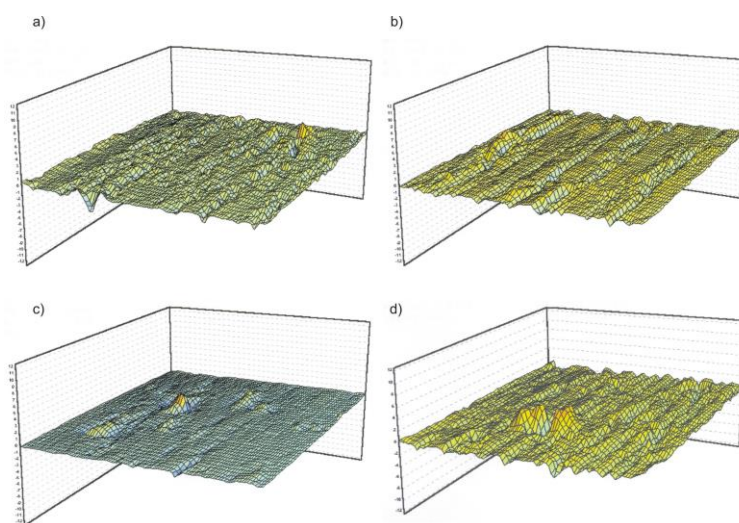


Rys.17. Zestawienie pomiarów zużycia wagowego dla żeliwa EN-GJSFP 450-10– czas eksploatacji 1 godzina



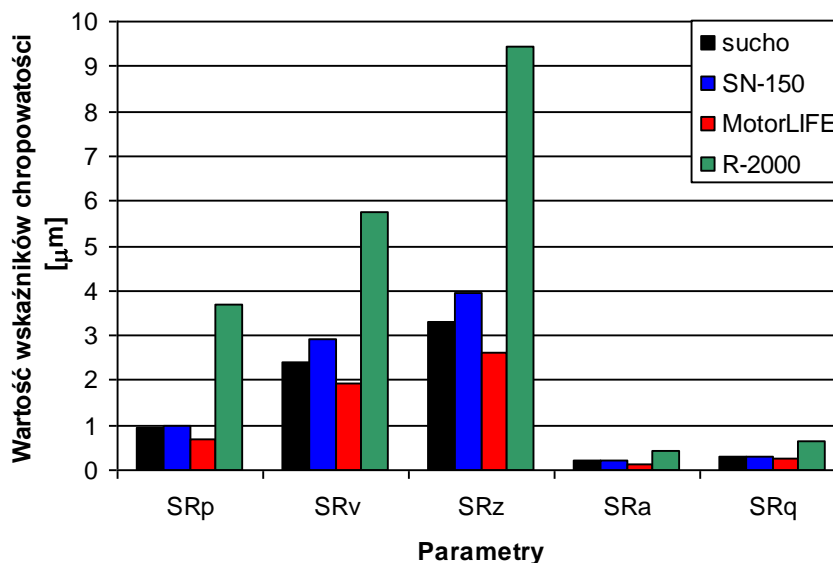
Rys.18. Zestawienie pomiarów zużycia wagowego dla żeliwa EN-GJSFP 450-10– czas eksploatacji 5 godzin

Analizując wykresy przedstawione na rys. 17 i 18 widać, że największe zmniejszenie zużycia nastąpiło dla próbek nagniatanych w obecności oleju bazowego i preparatu eksploatacyjnego MotorLIFE, największe zużycie natomiast nastąpiło dla próbek nagniatanych na sucho i w obecności preparatu eksploatacyjnego R-2000. Preparat MotorLIFE który został wprowadzony do warstwy wierzchniej w procesie nagniatania spowodował powstanie dodatkowej zastępczej warstwy granicznej. Nowo powstała warstwa graniczna była w stanie przenieść większe obciążenia dynamiczne i temperaturowe, co spowodowało zmniejszenie zużycia. Po badaniach właściwości tribologicznych dokonano ponownego pomiaru chropowatości w celu określenia zmian, jakie zaszły na powierzchni próbek po procesie eksploatacji. Przykładowy wynik badań chropowatości powierzchni w układzie 3D dla żeliwa EN-GJSFP 450-10 przedstawiono na rys. 19.



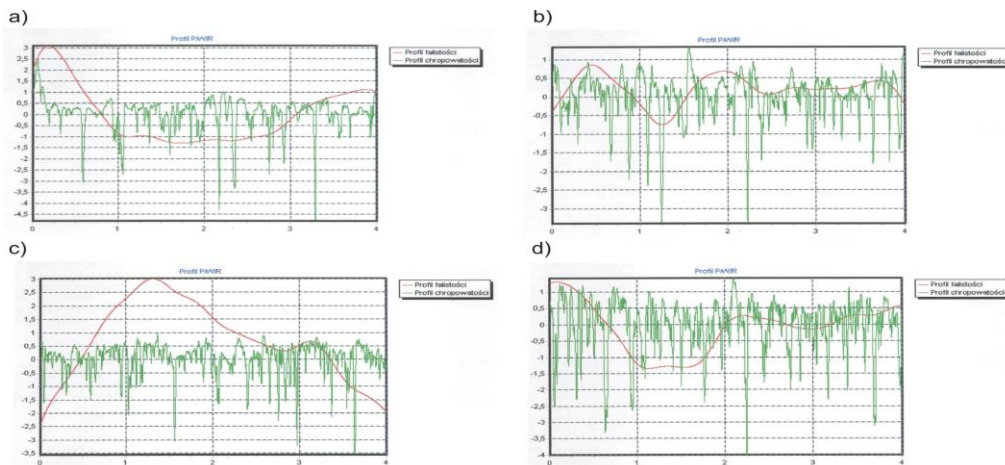
Rys.19. Wykres chropowatości powierzchni żeliwa EN-GJSFP 450-10 po badaniach tribologicznych - czas eksploatacji 5 godzin: a) sucho, b) SN 150, c) MotorLIFE, d) R-2000

Otrzymane wyniki pomiarów 3D zostały przedstawione dla żeliwa EN-GJSFP 450-10 na rys. 20.



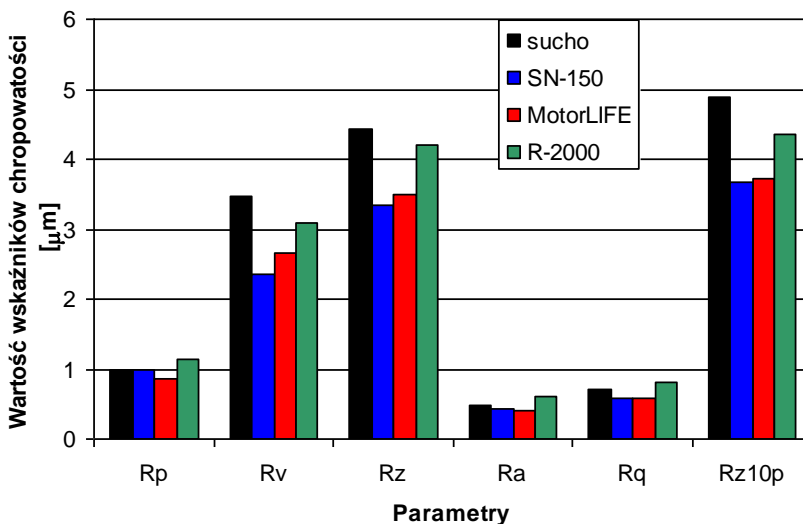
Rys.20. Chropowatość powierzchni zużycia w układzie 3D dla żeliwa EN-GJSFP 450-10 po badaniach tribologicznych – czas eksploatacji 5 godzin

Na rys. 21 przedstawiono przykładowy profilogram powierzchni zużytej żeliwa EN-GJSFP 450-10 przy pomiarze 2D wykonanym prostopadle do śladu zużycia.

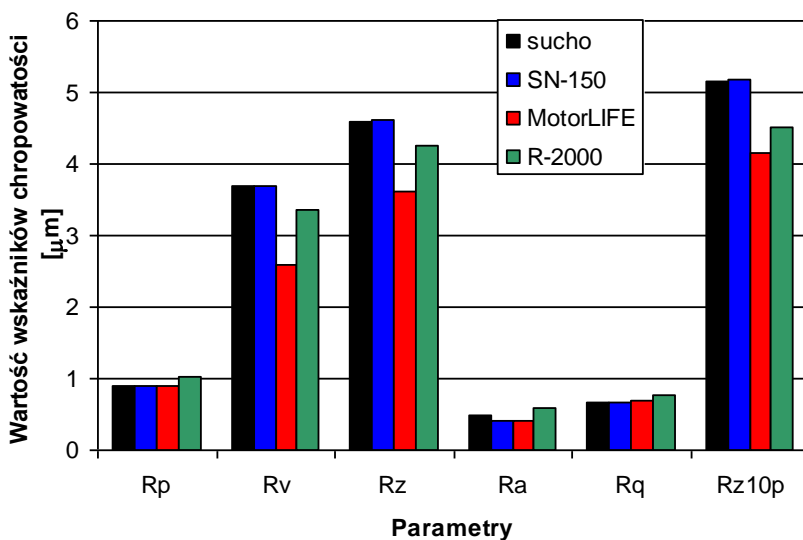


Rys.21. Profilogramy 2D powierzchni żeliwa EN-GJSFP 450-10 po badaniach tribologicznych – czas eksploatacji 1 godzina: a) Sucho, b) SN 150, c) MotorLIFE, d) R-2000

Otrzymane wyniki pomiaru 2D dla żeliwa EN-GJSFP 450-10 przedstawiono na rys. 22 i 23.



Rys.22. Zestawienie wyników pomiaru chropowatości powierzchni próbek z żeliwa EN-GJSFP 450-10 – czas eksploatacji 1 godzina

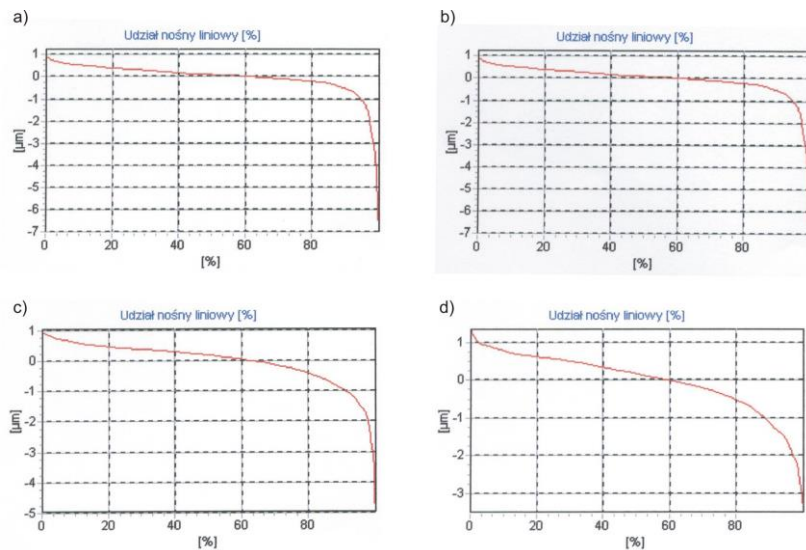


Rys.23. Zestawienie wyników pomiaru chropowatości powierzchni próbek z żeliwa EN-GJSFP 450-10 – czas eksploatacji 5 godzin

Na podstawie wykresów 22 i 23 dla żeliwa EN-GJSFP 450-10 stwierdzono, że modyfikacja WW preparatem eksploatacyjnym MotorLIFE wpłynęła na znaczne obniżenie chropowatości, przejawiające się spadkiem wszystkich mierzonych parametrów. Natomiast najmniej korzystnymi wartościami wskaźników chropowatości charakteryzowały się próbki nagniatane na sucho i w obecności preparatu eksploatacyjnego R-2000.

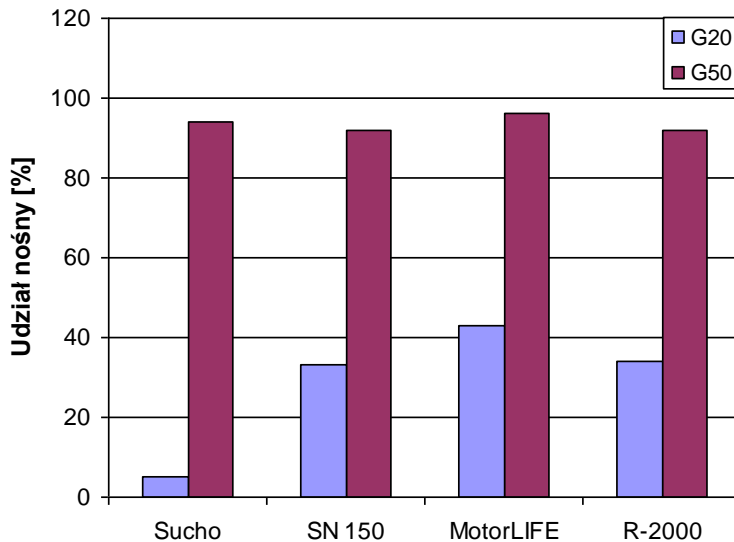
Na rys. 24 przedstawiono dla żeliwa EN-GJSFP 450-10 przykładowe zależności między kształtem nierówności a wzrostem powierzchni nośnej. Udział nośny profilu zwiększa się w miarę ścierania wierzchołków nierówności. Wielkość udziału nośnego decyduje o zdolności współpracy dwu powierzchni, czym większy jest udział nośny tym stabilniej pracują ze sobą dwa elementy trące.

Na podstawie otrzymanych wykresów udziału nośnego określono ocenę rozkładu udziału nośnego za pomocą przyrostu jego wartości dla zbliżeń $c = 0,2Rt$ i $c = 0,5Rt$. Parametry te oznaczono symbolami G_{20} i G_{50} .

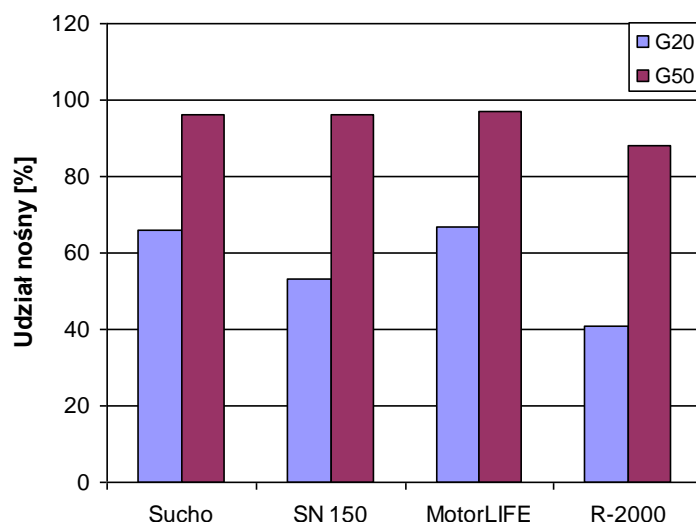


Rys. 24. Udział nośny procentowy powierzchni próbek z żeliwa EN-GJSFP 450-10 po badaniach tribologicznych- czas eksploatacji 5 godzin: a) Sucho, b) SN 150, c) MotorLIFE, d) R-2000

Wartości określonych parametrów G_{20} i G_{50} zestawiono odpowiednio dla żeliwa na rys. 25 i 26.



Rys.25. Porównanie udziału nośnego procentowego dla próbek z żeliwa EN-GJSFP 450-10 – czas eksploatacji 1 godzina

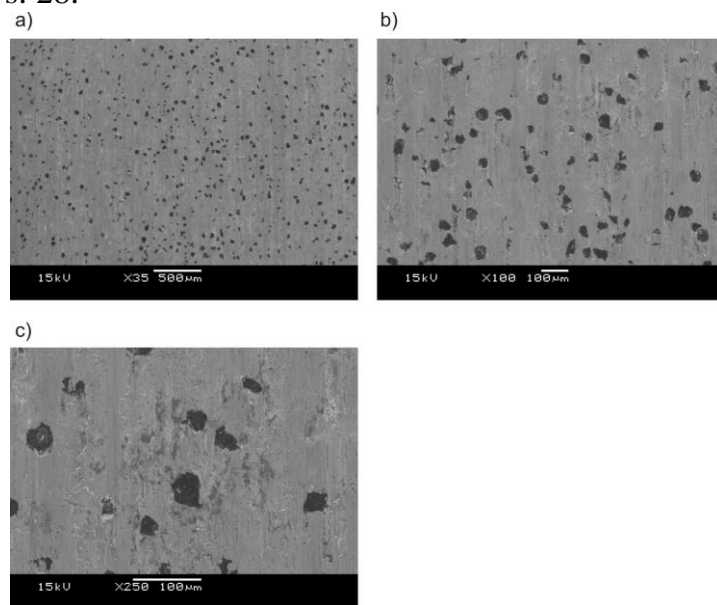


Rys.26. Porównanie udziału nośnego procentowego dla próbek z żeliwa EN-GJSFP 450-10 – czas eksploatacji 5 godzin

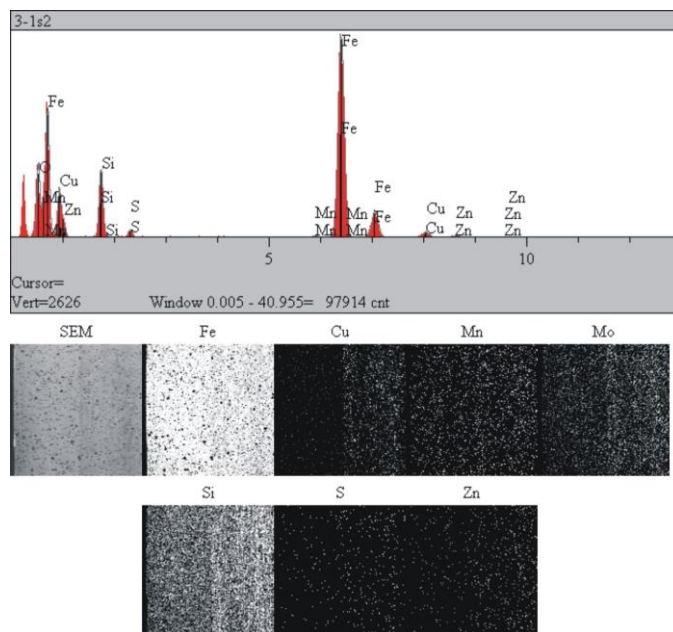
Jak wynika z wykresów największy wzrost wskaźników G_{20} i G_{50} odnotowano dla próbek żeliwnych nagniatanych w obecności preparatu eksploatacyjnego MotorLIFE.

Przykładowy wynik badań powierzchni zużycia żeliwa na mikroskopie elektronowym z wykorzystaniem metody emisji elektronów wtórnych i elektronów odbitych przedstawiono na rys. 27.

Natomiast przykładowy wynik analizy EDS dla próbek z żeliwa EN-GJSFP 450-10 przedstawiono na rys. 28.



Rys.27. Widok powierzchni próbki z żeliwa EN-GJSFP 450-10 po badaniach zużycia nagniatanej w obecności PE MotorLIFE; powiększenia a) 35x, b) 100x; c) 250x



Rys.28. Wynik jakościowej analizy EDS dla powierzchni zużycia próbki z żeliwa EN-GJSFP 450-10 nagniatanej w obecności PE MotorLIFE

Obrazy powierzchni po badaniach zużycia potwierdzają wyniki badań stanu WW otrzymane po badaniach na profilografometrze. Dla próbek nagniatanych na sucho oraz oleju bazowego SN 150 widoczne są wyraźne ślady zużycia powierzchni. Występują szczeliny a także pęknięcia wokół wydzieleni grafitu. Powoduje to zmniejszenie właściwości przeciwciernych żeliwa i zwiększenie zużycia. W miejscach, z których został wykruszony grafit zaobserwować można produkty zużycia w postaci wykruszonych cząstek osnowy. Dla próbek nagniatanych na sucho i w obecności oleju bazowego na powierzchni zużycia widoczne są ślady kierunku współpracy elementów, co świadczy o przedostawaniu się do warstwy smarnej produktów zużycia i intensyfikacji zużycia ściernego. Dla powierzchni próbek nagniatanych w obecności preparatu eksploatacyjnego R-2000 wyraźne są ślady zużycia oraz „namazania” powierzchni. Występujące szczeliny a także pęknięcia wokół wydzieleni grafitu, które w wyniku „namazywania” ulegają zamknięciu powodują zmniejszenie właściwości przeciwciernych żeliwa i zwiększenie zużycia poprzez niemożność dostania się do strefy tarcia grafitu. Występowanie „namazywania” świadczyć może o przenikaniu z preparatu eksploatacyjnego związków miedzi. Powierzchnie nagniatane w obecności preparatu eksploatacyjnych MotorLIFE różnią się w znacznym stopniu od poprzednich. Nie obserwuje się widocznych śladów zużycia ściernego, nie występują namazania powierzchni, a grafit tworzy otwarte wgłębienia, w których gromadzi się środek smary, poprawiając tym samym warunki smarowania i minimalizując skutki tarcia. W badaniach EDS różnice właściwości poszczególnych dodatków w warunkach tarcia tłumaczyć można rozkładem siarki na powierzchniach śladu zużycia. Siarka występująca na powierzchniach śladów zużycia została z nią związana w wyniku adsorpcji chemicznej w wyniku aktywacji powierzchni w procesie eksploatacji. Próbkę nagniataną na sucho i w obecności oleju bazowego SN 150 posiadają na badanych powierzchniach największą ilość siarki. Świadczyć to może o występowaniu zjawiska zacierania. Dla próbek nagniatanych w obecności preparatów eksploatacyjnych MotorLIFE i R-2000 oprócz wydzieleni siarki możemy zaobserwować widoczne skupiska wydzieleni krzemu,

cynku i molibdenu. Potwierdzono w ten sposób, że decydujący wpływ na działanie tych środków w warunkach tarcia mają reakcje chemiczne.

WNIOSKI

Przedstawione cząstkowe badania mające ustalić wpływ preparatów eksploatacyjnych na właściwości tribologiczne żeliwa po nagniataniu pozwalają wnioskować, że:

- 1) Preparaty eksploatacyjne wprowadzone do warstwy wierzchniej w procesie nagniatania decydują o stanie warstwy wierzchniej, charakteryzującej się różnymi właściwościami tribologicznymi;
- 2) Najkorzystniejsze właściwości tribologiczne (najmniejsze opory ruchu) uzyskuje się dla preparatów eksploatacyjnych o działaniu chemicznym mających możliwość wnikania w mikropęknięcia, oraz wydzielenia grafitu. Reagując z mikrostrukturą w wyniku chemisorpcji tworzy zmodyfikowaną warstwę wierzchnią, która wpływa na poprawę warunków pracy węzła tarcia [3,4];
- 3) Przedstawione wyniki są podstawą do dalszych bardziej rozbudowanych badań w realizowanej problematyce, mającej na celu poprawę warunków smarowania węzłów tarcia, w którym jednym z elementów jest żeliwo.

LITERATURA

1. CZARNECKI H.: *Analiza procesu zużywania pary kinematycznej brąz-żeliwo stopowe przy tarcu mieszanym*. Tribologia nr 4, 2011, s. 69÷77.
2. KELLER J., FRIDRICI V., KAPSA PH., HUARD J.F.: *Surface topography and tribology of cast iron in boundary lubrication*. Tribology International nr 42, 2009, s. 1011÷1018.
3. LABER S.: *Preparaty eksploatacyjne o działaniu chemicznym MOTOR LIFE*. Uniwersytet Zielonogórski, Zielona Góra, 2001.
4. LABER S.: *Analiza współzależności pomiędzy stanem warstwy wierzchniej a właściwościami użytkowymi żeliwnych elementów maszyn obrabianych nagniataniem*. Monografia 32/85, WSInż., Zielona Góra 1985.
5. LABER S., LABER A.: *Wybrane zagadnienia tribologiczne związane z problematyką tarcia bezzużyciowego*. Politechnika Zielonogórska 1997.
6. LABER S., JENEK M.: *Badania wpływu preparatów eksploatacyjnych na zmianę własności smarnych olejów oraz właściwości tribologiczne żeliwa*. Tribologia nr 6, 2010, s. 25÷38.
7. MAKOWSKA M., MATUSZEWSKA A., GRĄDKOWSKI M.: *Migracja pierwiastków aktywnych tribologicznie z oleju smarowego do materiałów węzła tarcia*. Tribologia nr 4, 2011, s. 163÷175.
8. OVSEENKO A.N., GAJEK M., SEREBRIAKOW W.: *Formirovanie sostojanija poverchnostnogo sloja detalej masin technologiceskimi metodami*. Oficyna Wydaw. Politechniki Opolskiej, Opole, 2001.
9. POLAŃSKI Zb.: *Metody optymalizacji w technologii maszyn*. PWN, Warszawa, 1977.
10. PRZYBYLSKI W.: *Obróbka nagniataniem: technologia i oprzyrządowanie*. WNT, Warszawa 1979r.
11. TUBIELEWICZ K.: *Technologia nagniatania żeliwnych części maszyn*. Wydawnictwo Politechniki Częstochowskiej, Częstochowa, 2000.
12. VADIRAJ A., KAMARAJ M., SREENIVASAN V.S.: *Wear and friction behavior of alloyed gray cast iron with solid lubricants under boundary lubrication*. Tribology International nr 44, 2011, s. 1168÷1173.
13. WIECZOREK A.: *Badania wpływu dodania preparatu eksploatacyjnego na zużycie węzłów tarcowych*. Tribologia nr 2, 2012, s. 97÷106.

THE ANALYZE TRIBOLOGICAL PROPERTIES OF A SURFACE LAYER OF THE CAST IRON EN - GJSFP 450-10 AFTER PROCESSING BURNISHING MODIFIED BY EXPLORATION PREPARATIONS

Summary:

It the paper, the research results of oil base SN 150 as well as exploitative preparations R - 2000 and Motor LIFE influence on tribological properties and stereometric state of the cast EN-GJSFP 450-10 wearing surface after burnishing process are introduced.

The main aim was to establish how the oil base SN 150 and exploitative preparations R -2000 (the preparation witch a soft metals base) and Motor LIFE (the preparation witch chemical working) influence on surface layer state after burnishing process. The waste investigations of the burnished surface were realized. These investigations were executed on tester T-05 (the roll - the block type tester). Conducted investigations, obtained results and their analysis confirm the positive influence of the exploitative preparation MotorLIFE on tribological properties as well as the roughness parameters improvement in relation to oil base SN 150 and exploitative preparation R -2000.

ИССЛЕДОВАНИЕ СВОЙСТВ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ЧУГУНА EN-GJSFP 450-10, СФОРМИРОВАННОГО В ХОДЕ ППД В ПРИСУТСТВИИ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ ПРЕПАРАТОВ

Реферат:

В статье представлены результаты исследования влияния базового масла SN 150 и эксплуатационных препаратов R-2000 на базе мягких металлов и Motor LIFE, оказывающим химическое воздействие, на трибологические характеристики и состояние изношенных поверхностей чугуна EN-GJSFP 450-10 после обработки ППД. Исследования процесса изнашивания выполнялись на машине трения T-05 типа «ролик – колодка». В ходе анализа результатов установлено положительное влияние препарата MotorLIFE на трибологические характеристики и снижение параметров шероховатости по сравнению с препаратом R-2000 и базовым маслом.

BADANIE INTENSYWNOŚCI PROCESU ZUŻYCIA STALI 36NiCrMo16

Andrzej DZIERWA³¹

Słowa kluczowe: zużycie, siła tarcia, struktura geometryczna powierzchni

Artykuł przedstawia badanie intensywności zużycia próbek wykonanych ze stali 36NiCrMo16 w warunkach tarcia suchego. Stal została ulepszona cieplnie do twardości 38±2 HRC. Badano próbki o różnej wartości parametru chropowatości Sa (Sa = 0,21 μm – próbka szlifowana; Sa = 1,92 μm – próbka frezowana; Sa = 3,49 μm – próbka piaskowana). Dla każdej próbki została określona średnia wartość zużycia objętościowego, profile powierzchni próbek po 15, 30, 45 i 60 minutach pracy, a także wykresy sił tarcia rejestrowane w trakcie trwania badań.

1. Wprowadzenie

Rozwój nauki i techniki prowadzi do stosowania z jednej strony coraz bardziej obciążonych, a z drugiej strony bardzo nisko obciążonych i o coraz większych prędkościach ruchu par tących w pojazdach, maszynach i urządzeniach mechanicznych. Tempo tego rozwoju jest zależne bardzo między innymi od trwałości i niezawodności działania węzłów tarcia. Obecne działania zmierzają do całkowitego wyeliminowania lub zminimalizowania zużycia par tribologicznych, co jest szczególnie istotne np. w styku głowicy z powierzchnią twardego dysku, urządzeń precyzyjnych lub węzłów tarcia w robotach [11].

Do bardzo ważnych zjawisk towarzyszących tarcia, mających duże znaczenie techniczne, zaliczane jest zużycie powierzchni materiałów uczestniczących w tarcia, ich smarowanie oraz zużycie energii na pokonanie oporów tarcia. Tribologia zajmuje się poszukiwaniem ograniczenia skutków działania tarcia, a co za tym idzie – ograniczenia zużycia energii i powierzchni współpracujących ze sobą elementów maszyn i urządzeń mechanicznych. Istotną rolę w osiąganiu tego celu odgrywają warstwy wierzchnie ruchomych elementów maszyn i urządzeń. Rola procesów fizykochemicznych i chemicznych w formowaniu tych warstw ma olbrzymie znaczenie praktyczne. Bez odpowiedniej warstwy powierzchniowej żaden mechaniczny system z ruchomymi częściami nie mógłby długo pracować. Warstwy powierzchniowe powstają w procesie tarcia w wyniku procesów fizycznych i reakcji chemicznych zwanych tribochemicznymi, przebiegających głównie między dodatkami uszlachetniającymi środki smarowe z powierzchniami tarcia. Szybkość i kierunek reakcji chemicznych tam zachodzących jest zależny od warunków pracy węzła tarcia. Utworzona powierzchniowa warstwa reakcyjna zmienia warunki pracy pary tającej, a te z kolei wpływają na dalsze reakcje tribochemiczne. Odpowiednio użytkowane tribologiczne warstwy powierzchniowe pozwalają – w wyniku wytworzenia optymalnych eksploatacyjnych warstw wierzchnich – na znaczne obniżenie tarcia i przedłużenie trwałości eksploatacyjnej narzędzi, części maszyn i urządzeń [11].

Warunki pracy poszczególnych mechanizmów maszyn są różne i zależą od [9]:

- rodzaju tarcia uwarunkowanego rodzajem ruchu (ślizgowe, toczne), kształtu geometrycznego powierzchni tących oraz obciążenia,
- rodzaju tarcia uwarunkowanego smarowaniem lub jego brakiem (suche, płynne, mieszane, graniczne),
- obciążenia wywołującego naprężenia wewnętrzne materiału części tących,

³¹ Politechnika Rzeszowska, Katedra Technologii Maszyn i Inżynierii Produkcji

- prędkości poślizgu lub toczenia,
- temperatury otoczenia,
- obecności środowiska agresywnego korozyjnie,
- wnikania między trące powierzchnie niepożądanych ciał obcych,
- jakości procesu eksploatacji (tzn. użytkowania, obsługiwanie i zasilania cieczami eksploatacyjnymi, takimi jak środki smarne i paliwa),
- przepływu prądu elektrycznego (w szczególnych przypadkach).

W wyniku eksploatacji następuje pogorszenie się stanu technicznego i użyteczności maszyn, co objawia się zmniejszeniem ich sprawności mechanicznej, wzrostem temperatury i natężenia hałasu podczas pracy maszyny oraz występowaniem nadmiernych drgań na skutek [9]:

- tarcia powodującego niszczenie warstwy wierzchniej par trących,
- zmęczenia prowadzącego do powstania przełomów w wyniku działania zmiennych obciążeń,
- korozji przeważnie obniżającej wytrzymałość i zmianę składu warstwy wierzchniej materiału,
- erozji, naruszającej powierzchnię poddaną przepływowi czynnika gazowego lub ciekłego.

Zużywanie to proces zmian stanu części, węzła kinematycznego, zespołu lub całej maszyny, powodujący utratę ich właściwości użytkowych. Niekiedy jednak zmiany mogą wpływać korzystnie bądź stabilizująco na te właściwości. Na przykład podczas docierania maszyny następuje polepszenie jej właściwości użytkowych, chociaż może temu towarzyszyć niewielki ubytek materiału warstw wierzchnich elementów współpracujących. Natomiast zużycie to stan poszczególnych części, węzła kinematycznego, zespołu lub maszyny na określonym etapie procesu zużywania [10, 11].

W urządzeniach mechanicznych podstawowymi częściami trącymi są [9]:

- łożyska ślizgowe poprzeczne pracujące w ruchu obrotowym tarcie ślizgowe;
- łożyska ślizgowe poprzeczne pracujące w ruchu obrotowo zwrotnym (wahadłowym) - tarcie ślizgowe;
- prowadnice pracujące w ruchu postępowo-zwrotnym - tarcie ślizgowe;
- przekładnie zębate pracujące z reguły przy tarcu ślizgowo-tocznym;
- łożyska toczne o różnym profilu elementu tocznego i różnym kierunku przenoszenia sił (wzdłużne, poprzeczne) pracujące przy tarcu tocznym;
- napędy krzywkowe pracujące przy tarcu tocznym lub ślizgowym.

Trwałość elementów maszyn zależy od tego, czy między współpracującymi powierzchniami występuje tarcie toczne czy ślizgowe. Należy dążyć do zmniejszania tarcia ślizgowego przez zastosowanie elementu pracującego w warunkach tarcia tocznego oraz dobór odpowiednich środków smarnych. W wyniku tarcia następuje:

- ubytek materiału z powierzchni tarcia,
- zmiana właściwości warstwy wierzchniej (zwykle zmniejsza się odporność na zużywanie),
- pogarszanie jakości powierzchni tarcia, zwiększenie chropowatości, powstanie rys, pęknięć powierzchniowych i jam po wyrwanych cząstkach materiału.

Zjawiska cieplne, które towarzyszą tarcu, powodują zmiany strukturalne w warstwach wierzchnich, w związku z czym zmniejsza się ich twardość i wytrzymałość. Przeróbka plastyczna i prawidłowo przeprowadzona obróbka skrawaniem uodparnia tę warstwę przed

zużywaniem, natomiast tarcie powoduje takie odkształcenia mechaniczne i zmiany termiczne, w wyniku których szybciej się ona zużywa. W miarę ubytku materiału powierzchni odkształcenie i inne zmiany postępują w głąb materiału. Wskutek deformacji powierzchni, gdy występy nie mają kształtu ostrza, lecz są zaokrąglone, następuje wrywanie cząstek materiału. Jest to powszechne niemal we wszystkich przypadkach tarcia suchego.

Łagodniejsze tarcie to jednocześnie mniejsze zmiany w warstwie wierzchniej i mniejszy ubytek materiału, a więc powolniejszy proces zużywania. Dlatego podstawowym zadaniem eksploatatora jest stworzenie takich warunków, w których wartość współczynnika tarcia będzie jak najmniejsza. W praktyce występuje głównie zużywanie mechaniczne, które można podzielić na dwie grupy [9]:

- zużywanie ustabilizowane,
- zużywanie niustabilizowane.

Podczas zużywania ustabilizowanego ubytek materiału z powierzchni następuje przez cały czas trwania procesu. W przypadku zużywania niustabilizowanego w warstwie wierzchniej elementu przez pewien czas zauważa się jedynie zmiany jakościowe, takie jak zgniot czy narastanie mikropęknięć, a zauważalny ubytek materiału występuje znacznie później.

W literaturze można znaleźć wiele klasyfikacji zużywania. Dzieje się tak dlatego, że [10]:

- nie są w pełni poznane zjawiska występujące w obszarze styku trących się elementów;
- zjawiska występujące w obszarze styku oddziałują między sobą, co implikuje trudne do przewidzenia skutki;
- wpływ różnych czynników na przebieg zużywania jest bardzo złożony;
- ze względu na brak możliwości obserwacji zużywania w trakcie jego trwania opisuje się je najczęściej post factum, co powoduje, że poszczególni autorzy tym samym procesom zużywania przypisują różne mechanizmy.

Klasyfikacji procesu zużywania dostępne w literaturze oparte są na takich kryteriach, jak:

- niezawodność [6],
- poziom hierarchiczny struktury [7],
- charakter wzajemnego oddziaływania powierzchni [7, 10],
- rodzaj ruchu [1, 7, 8],
- rodzaj tarcia [7, 10],
- sposób przejawiania się destrukcji [14],
- dominujący proces niszczenia powierzchni tarcia.

Kryterium niezawodnościowe dzieli procesy destrukcyjne towarzyszące tarcu na dopuszczalne (zużywanie) i niedopuszczalne (uszkodzanie). Z kolei podział w zależności od poziomu hierarchicznego struktury wyróżnia niszczenie trących się materiałów zachodzące w strefie przypowierzchniowej (w obszarze wierzchołków chropowatości) oraz w objętości.

Uwzględniając charakter wzajemnego oddziaływania trących się powierzchni, można wyróżnić oddziaływanie mechaniczne i adhezyjne. Jeśli zachodzi oddziaływanie mechaniczne, to w zależności od rodzaju styku występuje zużywanie wskutek zmęczenia tarcowego (styk sprężysty), zużywanie wskutek bruzdowania i niskocyklowego zmęczenia tarcowego (styk plastyczny) lub mikroskrawanie. Gdy oddziaływanie ma charakter adhezyjny, wówczas może wystąpić naruszenie więzi tarcowej bez oddzielenia cząstki materiału (co sprzyja procesom zmęczeniowym) lub głębokie wrywanie.

Innym sposobem klasyfikacji zużycia jest zużycie w zależności od rodzaju ruchu (ślizganie, toczenie, oscylacja, uder). Również rodzaj tarcia, a dokładniej rzecz biorąc, obecność warstewki rozdzielającej trące się elementy (smar, ścierniwo) lub jej brak mogą być brane pod uwagę jako kryterium podziału zużywania.

Biorąc pod uwagę sposób przejawiania się destrukcji trących się powierzchni można wyróżnić 3 kategorie zużywania [14]:

- zużywanie kategorii A - zachodzące w sposób ciągły, mierzalny, i niewywołujące skutków katastrofalnych;
- zużywanie kategorii B - zużywanie o charakterze kumulacyjnym, dzielące się na dwa okresy: niejawny, podczas którego następuje akumulacja energii w warstwie wierzchniej, i jawny, gdy następuje wykruszanie (różne formy zużywania zmęczeniowego);
- zużywanie kategorii C - katastroficzne (zacieranie).

W badaniach procesu zużycia kulka/trzpień – tarcza jest najbardziej powszechną konfiguracją. Testy te wykonywane są zgodnie z zaleceniami normy ASTM G99-95a. W normie tej rekomendowaną konfiguracją jest albo kulka albo zakończony promieniem trzpień. Sferycznie zakończony trzpień zapewnia wzajemne powtarzalne położenie pomiędzy trzpieniem a testowaną powierzchnią [2, 5]. Dlatego też, w większości przypadków trzpień posiada sferyczne zakończenie [3, 4, 5, 15]. Celem prac [12, 13] było zbadanie korelacji pomiędzy parametrami chropowatości powierzchni a tarciami przy użyciu konfiguracji kulka – tarcza. Niniejsza praca stanowi próbę rozszerzenia tego zakresu o konfigurację trzpień – tarcza.

2. Metodyka badań

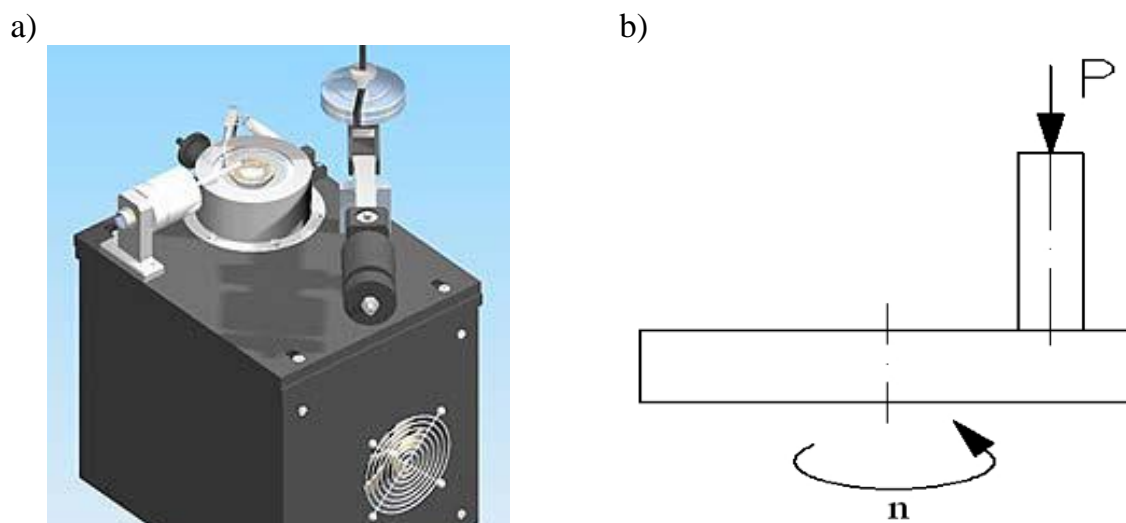
Materiał do badań stanowiła stal 36NiCrMo16 a jej właściwości chemiczne zgodnie z normą EN 10083-1 zaprezentowano w tab. 1. Stal została ulepszona cieplnie do twardości 38 ± 2 HRC. Obróbkę wykańczającą próbek stanowiło szlifowanie, frezowanie i piaskowanie. Dzięki temu uzyskano różną chropowatość powierzchni wyrażoną parametrem Sa. W przypadku próbki szlifowanej parametr ten wynosił $0,21 \mu\text{m}$, frezowanej – $1,92 \mu\text{m}$ a piaskowanej – $3,49 \mu\text{m}$. Powierzchnie te charakteryzowały się również różnym stopniem izotropowości powierzchni.

Tabela 1. Właściwości chemiczne stali 36NiCrMo16

Skład chemiczny [%]							
C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	P max	S max
0,34	0,28	0,48	1,88	4,21	0,58	0,013	0,010

Badania tribologiczne przeprowadzono na testerze tribologicznym kulka – tarcza / trzpień - tarcza (rys. 1) zgodnie ze standardem określonym w normie ASTM G 99. Skojarzenie tribologiczne stanowił nieruchomy trzpień o twardości 60 ± 2 HRC i tarcze (szlifowana, frezowana, piaskowana) obracające się z zadaną prędkością obrotową. Średnica trzpienia wynosiła 3 mm. Prędkość obrotową przyjęto na poziomie 300 [obr/min] co skutkowało szybkością ślizgania $v = 0,157$ m/s (średnica tarcia $d=10$ mm). Droga tarcia próbek wynosiła 565,2 m (czas testu – 60 min.). Ponadto test był przerywany każdorazowo po przebyciu przez próbki 141,3 m; 282,6 m oraz 423,9 m co odpowiadało 15, 30 i 45 min. badań.

Badania przeprowadzono przy obciążeniu 9,81 [N]. W trakcie testów mierzono siłę tarcia natomiast każdorazowo po 15 min. testu określano wielkość pola przekroju zużycia wykorzystując interferometr światła białego Talysurf CCI Light. Pomiarów zużycia



Rys. 1. a) stanowisko tribologiczne, b) schemat pary ciernej

dokonywano w czterech oddalonych od siebie o 90° miejscach. Następnie generowano profile w kierunku prostopadłym do śladów zużycia i wykorzystując oprogramowanie TalyMap Gold 6.0 obliczano pole przekroju zużycia. Kolejnym krokiem było obliczenie zużycia objętościowego zgodnie ze wzorem 1:

$$V = \pi \cdot d \cdot S \quad [\text{mm}^3] \quad (1)$$

gdzie:

d – średnica drogi tarcia w [mm],

S – pole przekroju zużycia w [mm^2].

3. Wyniki badań

W tabeli 2 oraz na rys. 5-8 zaprezentowano wyniki badań tribologicznych. Z kolei rys. 2-4 prezentują powierzchnie próbek przyjęte do badań. Parametr Str został użyty do opisu izotropowości poszczególnych powierzchni – wartość „1” wskazuje na idealnie izotropową powierzchnię. Powierzchnia szlifowana to silnie anizotropowa jednokierunkowa powierzchnia ($\text{Str} = 0,0112$) o normalnym rozkładzie rzędnych. Typową powierzchnią izotropową ($\text{Str} = 0,815$) jest z kolei powierzchnia piaskowana. Ostatnia z powierzchni przyjętych do badań – powierzchnia frezowana – jest powierzchnią anizotropową okresową ($\text{Str} = 0,163$). Parametry struktury geometrycznej powierzchni przyjęte do opisu poszczególnych powierzchni (zgodnie z ISO 25178) były następujące:

Parametry wysokościowe

S_q – średnie kwadratowe odchylenie powierzchni [μm],

S_{sk} – współczynnik asymetrii,

S_{ku} – współczynnik nachylenia,

S_p – maksymalna wysokość szczytów powierzchni [μm],

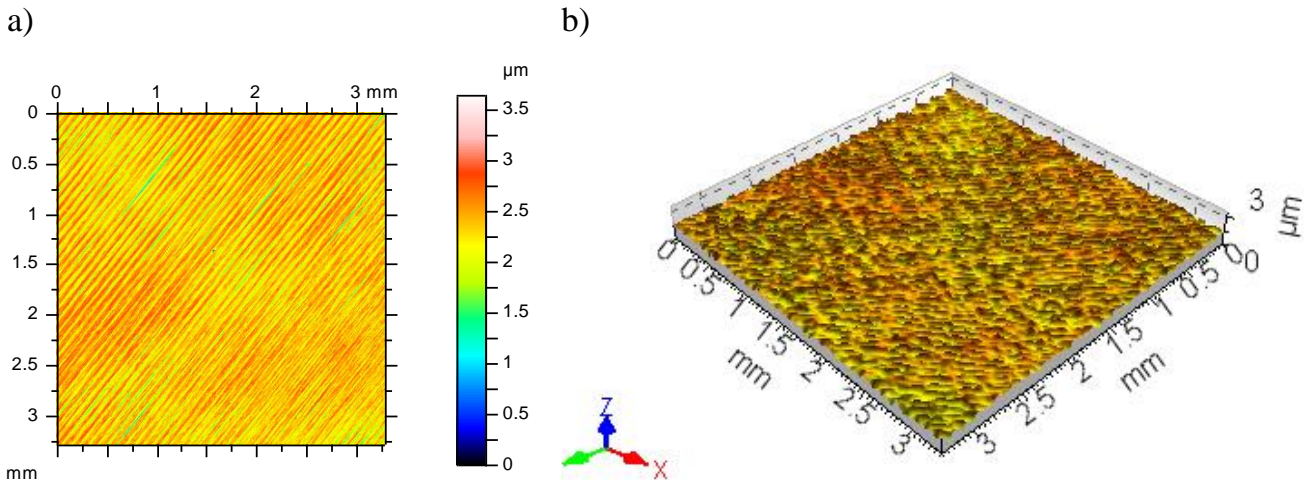
S_v – maksymalna głębokość wgłębień powierzchni [μm],

S_z – maksymalna wysokość powierzchni [μm],

S_a – średnie arytmetyczne odchylenie powierzchni [μm],

Parametry funkcyjne (ogólne)

Smr – udział materiałowy powierzchni na określonej wysokości c [%],



Sq = 0,266 μm
 Ssk = -0,35
 Sku = 3,52
 Sp = 1,28 μm
 Sv = 2,36 μm
 Sz = 3,64 μm
 Sa = 0,21 μm
 Smr = 13,7 %
 Smc = 0,956 μm
 Sxp = 0,57 μm
 Sal = 0,0091 mm
 Str = 0,0112
 Std = 51,9°
 Sdq = 0,0675
 Sdr = 0,228 %

Vm = 1,09e-005 mm³/mm²
 Vv = 0,000337 mm³/mm²
 Vmp = 1,09e-005 mm³/mm²
 Vmc = 0,00024 mm³/mm²
 Vvc = 0,000303 mm³/mm²
 Vvv = 3,45e-005 mm³/mm²
 Spd = 915 1/mm²
 Spc = 0,0566 1/mm
 S10z = 1,91 μm
 S5p = 0,826 μm
 S5v = 1,09 μm
 Sda = 0,00634 mm²
 Sha = 0,014 mm²
 Sdv = 1,16e-008 mm³
 Shv = 2,7e-008 mm³

Rys.2. Powierzchnia szlifowana przed testem a) mapa warstwiczna, b) widok izometryczny oraz parametry SGP

Smc – odwrotność udziału materiałowego powierzchni [μm],

Sxp – skrajna wysokość szczytu [μm],

Parametry przestrzenne

Sal – długość odcinka najszybszego zanikania funkcji autokorelacji [mm],

Str – wskaźnik tekstury powierzchni,

Std – kierunkowość struktury powierzchni [°],

Parametry hybrydowe

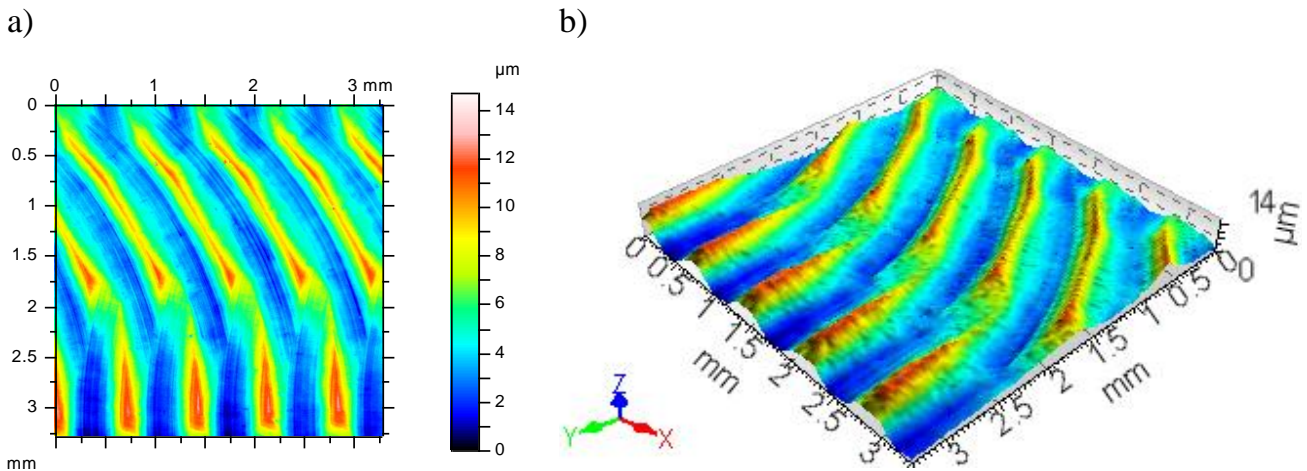
Sdq – średnie kwadratowe nachylenie nierówności powierzchni,

Sdr – współczynnik rozwinięcia obszaru wydzielonego [%],

Parametry funkcyjne (Sk)

Vm – całkowita objętość materiału nierówności na jednostkowej powierzchni [mm³/mm²],

Vv – całkowita objętość pustek materiału na jednostkowej powierzchni [mm³/mm²],



$Sq = 2,35 \mu\text{m}$
 $Ssk = 0,73$
 $Sku = 2,86$
 $Sp = 9,54 \mu\text{m}$
 $Sv = 5,16 \mu\text{m}$
 $Sz = 14,7 \mu\text{m}$
 $Sa = 1,92 \mu\text{m}$
 $Smr = 0,000954 \%$
 $Smc = 6,02 \mu\text{m}$
 $Sxp = 2,85 \mu\text{m}$
 $Sal = 0,13 \text{ mm}$
 $Str = 0,163$
 $Std = 116^\circ$
 $Sdq = 0,0793$
 $Sdr = 0,313 \%$

$Vm = 0,000127 \text{ mm}^3/\text{mm}^2$
 $Vv = 0,00364 \text{ mm}^3/\text{mm}^2$
 $Vmp = 0,000127 \text{ mm}^3/\text{mm}^2$
 $Vmc = 0,00202 \text{ mm}^3/\text{mm}^2$
 $Vvc = 0,0035 \text{ mm}^3/\text{mm}^2$
 $Vvv = 0,000136 \text{ mm}^3/\text{mm}^2$
 $Spd = 6,83 \text{ 1}/\text{mm}^2$
 $Spc = 0,0646 \text{ 1}/\text{mm}$
 $S10z = 7,5 \mu\text{m}$
 $S5p = 4,68 \mu\text{m}$
 $S5v = 2,81 \mu\text{m}$
 $Sda = 0,595 \text{ mm}^2$
 $Sha = 1,84 \text{ mm}^2$
 $Sdv = 3,73e-006 \text{ mm}^3$
 $Shv = 6,52e-006 \text{ mm}^3$

Rys. 3. Powierzchnia frezowana przed testem a) mapa warstwiczna, b) widok izometryczny oraz parametry SGP

Vmp – objętość materiału w strefie wierzchołków na jednostkowej powierzchni, określona dla $STp=10\%$ [mm^3/mm^2], Vmc – objętość materiału w strefie rdzenia na jednostkowej powierzchni, określona dla $STp=10\%-80\%$ [mm^3/mm^2],

Vvc – objętość pustek w strefie rdzenia na jednostkowej powierzchni, określona dla $STp=10\%-80\%$ [mm^3/mm^2],

Vvv – objętość pustek w strefie wgłębień na jednostkowej powierzchni, określona dla $STp=80\%$ [mm^3/mm^2],

Parametry cech

Spd – gęstość szczytów powierzchni [$1/\text{mm}^2$]

Spc – średnia arytmetyczna krzywizna szczytów powierzchni [$1/\text{mm}$]

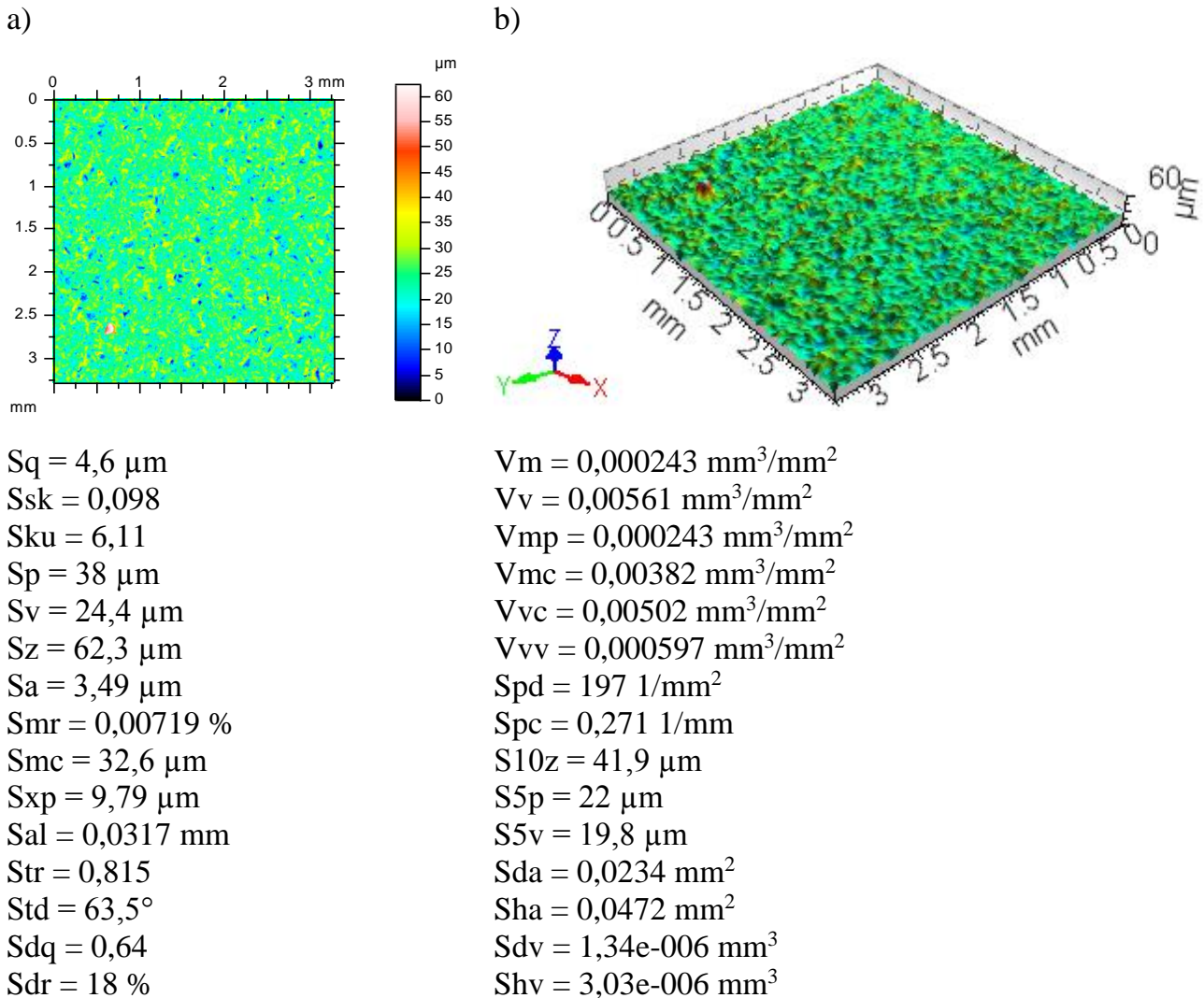
$S10z$ – wysokość wg 10 punktów [μm],

$S5p$ – średnia pięciu najwyższych pików powierzchni [μm],

$S5v$ – średnia pięciu największych wgłębień powierzchni [μm],

Sda – średnia powierzchnia dolin [mm^2],

Sha – średnia powierzchnia wzniesień [mm^2],
 Sdv – średnia objętość dolin [mm^3],
 Shv – średnia objętość wzniesień [mm^3].

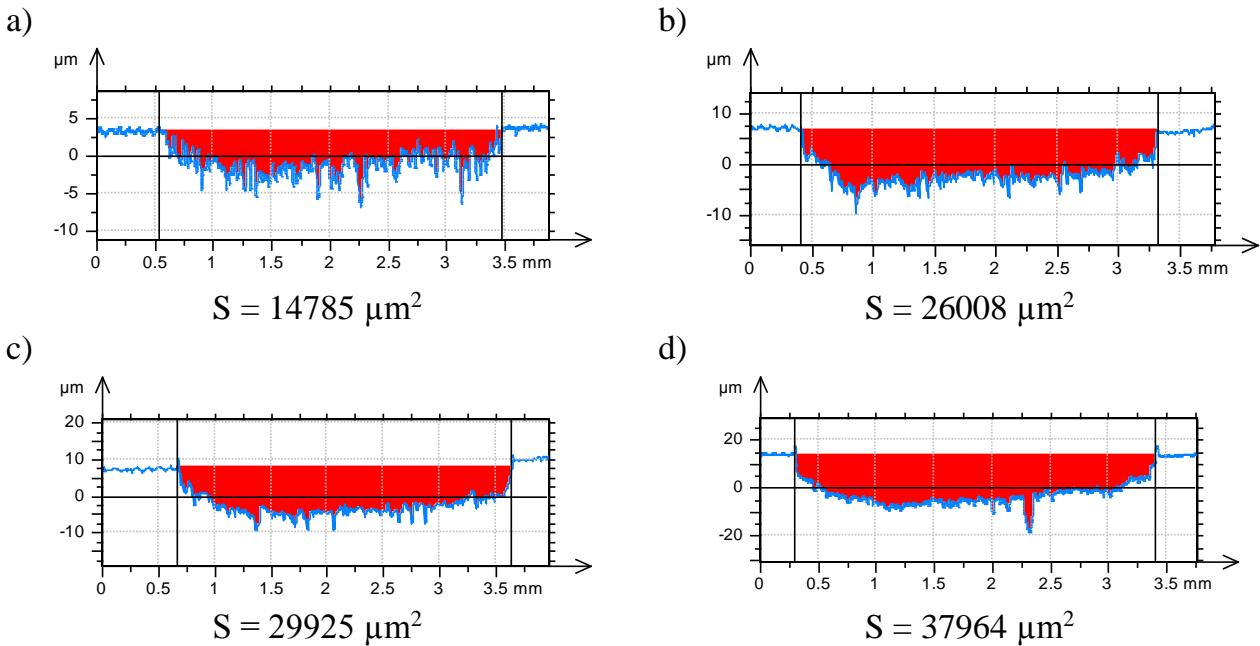


Rys. 4. Powierzchnia piaskowana przed testem a) mapa warstwiczna, b) widok izometryczny oraz parametry SGP

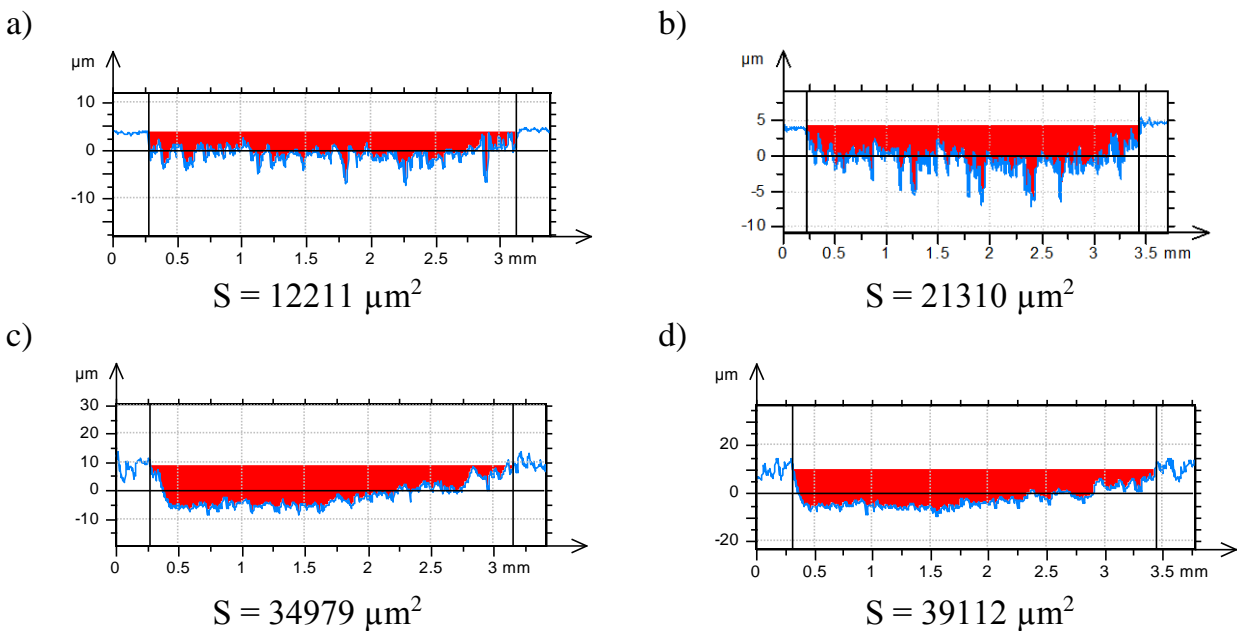
Dla każdej próbki została określona średnia wartość zużycia objętościowego, zaprezentowano również profile powierzchni próbek szlifowanych, frezowanych i piaskowanych po 15, 30, 45 i 60 minutach pracy, a także wykresy sił tarcia rejestrowane w trakcie trwania badań. Przeprowadzone badania pozwoliły twierdzić, że największym zużyciem objętościowym w 15 min. testu charakteryzowała się próbka z powierzchnią szlifowaną. Wynosiło ono $0,464 \text{ mm}^3$. Najmniejszym zużyciem objętościowym w początkowej fazie testów charakteryzowała się powierzchnia najbardziej chropowata. Wartość tego zużycia dla powierzchni piaskowanej wynosiła $0,284 \text{ mm}^3$. Podobną sytuację zaobserwowano również w 30 min. testu. Powierzchnią wyróżniającą się najwyższym zużyciem objętościowym była nadal powierzchnia szlifowana, natomiast powierzchnie piaskowana i frezowana charakteryzowały się podobnym zużyciem (odpowiednio – $0,669 \text{ mm}^3$ i $0,653 \text{ mm}^3$). Sytuacja zmieniła się w następnym punkcie pomiarowym gdy

Tabela 2. Zużycie objętościowe testowanych próbek po 15, 30, 45 i 60 min. pracy

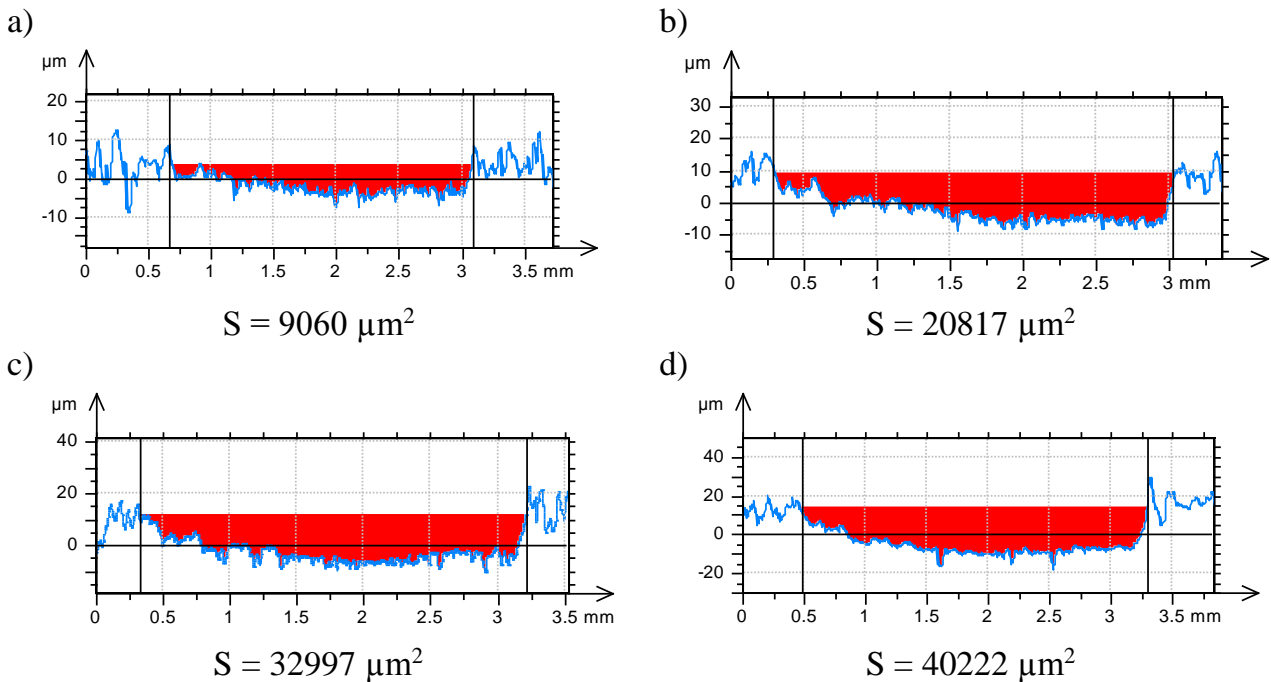
Próbka	Zużycie objętościowe mm ³			
	15 min	30 min	45 min	60 min
Szlifowana	0,464	0,817	0,939	1,182
Frezowana	0,383	0,669	1,101	1,269
Piaskowana	0,284	0,653	1,043	1,283



Rys. 5. Profile powierzchni szlifowanej po przebytej drodze tarcia a) 141,3 m; b) 282,6 m; c) 423,9 m; d) 565,2 m



Rys. 6. Profile powierzchni frezowanej po przebytej drodze tarcia a) 141,3 m; b) 282,6 m; c) 423,9 m; d) 565,2 m



Rys. 7. Profile powierzchni piaskowanej po przebytej drodze tarcia a) 141,3 m; b) 282,6 m; c) 423,9 m; d) 565,2 m

zatrzymano test po kolejnych 15 min. W 45 min. powierzchnią z najmniejszym zużyciem objętościowym była powierzchnia szlifowana. Wartość tego zużycia wyniosła 0,939. Podobne (większe niż próbki szlifowanej) zużycie objętościowe charakteryzowało powierzchnie piaskowaną i frezowaną. Analogiczną sytuację otrzymano w 60 min. testu. W przypadku próbki szlifowanej siła tarcia gwałtownie rosła osiągając stabilną wartość ok. 6,5 N już w nieco ponad 2 minuty. W przypadku próbki frezowanej czas do uzyskania stabilnej wartości siły tarcia był dłuższy i wynosił ok. 5,5 min. Wówczas wartość tej siły oscylowała w okolicach 6 N. Najdłuższą drogą do uzyskania stabilnych wartości siły tarcia charakteryzowała się powierzchnia piaskowana. W przypadku tej powierzchni czas niezbędny do osiągnięcia stabilnych wartości siły tarcia wyniósł ok. 8,5 min. Siła tarcia wynosiła wówczas ok. 6,3 N.

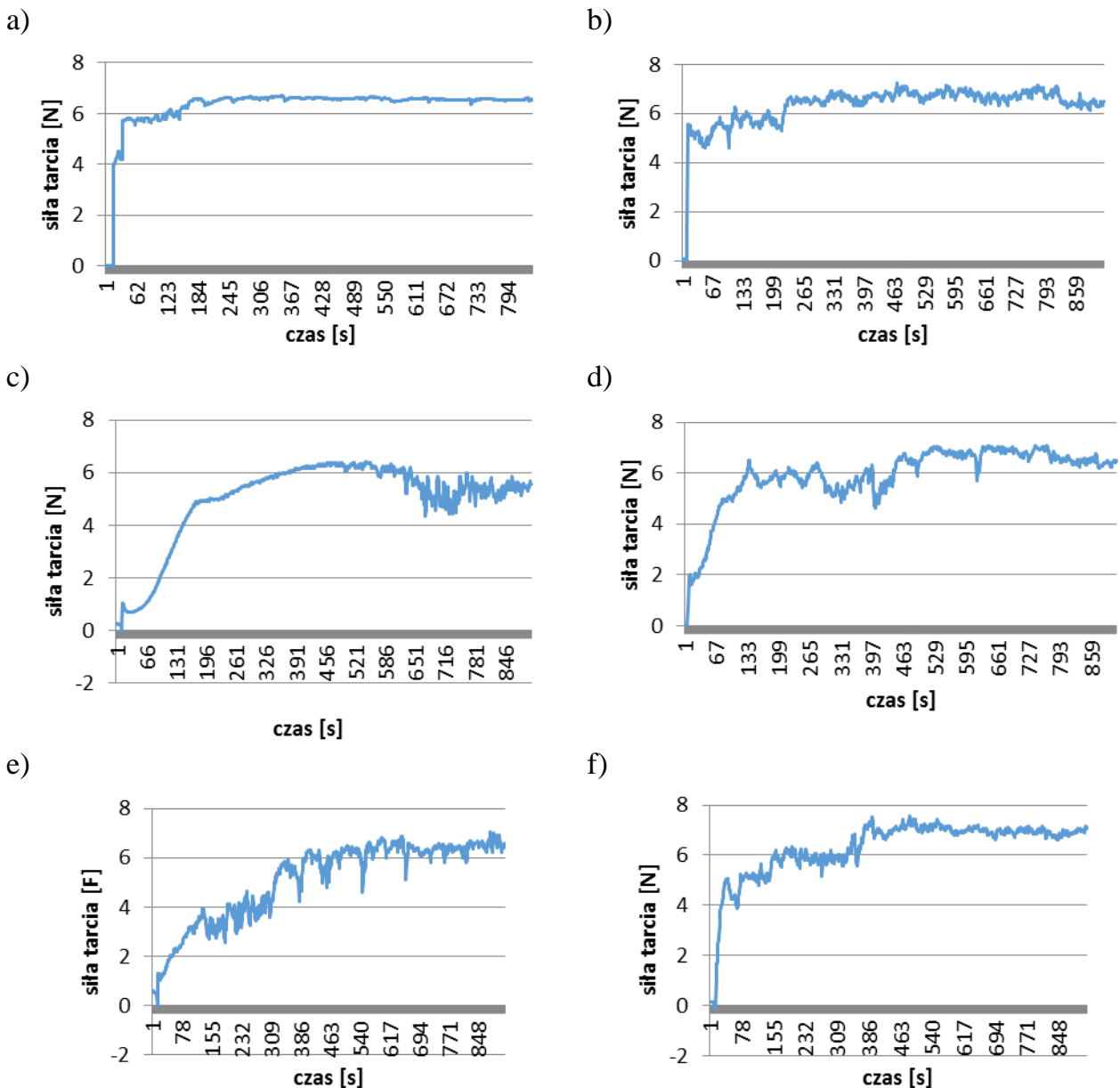
Niewielkie różnice w wykresach sił tarcia zaobserwowano w ostatnim kwadransie badań. Wartość siły tarcia powierzchni szlifowanej w końcowej fazie testów wynosiła ok. 6,2 N. Nieco wyższe wartości – ok. 6,8-7,0 N w końcowej fazie badań osiągnęła siła tarcia w przypadku próbek frezowanej i piaskowanej.

4. Wnioski

Chropowatość powierzchni w istotny sposób wpływa na wielkość zużycia szczególnie w początkowej fazie współpracujących ze sobą elementów. W wyniku przeprowadzonych badań wykazano, że największym zużyciem objętościowym w początkowej fazie badań (do 30 min.) charakteryzowała się próbka z powierzchnią szlifowaną jako obróbką wykańczającą. Sytuacja zmieniła się w trakcie trwania dalszych badań (po 30 min.). Wówczas większym zużyciem objętościowym odznaczały się próbki frezowane i piaskowane, a kolei wartości najmniejsze charakteryzowały próbki szlifowane.

Poszczególne próbki charakteryzowały się różnym charakterem rozkładu siły tarcia w początkowej fazie testów. Najszybciej stabilne wartości siły tarcia osiągnięto w przypadku

powierzchni szlifowanej (ok. 2,5 N), natomiast najwolniej w przypadku powierzchni



Rys. 8. Przebieg siła tarcia – powierzchnia szlifowana: a) pierwsze 15 min. testu; b) ostatnie 15 min. testu; powierzchnia frezowana: c) pierwsze 15 min. testu; d) ostatnie 15 min. testu; powierzchnia piaskowana: e) pierwsze 15 min. testu; f) ostatnie 15 min. testu

piaskowanej (ok. 8,5 min.). W końcowej fazie testów rozkład sił tarcia przebiegał w sposób dość podobny dla wszystkich analizowanych wariantów, jednakże wartość siły tarcia w przypadku powierzchni szlifowanej była ok. 0,5-0,7 N niższa niż w pozostałych wariantach.

Literatura:

1. CZICHOS H.: *Tribology: a systems approach to the science and technology of friction, lubrication and wear*, Tom 1 z Tribology series, Elsevier, 1978.
2. GARCIA-PRIETO I., FAULKNER M.D., ALCOCK J.R.: *The influence of specimen misalignment on wear in conforming pin on disk tests*, Wear 257 (2004) 157-166.

3. GUICCIARDI S., MELANDRI C., LUCCHINI F., de PORT G.: *On data dispersion in pin-on disk wear tests*, Wear 252 (2002) 1001-1006.
4. HEGADEKATTE V., KURZENHAUSER S., HUBER N., KRAFT O.: *A predictive modelling scheme for wear in tribometers*, Tribology International 41 (2008) 1020-1031.
5. JIANG J., ARNELL R.D.: *On the running-in behaviour of diamond-like carbon coatings under the ball-on disk contact geometry*, Wear 217 (1998) 190-199.
6. KOSTECKIJ B. I.: *Trenie, smazka i iznos v mashinach*. Technika, Kiev, 1970
7. KRAGIELSKI J.W., ALISIN W.W.: *Trenije, iznasziwanije i smazka*, Maszynostrojenie, 1978.
8. LAWROWSKI Z.: *Tribologia – tarcie, zużycie i smarowanie*, Wydawnictwo Naukowe PWN, Warszawa 1993
9. LEGUTKO S.: *Podstawy eksploatacji maszyn i urządzeń*, WSiP, 2007
10. NOSAL S.: *Tribologia, wprowadzenie do zagadnień tarcia, zużywania i smarowania*, Wydawnictwo Politechniki Poznańskiej, Poznań 2012.
11. PŁAZA S., MARGIELEWSKI L., CELICHOWSKI G.: *Wstęp do tribologii i tribochemia*, Wydawnictwo Uniwersytetu Łódzkiego, 2005
12. SEDLACEK M., PODGORNIK B., VIZINTIN J.: *Influence of surface preparation on roughness parameters, friction and wear*, Wear 266 (2009) 482-487.
13. SEDLACEK M., PODGORNIK B., VIZINTIN J.: *Correlation between standard roughness parameters skewness and kurtosis and tribological behaviour of contact surfaces*, Tribology International 48 (2012) 102-112.
14. SZCZEREK M., WIŚNIEWSKI M.: *Podział zużycia z uwagi na sposób detekcji. Tribologia i trybotechnika*. Praca zbiorowa, Wyd ITeE, Radom 2000.
15. YAN W., O'DOWD N.P., BUSSO E.P.: *Numerical study of sliding wear caused by a loaded pin on a rotating disc*, Journal of Mechanics and Physics of Solids 50 (2002) 449-470.

THE INVESTIGATION OF WEAR PROCESS INTENSITY OF 36NiCrMo16 STEEL

Summary:

The article presents the investigation of wear process intensity of samples made from 36NiCrMo16 steel in the dry friction conditions. Steel was quenching and tempering in order to get hardness - 40 ± 2 HRC. Tested samples had various value of the Sa roughness parameter (Sa = 0,21 μm – ground sample; Sa = 1,92 μm - milled sample; Sa = 3,49 μm - sandblasted sample). For every sample the average value of the volumetric wear was calculated as well as profiles of surface samples after 15, 30, 45 and 60 minutes of the work, and the graphs of friction forces measured during investigations.

MIKROGEOMETRIA POWIERZCHNI ELEMENTÓW PRACUJĄCYCH W WARUNKACH TARCIA ŚLIZGOWEGO

Lidia GAŁDA³²

Słowa kluczowe: mikrogeometria, wgłębienia powierzchni

W artykule przedstawiono rolę mikrogeometrii powierzchni elementów maszyn pracujących w warunkach tarcia ze smarowaniem. Zaprezentowano wybrane wgłębienia w powierzchni ślizgowej, podano parametry określające ich geometrię oraz częstotliwość występowania w odniesieniu do określonych warunków pracy węzłów ślizgowych. Zwrócono również uwagę na opis powierzchni adekwatny do występujących nierówności ze szczególnym uwzględnieniem wgłębień w powierzchni pełniących określone funkcje.

1. Wprowadzenie

Struktura geometryczna powierzchni elementów ślizgowych pracujących w warunkach tarcia ze smarowaniem wywiera znaczący wpływ na wartości współczynnika tarcia i zużycia. W zależności od warunków pracy, przenoszonych obciążeń oraz stosowanych materiałów wymagania odnośnie topografii powierzchni mogą być zróżnicowane. W ostatnich latach coraz częściej powierzchnie węzłów ciernych poddaje się teksturowaniu z wykorzystaniem różnorodnych technologii. Wśród stosowanych technologii są między innymi znane od lat gładzenie płaskowierzchołkowe, obróbka strumieniowo-ścierna, trawienie jonowe, obróbka nagniataniem czy stosowana ostatnio na skalę przemysłową obróbka laserowa. Obecność wgłębień o określonej geometrii i w ustalonym stopniu pokrycia powierzchni wpływa na poprawę pracy węzłów ślizgowych w warunkach skąpego smarowania przy małych prędkościach poślizgu [4]. Nie zaleca się stosować wgłębień w powierzchni ślizgowej w przypadku smarowania hydrodynamicznego, ponieważ mogą one wpływać na przerwanie ciągłości filmu olejowego, pogarszając warunki smarowania. W takiej sytuacji korzystniejsze są powierzchnie gładkie o niewielkiej wysokości nierówności. W pracy [3] wykazano, że wgłębienia w powierzchni pogarszają odporność na zatarcie przy wyższych prędkościach poślizgu. W wielu sytuacjach jednak ukształtowane wgłębienia wpływają na wzrost odporności na zużycie tribologiczne węzłów ciernych. Zastosowanie gładzenia płaskowierzchołkowego umożliwiło ukształtowanie rys na wewnętrznej powierzchni cylindrów, które wpłynęły na zmniejszenie zużycia w warunkach zwiększonego zapylenia [7]. W wyniku zastosowania specjalnie uformowanych rowków na powierzchni czopa o określonej geometrii i orientacji w stosunku do kierunku ruchu zwiększono nośność łożysk [9]. Obecność rowków lub sferycznych wgłębień na powierzchni czopa powoduje zmniejszenie zużycia ściernego współpracujących ślizgowo czopa i panwi przy intensywnym zanieczyszczeniu środka smarnego [8]. Odpowiednio dobrany kształt i stopień pokrycia powierzchni wgłębieniami równy około 10% prowadzi do zmniejszenia współczynnika tarcia i zużycia węzłów ślizgowych w skojarzeniu stal-żeliwo sferoidalne [2]. Orientacja i kształt wgłębień w płaszczyźnie ruchu względnego wpływa na możliwość powstawania hydrodynamicznej siły wyporu, skierowanej w kierunku prostopadłym do powierzchni, przeciwnie do obciążenia zewnętrznego [10].

³² Politechnika Rzeszowska, Wydział Budowy Maszyn i Lotnictwa, Katedra Technologii Maszyn i Inżynierii Produkcji, Rzeszów

Wgłębienia kształtowane w powierzchniach ślizgowych charakteryzowane są w sposób dowolny, niestandardowy. Występują w dużym zakresie zmienności wymiarów głębokości i długości oraz w zróżnicowanym stopniu pokrycia powierzchni. Głębokość wgłębień najczęściej waha się od 1 do 100 μm , długość mieści się w zakresie kilkadziesiąt do 1000 μm . Stosunek głębokości do długości zwykle występuje w przedziale 0,01 a 0,3, natomiast stopień pokrycia powierzchni wynosi od kilku do powyżej 50%.

Mikrogeometria powierzchni, która kształtowana jest w wyniku obróbki skrawaniem, definiowana jest głównie maksymalną wysokością mikronierówności, wysokością nierówności zależną od kształtu ostrza narzędzia i posuwu, wysokością nierówności zależną od odkształcenia plastycznego obrabianego metalu czy wysokością nierówności powstającej na skutek drgań układu obrabiarka-przedmiot-narzędzie [5]. W praktyce jednak poza maksymalną wysokością nierówności właściwie nie używa się wymienionych powyżej parametrów do charakteryzowania powierzchni po obróbce.

Jako geometrię mikronierówności przyjmuje się promienie zaokrąglenia wierzchołków oraz kąty pochylenia boków mikronierówności, co w praktyce wylicza się jako uśrednione wartości z określonego fragmentu powierzchni i wyraża poprzez parametry chropowatości lub struktury geometrycznej powierzchni.

Geometria nierówności powierzchni i częstotliwość występowania wierzchołków i wgłębień decyduje o kształcie krzywej nośności. Na podstawie krzywej udziału materiałowego (krzywej Abbota-Firestona) można określić zredukowane wysokości wzniesień Spk, rdzenia Sk, wgłębień Svk oraz udziały nośne wierzchołków Sr1, wgłębień Sr2, a także objętość wgłębień przypadającą na określoną powierzchnię Sa2. Jednak w związku z tym, iż specjalnie kształtowane wgłębienia w powierzchni pełnią określone zadania, opis geometrii wgłębień powinien być przedstawiony ściślej, w sposób podobny do standardowego opisu geometrii części maszyn.

Celem artykułu jest przedstawienie wybranych aspektów opisu mikrogeometrii wgłębień w powierzchni.

2. Wymagania dotyczące powierzchni ślizgowych

W zależności od warunków pracy oraz występujących obciążeń określa się wymagania konstrukcyjne dotyczące materiału, jego twardości, kształtu, wymiarów i chropowatości powierzchni elementów maszyn. Coraz więcej uwagi poświęca się wymaganiom dotyczącym struktury geometrycznej powierzchni elementów ślizgowych. Obecnie w wielu przypadkach nie wystarczy podać jedynie odchylenia rzędnych profilu od linii średniej Ra i ewentualnie maksymalnej wysokości profilu chropowatości Rz. Niewystarczającą informacją może być również podanie kierunkowości struktury geometrycznej powierzchni. W przypadku kształtowania wgłębień w powierzchni o zdefiniowanym kształcie, konkretnych wymiarach i w ustalonej konfiguracji i częstotliwości występowania, to parametrów charakteryzujących uformowane wgłębienia powinno być znacznie więcej. Opis teksturowanej powierzchni może stanowić pewien problem. Parametry struktury geometrycznej powierzchni charakteryzują powierzchnię, ale niewystarczająco opisują ukształtowane wgłębienia. Specjalnie kształtowane wgłębienia powinny być rozpatrywane nie tylko jako nierówności powierzchni, ale jako fragmenty przedmiotu o ściśle określonym kształcie i wymiarach.

Nierówności powierzchni w postaci wgłębień pełnią pewne role podczas procesu tarcia współpracujących elementów ślizgowych.

Wśród zadań jakie pełnią wgłębienia w powierzchni można wymienić następujące:

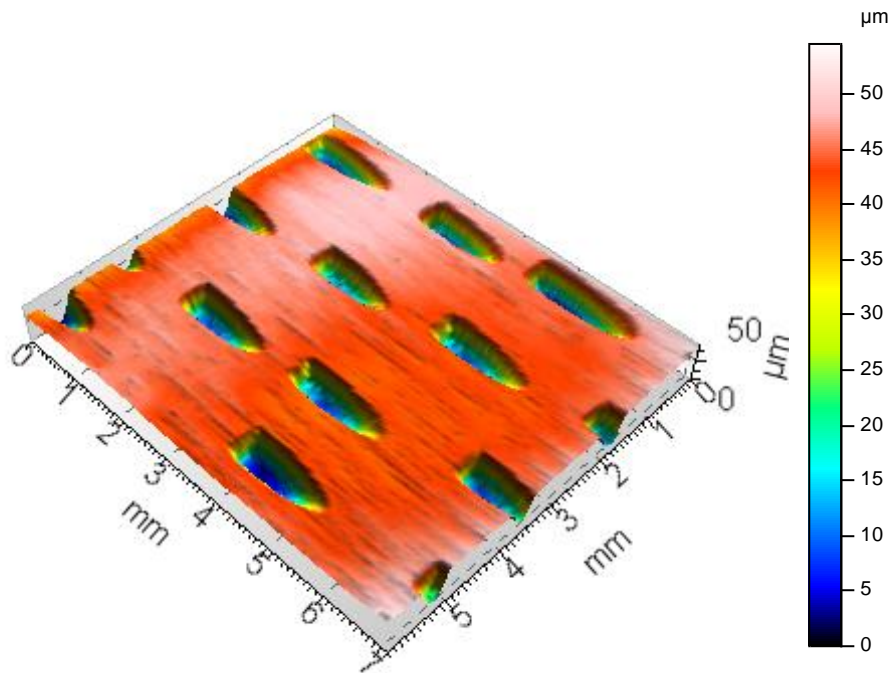
- stanowią zasobniki substancji smarującej i nazywane są wówczas kieszeniami smarowymi (z.j. *ang. oil pockets*),
- stanowią miejsca, gdzie mogą powstawać siły hydrodynamicznego unoszenia przy określonych warunkach smarowania i wgłębieniach o odpowiednim kształcie,
- mogą być odprowadzane produkty zużycia, jeśli wgłębienia są w postaci rys lub rowków,
- mogą zapobiegać szczieniom adhezyjnym i zacieraniu węzłów ślizgowych szczególnie jednoimiennych poprzez przerywanie styku tarcowego,
- mogą poprawiać chłodzenie poprzez odprowadzanie substancji smarującej o wysokiej temperaturze i/lub doprowadzanie substancji smarującej o niższej temperaturze do miejsc najbardziej obciążonych, gdzie temperatura jest wyższa.

Powierzchnie węzłów ślizgowych narażone są w zasadzie na każdy rodzaj zużycia tribologicznego, ale w zróżnicowanym stopniu. Zużycie utleniające i ściernie mechaniczno-chemiczne są dopuszczalne w eksploatacji. W wielu przypadkach nie można zupełnie wyeliminować pozostałych rodzajów zużycia z powodu chociażby zmiennych obciążeń pracy czy przy uruchamianiu i zatrzymywaniu maszyn. Ciecz smarująca nie rozdziela powierzchni trących i część obciążenia przenoszona jest przez mikroobszary styku powierzchni współpracujących [11]. Jedną z metod przeciwdziałania zbyt dużemu zużyciu jest kształtowanie wgłębień o zdeterminowanej geometrii w powierzchni ślizgowej. Mikrowgłębienia w powierzchni poprawiają warunki smarowania poprzez trwałe zwiększenie pojemności olejowej [4,6].

3. Mikrogeometria wgłębień w powierzchni

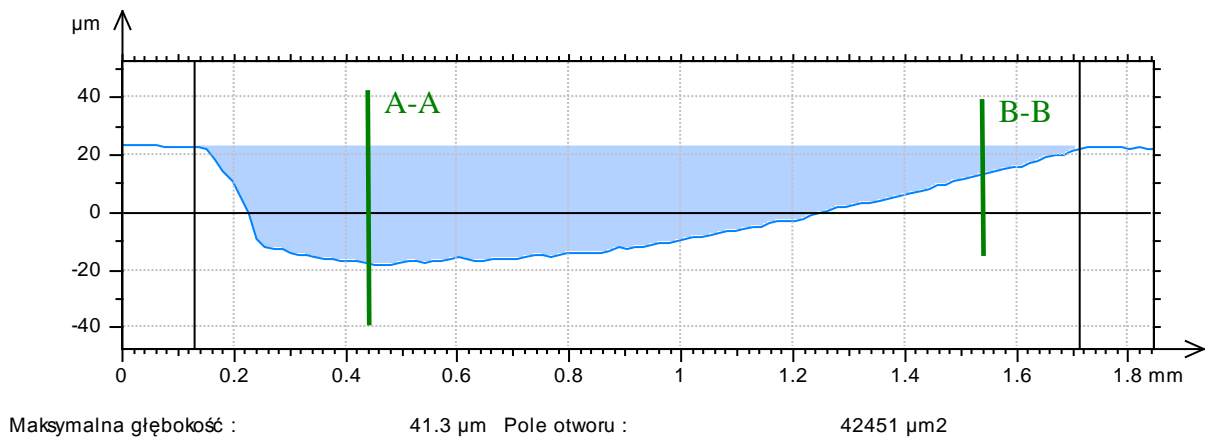
Wgłębienia w powierzchni mogą przyjmować różnorodne kształty w zależności od zaleceń konstrukcyjnych, wynikających z pełnionych zadań. Stosując nietypowe kształty wgłębień w powierzchni należy scharakteryzować szereg parametrów geometrycznych, takich jak długość, szerokość, nachylenie wybranych powierzchni względem pozostałych i inne ważne z punktu widzenia opisu geometrii. Z pewnością nie wystarczy przedstawić wgłębień tylko w wymiarze płaskim, ale należałoby przedstawić wybrane fragmenty powierzchni w przestrzeni.

Jednym z przykładów niekonwencjonalnego wgłębienia w powierzchni jest odcisnięty fragment walca, przyłożony pod określonym kątem względem powierzchni obrabianej. Na rys. 1 przedstawiono widok przestrzenny powierzchni po nagniataniu udarowym z wykorzystaniem końcówki o zakończeniu walca, gdzie tworząca walca była pod kątem 0° względem przedmiotu obrabianego, średnica podstawy walca wynosiła 2,5 mm. Średnica przedmiotu obrabianego wynosiła 35 mm. W wyniku odkształcenia plastycznego na powierzchni przedmiotu powstały wgłębienia w przybliżeniu odwzorowujące kształt elementu nagniatającego. Wgłębienia w takim kształcie usytuowane głębszą i szerszą częścią w kierunku ruchu elementu ślizgowego, nabierają pewną ilość substancji smarującej, która następnie jest wciskana w szczelinę smarową.



Rys. 1. Widok przestrzenny powierzchni po nagniataniu udarowym

W określonych warunkach pracy wężła ślizgowego i przy adekwatnie dobranej mikrogeometrii wgłębień może powstać ciśnienie hydrodynamiczne, które pomoże zrównoważyć obciążenie zewnętrzne. Dla lepszego zobrazowania kształtu wgłębienia na rys. 2 przedstawiono przekrój wzdłużny wybranego wgłębienia.

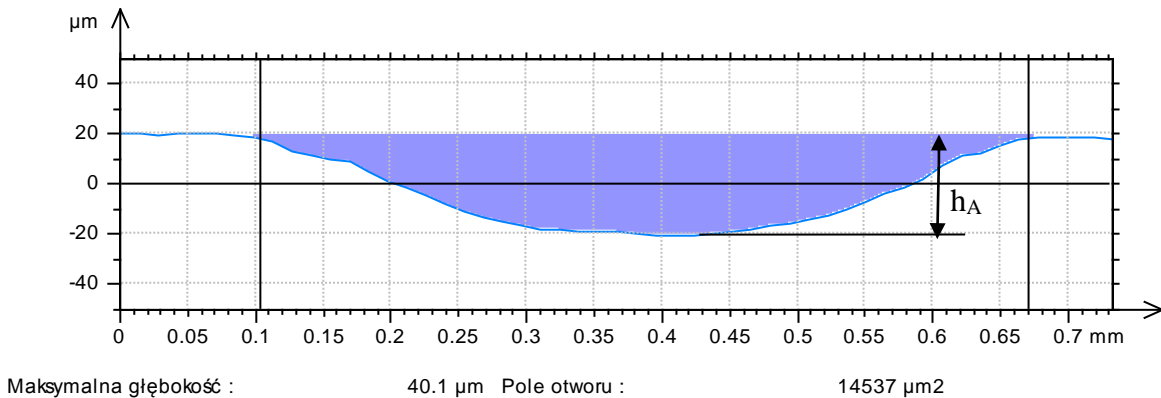


Rys. 2. Profil powierzchni przedstawiający przekrój wzdłużny wgłębienia ukształtowanego w wyniku nagniatania udarowego

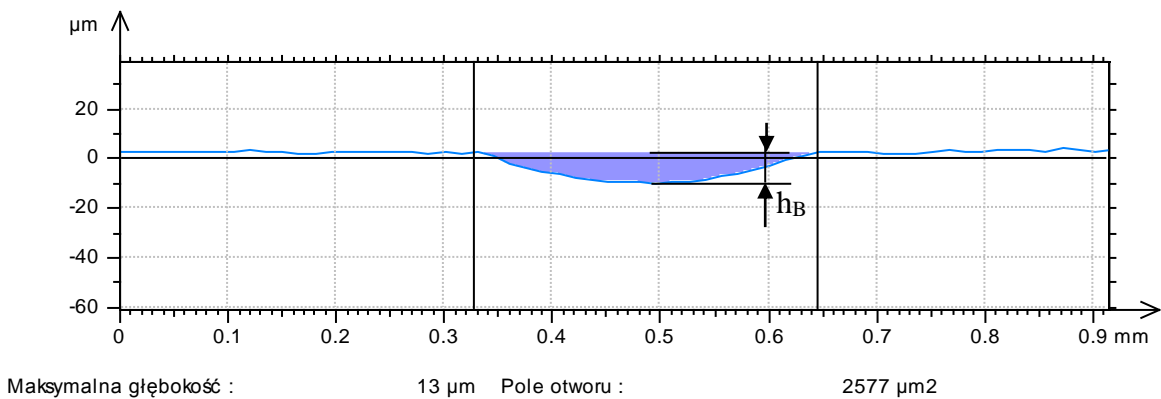
Na profilogramie można zaobserwować, że maksymalna głębokość wgłębienia jest w odległości około 0,25 mm od brzegu wgłębienia, przez który będzie wpływać substancja smarująca. Do brzegu wgłębienia, gdzie olej będzie wciskany między powierzchnie współpracujące jest ponad 1 mm. Na odległości około 1 mm wgłębienie zostało tak ukształtowane, aby olej poddany został ścisnieniu, w wyniku czego zwiększa się ciśnienie cieczy, która może brać udział w przenoszeniu obciążenia zewnętrznego. Na rys. 3 przedstawiono przekroje poprzeczne wybranego wgłębienia po nagniataniu wykonane w miejscach zaznaczonych na rys. 2. Na rys. 3a zaprezentowano przekrój poprzeczny

wgłębienia w miejscu jego maksymalnej głębokości, natomiast na rys. 3b jest przekrój poprzeczny wgłębienia blisko brzegu, gdzie olej może być wciskany w szczelinę smarową.

a)



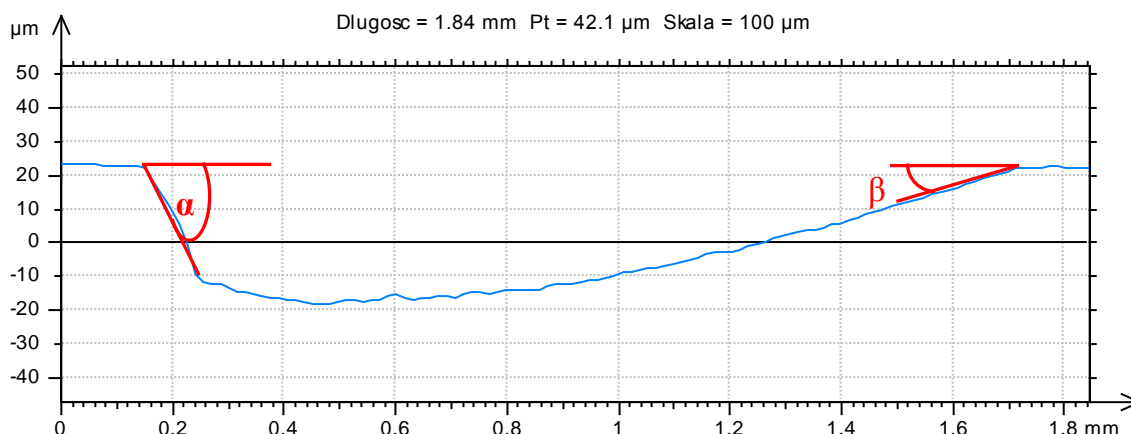
b)



Rys. 3. Profile powierzchni przedstawiające przekroje poprzeczne wgłębienia ukształtowanego w wyniku nagniatania udarowego: w miejscu o maksymalnej głębokości (a) i tuż przy brzegu, gdzie olej może być wciskany w szczelinę smarową (b)

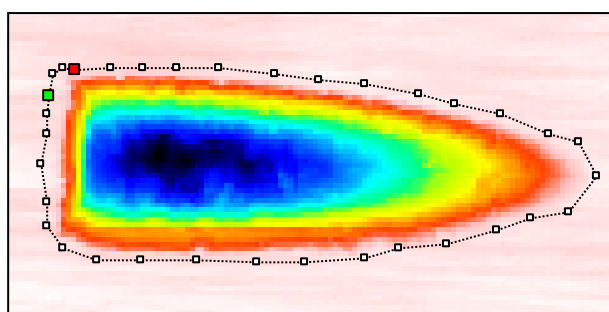
W miejscu, gdzie występuje maksymalna głębokość wgłębienia h_A równa około 40 μm , pole powierzchni przekroju poprzecznego wynosi blisko 15000 μm^2 . Dla porównania w pobliżu obrębu, gdzie olej może wypływać, przy głębokości h_B równej 13 μm , pole powierzchni przekroju poprzecznego wynosi tylko 2500 μm^2 . W przekroju B-B wgłębienie charakteryzuje się nie tylko mniejszą głębokością, ale i znacznie mniejszą szerokością.

W przypadku takich oraz podobnych wgłębień istotny może być również kąt pochylenia ścianek wgłębień (rys. 4). Nachylenie ścianek wgłębień w powierzchniach ślizgowych jest istotne z punktu widzenia spadku ciśnienia cieczy przy pojawieniu się wgłębienia w powierzchni i ewentualnego wzrostu ciśnienia substancji smarującej podczas wciskania jej w szczelinę smarową. Wzrost ciśnienia cieczy między przemieszczającymi się, nachylonymi względem siebie powierzchniami uzależniony jest między innymi od ilości dopływającej substancji smarującej. Odpowiednia objętość cieczy powinna znaleźć się w części wgłębienia o większej głębokości, by potem mogła zostać wciśnięta w szczelinę smarową.



Rys. 4. Profil przekroju wzdłużnego wgłębnienia o zróżnicowanym nachyleniu ścianek $\alpha \neq \beta$

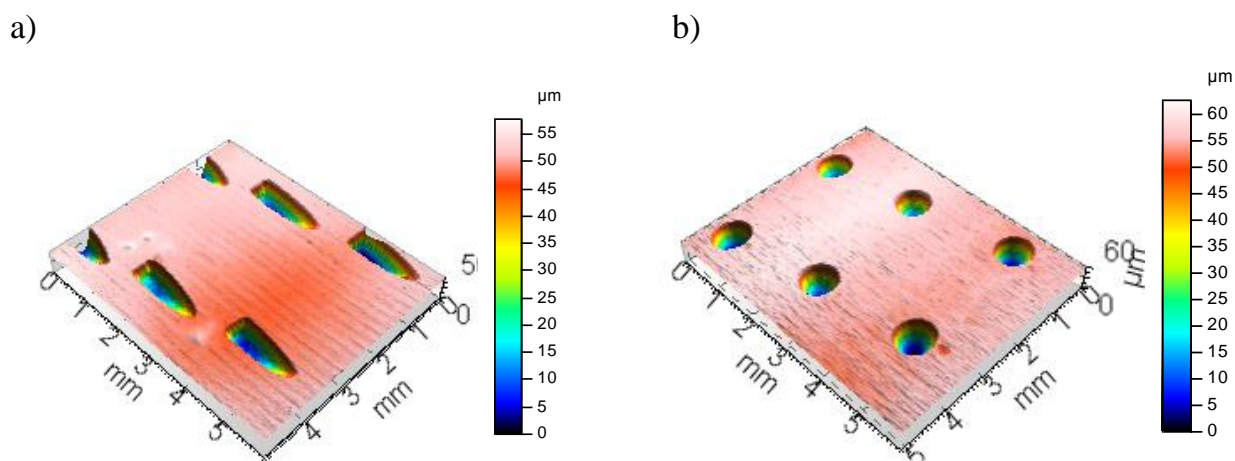
Objętość pojedynczych wgłębnienia w powierzchniach pracujących w warunkach tarcia ze smarowaniem jest bardzo ważnym parametrem. Wgłębnienia kształtowane w powierzchni zwiększają w sposób trwały pojemność olejową węzłów ślizgowych. Na rys. 5 przedstawiono pojedyncze wgłębnienie wraz z wyliczonymi polem powierzchni, objętością i maksymalną głębokością w zaznaczonym obszarze.



	Otwór	Pik
Powierzchnia (mm ²)	0.765	0.0206
Objętość (µm ³)	13741238	3242
Max głębokość/wysokość (µm)	40.9	0.613

Rys. 5. Przykładowe wgłębnienie w powierzchni wraz z polem, objętością i maksymalną głębokością w zaznaczonym obszarze

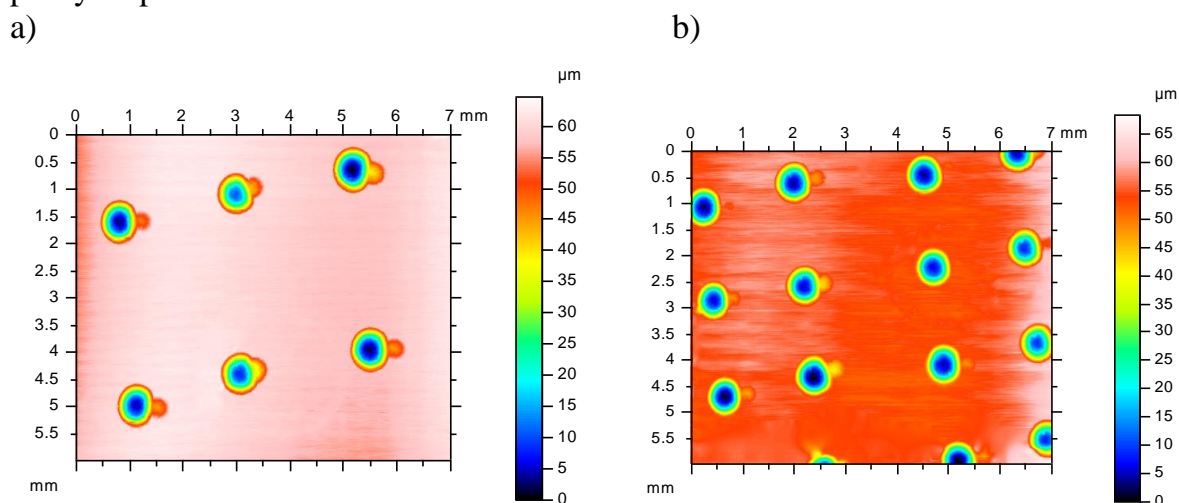
Ze względu na możliwość generowania ciśnienia hydrodynamicznego istotnym parametrem jest iloraz głębokości do długości wgłębnienia w powierzchni. Natomiast na pewno nie jest to jedyny decydujący wskaźnik. W przypadku powierzchni o jednakowym stopniu pokrycia powierzchni wgłębnieniami i takiej samej głębokości, ale różnym ilorazie głębokości do długości oraz zróżnicowanym kształcie można otrzymać podobne charakterystyki tribologiczne [1]. Na rys. 6 zaprezentowano powierzchnie z wgłębnieniami o jednakowej głębokości równej około 50 µm i stopniu pokrycia powierzchni 10%, gdzie iloraz głębokości do długości w przypadku wariantu (a) był równy 0,028, natomiast stosunek głębokości do średnicy wgłębnienia w wariantcie (b) był dwukrotnie mniejszy i wynosił 0,056. Tak przygotowane powierzchnie zostały poddane badaniom odporności na zatarcie, zużycie ściernie oraz rodzaj tarcia w węzłach stal-żeliwo sferoidalne. Dla porównania powierzchnia stali poddana została teksturowaniu w zróżnicowanym stopniu pokrycia i kształcie wgłębnienia.



Rys. 6. Widoki przestrzenne powierzchni z wgłębieniami o głębokości $h = 50 \mu\text{m}$ i stopniu pokrycia powierzchni wgłębieniami Sp około 10%

W badaniach tribologicznych oba przedstawione na rys. 6 warianty ukształtowania powierzchni dawały zbliżone rezultaty, ale odmienne niż przy innych stopniach pokrycia Sp [%].

Istotnym parametrem jest zdecydowanie stopień pokrycia powierzchni wgłębieniami. Na rys. 7 znajdują się mapy powierzchni z jednakowymi wgłębieniami o różnym stopniu pokrycia powierzchni.

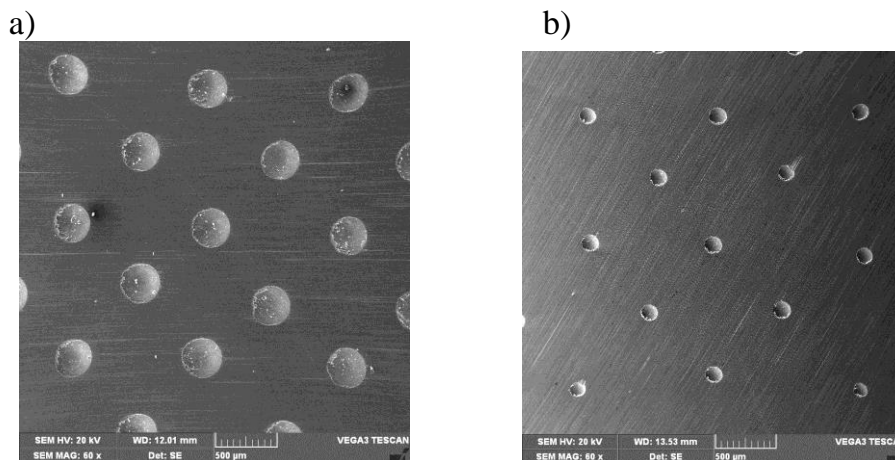


Rys. 7. Mapy powierzchni z jednakowymi wgłębieniami w stopniu pokrycia powierzchni równym 7,5% (a) oraz 20% (b)

Stopień pokrycia powierzchni wgłębieniami niejednokrotnie odgrywa kluczową rolę w zmianie właściwości tribologicznych węzłów ciernych. Odpowiednia liczba wgłębień może zapewnić przerywanie styku tarciovego i przeciwdziałać szepieniom adhezyjnym. Ma to szczególne znaczenie przy niewielkich prędkościach tarcia i dużych obciążeniach węzłów ślizgowych. Ilość wgłębień dobrana stosownie do warunków pracy węzła może zapewnić określoną pojemność olejową. Zbyt duży stopień pokrycia powierzchni wgłębieniami może też znacząco pogorszyć pracę węzłów ciernych poprzez zbytne zmniejszenie powierzchni nośnej. Przy wyższych prędkościach poślizgu najczęściej nie zaleca się kształtować kieszeni olejowych, ponieważ przerywają film smarowy, który tworzy się w wyniku względnego ruchu elementów maszyn. W takich sytuacjach rozwiązaniem może być pokrywanie powierzchni ślizgowych tylko tam, gdzie nie formuje

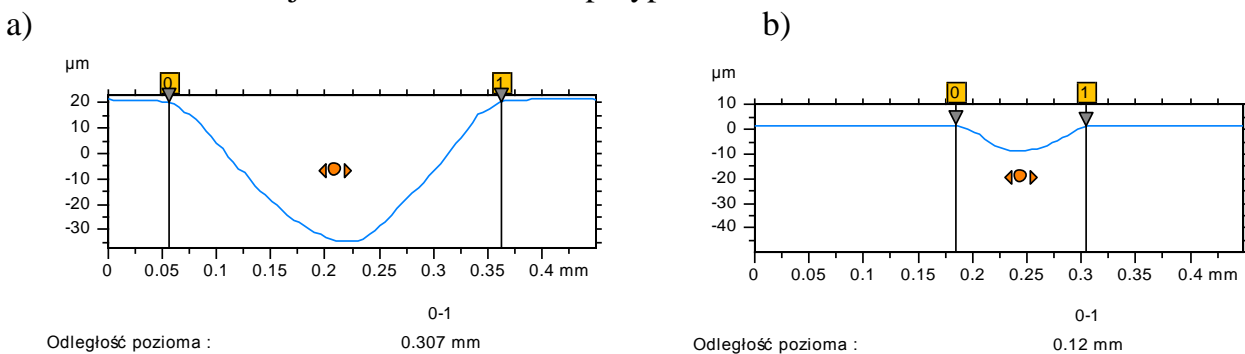
się ciśnienie cieczy, umożliwiające rozdzielanie współpracujących powierzchni. Konkretna wartość stopnia pokrycia powierzchni powinna być dobierana adekwatnie do występujących obciążeń i warunków pracy węzła ślizgowego.

W praktyce przemysłowej najczęściej w powierzchni ślizgowej spotyka się wgłębienia zamknięte o kształcie sferycznym lub otwarte w postaci rowków. Wgłębienia, które przykładowo na powierzchni nośnej odwzorowują kształt koła (często występujące), w całej swojej objętości mogą przyjmować kształt od walca do stożka lub dodatkowo zmodyfikowany w różnorodny sposób. W zależności od wybranego kształtu zmieniają się niektóre lub wszystkie parametry geometryczne: głębokość, szerokość, kąty przyścienne, pole powierzchni, objętość. Przykładowe wgłębienia o zróżnicowanych wymiarach i kształcie przedstawia rys. 8. Wgłębienia zostały uformowane na płaskich próbkach wykonanych ze stali 42CrMo4 o twardości około 30 HRC. Wgłębienia zostały uformowane z wykorzystaniem tej samej końcówki udarowej i wyglądają na różniące się tylko wymiarem, a nie kształtem.



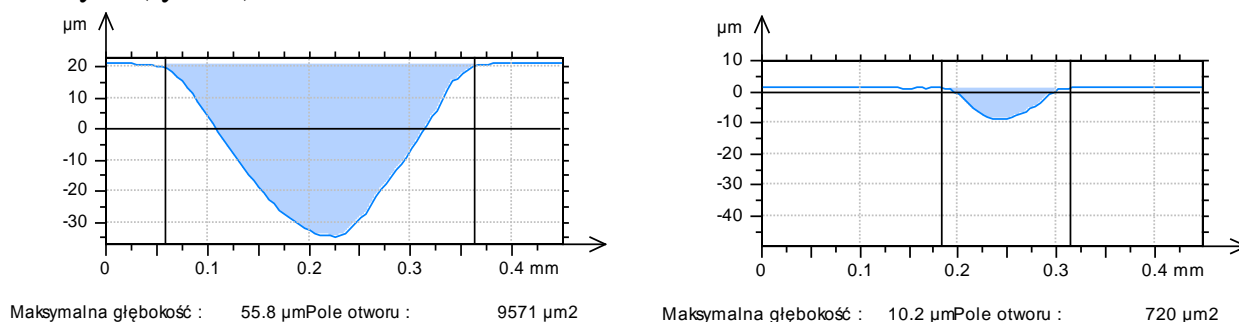
Rys. 8. Zdjęcia powierzchni z wgłębieniami o zróżnicowanych wymiarach i kształcie w I (a) i II (b) wariantie obróbki

Wgłębienia były rozmieszczone jednakowo na powierzchni, w miejscach przecięcia się siatki linii równoległych i do nich prostopadłych, zakładając stałą odległość między wgłębieniami równą 0,8 mm. Średnica wgłębień była zróżnicowana, na rys. 9 przedstawiono metodę pomiaru średnicy śladów po nagniataniu i szlifowaniu wypływki. Średnica większego wgłębienia wynosi ponad 300 µm, a mniejszego 120 µm. Na podstawie profili przechodzących przez wgłębienia w najgłębszym punkcie można zauważyć, że kąty pod którymi ciecz wpływa do wgłębienia oraz wypływa znacznie się różnią między wariantami I i II, co jest bardzo istotne w przypadku smarowania.



Rys. 9. Pomiar średnicy śladów po nagniataniu i usunięciu wypływki w oparciu o profil powierzchni w I (a) i II (b) wariantie obróbki

Na podstawie profili powierzchni można również wyznaczyć głębokość kieszeni smarowych (rys. 10).



Rys. 10. Porównanie głębokości wgłębień i pola powierzchni przekroju mierzonego w najgłębszym punkcie

Z wykorzystaniem programu do obliczeń parametrów i analizy struktury geometrycznej powierzchni wyznaczono objętość poszczególnych wgłębień w analogiczny sposób, jak przedstawiono na rys. 5. Stopień pokrycia powierzchni wgłębieniami to wielokrotność pola powierzchni koła wyznaczonego w powierzchni nośnej przez wgłębienie podzielone przez całkowitą powierzchnię poddaną teksturowaniu Sp [%]. W wyniku przeprowadzonych analiz i obliczeń otrzymano wartości zamieszczone w tabeli 1.

Tabela 1. Średnie wartości wybranych wielkości geometrycznych wgłębień w analizowanych powierzchniach

Wariant	Głębokość h [μm]	Średnica d [μm]	h/d	Stopień pokrycia Sp [%]	Pojemność olejowa wgłębienia v_i [μm^3]
I	58	300	0,18	12	1 570 000
II	11	120	0,09	2	50 000

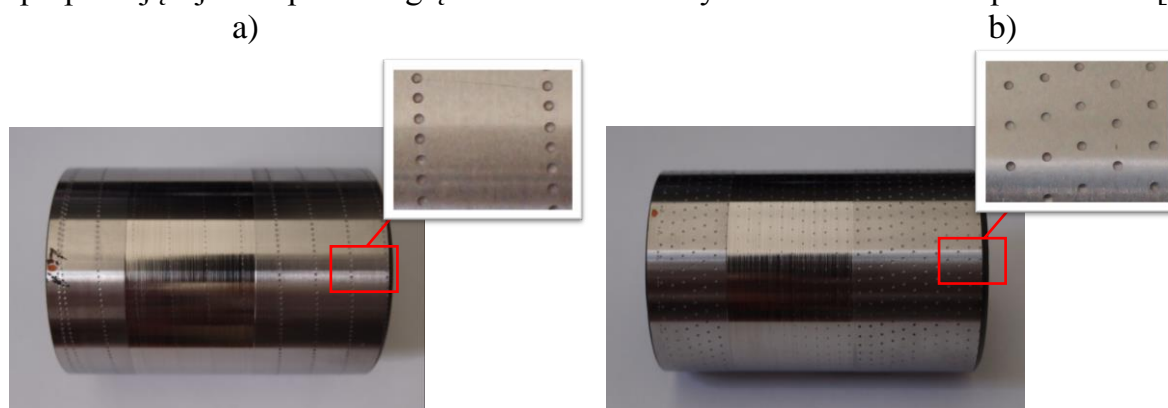
Porównując wartości wybranych wielkości geometrycznych wgłębień można zauważyć, że stosunkowo niewielkie zwiększenie wartości niektórych parametrów, powoduje wielokrotny wzrost innych. Przy 2,5-krotnym zwiększeniu średnicy wgłębień, stopień pokrycia powierzchni wgłębieniami wzrósł 6-krotnie, przy takiej samej liczbie wgłębień. Pojemność olejowa wgłębień w wariantcie I zwiększyła się ponad 30-krotnie w porównaniu do wariantu II obróbki. Zwiększenie pojemności olejowej nie zapewnia jeszcze korzystniejszych warunków pracy węzła w każdym przypadku, natomiast z pełną świadomością należy projektować geometrię powierzchni dla konkretnych zastosowań praktycznych.

Jak już wcześniej wspomniano bardzo ważną rolę odgrywa rozmieszczenie wgłębień na powierzchni. Na rys. 11 przedstawiono zdjęcia czopów, których powierzchnia pokryta była wgłębieniami w różnej konfiguracji.

Wgłębienia charakteryzowały się taką samą głębokością i średnicą, stopień pokrycia powierzchni wgłębieniami również był jednakowy w obu przypadkach. W wyniku przeprowadzonych badań zużycia ściernego czopy z wgłębieniami rozłożonymi równomiernie charakteryzowały się mniejszą intensywnością zużycia o ponad 23% w porównaniu do zużycia czopów gładkich.

Czopy z wgłębieniami w linii śrubowej o skoku H równym 8 mm cechowały się również niższą intensywnością w porównaniu do czopów bez wgłębień, w tym przypadku o 19%. Zużycie powierzchni panwi współpracującej z czopem z wgłębieniami w linii

śrubowej było niższe o około 20% w porównaniu do wariantu standardowego, a panwi współpracującej z czopem z wgłębieniami rozłożonymi równomiernie o ponad 30% [8].



Rys. 11. Zdjęcia czopów z wgłębieniami w dwóch różnych rozmieszczeniach: wgłębienia w linii śrubowej $H = 8$ mm (a) i rozmieszczone równomiernie (b) [8]

4. Podsumowanie i wnioski

Mikrogeometria powierzchni odgrywa bardzo ważną rolę w zapewnieniu wysokiej odporności na zużycie elementów trących. Węzły cierne pracujące w warunkach smarowania przy obciążeniach cyklicznych, dużych naciskach i małych prędkościach poślizgu narażone są na zwiększone zużycie tribologiczne. W takich sytuacjach teksturowanie powierzchni ślizgowych jest jednym z możliwych rozwiązań, prowadzącym do podniesienia odporności na zużycie. Wśród najważniejszych zadań kształtowanych wgłębień należy wymienić odprowadzanie zanieczyszczeń ze strefy tarcia, odprowadzanie substancji smarującej o wyższej temperaturze, stanowienie zasobników substancji smarującej, umożliwienie generowania ciśnienia hydrodynamicznego w celu równoważenia obciążenia zewnętrznego.

Zaprezentowano wybrane wgłębienia o nietypowym kształcie i zestawiono różne warianty wgłębień w celu podkreślenia znaczenia poszczególnych cech geometrycznych, które mogą mieć istotny wpływ na wyniki pracy węzłów ciernych. W artykule podkreślono, iż celowość stosowania oraz wybór kształtu, wymiarów i częstotliwości występowania wgłębień uzależnione jest od występujących obciążeń i warunków pracy węzła ciernego.

Wgłębienia stosowane w powierzchniach charakteryzowane są w sposób dowolny i nieuporządkowany, natomiast nie tylko dokładny, ale i znormalizowany opis geometrii wgłębień wydaje się celowy dla jednoznacznego zrozumienia przedstawianych zagadnień z zakresu teksturowania powierzchni.

Literatura

- GAŁDA L.: *Wpływ mikrokieszeni smarowych wygniatających udarowo na właściwości tribologiczne elementów ślizgowych*. Rozprawa doktorska, Politechnika Rzeszowska, Rzeszów 2008
- GAŁDA L., DZIERWA A., PAWLUS P., REIZER R.: *Improvement of tribological properties of co-acting elements by oil pockets creation on sliding surfaces*. Meccanica 46, 2011, s. 523-534
- GAŁDA L., DZIERWA A., SĘP J., PAWLUS P.: *The effect of oil pockets shape and distribution on seizure resistance in lubricated sliding*. Tribology Letters 37, 2010, s. 301-311
- GAŁDA L., SĘP J., TOMCZEWSKI L.: *Wpływ geometrii mikrowgłębień w powierzchni na właściwości tribologiczne elementów ślizgowych*. Tribologia 5/2014 (257)

6. HEBDA M.: *Procesy tarcia, smarowania i zużywania maszyn*. Wydawnictwo Instytutu Technologii Eksploatacji - PIB, Warszawa - Radom 2007
7. LEGUTKO S., NOSAL S.: *Kształtowanie technologicznej i eksploatacyjnej warstwy wierzchniej części maszyn*, Ośrodek Wydawnictw Naukowych Polska Akademia Nauk, Poznań 2004
8. PAWLUS P.: *Effects of honed cylinder surface topography on the wear of piston-piston ring-cylinder assemblies under artificially increased dustiness conditions*, Tribology International 26/1, 1993, 49-55
9. SĘP J., PAWLUS P., GAŁDA L.: *The effect of helical groove geometry on journal abrasive wear*. Archives of Civil and Mechanical Engineering 13, 2013, s. 150-157
10. SĘP J.: *Właściwości filmu olejowego w poprzecznych łożyskach ślizgowych z nietypową geometrią czopa*. Oficyna Wydawnicza Politechniki Rzeszowskiej, Rzeszów 2006
11. STĘPIEŃ P.: *Analiza hydrodynamicznego wyporu mikroklinów smarnych na powierzchni o regularnej makrogeometrii*, Zeszyty Naukowe Politechniki Rzeszowskiej nr 36, Mechanika z. 15, 1987, s. 231 – 236
12. SZCZEREK M., WIŚNIEWSKI M.: *Tribologia i tribotechnika*, Wydawnictwo Instytutu Technologii Eksploatacji, Radom 2000

THE SURFACE MICROGEOMETRY OF MACHINE ELEMENTS CO-ACTING IN SLIDE FRICTION

Abstract:

The article presents the function of surfaces micro-geometry of machines co-acting in conditions of friction with lubrication. Selected depressions in the slide surface, the parameters defining the geometry and frequency of pits appearance are presented in relation to specific working conditions of sliding assemblies. Attention was also paid to the description of the surface adequate for the existing asperities with particular regard to the recesses in the surface of carrying out certain functions.

МИКРОГЕОМЕТРИЯ ЭЛЕМЕНТОВ ПОВЕРХНОСТИ РАБОТЫ С УСЛОВИЯМИ ТРЕНИЯ СКОЛЬЖЕНИЯ

Резюме:

В статье представлена роль микро-геометрии поверхностей машин работает с точки зрения трения со смазкой. Подарки выбран депрессии на поверхности слайда, являются параметры, определяющие геометрию и частоту в связи с конкретными условиями работы скользящих узлов. Было также обращено внимание на описание поверхности адекватной для существующих неравенств с особым учетом выемок на поверхности проведения определенных функций.

TECHNOLOGICAL POLICY FOR AN INSOLVENT COMPANY

Alla A ELAKOVA³³

Olga I. YURASOVA³⁴

Keywords: insolvency, pre-bankruptcy, product life cycle, cash turnover

The article is devoted to the up-to-date issue of insolvency and possible bankruptcy of an enterprise. The authors of the article shows a practical example of how a manufacturing enterprise on the verge of bankruptcy can ensure financial stability and deficit-free cash.

Introduction

Insolvency of the enterprise can be considered from two perspectives:

- 1) insolvency by formal criteria established by the legislation;
- 2) insolvency, defined as the assumed inability to fulfill its obligations in due time

The first situation is governed by the Federal Law “On Insolvency (Bankruptcy)” dated 26.10.2002, № 127-FZ (as amended on 12.03.2014) [6]. Under this law, insolvency is a stop of executing the monetary liabilities or obligations under the mandatory payments due to insufficient funds, while insufficiency is presumed, unless proven otherwise. Insolvency can go into bankruptcy, which is a recognized by an arbitration court the debtor's inability to fully satisfy the claims of creditors on monetary obligations and (or) to fulfill the obligation to pay the required fees. In this article, this situation is not considered, since the activities of the enterprise, which is subject to this law, goes through a series of legal procedures:

- observation;
- financial recovery;
- external control;
- bankruptcy proceedings;
- settlement.
- observation;

Thus, the possibility of active management of the enterprise to influence the situation is severely limited.

In the second situation, enterprises are on the verge of bankruptcy, when no one of the creditors has filed a claim in an arbitration court on the matured obligations due for payment. But it is already clear that available cash and budgeted revenue for shipped products (completed works, rendered services) won't be sufficient to fulfill all existing and planned obligations [7].

What is meant by technology policies? Most definitions is that it is a set of principles and actions, on the basis of which selects, develops and implements new products and processes. This definition meets the purposes of this article, so it will stay

³³ PhD in Economics, Associate Professor, Finance and Accounting Department, Naberezhnye Chelny Institute (branch) of Kazan (Volga) Federal University

³⁴ PhD in Economics, Associate Professor, Economics of Enterprises Department, Naberezhnye Chelny Institute (branch) of Kazan (Volga) Federal University

The main part

The main goal of the company on the verge of bankruptcy is to ensure financial stability and balanced budget cash flow. For example, let us consider a manufacturing enterprise with a sufficiently long production cycle (more than 1 month), which uses a per-order method of production (each product is different from others, there are no small series), and with a standard set of services – design, technology, procurement, sales, production.

Given the lack of funds, the management of the enterprise faces a problem of how to better manage existing cash resources to ensure balanced budget cash flow in the near future [8]. In this situation, the main tool of analysis will be an assessment of the effectiveness of the payments through the assessment of the future impact of these payments.

The enterprise, producing more than one product, has always a choice of where exactly to send the available funds to get the utmost benefits. From a mathematical point of view, this analysis does not present any difficulty. All calculation formulas for the current net value are known and available.

One of the drawbacks of calculating the current net value is the lack of consideration of the probability of occurrence. In order to evaluate the draft decisions on the expenditure of funds, taking into account the probability of events, proceed as follows. Allocate key parameters, set a number of amounts, indicating the probability of occurrence, to each parameter. For each set of parameters probability of occurrence and the current net value are calculated. Then we calculate the mathematical expectation and, finally, we obtain the most probable current net value [9, 10]. In all mathematical formulas where there is probability estimation, the quality of the original information is the most important in terms of influencing the result.

In conditions of limited available funds, the company's management has to make a choice between investment into WIP (work-in-process) of existing products or into starting to produce new orders.

Often the decision about the direction of funds is made to maintain the continuity of the production process. Sometimes it is a partially right decision, if the funds are directed towards the acceleration of production, which results in releasing frozen funds in WIP or in warehouses.

Under limited solvency, a necessary factor of choice is the amount of product-generated cash per unit time. Nevertheless, considering only this indicator is not enough, as there may be a situation where there is a high-performance product that can generate the greatest amount of cash [11, 12]. As a rule, it generates it at the point when one of the creditors has already filed his claims in an arbitration court and the company is subject to the federal law “On Insolvency (Bankruptcy)”. Therefore, another important indicator is the product's ability to generate funds to a certain date.

On this basis, in order to avoid insolvency, when considering a product, we should take into account not only its ability to generate maximum cash flow per unit time, but also its ability to bring this money flow to a specific point of time. Thus, it is necessary to calculate the entire product life cycle in the enterprise, from concluding a contract and to designing and implementing the product to the buyer and receiving money.

At each stage of the products life cycle at the enterprise, each product has its own peculiarities and differences [13, 14]. For a full comparison between several products, it is necessary to calculate the impact of each stage on the current net value during the entire business process of motion (not only during the production cycle). The basic rule of dividing the product life cycle into stages at the enterprise is as follows: a stage should be

singled out and gotten into the analysis if at least one of the products has different terms or costs.

Theoretically, since the moment of concluding the contract, the entire production cycle consists of the following stages:

- 1) preparation of design documentation;
- 2) purchase of raw products, materials and components;
- 3) production of the machine;
- 4) delivery of the equipment to the place of installation;
- 5) installation and commissioning.

To simplify the calculations, we take the whole cycle as a single value, although it should be borne in mind that in real production activity phases will overlap in some places and won't be only sequential, but parallel. Another assumption is that the timing of payments for purchases is the same for all options. In fact, they will be different, depending on the configuration of the machine. And this fact also must be taken into account in the calculations.

Key indicators for the calculations in this example will be profitability of an order, time of the assets of the enterprise being in circulation, terms of in payments.

Let's assume that the enterprise faces a question of priority for starting the production of three types of machines with the following conditions (Table 1)

Table 1 - Terms of three types of the machines

product	Contract price (without VAT), RUB.	Target prime cost, RUB.	Target profit, RUB.	Time of performance, days	Terms of payment
Machine 1	2,800,000	2,600,000	200,000	90	Upon manufacture
Machine 2	3,200,000	2,800,000	400,000	80	30 days upon installation
Machine 3	8,000,000	7,000,000	1,000,000	120	45 days upon installation

Thus, the first machine will bring us profits (and thus free cash): 200 000 roubles within 90 days, the second machine – 400 000 roubles in 110 days (80 + 30), the third machine – 1 000 000 roubles in 165 days (120 + 45).

Next, we calculate the rate of return on each machine per unit time of the funds of the enterprise being in circulation:

Machine 1: $200,000 \text{ RUB} / 90 \text{ days} = 2,222.22 \text{ RUB} / 1 \text{ day}$

Machine 2: $400,000 \text{ RUB} / 110 \text{ days} = 3,636.36 \text{ RUB} / 1 \text{ day}$

Machine 3: $1,000,000 \text{ RUB} / 165 \text{ days} = 6,060.60 \text{ RUB} / 1 \text{ day}$

Conclusion

This implies that using the calculation of earnings per one day of funds being in circulation, it will be the most beneficial to run these machines in production in the following sequence: 3, 2, 1. But in a pre-bankruptcy state indicators of receiving funds according to the calendar become of paramount importance in comparison with profitability. If there is a possibility of deferred payments on the most risky debts, we must compare this delay with the moment of receiving the payment for the machines and choose to launch the most profitable of the machines that fall into this range in the first place. Therefore, the

sequence of the start of production should be correlated with the existing repayment schedule, taking into account the company's debts.

References

1. VAKULENKO, T.G., L.F. FOMINA, 2003. Analysis of financial (accounting) reports for management decision making. Saint-Petersburg: Gerda, pp: 288.
2. ALTMAN, E.I., 1993. Corporate Financial Distress and Bankruptcy. New York: John Wiley & Sons, Inc., pp: 19-22.
3. ARGENTI, J., 1976. Corporate Collapse: the causes and symptoms. McGraw-Hill Book Co. Ltd, pp: 15-18.
4. BEAVER, W.H., 1996. Financial Ratios and Predictions of Failure. Empirical Research in Accounting Selected Studies. Supplement to Journal of Accounting Research, pp: 28-33.
5. ETHERIDGE, H.L. AND R.S. SRIRAM, 1995. A Neural Network Approach to Financial Distress Analysis. Advances in Accounting Information Systems, pp: 36-39.
6. Law of the Russian Federation "On Insolvency (Bankruptcy)" of 26.10.2002 #127-FZ, Legal reference system "Consultant Plus".
7. ELAKOVA, A.A., 2012. Development of management accounting and analysis during the economic crisis of the enterprise, PhD Thesis abstract, Yoshkar-Ola, pp: 20.
8. BRAGG, S.M., 2005. The New CFO Financial Leadership Manual. Moscow: Alpina Business Books, pp: 532.
9. GERSHUN, A. and M. GORSKIY, 2006. Technology of balanced management. 2nd edition, Moscow: ZAO "Olimp-Biznes", pp: 416.
10. LUTZ, R.A., 2003. Guts: The Seven Laws of Business That Made Chrysler the World's Hottest Car Company. Moscow: Alpina Publisher, pp: 447.
11. DRURY, C., 2008. Management and Cost Accounting: study guide for universities. Edited by Eriashvili N.D.; foreword by Prof. Bezrukih P.S. Moscow: Audit, UNITY, pp: 783.
13. IVASHKEVICH, V.B., 2008. Accountant's management accounting: a study guide. 2nd edition. Moscow: Magistr, pp: 574.
14. OLVE, N.-G., J. ROY and M. WETTER, 2006. Performance Drivers: A Practical Guide to Using the Balanced Scorecard: translated to Russian. Moscow: Publishing House "Williams", pp: 304.
15. GROOT, T. and K. LUCCA, 2004. Cases in Management Accounting: Current Practices in European Companies. Minsk: Novoye znaniye, pp: 416.

POLITYKA TECHNOLOGII NA NIWYPLACALNOSCI PRZEDSIĘBIORSTW

Streszczenie:

Artykuł skupia się na afлeнcятyо problemu niewypłacalności i ewentualnego bankructwa przedsiębiorstw. Autorzy wykazali przykład praktyczny, jak zapewnić stabilność finansową firmy produkcyjnej na granicy bankructwa.

ТЕХНОЛОГИЧЕСКАЯ ПОЛИТИКА НА НЕПЛАТЕЖЕСПОСОБНОМ ПРЕДПРИЯТИИ

Резюме:

Статья посвящена актуальной на сегодняшний день проблеме неплатежеспособности и возможного банкротства предприятия. Авторами показан практический пример, как на производственном предприятии обеспечить финансовую устойчивость и бездефицитность денежных средств в условиях предбанкротного состояния.