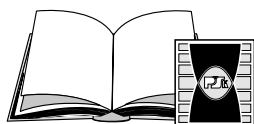


MONOGRAFIE, STUDIA, ROZPRAWY

M15

Bogdan Antoszewski

**WARSTWY POWIERZCHNIOWE Z TEKSTURĄ
KSZTAŁTOWANIE WYBRANYMI TECHNOLOGIAMI
WIĄZKOWYMI ORAZ WŁAŚCIWOŚCI TRIBOLOGICZNE**



WYDAWNICTWO
POLITECHNIKI ŚWIĘTOKRZYSKIEJ
W KIELCACH

Kielce 2010

MONOGRAFIE, STUDIA, ROZPRAWY NR M15

Redaktor Naukowy serii

NAUKI TECHNICZNE – BUDOWA I EKSPLOATACJA MASZYN

prof. dr hab. inż. Stanisław ADAMCZAK, dr h.c.

Recenzent

prof. dr hab. inż. Tadeusz BURAKOWSKI

Redakcja

Elżbieta WIKŁO

Redakcja techniczna

Irena PRZEORSKA-IMIOŁEK

Projekt okładki

Tadeusz UBERMAN

© Copyright by Wydawnictwo Politechniki Świętokrzyskiej, Kielce 2010

Wszelkie prawa zastrzeżone. Żadna część tej pracy nie może być powielana czy rozpowszechniana w jakiegokolwiek formie, w jakikolwiek sposób: elektroniczny bądź mechaniczny, włącznie z fotokopiowaniem, nagrywaniem na taśmy lub przy użyciu innych systemów, bez pisemnej zgody wydawcy.

PL ISSN 1897-2691



25-314 Kielce, Al. Tysiąclecia Państwa Polskiego 7, tel. 41 34 24 581
www.tu.kielce.pl/organizacja/wydawnictwo e-mail: wydawca@tu.kielce.pl

SPIS TREŚCI

Wykaz ważniejszych oznaczeń	5
1. Wprowadzenie	7
2. Tekstura i metody jej wytwarzania	10
2.1. Warstwy powierzchniowe z teksturą	10
2.2. Technologie wiązkowe w inżynierii powierzchni	16
2.3. Wykaz literatury do rozdziałów 1 i 2	21
3. Modelowanie procesu tarcia oraz zjawisk przepływowych dla par ślizgowych z teksturą powierzchniową	23
3.1. Model tarcia powierzchni płaskich z teksturą powierzchniową	23
3.1.1. Podstawy opracowanego modelu	31
3.1.2. Analiza opracowanego modelu	36
3.2. Model przepływu cieczy w szczelinie utworzonej przez powierzchnie płaskie z teksturą	41
3.2.1. Podstawy modelu	42
3.2.2. Analiza modelu	47
3.3. Wpływ parametrów tekstury na wskaźniki eksploatacyjne pary ślizgowej	60
3.4. Nierównomierność smarowania powierzchni z teksturą	65
3.5. Wykaz literatury	71
4. Kształtowanie warstw powierzchniowych z teksturą przy wykorzystaniu technologii natryskiwania cieplnego	74
4.1. Wprowadzenie do technologii natryskiwania cieplnego	74
4.2. Wytwarzanie oraz wybrane właściwości powłok natrykiwanych cieplnie	79
4.2.1. Metody otrzymywania warstw powierzchniowych z teksturą natrykiwaną cieplnie	80
4.2.1.1. Natrykiwanie naddźwiękowe	84
4.2.1.2. Natrykiwanie plazmowe	86
4.2.2. Budowa powłoki natrykiwanej cieplnie	89
4.2.3. Naprężenia własne w powłokach natrykiwanych plazmowo i naddźwiękowo	95
4.2.4. Optymalizacja parametrów natryskiwania cieplnego oraz jakość powłok	102
4.2.5. Odporność na zużycie erozyjne i ścierne powłok natrykiwanych cieplnie	107
4.2.5.1. Odporność na zużycie erozyjne	107
4.2.5.2. Odporność na zużycie ścierne	110
4.3. Przeciwdrożeń powłoki natrykiwane cieplnie zawierające smar stały	111
4.4. Wykaz literatury	118

5. Kształtowanie warstw powierzchniowych z teksturą przy wykorzystaniu technologii elektroerozyjnych	125
5.1. Wprowadzenie do technologii elektroerozyjnej	125
5.2. Wyładowania elektryczne w procesie obróbki elektroerozyjnej	133
5.2.1. Zjawiska zachodzące na katodzie	134
5.2.2. Zjawiska zachodzące na anodzie	136
5.2.3. Plazma wyładowania elektrycznego	138
5.2.4. Biegunowość elektrod	140
5.3. Wielowarstwowe powłoki elektroerozyjne w technologii łożysk ślizgowych	142
5.3.1. Kształtowanie warstw przejściowych dla panewek wylewanych stopem łożyskowym	142
5.3.2. Kształtowanie warstw ułatwiających docieranie panewek z brązu	145
5.4. Tekstutowanie metodą EDM	151
5.5. Wykaz literatury	156
 6. Kształtowanie warstw powierzchniowych z teksturą przy wykorzystaniu obróbki laserowej	162
6.1. Wprowadzenie do technologii laserowych	162
6.2. Procesy fizyczne towarzyszące laserowej obróbce materiałów	166
6.2.1. Absorpcja promieniowania laserowego	167
6.2.2. Nagrzewanie	171
6.2.3. Przejście z fazy stałej w fazę ciekłą	172
6.2.4. Parowanie	173
6.2.5. Parametry obróbki laserowej i właściwości powłok po obróbce laserowej	174
6.3. Lokalne hartowanie laserowe	177
6.4. Tekstutowanie laserowe	179
6.4.1. Technologia laserowego tekstutowania	183
6.4.2. Właściwości tribologiczne ślizgowych par tarcia z teksturą	189
6.5. Laserowe przetapianie powłok	194
6.5.1. Laserowe przetapianie powłok nanoszonych elektroerozyjnie	197
6.5.2. Laserowa obróbka powłok natryskiwanych plazmowo	211
6.6. Wykaz literatury	216
Streszczenie	221
Summary	222

Wykaz ważniejszych oznaczeń

A	– powierzchnia tarcia [m^2]
b	– współczynnik obciążenia uszczelnienia [–]
d_2, d_1, r_2, r_1	– średnica (promień) zewnętrzny i wewnętrzny [m]
U	– średnia prędkość obwodowa [m/s]
h	– wysokość szczeliny [m]
$h_{\max}$	– maksymalna wysokość szczeliny [m]
$h_{\min}$	– minimalna wysokość szczeliny [m]
p_0	– ciśnienie uszczelnianego medium [MPa]
$\Delta p, (p_2 - p_1)$	– różnica ciśnień [MPa]
p_1	– ciśnienie medium na promieniu r_1 pierścienia [MPa]
p_2	– ciśnienie medium na promieniu r_2 pierścienia [MPa]
p_g	– nacisk na powierzchnie ślizgowe [MPa]
p_{sp}	– nacisk od sprężyny [MPa]
P_G	– siła dociskająca pierścień [N]
f	– współczynnik tarcia [–]
k	– liczba obszarów zagłębień na powierzchni [–]
a	– amplituda falistości [m]
W	– siła nośna [N]
W_h	– siła nośna filmu cieczowego [N]
W_m	– siła nośna wynikająca z kontaktu mikronierówności [N]
Q	– wyciek [m^3/s]
P_R	– straty mocy na uszczelnieniu [W]
μ	– lepkość dynamiczna medium [$\text{Pa} \cdot \text{s}$]
ρ	– gęstość medium [kg/m^3]
ω	– prędkość kątowna [$1/\text{s}$]
n	– prędkość obrotowa [obr/min]
Δr	– szerokość pierścienia [m]
r_m	– średnia średnica pierścienia [m]

1. Wprowadzenie

Współczesna technika stawia coraz to wyższe wymagania w zakresie trwałości i niezawodności maszyn. Węzły tarcia w maszynie należą do tych elementów konstrukcji, które decydują o jakości całej maszyny. Wymagania wysokiej trwałości i niezawodności muszą być spełnione mimo ogarniającej nas zewsząd pogoni za wyprodukowaniem jak największej liczby dóbr, jednocześnie przy jak najmniejszym zużyciu energii i materiałów, czyli praktycznie przy ciągłej obniżce kosztów wytwarzania. Stawia to przed projektantami trudne zadanie opracowania konstrukcji węzła tarcia, coraz bardziej doskonałego, a jednocześnie taniego. Potencjał zawarty w użytych materiałach szybko się wyczerpuje i dlatego konieczne są działania polegające na wykorzystaniu najnowocześniejszych technologii dających oczekiwane korzystne efekty ekonomiczne i eksploatacyjne. W tym aspekcie niniejsza praca wpisuje się w nurt opracowań dotyczących zagadnień inżynierii powierzchni [4-10].

Z jednej strony oferowane są działania umożliwiające nadawanie częściom maszyn cech właściwych pewnym szczególnym materiałom. Dzieje się to drogą nakładania wszelkiego rodzaju powłok, dzięki którym tanie materiały mogą posiadać pewne szczególne cechy powierzchniowe. Ma to znaczenie wówczas, gdy rdzeń materiału ma wystarczającą wytrzymałość, a istotna jest poprawa właściwości na powierzchni elementu, np. twardości, odporności na ścieranie, odporności na zacieranie itp.

Z drugiej strony użyteczność eksploatacyjną części maszyn można poprawić poprzez odpowiednią obróbkę powierzchniową, której celem jest wydobycie i uzbrojenie powierzchni materiału w te właściwości, które są istotne w danym zastosowaniu [4, 9]. Możliwości wykorzystania tego niezagospodarowanego dotychczas potencjału pojawiają się wraz z rozwojem nowoczesnych technologii, które mogą oddziaływać na materiał skoncentrowanym strumieniem energii.

Te dwa typy działań ujęto w pracy przy użyciu sformułowania „kształtowanie tekstury powierzchniowej”, co nie jest sprzeczne z dotychczas używanymi definicjami warstwy wierzchniej, powłoki i warstwy powierzchniowej. Przez **teksturę** w najszerszym tego słowa znaczeniu należy rozumieć sekwencję regularnie powtarzających się wzorów, nieciągłości lub obszarów o innych właściwościach niż pozostała część materiału. W szczególności kształtowaniem tekstury powierzchniowej jest lokalna obróbka powierzchniowa polegająca na nakładaniu powłok na wybrane fragmenty powierzchni bądź też nadawaniu tym wybranym obszarom cech szczególnych poprzez użycie specjalnych technologii. Teksturę można tworzyć również jako teksturę objętościową identyfikowaną na przekrojach prostopadłych do powierzchni. Tekstura może dotyczyć całej objętości materiału lub tylko jego warstwy powierzchniowej, może powstawać naturalnie jako efekt typowego procesu technologicznego lub może być rezultatem specjalnych zabiegów nastą-

wionych na jej wytworzenie. Warstwy powierzchniowe już ze swej natury posiadają cechy tekstury. Przy czym tekstura rozumiana jest tu zarówno w sensie materiałowym (chemicznym), jak i w sensie właściwości fizycznych i strukturalnych. O ile przez teksturę powierzchniową rozumie się „*powierzchnie posiadające wyodrębnione regularne obszary, dające się opisać innymi niż pozostała część powierzchni właściwościami geometrycznymi, fizykomechanicznymi czy fizykochemicznymi...*” [3], to należy pamiętać, że zgodnie z przyjętą w inżynierii powierzchni definicją powierzchnię uważa się za twór trójwymiarowy obejmujący również zmiany właściwości poniżej fizycznej powierzchni materiału [5]. Wobec tego w pewnym zakresie termin ten obejmuje takie pojęcia, jak: kompozytowe warstwy powierzchniowe czy kompozyty powłokowe. To wspólne miano „tekstura warstw powierzchniowych” jest w pracy potraktowane wielowątkowo. W pierwszej kolejności przedstawione są modele, które są istotne dla eksploatacji, a dotyczą zjawisk tarcia i smarowania oraz przepływu medium przez szczelinę pary ślizgowej. Modele te mają charakter ogólny i umożliwiają wstępne rozpoznanie zagadnienia, przez co zawęża się obszar ewentualnych badań doświadczalnych. Warstwy powierzchniowe z teksturą mają bardzo szerokie zastosowanie już obecnie oraz ogromne perspektywy bardziej wszechstronnego wykorzystania. Obszary zastosowania warstw powierzchniowych z teksturą dotyczą zagadnień związanych z: procesami tarcia i zużycia, wytrzymałością zmęczeniową, odpornością na korozję, koncentracją naprężeń, wytrzymałością pasowań ciasnych, rezystancją stykową, stykowym przewodnictwem ciepła, właściwościami magnetycznymi, szczelnością połączeń, odpornością na fretting, właściwościami hydro- i aerodynamicznymi.

Przedstawione w dalszej części pracy, a związane z teksturą warstw powierzchniowych, technologie natryskiwania cieplnego, elektroerozyjne i przy użyciu techniki laserowej są tymi technologiami, które zaliczamy do technik wiązkowych, gdzie mamy do czynienia ze skoncentrowanym strumieniem energii. Ich wybór wiąże się z zainteresowaniami i rozwojem naukowym autora, który osobiście miał możliwość uczestniczenia w badaniach z użyciem wymienionych wyżej technologii. Technologie te należą bez wyjątku do nowoczesnych, bo i technologia elektroerozyjna (przeżywająca obecnie okres pewnej stagnacji) doczeka się w przyszłości unowocześnienia i dalej będzie pokrywać obszar zastosowań, w którym sprawdzi się jak żadna inna. Jest sprawą bezsporną, że technologie natryskiwania cieplnego i laserowe sięgają szczytu możliwości technologicznych człowieka i umożliwiają przekraczanie barier dotychczas niedostępnych dla techniki (rozwój przemysłu lotniczego, kosmicznego, wzrost jakości wyrobów masowego przemysłu motoryzacyjnego).

Warstwy powierzchniowe z teksturą mogą być stosowane w różnych rozwiązaniach, z jednej strony szczególnie tych, gdzie „zwykłymi” technologiami nie da się osiągnąć wymaganej trwałości i niezawodności (rozwiązywanie trudnych przypadków), a z drugiej strony – w sytuacjach prostych węzłów tarcia, dla których dopracowano technologię i osiągnięto zadowalające efekty, zarówno eksploatacyjne, jak i ekonomiczne. W takich przypadkach korzyści w eksploatacji z zastosowania wę-

złów tarcia posiadających warstwy powierzchniowe z teksturą są nieosiągalne przy innych rozwiązaniach, a wynikają one wprost ze zwiększenia trwałości przy niskich oporach tarcia, lepszego odprowadzania ciepła itp. Odrębnym zagadnieniem są zastosowania, w których tekstura nadaje powierzchni odpowiednie właściwości fizykochemiczne, takie jak: absorpcyjność, zwilżalność, zdolność do odprowadzania lub przejmowania ciepła, korekcja przepływów przyściennych i wiele innych. Należy stwierdzić, że stworzone dzięki rozwojowi technologii inżynierii powierzchni możliwości wytwarzania tekstury znajdują coraz więcej zastosowań i tendencja ta ma wyraźnie rosnący charakter.

Jak wcześniej wspomniano, trzy technologie, które zostały w pracy opisane, spina jeszcze jedna wspólna cecha. Są to technologie, w których elementem roboczym jest skoncentrowany strumień energii. Największe możliwości i perspektywy wiąże się tu z techniką laserową. Obszar działania przemysłowych laserów do mikroobróbki (lasery ekscymerowe, lasery na ciele stałym wykorzystujące jako wiązkę roboczą drugą lub trzecią harmoniczną) zbliża się do skali nanometrowej. Daje to szerokie możliwości, zwłaszcza w elektronice, a także w inżynierii powierzchni.

Opisane w pracy technologie i modele mogą być bezpośrednio wykorzystane w kształtowaniu takich elementów, jak: pierścienie ślizgowe uszczelnień czołowych, bieżnie łożysk wzdłużnych, łoża obrabiarek, węzły tarcia robotów przemysłowych i wielu innych maszyn, w których występują problemy z tarcieniem, zużyciem i smarowaniem oraz osiągnięciem zadowalającej trwałości i niezawodności.

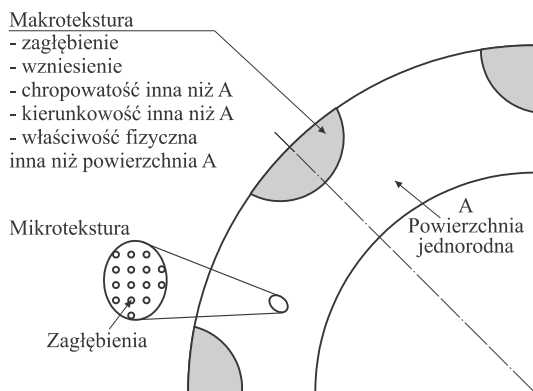
2. Tekstura i metody jej wytwarzania

2.1. WARSTWY POWIERZCHNIOWE Z TEKSTURĄ

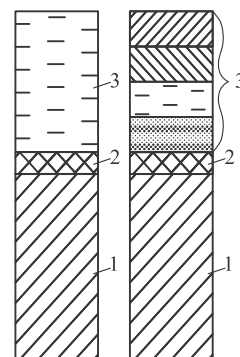
Aktualne poglądy na temat procesów tribologicznych zachodzących na granicy kontaktu ciał stałych coraz częściej sięgają po model, z którym mamy do czynienia z powierzchniami, które nie są idealnie płaskie ani cylindryczne, czy też idealnie równe i o jednakowych właściwościach. Możliwości kształtowania takich powierzchni stały się realne głównie za sprawą rozwoju technologii inżynierii powierzchni, zwłaszcza technologii wiązkowych.

Koncepcja tworzenia powierzchni z teksturą (rys. 2.1) jest wykorzystywana wszechstronnie poczynając od przejmowania ciepła, a kończąc na procesach ochrony i podnoszenia trwałości najbardziej obciążonych powierzchni części maszyn. Szczegóły rozwiązań technicznych tak projektowanych tekstur powierzchniowych są przedmiotem licznych patentów, a dostępne publikacje naukowe zawierają jedynie ogólne informacje.

a) Tekstura powierzchniowa



b) Tekstura objętościowa



Rys. 2.1. Model warstwy powierzchniowej z teksturą: a) tekstura powierzchniowa, b) tekstura objętościowa; 1 – podłoże, 2 – warstwa przejściowa, 3 – warstwy właściwe

Szczególne możliwości w zakresie wytwarzania powierzchni z teksturą daje połączenie różnych technologii ich kształtowania oraz użycie różnych materiałów wyjściowych.

Przez powierzchnie z teksturą, jak wcześniej zaznaczono, należy rozumieć powierzchnie posiadające wyodrębnione regularne obszary dające się opisać innymi niż pozostała część warstwy właściwościami geometrycznymi, fizykomechanicz-

nymi czy fizykochemicznymi. Obszary tworzące teksturę powstają w wyniku użycia do ich wytworzenia na ogół innej technologii lub innych materiałów niż do pozostałej części powierzchni. Obszary tworzące teksturę mogą rozprzestrzeniać się na powierzchni (tekstura powierzchniowa) lub w jej głąb (tekstura objętościowa). Teksturę może posiadać cały materiał, z którego detal jest zbudowany, jak i warstwa powierzchniowa, którą on posiada. Tekstura może być charakterystyczną cechą naturalną danego materiału lub też wynikiem specjalnego procesu, którego celem jest wytworzenie tekstury. Do wytwarzania tekstury w warstwach powierzchniowych może być stosowanych większość ze znanych technologii inżynierii powierzchni, lecz znaczenie szczególne mają te, których działanie opiera się na wykorzystaniu skoncentrowanego strumienia energii, czyli technologie wiązkowe [14]. Do tych technologii można zaliczyć technologie elektronowe, laserowe, elektroerozyjne, implantacji jonów, a także natryskiwania cieplnego. W najbardziej ogólnym przypadku tekstury powierzchniowe mogą tworzyć:

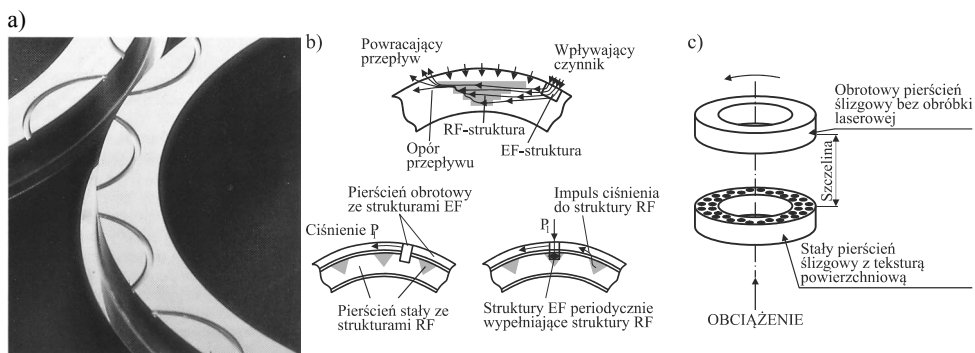
- systemy wgłębień na istotnych z punktu widzenia spełnianej roli powierzchniach części maszyn, np. rowki, kanaliki, wgłębienia kształtowe wykonane poprzez frezowanie, erodowanie, trawienie, kształtowanie laserowe itd.,
- obszary wyróżniające się odmiennymi właściwościami fizykochemicznymi i mechanicznymi, np. powierzchnie o zróżnicowanej miejscowo twardości i wytrzymałości mechanicznej, uzyskane drogą lokalnej obróbki powierzchniowej lub lokalnego hartowania powierzchniowego (laserowego, elektroerozyjnego lub powierzchniowej obróbki cieplno-chemicznej),
- obszary o zróżnicowanej mikrogeometrii powierzchni, np. obszary erodowane punktowo (obróbka laserowa lub elektroerozyjna) lub posiadające ukształtowaną mikrogeometrię powierzchni w zakresie np. założonej kierunkowości mikronierówności lub nośności powierzchni (technologie laserowe i elektroerozyjne),
- powłoki wielowarstwowe i gradientowe.

Charakterystyczną cechą tekstury jest regularność obszarów o wyróżniających się właściwościach. Regularność ta zapewnia powtarzalność zjawisk związanych z tarciem, przepływem medium przez szczelinę i odprowadzaniem ciepła na przykład dla całego łożyska wzdłużnego czy też uszczelnienia. Rola tekstury powierzchniowej w postaci regularnie rozmieszczonych wgłębień na powierzchni tarcia sprowadza się do następujących zagadnień:

- możliwość gromadzenia medium stanowiącego środek smarny,
- możliwość tworzenia efektów hydrodynamicznych podnoszących nośność pary ślizgowej,
- generowanie „korzystnych” przepływów w szczelinie (odprowadzających ciepło, oczyszczających szczelinę z cząstek zużycia, ograniczających wyciek z uszczelnienia),
- możliwość eliminowania produktów zużycia ze strefy tarcia.

Wytworzenie tekstury jako zróżnicowań parametrów mikrogeometrii powierzchni daje szerokie możliwości w zakresie tworzenia obszarów o większej głębokości wgłębień stanowiących zasobniki cieczy smarującej. Tekstury w postaci obszarów o zróżnicowanej chropowatości tworzą mapę zagłębień i wzniesień, a tym samym określającą obszary gotowe do przejścia większych ilości środka smarnego. To z kolei wpływa na odkształcenia i rozmiary szczeliny pomiędzy współpracującymi powierzchniami. W układzie, gdy szczelina wypełniona jest cieczą, mapa warstwowa zagłębień i wzniesień ścianek tworzących szczelinę decyduje o rozkładzie ciśnienia oraz o przepływie medium w szczelinie. Coraz bardziej wydajnym narzędziem kształtowania chropowatości stają się techniki laserowe i elektronowe [11, 14]. Jednocześnie daje się zauważyć wyraźny postęp w technikach pomiarów geometrycznych powierzchni [2].

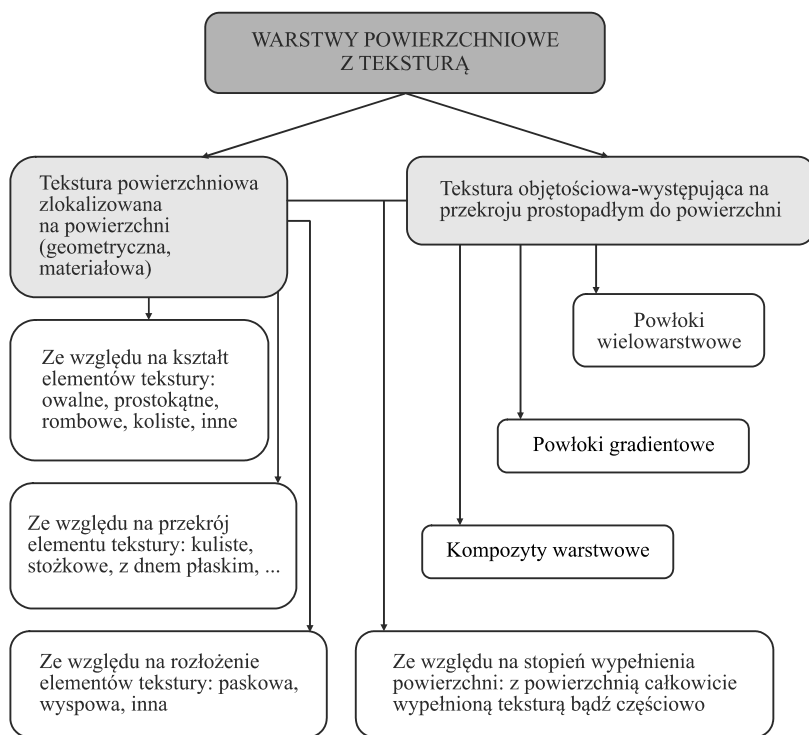
Niżej przedstawiono przykłady powierzchni z teksturą, stosowane w uszczelnieniach czołowych. Teksturę tworzą tu zróżnicowania makrogeometrii powierzchni w postaci regularnych rowków, kanalików i mikrozagłębień. Wymienione zróżnicowania powierzchni, oprócz spełniania roli identycznie, jak przy zróżnicowaniach mikrogeometrii powierzchni (zasobniki smaru, generowanie korzystnych rozkładów ciśnienia i przepływów), często spełniają jeszcze inną funkcję, np. tworzenia obszarów bardziej lub mniej schłodzonych, intensyfikujących wymianę ciepła itp., przez co w określonych obszarach następują zakładane zmiany odkształcania powierzchni roboczych. Tak zaplanowane odkształcenia stosowane są w uszczelnieniach termohydrodynamicznych [1] (rys. 2.2a) i stanowią one podstawę uzyskania dodatkowej siły nośnej w wyniku ukształtowania się na obwodzie pierścienia uszczelniającego powierzchni z falami. System specjalnie ukształtowanych rowków na powierzchni jednego z pierścieni ma za zadanie generowanie zjawiska „przepływu powrotnego”, przez co intensyfikuje wymianę cieczy w szczelinie i ogranicza wyciek z uszczelnienia (rys. 2.2b) [12, 13].



Rys. 2.2. Przykłady elementów z warstwami powierzchniowymi z teksturą w uszczelnieniach czołowych: a) pierścień uszczelnienia z rowkami chłodzącymi, b) pierścień uszczelnienia ze strukturą RF (system rowków o różnej głębokości kształtujących przepływ w szczelinie), c) pierścień z teksturą powierzchniową, wg [1, 12]

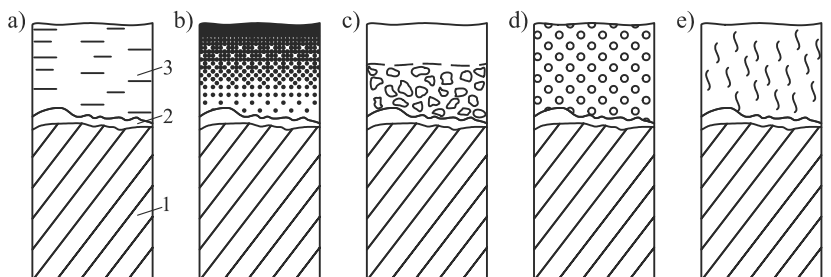
Tekstura na całej powierzchni pierścienia zapewnia skuteczne smarowanie w warunkach „kryzysu smarowego”, a z drugiej strony może być ukierunkowana na zapewnienie wyższej nośności pary ślizgowej, przez co jest ona przygotowana na przenoszenie wyższych obciążeń (rys. 2.2c).

Najszerzej stosowanym typem tekstury powierzchniowej jest tekstura w postaci regularnych wgłębień o różnym kształcie i przekroju (rys. 2.3). W przypadku tulei cylindrowych silników spalinowych teksturę tworzą regularnie rozmieszczone mikroskopijnej wielkości rowki umieszczone prostopadłe do kierunku ruchu tłoka. Obejmują one swoim zasięgiem otoczenie górnego zwrotnego położenia (GZP) tłoka. Tekstura na powierzchni pierścieni ślizgowych uszczelnień czołowych może mieć postać regularnych wgłębień o kształcie czaszy kuli lub ściętego stożka; podobny charakter ma tekstura stosowana na pierścieniach tłokowych.



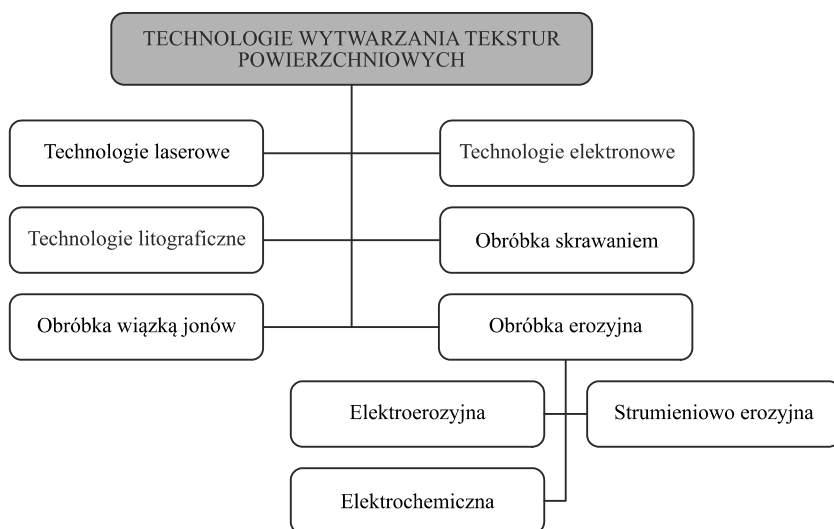
Rys. 2.3. Podstawowe rodzaje warstw powierzchniowych z teksturą

Szczególny rodzaj powierzchni tworzą materiały porowate oraz kompozytowe; mamy tu do czynienia z teksturą objętościową. W tym przypadku zarówno rozmiary i kształt porów, jak i składników kompozytu mogą być różne, a ich cechą identyfikacyjną może stanowić charakterystyczny rozmiar składników kompozytu lub ich globalny udział w objętości materiału (rys. 2.4).



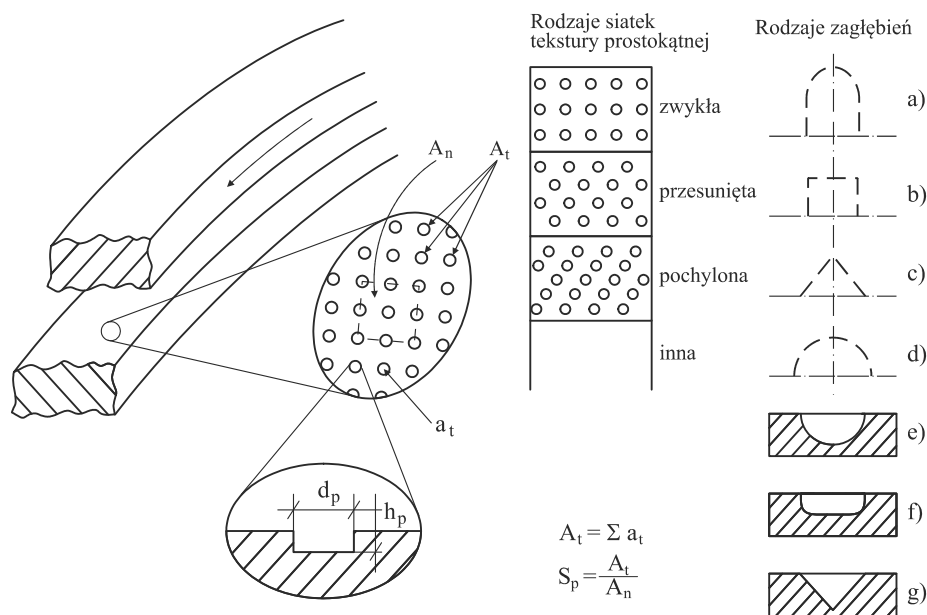
Rys. 2.4. Przykłady warstw powierzchniowych z teksturą objętościową: a) powłoka dwuwarstwowa, b) powłoka dwuwarstwowa z warstwą gradientową, c) powłoka trójwarstwowa, d) powłoka dwuwarstwowa z warstwą porowatą, e) powłoka dwuwarstwowa z warstwą spękaną; 1 – podłoże, 2 – warstwa przejściowa, 3 – warstwa właściwa

Tekstura objętościowa w odniesieniu do warstw powierzchniowych występuje głównie w postaci powłok wielowarstwowych. Wielowarstwowość pojawia się, gdy mamy do czynienia z potrzebą spełniania przez powłokę jednocześnie wielu funkcji, wówczas każda z warstw spełnia odpowiednią rolę. Szeroko stosuje się warstwy przejściowe zwiększające przyczepność warstwy nawierzchniowej oraz warstwy buforowe kompensujące różnice rozszerzalności cieplnej między podłożem a warstwą nawierzchniową. Przykładowo w technologii natryskiwania cieplnego funkcje podkładu zwiększającego przyczepność spełniają powłoki z Mo, Al-Ni, Ni-Cr.



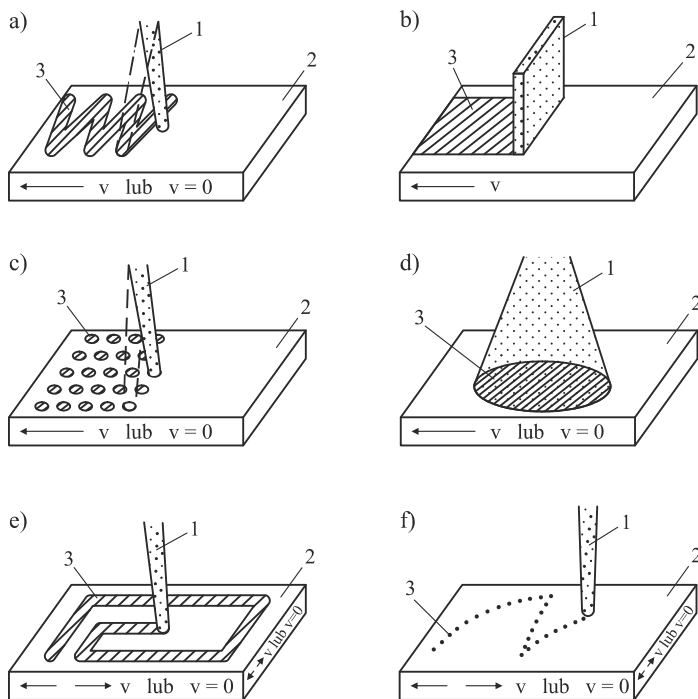
Rys. 2.5. Technologie wytwarzania tekstury powierzchniowej

Tekstury powierzchniowe mogą być wytwarzane różnymi technologiami. Na schemacie rysunku 2.5 przedstawiono najważniejsze metody wytwarzania tekstury powierzchniowej. Do metod wykorzystujących skanowanie stosuje się techniki operujące skoncentrowanym strumieniem energii i tu szczególnie miejsce zajmują techniki laserowe. Możliwość osiągania dużych wydajności w wytwarzaniu powierzchni teksturowanych dają techniki litograficzne, jednak ich szerokie wykorzystanie jest ograniczone do określonej grupy materiałów. W technice najszersze zastosowanie znalazło teksturowanie laserowe, które obecnie jest powszechnie stosowanym sposobem poprawy warunków smarowania ekstremalnie obciążonych par tarcia (rys. 2.6).



Rys. 2.6. Przykładowe rodzaje tekstur powierzchniowych ze względu na kształt: a) owalne, b) prostokątne, c) rombowe, d) koliste; ze względu na przekrój elementu tekstury: e) kuliste, f) z dnem płaskim, g) z dnem stożkowym; S_p – stopień zaczerwienienia, d_p , h_p – średnica oraz głębokość pojedynczego elementu tekstury

Tekstura powierzchniowa w niektórych przypadkach powstaje jako naturalny efekt sposobu oddziaływania energii na materiał. Można powiedzieć, że we wszystkich technologiach, w których obróbka połączona jest ze skanowaniem bądź omiataniem powierzchni, będziemy mieli do czynienia ze szczególnymi śladami obróbki tworzącymi tekstury zwane **rastrami** (rys. 2.7) [5]. Należy jednak zaznaczyć, że obecnie w technice znaczenie mają tekstury posiadające określone parametry i które są specjalnie wytwarzane do spełniania określonych funkcji w węzle tarcia czy też w innym zastosowaniu.



Rys. 2.7. Schematy rastrów: a) sekwencyjny, b) paskowy, c) punktowy, d) wypowsy, e, f) dowolnie programowany; 1 – wiązka elektronów, 2 – przedmiot obrabiany (v – prędkość przesuwu), 3 – ślad wiązki (ścieżka elektronowa), wg [5]

2.2. TECHNOLOGIE WIĄZKOWE W INŻYNIERII POWIERZCHNI

Cechą charakterystyczną technologii wiązkowych jest to, że obróbka materiałów następuje w wyniku oddziaływania skoncentrowanego strumienia energii. Sterując strumieniem energii mamy możliwość obróbki wybranych obszarów obrabianego elementu. Średnica plamki oddziaływania strumienia energii jest zróżnicowana od ułamka nanometrów do kilkudziesięciu centymetrów. Jest to uzależnione od podstawowego zjawiska fizycznego występującego w danej technologii. Najmniejszym polem oddziaływania charakteryzują się metody, w których mamy do czynienia ze strumieniem elektronów czy też z wiązką promieniowania laserowego. Występujące tu strumienie energii mogą być zogniskowane i sterowane przez systemy soczewek optycznych lub magnetycznych czy też zwierciadeł, a wielkość plamki w ognisku zależy tylko od długości fali promieniowania elektronowego czy laserowego.

Charakterystykę wybranych metod wytwarzania tekstury powierzchniowej obrazuje tabela 2.1.

TABELA 2.1. Charakterystyka wybranych metod wytwarzania tekstury powierzchniowej

Rodzaj technologii	Obrabiane materiały	Dokładność	Wpływ na materiał	Szybkość procesu	Uwagi
Laserowa	wszystkie	duża	mikrohartowanie	duża	metoda dyskretna, brak zużycia narzędzia
Elektronowa	wszystkie	bardzo duża	mikrohartowanie	duża	metoda dyskretna, wymaga próżni
Elektrochemiczna	większość	niewielka	żaden	średnia	oddziaływanie totalne, powstawanie warstwy pasywacyjnej
Elektroerozyjna	przewodzące prąd	niewielka	naruszenie spójności	mała	ograniczona sterowność procesu
Implantacja jonowa	większość	duża	zaburzenia sieci krystalicznej	duża	metoda dyskretna, wymaga próżni
Litograficzna	duże ograniczenia	duża	żaden	bardzo duża	oddziaływanie totalne, wymaga stosowania fotorezystorów

Techniki elektronowe stosowane są od kilkadziesiąt lat. Pierwsze ich zastosowanie datuje się na rok 1938, kiedy wykorzystano wiązkę elektronów do wykonywania otworów [14]. Technika ta polega na wykorzystaniu wysoko energetycznej wiązki elektronów do mikroobróbki powierzchniowej, polegającej na nagrzewaniu, stapianiu oraz odparowaniu materiału. Energia cieplna podczas nagrzewania elektronowego jest wytwarzana w wyniku zderzenia elektronów z materiałem obrabianym. Elektrony ulegają odbiciu, pochłonięciu lub przepuszczeniu przez obrabiany materiał. Energia kinetyczna elektronów zmienia się w inne postacie energii (energia cieplna, promieniowanie, emisja elektronów wtórnych). Nagrzewanie materiałów następuje w wyniku pochłaniania energii wiązki elektronowej na skutek niesprężystych i sprężystych zderzeń elektronów z siecią krystaliczną materiału. Następuje to na niewielkiej głębokości zależnej od napięć przyspieszających elektrony. Przykładowo dla najczęściej stosowanych napięć przyspieszających $U = 30 \div 150$ kV głębokość wnikania elektronów w stopy żelaza wynosi od kilku do ponad 40 μm [14]. Wiązka może być wytwarzana oraz doprowadzana do materiału obrabianego w sposób ciągły lub w postaci impulsów o różnym czasie trwania. Mając na uwadze odwzorowanie geometrii przejścia wiązki elektronów i jednoczesnego ruchu elementu obrabianego, uzyskiwano rodzaj śladu obróbki tworzące tzw. raster [5]. Można powiedzieć, że raster jest rodzajem tekstury powierzchniowej.

Techniki elektronowe stosowane są do obróbki powierzchni w technologiach:

- bezprzetopieniowych: odpuszczanie i wyżarzanie, hartowanie powierzchniowe,

- przetopieniowych: stopowanie, nadtapianie i szkliwienie,
- z odparowaniem materiału: utwardzanie detonacyjne, erodowanie.

Zaletą obródek elektronowych jest:

- możliwość obrabiania powierzchni nieobrabianych w konwencjonalny sposób,
- możliwość precyzyjnego sterowania wiązką,
- precyzyjna kontrola oraz możliwość sterowania i automatyzacji procesu nagrzewania,
- wyeliminowanie odkształceń i zmian wymiarowych wsadu,
- możliwość obróbki fragmentów obrabianego wsadu,
- wyjątkowo duża precyzja obróbki,
- niska energochłonność.

Podstawowe wady to:

- wysoki koszt nagrzewnic elektronowych,
- konieczność stosowania próżni,
- konieczność ochrony przed promieniowaniem RTG,
- możliwość stosowania tylko dla wybranych kształtów wsadów.

Techniki laserowe powstały później niż techniki elektronowe, a jako ich początek można przyjąć wynalazek lasera w 1969 roku. Dokonane w czterdziestolecie wynalazku (rok 2009) podsumowanie osiągnięć techniki laserowej wykazało niezbicie, że jest to odkrycie słusznie uznane za największe osiągnięcie nauki w XX wieku. Oparte na wykorzystaniu wiązki światła technologie laserowe stosowane są wszechstronnie, a zakres obrabianych materiałów stale się poszerza [11]. Podział technologii laserowych można przedstawić (podobnie jak elektronowych) na technologie bezprzetopieniowe, przetopieniowe i z odparowaniem warstwy wierzchniej obrabianego materiału. Zalety technologii laserowej obróbki materiałów są podobne jak obróbki elektronowej, z tym, że nie jest tu konieczne prowadzenie procesu w komorze próżniowej. Laserowa obróbka powierzchniowa, w przeciwieństwie do laserowego cięcia, jest stosunkowo mało rozpowszechniona, co wynika z wysokiego kosztu urządzeń oraz braku specjalnych maszyn do powierzchniowej obróbki laserowej. Wyjątek stanowi mikroobróbka materiałów, dla której technika laserowa nie ma alternatywy i ten rodzaj obróbki laserowej jest coraz szerzej stosowany w przemyśle.

Techniki elektroerozyjne (wykorzystujące wyładowania iskrowe i towarzyszący temu transfer masy) wykorzystywane są do wytwarzania powłok lub jako narzędzie erozyjne do kształtowania materiału (cięcie, drążenie, mikrodrążenie). Szeroki (w latach 80. XX w.) obszar zastosowania technik elektroerozyjnych współcześnie ograniczony został do zagadnień regeneracji, naprawy wad i nieciągłości, a także do niektórych szczególnych zastosowań, na przykład tworzenie warstw przejściowych o dobrej przyczepności do podłoża. Stało się to za sprawą

wdrożenia znacznie skuteczniejszych powłok wytwarzanych metodami CVD i PVD do umacniania ostrzy narzędzi skrawających.

Trwałe miejsce w przemyśle mają natomiast techniki erozyjne oparte na wyładowaniu iskrowym stosowane jako wycinarki lub drążarki. Maszyny te są precyzyjnie komputerowo sterowane i dzięki temu są niezastąpione przy kształtowaniu części maszyn o skomplikowanych kształtach.

W inżynierii powierzchni techniki elektroerozyjne stosowane są do nanoszenia cienkich powłok ($0,1 \div 0,2$ mm), a także stopowania, nanoszenia warstw przejściowych, zawierających smar stały, powłok poprawiających właściwości elektryczne i promienne, nanoszenie izotopów promieniotwórczych oraz powłok dekoracyjnych.

Zasadniczą wadą tych technik jest: ograniczenie stosowania do materiałów przewodzących prąd elektryczny, a ponadto mała wydajność procesu, niewielka grubość powłoki, powstawanie naprężeń rozciągających oraz niezbyt duża powtarzalność właściwości wykonanych powłok przy użyciu urządzeń ręcznych.

Implantacja jonowa polega na wprowadzeniu (implantowaniu) do ciała stałego jedno- lub wielokrotnie zjonizowanych atomów dowolnego pierwiastka dzięki energii kinetycznej, jakiej nabywają w próżni w przyspieszającym i formującym jony w wiązkę polu elektrycznym [15]. Implantowane jony o energiach rzędu kilkunastu keV do kilkudziesięciu MeV, wnikające w głąb ciała stałego, stopniowo tracą energię w wyniku zderzeń z atomami i elektronami materiału obrabianego. Wynikiem tego procesu jest zdefektowanie struktury krystalicznej i osadzenie atomów wprowadzanych pierwiastków. Energia jonów bombardujących powierzchnie przedmiotu powinna być tak dobrana, aby zjawisko implantacji dominowało nad konkurującym z nim procesem rozpylania jonowego. Implantacja jest szeroko stosowana w elektronice do domieszkowania materiałów półprzewodnikowych. Implantacja jonowa wyrobów stalowych, szczególnie narzędzi do kształtowania i cięcia, polega na wprowadzeniu azotu w celu zwiększenia odporności na korozję i odporności na ścieranie. Oprócz azotu implantuje się inne materiały, takie jak: C, Ba, Mn, Ni, Ti i inne. Grubość warstw implantowanych nie przekracza $1 \mu\text{m}$. W praktyce przemysłowej implantację jonów stosuje się między innymi do umacniania końcówek wtryskiwaczy paliwa silników spalinowych oraz dysz do obróbki hydrościennej. Istotną właściwością implantacji jonów jest to, że proces ten nie powoduje podwyższenia temperatury podłoża ani zmiany kształtu czy wymiarów obrabianego przedmiotu. W jego wyniku powstaje – zmienna pod względem składu chemicznego i struktury – warstwa wierzchnia.

Natryskiwanie cieplne jest również technologią, w której mamy do czynienia ze skoncentrowanym strumieniem energii. W tym przypadku wysoko energetyczny strumień utworzony jest przez przemieszczające się z dużą prędkością gazy lub spaliny, w których znajdują się cząsteczki materiału tworzącego powłokę w stanie ciekłym, półpłynnym lub stałym.

TABELA 2.2. Techniki wiązkowe stosowane przy wytwarzaniu warstw powierzchniowych, wg [5], [11], [15]

Rodzaj technologii wiązkowej	Gęstość mocy, kW/cm^2	Średnica przekroju wiązki, mm/min/max	Odległość głowicy urządzenia od obrabianego materiału	Grubość powłoki lub umacniającej warstwy	Temperatura podłoża podczas procesu, $^{\circ}\text{C}$	Przydatność do mikro-erodowania
Technologie elektronowe: – nisko energetyczne – wysoko energetyczne	do 10^5 do 10^{17}	μm /kilkadziesiąt mm	kilka do kilkudziesięciu mm	hartowanie $0,1 \div 1,5$ mm stopowanie	poza strefą obróbki nie przekracza temperatury przemian strukturalnych	tak
Technologie laserowe: – ciągłe – impulsowe (nanosekundowe)	do 10^9 $4 \cdot 10^{16}$	mm/ ~ 20 mm	kilka do kilkudziesięciu mm	$0,1 \div 2,5$ mm stopowanie, hartowanie	poza strefą obróbki nie przekracza temperatury przemian strukturalnych	tak
Technologie elektroerozyjne	brak danych	ograniczone rozmiarami wyładowania iskrowego	wymagany kontakt elektrody	$0,1 \div 0,2$ mm	do 100°C	tak
Implantacja jonowa	$6 \cdot 10^3$	mm/kilkadziesiąt mm	kilka do kilkudziesięciu mm	$< 1 \mu\text{m}$	lokalnie do 1000°C	nie
Natryskiwanie cieplne: – plazmowe – łukowe – płomieniowe	$10^3 \div 5 \cdot 10^6$ $10^3 \div 10^6$ $5 \cdot 10^3 \div 10^5$	10 mm/100 mm	40÷50 mm/400 mm	$50 \div 1000 \mu\text{m}$ i więcej	do 150°C	nie

Doprowadzenie do stanu ciekłego lub półpłynnego następuje w wyniku działania ciepła płomienia, rezystancji, indukcji, łuku elektrycznego, plazmy i detonacji [4]. Źródło ciepła w procesie stanowi jedno z kryteriów klasyfikujących metody natryskiwania cieplnego. Im stan skupienia cząstek jest bardziej zbliżony do stałego, tym prędkość cząstek powinna być większa. Cząstki w stanie, jak wyżej, uderzając w powłokę ulegają odkształceniu i szczelnie przywierają do podłoża, tworząc tym samym połączenie o charakterze adhezyjnym. Zadowalającą przyczepność do podłoża zapewnia czysta powierzchnia przedmiotu ze świeżo wytworzoną chropowatością. Powstająca powłoka ma strukturę lamelarną utworzoną przez odkształcone, spłaszczone i dopasowane do podłoża cząsteczki nakładające się jedna na drugą. We wprowadzonej od niedawna technologii natryskiwania zimnym gazem (*cold gas*) mamy do czynienia z cząsteczkami w trakcie lotu znajdującymi się w stanie stałym. Prędkości cząstek rozpędzanych w rozprężającym się w dyszy de Lavalazocie lub helu są na tyle duże (przekraczają prędkość dźwięku), że w momencie zderzenia z podłożem na skutek przemiany energii odkształcenia w ciepło uzyskują plastyczność niezbędną do szczelnego przywarcia do podłoża i utworzenia powłoki. Ten sposób natryskiwania, dzięki wyeliminowaniu fazy tlenkowej, tworzącej się we wszystkich procesach, w których mamy do czynienia z lotem rozgrzanej lub roztopionej cząstki w otaczającej atmosferze, tworzy nową jakość powłoki, nieosiągalną innymi technikami pod względem spójności i przyczepności oraz sprawności całego procesu.

W tabeli 2.2 przedstawiono charakterystyczne parametry technologii wiązkowych, istotne z punktu widzenia tworzenia warstw powierzchniowych z teksturą.

2.3. WYKAZ LITERATURY DO ROZDZIAŁÓW 1 i 2

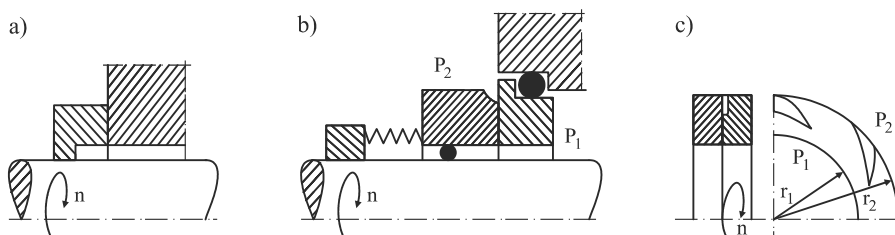
- [1] *ABC of Mechanical Seals Burgmann Dictionary* (First Edition), Monachium 1992.
- [2] Adamczak St. (2008): *Pomiary geometryczne powierzchni*, WNT, Warszawa.
- [3] Antoszewski B. (1999): *Własności laserowo i plazmowo modyfikowanych ślizgowych węzłów tarcia na przykładzie uszczelnień czołowych*. Monografie, Studia Rozprawy, Politechnika Świętokrzyska, Kielce.
- [4] Blicharski M. (2009): *Inżynieria powierzchni*. Wydawnictwo Naukowo-Techniczne, Warszawa.
- [5] Burakowski T., Wierzchoń T. (1995): *Inżynieria powierzchni metali*. WNT, Warszawa.
- [6] Burakowski T. (2005): *Areologia*, ITE, Radom.
- [7] Dutkiewicz E.T. (1998): *Fizykochemia powierzchni*. WNT, Warszawa.
- [8] Hryniewicz T. (2004): *Technologia powierzchni i powłok*. Wydawnictwo Uczelniane Politechniki Koszalińskiej, Koszalin.
- [9] Kula P. (2000): *Inżynieria warstwy wierzchniej*, Wydawnictwo Politechniki Łódzkiej, Łódź.
- [10] Kupczyk M. (2008): *Inżynieria powierzchni. Powłoki przeciwzużyciowe na ostrza skrawające*, Wydawnictwo Politechniki Poznańskiej, Poznań.

- [11] Kusiński J. (2000): *Lasery i ich zastosowanie w inżynierii materiałowej*. Wydawnictwo Naukowe „Akapit”, Kraków.
- [12] Müller H.K., Schefzik C., Wallace N., Evans J. (1997): *Laserface sealing technology: analysis and application*. 15th International Conference on Fluid Sealing, Maastricht, BHR Group Series Publikation, No. 26, pp. 13-26.
- [13] Müller H.K., Müller G. (1992): *RF-Dichtungen: Gleitringdichtung mit Rückförderwirkung*. Antriebstechnik 31 Heft 3.
- [14] Oczóś K.: *Kształtowanie materiałów skoncentrowanymi strumieniami energii*. Wydawnictwo Politechniki Rzeszowskiej, Rzeszów 1988.
- [15] Tarkowski P. (1993): *Zagadnienia trwałości warstw implantowanych jonowo*, Wydawnictwa Uczelniane, Mechanika 59, Politechnika Lubelska, Lublin.

3. Modelowanie procesu tarcia oraz zjawisk przepływowych dla par ślizgowych z teksturą powierzchniową

3.1. MODEL TARCIA POWIERZCHNI PŁASKICH Z TEKSTURĄ POWIERZCHNIOWĄ

Pracę węzła tarcia o powierzchniach płaskich najlepiej modelują pary tarcia występujące w łożyskach wzdlużnych i uszczelnieniach czołowych. Para tarcia w uszczelnieniu czołowym nie tylko przenosi obciążenia wzdlużne pochodzące od ciśnienia uszczelnianego medium, ale także tworzy szczelinę dławiącą przepływ medium. Mając na uwadze różnorodność mediów i obciążeń, w jakich pracują uszczelnienia czołowe (gazy, woda, oleje, kwasy, itp.) para ślizgowa uszczelnienia czołowego może pracować w różnych reżimach tarcia, poczynając od tarcia suchego, a kończąc na tarcu płynnym (rys. 3.1).



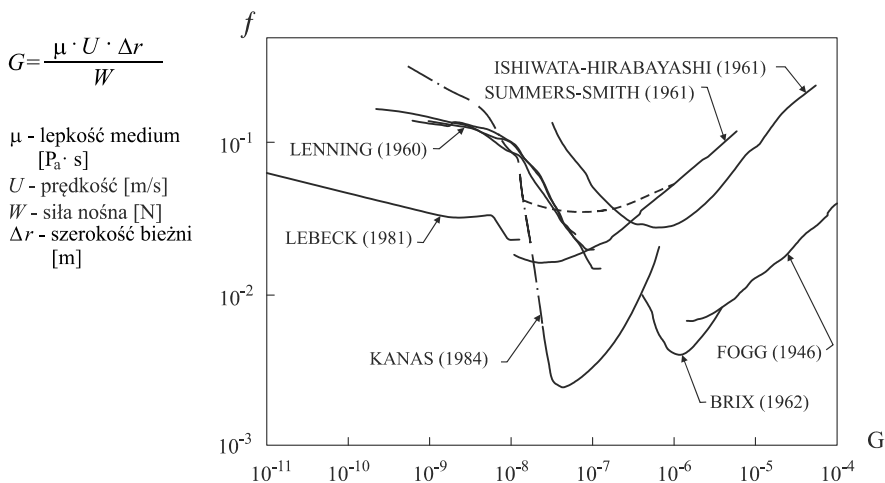
Rys. 3.1. Modelowane pary tarcia: a) wzdlużne łożysko ślizgowe, b) uszczelnienie czołowe, c) model obliczeniowy

W najpowszechniejszych zastosowaniach przyjmuje się, że typowe uszczelnienia pracują w warunkach tarcia mieszanego i granicznego [35]. Natomiast łożysko ślizgowe wzdlużne pracuje w obszarze tarcia płynnego, zaś w okresach wybiegu i rozruchu – w obszarze tarcia mieszanego. Warunki tarcia modelowanych par ślizgowych tworzone są przez następujące grupy czynników:

- rodzaj i właściwości medium znajdującego się w szczelinie,
- właściwości materiałów elementów tworzących parę tarcia,
- mikro- i makrogeometria powierzchni tworzących parę tarcia,
- obciążenie pary tarcia siłą osiową.

Źródłowe eksperymenty dotyczące tarcia powierzchni płaskich nie są tak obzerne, jak dla przypadku tarcia powierzchni cylindrycznych. Przedmiotem zainte-

resowania badaczy jest ocena wpływu rodzaju materiału, stanu mikrogeometrii powierzchni pary ślizgowej, oraz obciążenia przy obecności różnych mediów smarujących na charakterystyki tarcia. Najbardziej ogólną formą prezentowania wyników badań jest charakterystyka przedstawiająca zależność współczynnika tarcia f od bezwymiarowego parametru G (rys. 3.2).



Rys. 3.2. Zależności współczynnika tarcia od parametru G uzyskane w eksperymentach nad tarciem powierzchni płaskich, wg [29]

Do badań o historycznym znaczeniu w tym zakresie należy zaliczyć badania Brixa [7]. Badając tarcie powierzchni płaskich w oleju zauważył on, że niezależnie od rodzaju materiału pary ślizgowej przebieg zależności f od G ma ten sam charakter. Współczynnik tarcia początkowo ze wzrostem parametru G maleje, a przy dalszym zwiększaniu G i po przekroczeniu punktu minimum współczynnik tarcia rośnie. Brix zmniejszanie się współczynnika tarcia wraz ze wzrostem G wiązał z redukcją wpływu mikronierówności na zjawiska w strefie tarcia.

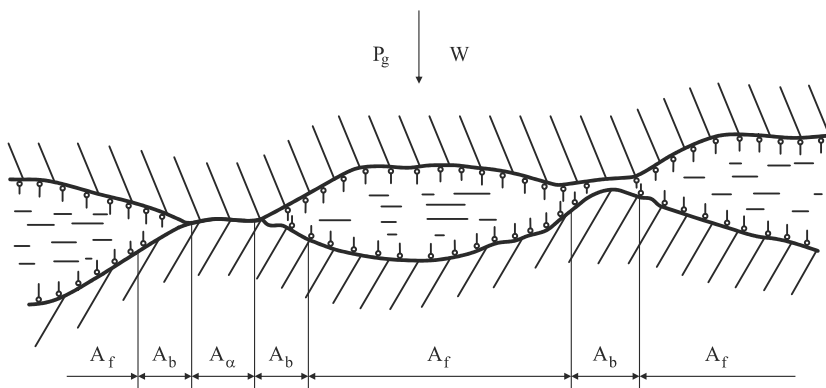
Innym istotnym elementem badań Brixa było wykazanie, że wzrost chropowatości powierzchni wywołuje zwiększenie współczynnika tarcia oraz przesunięcie punktu minimum w lewo, czyli w stronę niższych wartości G na wykresie $f-G$.

Porównawcze eksperymenty z tarciem powierzchni płaskich i posiadających skośnie pochylone segmenty w oleju przeprowadził Fogg [12]. Wykazał on, że wysoka nośność filmu smarnego nie jest cechą tylko powierzchni posiadających skośnie ułożone segmenty. Lenning [31] badał tarcie powierzchni równoległych przy małych prędkościach w oleju. Operując zmianami prędkości ślizgania udało mu się określić położenie granicy przejścia tarcia mieszanego w graniczne. Eksperymenty Lenninga prowadzone przy stałych naciskach wykazały spadek współczynnika tarcia wraz ze wzrostem prędkości. Badania tarcia powierzchni równoległych w wodzie przeprowadził Kanas [20]. W dwóch niezależnych seriach badań,

w których stosował odmienne techniki pomiarowe Kanasa uzyskał identyczne przebiegi zależności $f - G$. Doniosłość badań Kanasa polega na wykazaniu, że wysoka nośność filmu smarnego, występująca przy smarowaniu olejem, występuje również przy smarowaniu wodą, mimo że jej lepkość jest 100 razy mniejsza.

Obszerne badania tarcia powierzchni płaskich prowadzili Summers-Smith [40] oraz Ishiwata i Hirabayashi [18]. W badaniach tych udało się określić zakres prędkości, po przekroczeniu której współczynnik tarcia maleje. Płaskie powierzchnie pierścieni uszczelnienia są również obiektem badań Lebecka [24]. Badając tarcie uszczelnień w podobnym zakresie parametrów, jak Kanasa, cytowany autor zauważył, że występujące w jego badaniach współczynniki tarcia mają wyższe wartości. Różnice te wynikają – jak wywodzi Lebeck – z tego powodu, że w badaniach Kanasa woda jako środek smarujący miała swobodny dostęp do szczeliny pary tarcia otoczonej wodą, natomiast w badaniach Lebecka ilość wody zwilżającej zewnętrzną średnicę powierzchni tarcia i przepływającej przez szczelinę ograniczono do minimum (para tarcia musiała spełniać funkcję uszczelnienia). Ponadto wyniki badań tarcia powierzchni uszczelnień czołowych prezentowali: Mayer [32], Pape [35].

Współdziałanie wymienionych wyżej czynników wpływających na tarcie pary pierścieni uszczelnienia czołowego kształtuje rzeczywistą geometrię szczeliny, której podstawowym parametrem jest wysokość. Relacja wysokości szczeliny w odniesieniu do wysokości mikronierówności może być jednym z kryteriów identyfikujących rodzaj tarcia w szczelinie uszczelnienia. Taką propozycję przedstawia Gu Yong-Quan [15] analizując ogólny model szczeliny przedstawiony na rysunku 3.3.



Rys. 3.3. Ogólny model szczeliny: A_f – obszary tarcia płynnego, A_b – obszary tarcia granicznego, A_α – obszary tarcia ciała stałego, P_g – nacisk, W – siła nośna

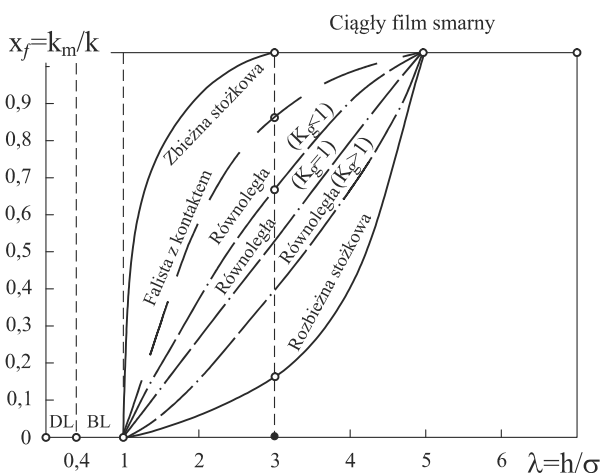
W opracowaniu tym jako kryteria identyfikujące rodzaj tarcia przedstawia się dwa wskaźniki: wskaźnik nośności filmu cieczowego x_f zdefiniowany jako stosunek współczynnika ciśnienia filmu w szczelinie k_m do współczynnika obciążenia uszczelnienia k_g , oraz wskaźnik grubości filmu λ zdefiniowany jako stosunek gru-

bości filmu do wysokości nierówności określonej wartością odchylenia standardowego profilu chropowatości.

Wymienione wyżej wskaźniki są zdefiniowane następującymi zależnościami:

$$x_f = \frac{W_h}{W} = \frac{W_h}{P_g} = \frac{k_m}{k_g} = \frac{p_m}{p_g} \quad (3.1)$$

gdzie: W – całkowita siła nośna, W_h – siła nośna filmu cieczowego, p_m – średnie ciśnienie w szczelinie, P_g – nacisk pierścieni ślizgowych.



Rys. 3.4. Zależność wskaźnika nośności filmu cieczowego od wskaźnika grubości filmu cieczowego według Gu Yong-Quana [15]

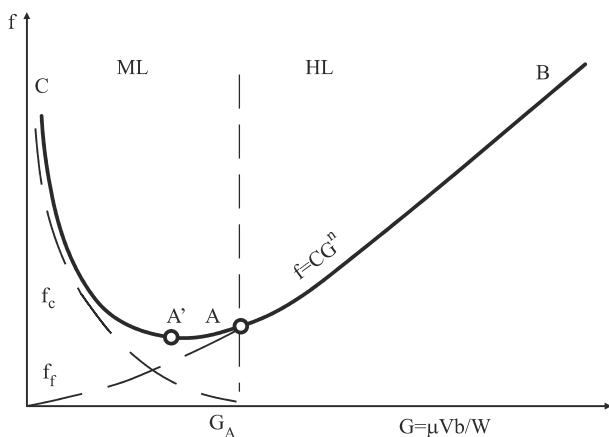
Wartość wskaźnika nośności filmu cieczowego określona jest z analizy warunków pracy uszczelnienia jako funkcja wskaźnika grubości filmu λ .

Jak wynika z rysunku 3.4, mając dane x_f oraz λ można identyfikować rodzaj tarcia w szczelinie uszczelnienia czołowego, co przedstawiono w tabeli 3.1.

TABELA 3.1. Kryteria występowania różnych rodzajów tarcia, wg [15]

Wskaźnik nośności filmu cieczowego x_f	Wskaźnik grubości filmu λ	Rodzaj tarcia
$x_f = 1$	$\lambda \geq 3 \div 5$	płynne
$0 < x_f < 1$	$1 \leq \lambda \leq 3$	mieszane
$x_f = 0$	$0,4 < \lambda < 1$	graniczne
$x_f = 0$	$\lambda < 0,4$	suche

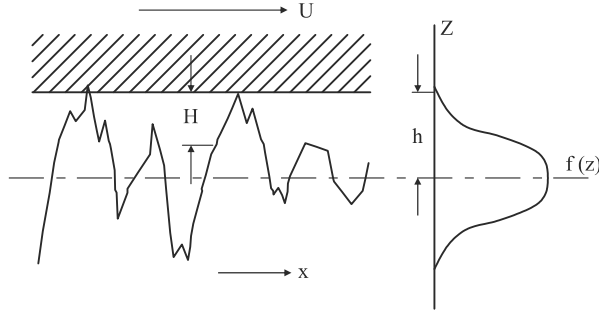
Mając na uwadze przedstawione założenia, Gu Yong-Quan wyprowadził zależności na współczynnik tarcia dla przypadków powierzchni płaskich, stożkowych i falistych. Z otrzymanych zależności wynika, że przy tarcu z ciągłym filmem smarnym powierzchni falistych współczynnik tarcia jest proporcjonalny do pierwiastka z G , a odwrotnie proporcjonalny do stosunku $\Delta r/r_m$ (szerokość pierścienia do średniego promienia). Dla tarcia mieszanego uwzględniającego kontakt mikronierówności powierzchni falistej otrzymano zależność, w której współczynnik tarcia jest proporcjonalny do G w części zależności uwzględniającej tarcie płynne, i odwrotnie proporcjonalny do G w części zależności opisującej tarcie przy kontakcie mikronierówności. Sumując dociekania Gu Yong-Quana, teoretyczna zależność identyfikująca warunki tarcia w szczelinie uszczelnienia czołowego przedstawia się, jak na rysunku 3.5.



Rys. 3.5. Teoretyczna zależność współczynnika tarcia od parametru G : ML – obszar tarcia mieszanego, HL – obszar tarcia płynnego, f_f – krzywa tarcia płynnego, f_c – krzywa tarcia ciał stałych, A, A' – punkty minimum tarcia zależne od materiału pary tarcia, wg [15]

Rozważana modelowa płaska para tarcia posiada makrostrukturę powierzchniową w postaci regularnych wgłębień, które mogą być wykonane między innymi technologią laserową. W związku z powyższym siła tarcia jako wielkość addytywna będzie rozpatrywana jako suma siły tarcia płynnego w obszarach wgłębień oraz siły tarcia mieszanego w obszarach szczeliny płaskiej.

Dla obszarów szczeliny płaskiej można posłużyć się za Christensenem [8] i Lebeckiem [27] modelem szczeliny, w którym wysokość szczeliny jest funkcją losową. Uproszczony model szczeliny przedstawiony jest jako styk powierzchni chropowatej o tzw. parametrach równoważnych z powierzchnią idealnie gładką i sztywną (rys. 3.6).



Rys. 3.6. Uproszczony model szczeliny przy tarcii mieszanym w obszarze szczeliny płaskiej, wg [8]

W cytowanym modelu wysokość nierówności określona jest rozkładem Gaussa. Z analizy własności tego rozkładu wynika, że równoważne odchylenie standardowe chropowatości obydwu powierzchni może być określone zależnością:

$$\sigma = \sqrt{\sigma_1^2 + \sigma_2^2}$$

Całkowitą siłę nośną uszczelnienia można przedstawić zależnością:

$$W = W_m + W_h \quad (3.2)$$

gdzie: W_m – siła nośna wynikająca z kontaktu mechanicznego stykających się wierzchołków mikronierówności, W_h – siła nośna filmu cieczowego w szczelinie.

Wartość siły nośnej filmu cieczowego dla powierzchni chropowatej przedstawia zależność podana przez Hallinga [17]:

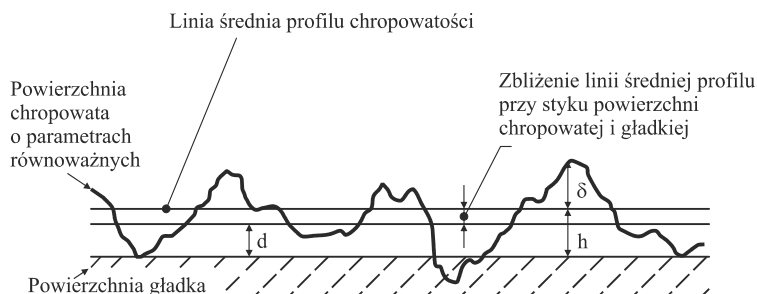
$$W_h = \frac{\mu \cdot U}{h^2} \Delta r \cdot L^2 \cdot f(L, \Delta r) \quad (3.3)$$

gdzie: Δr , L – szerokość i długość powierzchni tarcia, $f(L, \Delta r)$ – funkcja określająca prawdopodobieństwo wystąpienia filmu nośnego.

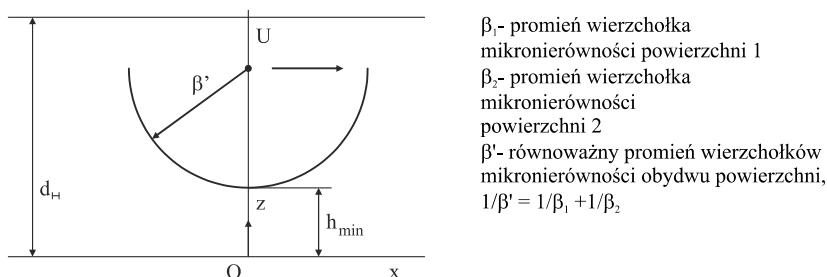
Równanie (3.3) nie zawiera w postaci jawnej parametrów mikronierówności powierzchni i jest ono wynikiem studiów nad wcześniej podaną przez Hamiltona zależnością na rozkład ciśnienia na pojedynczym modelowym występie mikronierówności. Yamaguchi i Matsuoka [43] posługując się numerycznym rozwiązaniem równania Reynoldsa określili siłę nośną będącą wynikiem kawitacji na mikronierównościach powierzchni modelowanych kulistą czaszą (rys. 3.7 i 3.8):

$$W_h = \eta \cdot A_0 \int_0^{d_{e^*}} w(d_{e^*} - s) \cdot \psi(s) ds \quad (3.4)$$

gdzie: A_0 – pozorna powierzchnia kontaktu, η – gęstość mikronierówności, $\psi(s)$ – standaryzowana funkcja gęstości, $d_{e*} = d_e/\sigma$, d_e – odległość powierzchni równoważnej chropowatej od gładkiej, σ – równoważne odchylenie standardowe wierzchołków mikronierówności, w – siła nośna na pojedynczym wierzchołku mikronierówności.



Rys. 3.7. Model tarcia mieszanego Yamaguchi i Matsuoka 1992, δ – średnia głębokość wgłębień profilu mierzona od linii średniej profilu chropowatości, wg [43]



Rys. 3.8. Model pojedynczego wierzchołka mikronierówności do analizy kawitacji, Yamaguchi i Matsuoka, wg [43]

Jedną z pierwszych prób określenia wartości siły nośnej, której źródłem jest falistość jednej ze współpracujących powierzchni, podjęli Ishiwata i Hirabayashi [18]. Podana przez nich zależność dotyczy przypadku jednej fali na obwodzie pierścienia:

$$W_h = \frac{\mu \cdot U \cdot \Delta r^3}{4} \left(\frac{1}{h_1^2} - \frac{1}{h_2^2} \right) \quad (3.5)$$

gdzie przez h_1 oraz h_2 oznaczono odpowiednio minimalną i maksymalną wysokość szczeliny.

W zależności podanej przez Stanghana-Batcha i Iny [39] uwzględnia się zarówno ilość fal na obwodzie pierścienia, jak również kątowy udział obszarów klinowych szczeliny na odcinkach obwodu pierścienia:

$$W_h = \frac{1}{4 \cdot \ln(r_2 / r_1)} \left[p_0 \cdot f_1(r) \sum_1^k \Theta_c + \frac{3 \cdot \mu \cdot \omega}{4} f_2(r) \sum_1^k \left(\frac{1}{h_1^2} - \frac{1}{h_2^2} \right) \right] \quad (3.6)$$

gdzie: p_0 – ciśnienie medium uszczelnianego, k – ilość fal, μ – współczynnik lepkości dynamicznej medium, Θ_c – kątowy udział obszarów zbieżnych szczeliny, h_1, h_2 – minimalna i maksymalna wysokość szczeliny,

$$f_1(r) = r_2^2 - r_1^2 - 2r_1^2 \cdot \ln(r_2 / r_1) \quad - \text{ dla uszczelnień wewnętrznych,}$$

$$f_1(r) = r_1^2 - r_2^2 + 2r_2^2 \cdot \ln(r_2 / r_1) \quad - \text{ dla uszczelnień zewnętrznych,}$$

$$f_2(r) = (r_2^4 - r_1^4) \ln(r_2 / r_1) - (r_2^2 - r_1^2)^2$$

Zależność (3.6) została podana dla k symetrycznie rozłożonych fal. Obydwie zależności (3.5) i (3.6) określone zostały na podstawie rozwiązań równań Reynoldsa według założeń zaproponowanych przez Ocvirka [34] i określenia rozkładu ciśnienia w szczelinie uwzględniającego istnienie stref kawitacji.

Lebeck [26] analizując równanie (3.6) oraz uwzględniając wyniki swoich badań zawarte w pracy [23] przedstawił zależność na siłę nośną powierzchni falistej w postaci:

$$W_h = A \left[\frac{k \cdot \mu \cdot \omega}{8 \cdot \pi} \cdot \frac{(\Delta r)^2}{(h_{\min})^2} \cdot f_1\left(\frac{h_a}{h_{\min}}\right) + \frac{p_0}{4} \right] \quad (3.7)$$

gdzie: A – powierzchnia bieżni, p_0 – ciśnienie medium uszczelnianego, k – ilość fal, $h_{\min}$ – minimalna wysokość szczeliny, h_a – amplituda falistości,

$$f_1\left(\frac{h_a}{h_{\min}}\right) = 1 - \frac{1}{\left(1 + 2 \frac{h_a}{h_{\min}}\right)^2} \quad (3.8)$$

Siłę nośną powstającą w wyniku kontaktu mechanicznego mikronierówności (w najogólniejszej postaci) można przedstawić jako, wg [29]:

$$W_m = A_u \cdot P(H > h) \cdot p_m \quad (3.9)$$

gdzie: A_u – powierzchnia mikronierówności biorących udział w przenoszeniu obciążenia, $P(H > h)$ – prawdopodobieństwo zaistnienia kontaktu mechanicznego mikronierówności, p_m – wytrzymałość na ścinanie bardziej miękkiego materiału.

W tym modelu zakłada się, że kontakt mikronierówności będzie prowadził do odkształceń plastycznych bardziej miękkiego materiału. W przypadku ogólnym rozpatrywanym przez Greenwooda i Williamsona [14], a później przez Yamaguchi i Matsuoka [43] uwzględnia się prawdopodobieństwo wystąpienia zarówno odkształceń sprężystych, jak i plastycznych materiałów kontaktujących się powierzchniami.

W analogii do siły nośnej siła tarcia będzie sumą mechanicznych sił tarcia stykających się mikronierówności oraz sił tarcia lepkiego:

$$F = F_m + F_h \quad (3.10)$$

Składową sił tarcia pochodzących z kontaktu mikronierówności można wyliczyć jako:

$$F_m = f_b \cdot W_m \quad (3.11)$$

gdzie: f_b – jest tarciem granicznym.

Wartość współczynnika tarcia określa zależność:

$$f = \frac{F}{W} \quad (3.12)$$

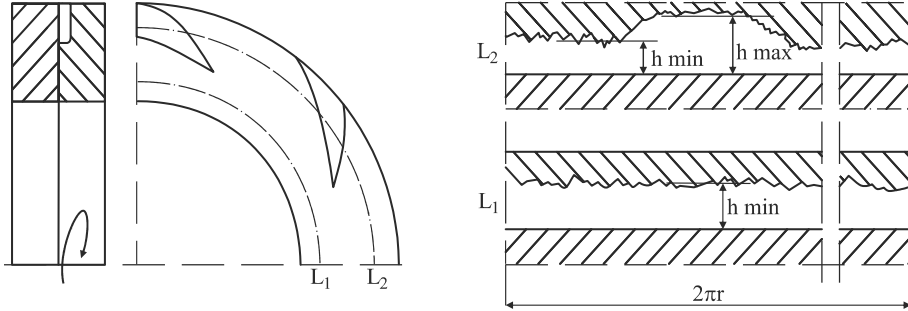
3.1.1. Podstawy opracowanego modelu

Znane dotychczas modele procesu tarcia stosowane w płaskich parach tarcia, takich jak w ślizgowych łożyskach wzdlużnych i uszczelnieniach czołowych, uwzględniały tarcie powierzchni równoległych z chropowatością [36, 43], tarcie powierzchni odkształconych cieplnie [26], zużytych w różnej formie [23] oraz falistych [25]. W dalszej części tekstu przedstawiony zostanie model tarcia dla ślizgowych łożysk wzdlużnych i uszczelnień czołowych, w których jedna z bieżni posiada teksturę powierzchniową w postaci regularnych wgłębień. Istotnym elementem odróżniającym tworzony model od wcześniej opisywanych jest założenie, że powierzchnia ślizgowa posiada teksturę [2, 3]. Tak więc na płaskiej bieżni pierścienia ślizgowego występują regularne obszary wgłębień tworzące teksturę powierzchniową.

Oznaczmy:

- α – udział powierzchni płaskiej w całkowitej powierzchni tarcia,
- αA – pole powierzchni płaskiej,
- k – liczba wgłębień na obwodzie pierścienia,
- $(1 - \alpha) A$ – pole powierzchni zajmowanej przez wgłębienia.

Mając na uwadze regularność tworzonych struktur można skonstruować model, w którym uwzględnione zostanie tarcie powierzchni płaskich oraz posiadających struktury przyjęte tu jako powierzchnie faliste (rys. 3.9).



Rys. 3.9. Widok fragmentu pierścienia ślizgowego z zaznaczonym obszarem zagłębienia oraz rozwinięcie wzdłuż l_2 (obszar szczeliny z wgłębieniami) i l_1 (obszar szczeliny płaskiej)

W ogólnym przypadku całkowita siła nośna płaskiej pary tarcia z makrostrukturą powierzchniową wyrażona jest zależnością (3.2). Składowa siły nośnej, pochodząca z kontaktu wierzchołków mikronierówności, po uwzględnieniu obecności makrostruktur powierzchniowych, przyjmuje postać:

$$W_m = \alpha \cdot A \cdot P(H > h) \cdot p_g \quad (3.13)$$

gdzie: $P(H > h)$ – prawdopodobieństwo wystąpienia założonej wysokości szczeliny.

Z uwagi na niejednorodny charakter rozpatrywanej powierzchni, siła nośna filmu cieczowego w szczelinie będzie złożona z dwóch składników:

$$W_h = W_{h1} + W_{h2} \quad (3.14)$$

gdzie: W_{h1} – nośność filmu cieczowego w obszarach bez wgłębień na powierzchni,
 W_{h2} – nośność filmu cieczowego w obszarach występowania wgłębień.

Uwzględniając niejednorodność powierzchni dla obszarów bez wgłębień, zależność (3.3) można przedstawić w postaci:

$$W_{h1} = \frac{\mu \cdot U}{h^2} \alpha \cdot A \cdot L \cdot f(L, \Delta r) \quad (3.15)$$

gdzie $f(L, \Delta r)$ – funkcja zdefiniowana w zależności (3.3).

Podobnie dla obszarów wgłębień, adaptując zależność (3.7) otrzymuje się:

$$W_{h2} = (1 - \alpha) A \left[\frac{k \cdot \mu \cdot \omega}{8\pi} \cdot \frac{(\Delta r)^2}{(h_{\min})^2} \cdot f_1 \left(\frac{h_a}{h_{\min}} \right) + \frac{p_0}{4} \right] \quad (3.16)$$

gdzie: $f_1 \left(\frac{h_a}{h_{\min}} \right)$ – zdefiniowano zależnością (3.8).

Uwzględniając zależności (3.15), (3.16), (3.14) i wstawiając je do (3.2) uzyskuje się zależność na siłę nośną pary ślizgowej:

$$W = W_m + \frac{\mu \cdot U}{h^2} \alpha \cdot A \cdot L \cdot f(L, \Delta r) + \\ + (1 - \alpha) A \left[\frac{k \cdot \mu \cdot \omega}{8\pi} \cdot \frac{(\Delta r)^2}{(h_{\min})^2} \cdot f_1 \left(\frac{h_a}{h_{\min}} \right) + \frac{p_0}{4} \right] \quad (3.17)$$

PRZYPADEK I

Rozpatrzmy przypadek, gdy $h_{\min} > h_c$ (gdzie h_c – wysokość szczeliny, przy której dochodzi do kontaktu wierzchołków mikronierówności), czyli sytuację, której wysokość szczeliny jest na tyle duża, że nie dochodzi do styku mikronierówności.

Wówczas $W_m = 0$, wobec czego można zależność (3.17) zapisać w postaci:

$$W = \frac{\mu \cdot U}{h^2} \alpha \cdot A \cdot L \cdot f(L, \Delta r) + \\ + (1 - \alpha) A \left[\frac{k \cdot \mu \cdot \omega}{8\pi} \cdot \frac{(\Delta r)^2}{(h_{\min})^2} \cdot f_1 \left(\frac{h_a}{h_{\min}} \right) + \frac{p_0}{4} \right] \quad (3.18)$$

Siła tarcia występująca między trącymi się pierścieniami w ogólnym przypadku będzie sumą dwóch składników:

$$F = F_h + F_m \quad (3.19)$$

gdzie: F_h – siła tarcia filmu cieczowego, F_m – siła tarcia stykających się występow mikronierówności.

Dla rozpatrywanego przypadku $h_{\min} > h_c$ będzie również $F_m = 0$.

Siłę tarcia lepkiego F_h opisać można znaną zależnością:

$$F_h = A \frac{\mu \cdot U}{h} \quad (3.20)$$

Stąd dla rozpatrywanego przypadku pełnego filmu cieczowego o zmiennej grubości na podstawie prac Stanghana-Batcha oraz Iny [39], a także prac Lebecka [25] można przedstawić zależność na współczynnik tarcia w postaci:

$$f = \frac{\pi \cdot G \cdot r_m}{f_2 \cdot h_{\min}} \quad (3.21)$$

gdzie:

$$f_2 = \sqrt{1 + 2 \left(\frac{h_a}{h_{\min}} \right)} \quad (3.22)$$

W zależności (3.21) występuje nieznanne $h_{\min}$, stąd też należy je wyznaczyć z innych warunków. Zakładając, że mamy do czynienia z uszczelnieniem czołowym, to z warunków równowagi sił osiowych wynika, że siła nośna generowana przez ciśnienie filmu smarnego w szczelinie równoważona jest przez zewnętrzne siły osiowe działające na osiowo przesuwany pierścień ślizgowy.

Stąd też można zapisać następujący warunek równowagi sił osiowych:

$$W = A \cdot p_0 \left(b + \frac{p_s}{p_0} \right) = A \cdot p_0 \cdot b' \quad (3.23)$$

gdzie: p_s – napięcie sprężyny, b – współczynnik obciążenia uszczelnienia, b' – skorygowany współczynnik obciążenia,

$$b' = b + \frac{p_s}{p_0} \quad (3.24)$$

Przyrównując zależność (3.18) do (3.23) oraz wstawiając wymiary powierzchni tarcia można wyliczyć wartość wysokości szczeliny:

$$h_{\min} = \sqrt{\frac{\mu \cdot U \cdot \alpha \cdot L \cdot f(L, \Delta r) + (1 - \alpha) \frac{k \cdot \mu \cdot U}{8\pi \cdot r_m} \Delta r^2 f_1 \left(\frac{h_a}{h_{\min}} \right)}{p_0 \cdot b' - (1 - \alpha) \frac{p_0}{4}}} \quad (3.25)$$

Korzystając z definicji parametru G , wyliczona minimalna wysokość szczeliny wyniesie:

$$h_{\min} = C_1 \sqrt{G} \quad (3.26)$$

gdzie:

$$C_1 = \sqrt{\frac{\frac{1-\alpha}{4} k \cdot (\Delta r)^2 f_1\left(\frac{h_a}{h_{\min}}\right) + 4\alpha\pi^2 r_m^2 f(L, \Delta r)}{1 - \frac{1-\alpha}{4b'}}} \quad (3.27)$$

Wstawiając wyliczoną wysokość szczeliny do zależności (3.21) oraz dokonując odpowiednich przekształceń otrzymamy poszukiwaną wartość współczynnika tarcia:

$$f = \frac{\pi \cdot r_m \cdot \sqrt{G}}{f_2 \cdot C_1} \quad (3.28)$$

PRZYPADEK II

W drugim przypadku rozpatruje się sytuację, w której dochodzi do bezpośredniego styku wierzchołków mikronierówności, czyli $h_{\min} = h_c$. Wysokość szczeliny jest więc znana. Wynika ona z rozmiarów mikronierówności. Zakładając, że rozkład wysokości mikronierówności ma rozkład Gaussa, można przyjąć – tak jak to uczyniono w pracach [29, 30] – że kontaktowa wysokość mikronierówności h_c wynosi 3σ , gdzie σ jest równoważnym odchyleniem standardowym.

Podobnie jak w poprzednim przypadku, siłę nośną uszczelnienia pochodzącą od filmu cieczowego wyliczono według wzorów (3.15) i (3.16). Wartość siły tarcia filmu cieczowego podaje zależność (3.20), natomiast siłę tarcia stykających się mikronierówności określa zależność (3.11).

Wyliczając W_m z zależności (3.17) otrzymujemy:

$$W_m = W - \frac{\mu \cdot U}{h^2} \alpha \cdot A \cdot L \cdot f(L, B) - \\ + (1-\alpha) A \left[\frac{n \cdot \mu \cdot \omega}{8\pi} \cdot \frac{(\Delta r)^2}{(h_{\min})^2} \cdot f_1\left(\frac{h_a}{h_{\min}}\right) + \frac{p_0}{4} \right] \quad (3.29)$$

Wstawiając do równania (3.12) zależności (3.2), (3.11), (3.18), (3.29) oraz dokonując odpowiednich przekształceń otrzymuje się zależność na współczynnik tarcia:

$$f = f_b \left[1 - G \cdot f(L, \Delta r) \cdot \alpha \cdot \frac{4 \cdot \pi^2 \cdot r_m^2}{h_{\min}^2} - \left(\frac{1-\alpha}{4} \right) \left(G \cdot k \cdot f_1\left(\frac{h_a}{h_{\min}}\right) \frac{(\Delta r)^2}{(h_{\min})^2} + \frac{1}{b'} \right) \right] + \\ + \frac{2\pi \cdot r_m \cdot G}{f_2 \cdot h_{\min}} \quad (3.30)$$

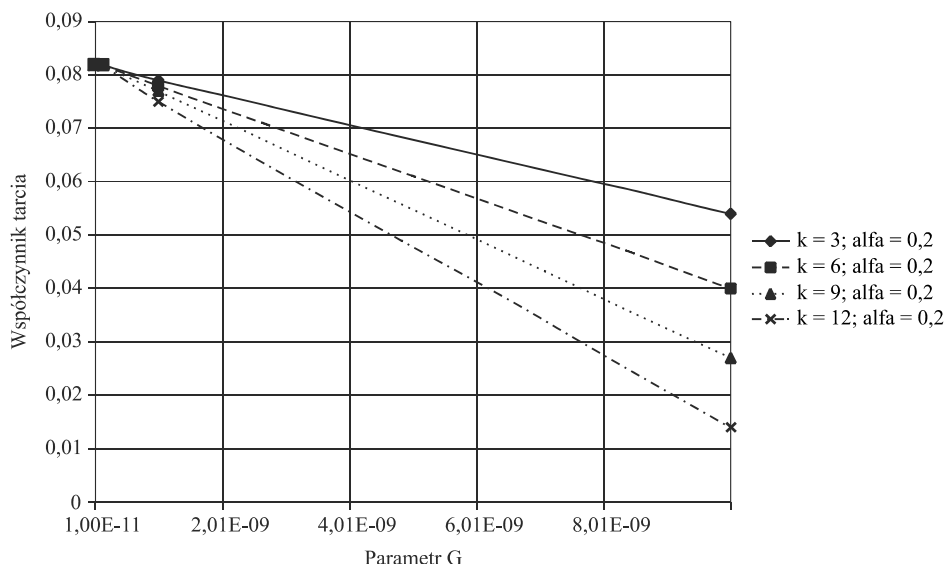
Przedstawiony model tarcia obejmuje obszar pracy pary ślizgowej uwzględniający styk mikronierówności, jak i przypadek, w którym do styku nie dochodzi. Model ten będzie wykorzystany w dalszej części opracowania do analizy tarcia par ślizgowych o zadanych parametrach charakteryzujących teksturę powierzchniową.

3.1.2. Analiza opracowanego modelu

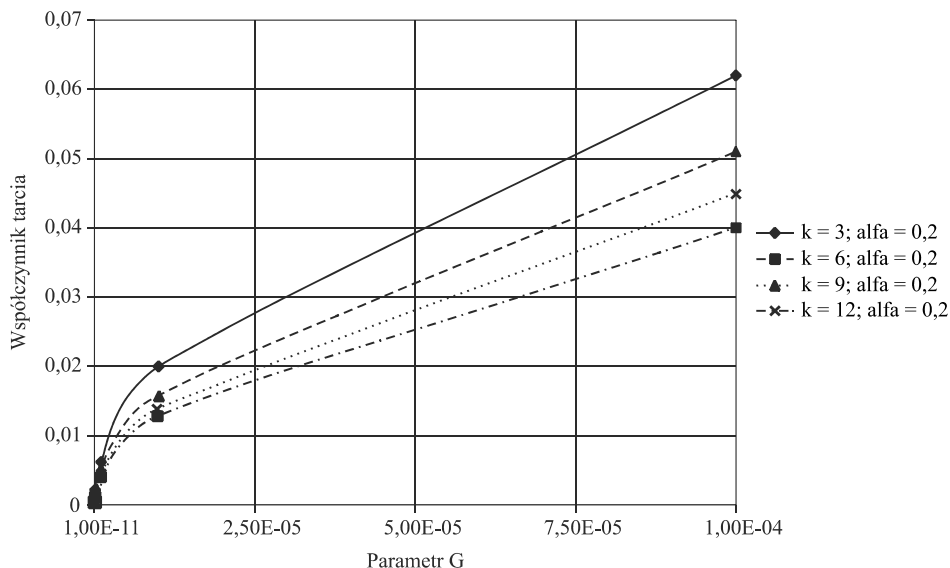
Wyżej przedstawiony model analizowano na przykładzie numerycznym przy wykorzystaniu programu MATHCAD 7.0 dla następujących danych modelowej pary tarcia, zgodnej z rysunkiem 3.9:

- $\mu - 700 \cdot 10^{-6} \text{ Pa} \cdot \text{s}$ – lepkość dynamiczna medium,
- $h_c - 10^{-6} \text{ m}$ – wysokość szczeliny w obszarze szczeliny płaskiej ($h_{\min}$),
- $h_a - 10^{-6} \text{ m}$ – wysokość szczeliny we wgłębieniach ($h_{\max}$),
- $k - 3, 6, \dots, 12$ – liczba wgłębień na obwodzie pierścienia,
- $\alpha - 0,2 \dots 0,8$ – udział powierzchni płaskiej,
- $r_m = 0,0205 \text{ m}$ – średni promień pierścienia,
- $\Delta r = 0,005 \text{ m}$ – szerokość bieżni.

Analizowano zależności wartości współczynnika tarcia od parametru G dla różnych udziałów powierzchni płaskiej α oraz liczby obszarów wgłębień k na powierzchni tarcia. Celem tych analiz było określenie wpływu badanych parametrów na wartość współczynnika tarcia dla wyróżnionych w modelu obszarów $h > h_c$ i $h = h_c$.



Rys. 3.10. Zależność współczynnika tarcia pomiędzy pierścieniami modelowej pary ślizgowej od parametru G w obszarze tarcia mieszanego dla różnej liczby wgłębień k oraz stałego udziału powierzchni płaskiej α

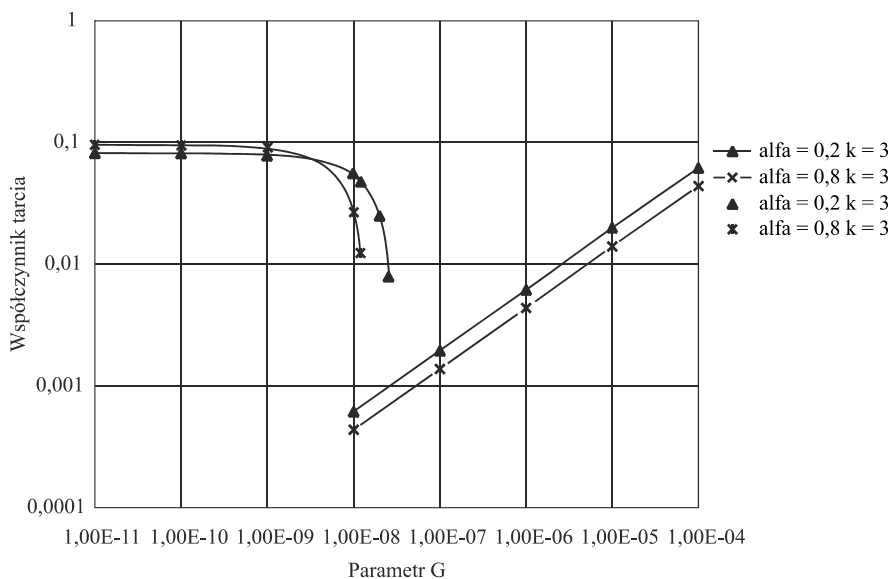


Rys. 3.11. Zależność współczynnika tarcia pomiędzy pierścieniami modelowej pary ślizgowej od parametru G w zakresie tarcia płynnego dla różnej liczby wgłębień

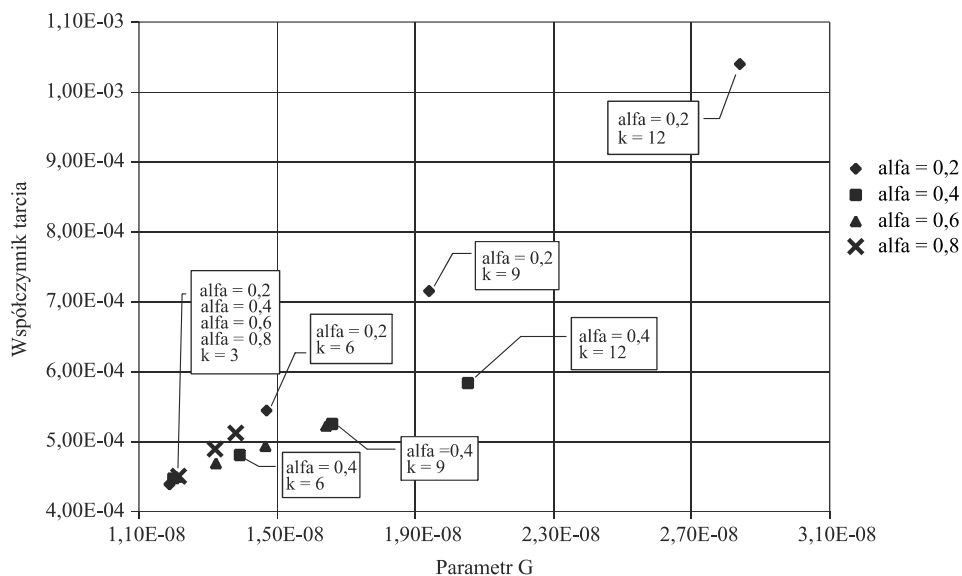
Wykresy na rysunkach 3.10 i 3.11 przedstawiają typowe zależności wartości współczynnika tarcia od parametru G , oddzielnie dla obszaru tarcia mieszanego i płynnego. Jak widać na przedstawionych wykresach dla obszaru tarcia mieszanego (rys. 3.10), ze wzrostem parametru G współczynnik tarcia maleje, natomiast w obszarze tarcia płynnego obserwuje się relację odwrotną. Tak określona ogólna zależność współczynnika tarcia od parametru G jest niezależna od liczby wgłębień k oraz udziału powierzchni płaskiej α . Szczegółowo wpływ wymienionych parametrów będzie analizowany w dalszej części rozdziału.

Proponowany model tarcia został tak zbudowany, że można było określić wartości współczynnika tarcia oraz parametru G , dla których następuje przejście z warunków tarcia mieszanego w tarcie płynne. Na wykresie (rys. 3.12) przedstawiono przebieg wartości współczynnika tarcia dla obydwóch rozpatrywanych obszarów pracy uszczelnienia. Wymieniony wyżej „punkt przejścia” zlokalizowany jest w zakresie parametrów $G = 10^{-7} \div 10^{-8}$. Szczegółowe położenie „punktu przejścia” przedstawia wykres na rysunku 3.13. Hipotetyczne wartości współczynnika tarcia f oraz parametru G w „punkcie przejścia” określano przez porównanie matematycznych modeli, odpowiednio dla tarcia mieszanego i płynnego.

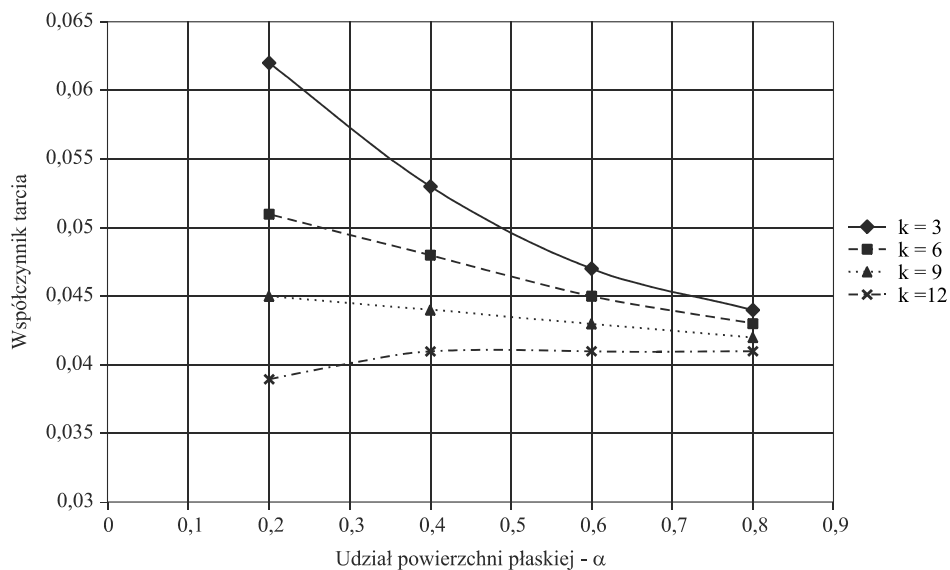
Wykresy na rysunkach 3.14 i 3.15 przedstawiają wpływ udziału powierzchni płaskiej α i liczby wgłębień na wartość współczynnika tarcia w obszarze tarcia płynnego ($G = 10^{-4}$). Natomiast na rysunkach 3.16 i 3.17 przedstawiona jest analogiczna zależność dla obszaru tarcia mieszanego ($G = 10^{-9}$).



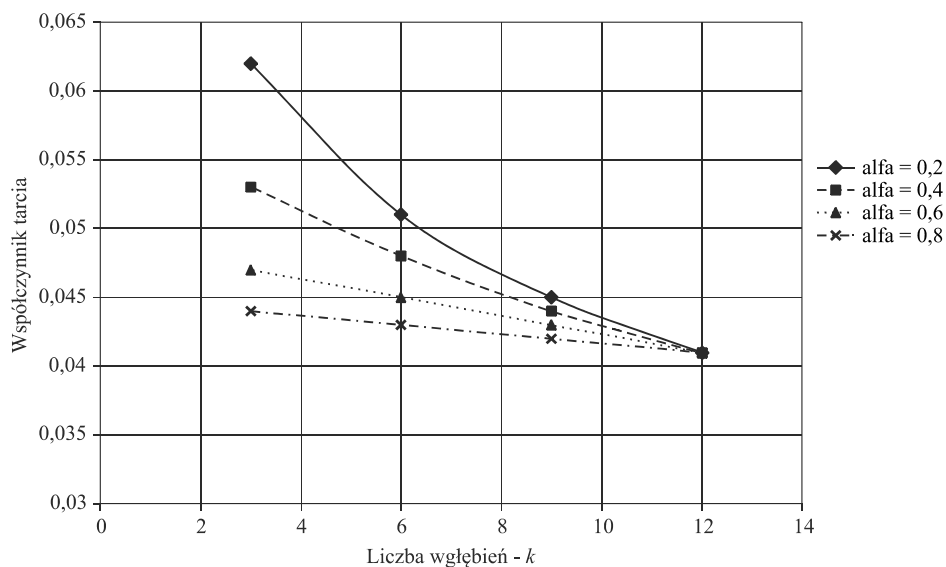
Rys. 3.12. Zależność współczynnika tarcia pomiędzy pierścieniami modelowej pary ślizgowej od parametru G (skala logarytmiczna)



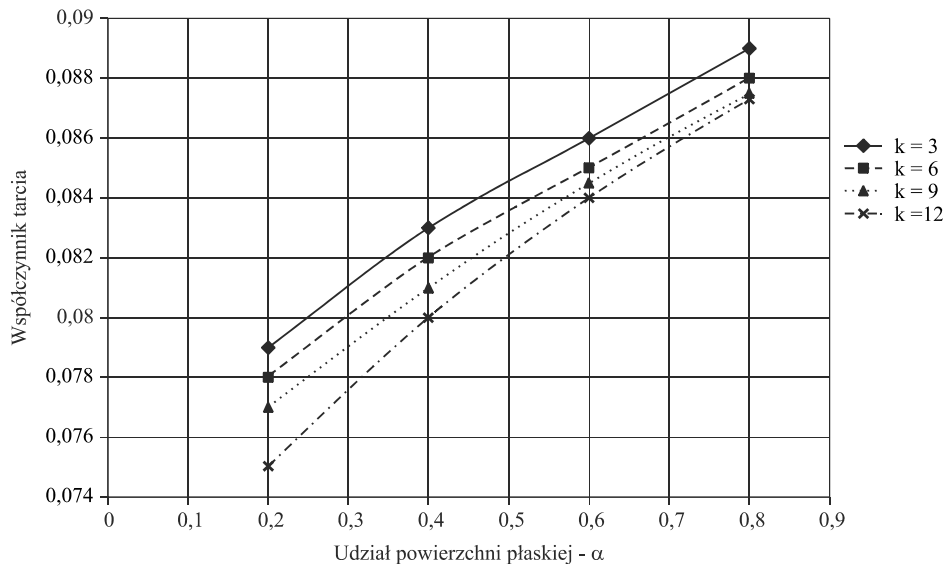
Rys. 3.13. Położenie „punktów przejścia” z tarcia mieszanego do tarcia płynnego dla modelowej pary ślizgowej



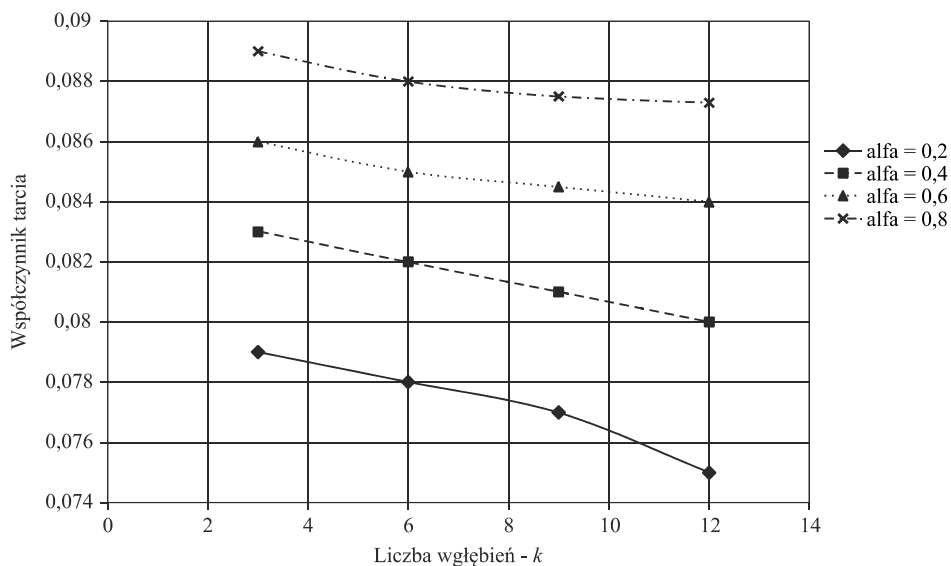
Rys. 3.14. Zależność współczynnika tarcia pomiędzy pierścieniami modelowej pary ślizgowej od udziału powierzchni płaskiej α dla tarcia płynnego



Rys. 3.15. Zależność współczynnika tarcia pomiędzy pierścieniami modelowej pary ślizgowej od liczby wgłębień k w obszarze tarcia płynnego



Rys. 3.16. Zależność współczynnika tarcia pomiędzy pierścieniami modelowej pary ślizgowej od udziału powierzchni płaskiej α dla obszaru tarcia mieszanego



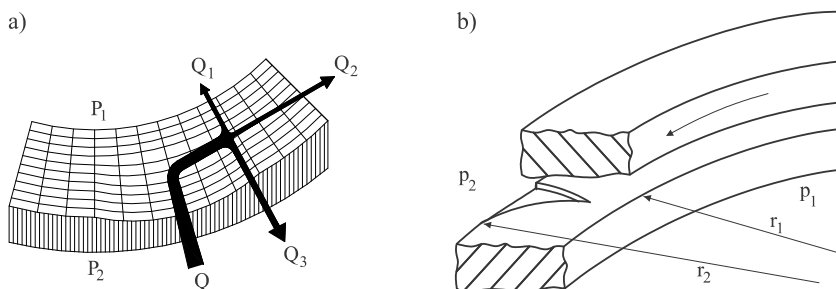
Rys. 3.17. Zależność współczynnika tarcia pomiędzy pierścieniami modelowej pary ślizgowej od liczby wgłębień k dla obszaru tarcia mieszanego

Na podstawie analizy przedstawionych wcześniej wykresów można wnioskować, że przy współpracy płaskich par tarcia z k wgłębieniami oraz udziałem powierzchni płaskiej α zachodzą następujące zależności:

- zwiększenie liczby wgłębień na powierzchni pierścienia pary ślizgowej powoduje zmniejszenie wartości współczynnika tarcia zarówno w obszarze tarcia płynnego, jak i w obszarze tarcia mieszanego,
- wzrost udziału powierzchni płaskiej α w całkowitej powierzchni tarcia w zakresie tarcia mieszanego powoduje zwiększenie współczynnika tarcia i jest to tendencja powtarzająca się dla wszystkich rozpatrywanych liczb wgłębień (rys. 3.16),
- dla tarcia płynnego wzrost udziału powierzchni płaskiej α powoduje spadek wartości współczynnika tarcia; wyjątek stanowi przypadek liczby wgłębień $k = 12$, dla którego obserwuje się niewielki wzrost współczynnika tarcia wraz ze wzrostem α ,
- przy wzroście wartości parametru G zmienia się rodzaj tarcia między pierścieniami pary ślizgowej z mieszanego w płynne; opracowany model pozwala oszacować parametry „punktu przejścia” w zależności od liczby wgłębień i udziału powierzchni płaskiej.

3.2. MODEL PRZEPŁYWU CIECZY W SZCZELINIE Utworzonej PRZEZ POWIERZCHNIE PŁASKIE Z TEKSTURĄ

Zagadnienie dystrybucji cieczy, która wnika w szczelinę jest bardzo ważne, w szczególności jeśli rozpatruje się uszczelnienie czołowe (rys. 3.18). Ta część cieczy, która przenika przez całą szerokość bieżni jest wyciekami z uszczelnienia i stanowi jego podstawowy parametr eksploatacyjny. Dlatego patrząc na przedstawiony niżej model postrzegamy jego przydatność bardziej dla uszczelnień czołowych niż dla ślizgowych łożysk wzdłużnych. Z punktu widzenia ślizgowych łożysk wzdłużnych każda dodatkowa ilość środka smarnego, aplikowana w szczelinę, jest korzystna. Zjawiska zachodzące w obydwu przypadkach są identyczne, natomiast inne znaczenie mają poszczególne charakterystyki eksploatacyjne.



Rys. 3.18. Dystrybucja cieczy w szczelinie uszczelnienia czołowego, w którym jedna z powierzchni jest falista (a), przyjęty model obliczeniowy (b)

Strumień cieczy Q wpływający w wyniku różnicy ciśnień do szczeliny uszczelnienia podlega rozdziałowi i tylko w pewnej części Q_1 przedostaje się na niskociśnieniową stronę uszczelnienia, stanowiąc niekorzystny wyciek. Z punktu widzenia smarowania istotne znaczenie ma strumień Q_2 , którego obecność jest pożądana i ma ona decydujący wpływ na nośność pary oraz rodzaj tarcia w szczelinie. Strumień Q_1 stanowi wyciek w uszczelnieniach i zmierzamy do jego minimalizacji. W łożyskach ślizgowych i wzdłużnych strumień ten sprzyja przepłukiwaniu szczeliny i intensywności odprowadzania ciepła. Część strumienia oznaczona jako Q_3 jest przepływem powrotnym, co oznacza, że w szczelinie nastąpiło miejscowe przewyższenie ciśnienia p_2 i ciecz po wpłynięciu do szczeliny powtórnie wraca do strefy wysokociśnieniowej. Jej obecność jest korzystna zarówno dla uszczelnień, jak i łożysk, bo zasila szczelinę w medium smarujące i intensyfikuje wymianę ciepła, jednak zasięg tego strumienia dotyczy wyłącznie części szerokości bieżni [3].

Znane modele przepływu w szczelinie uszczelnienia czołowego (Nau [33], Sneek [38], Gołubiew [13], Ishiwata i Hirabayasi [18], Kuzma [22]) opierają się na rozwiązaniu równania Reynoldsa przy przyjęciu znanych założeń upraszczających oraz różnych funkcji opisujących szczelinę. W niewielu rozważaniach uwzględnia się zmiany fazy medium w szczelinie (Salant, Blasbalg [37]). Obecnie dzięki technice komputerowej do rozwiązywania zagadnień przepływu w szczelinie uszczelnienia czołowego stosuje się coraz częściej metody elementów skończonych (Bonneau, Huitric, Tournerie [6]).

3.2.1. Podstawy modelu

Przedstawiony dalej model przepływu przez szczelinę pary ślizgowej [4, 5] został opracowany w celu stworzenia możliwości analizy wpływu parametrów tekstury powierzchniowej (kształt, rozmiary i głębokość wgłębień) występującej na jednej ze współpracujących powierzchni na:

- wartość przepływu (wycieku) przez szczelinę,
- wartość siły hydrodynamicznej,
- rozkład pola ciśnień i stref kawitacji.

Znajomość tych wielkości pozwoli optymalnie kształtować geometrię różnicowania powierzchni na etapie projektowania.

W rozpatrywanym przypadku mamy do czynienia z wąską szczeliną, której wysokość jest rzędu $1\ \mu\text{m}$, stąd przepływ przez nią można opisać równaniem Reynoldsa:

$$\operatorname{div} \frac{\rho h^3}{6\mu} \operatorname{grad} p = \operatorname{div} \rho V h \quad (3.31)$$

gdzie: p – poszukiwany rozkład ciśnienia, ρ – gęstość płynu, μ – współczynnik lepkości dynamicznej, V – ruch obrotowy jednego z pierścieni.

Równanie (3.31) wyraża zasadę zachowania masy płynu i jest prawdziwe także w przypadku płynu o zmiennej gęstości lub lepkości.

Przy rozwiązaniu tego równania stosuje się, podobnie jak w hydrodynamicznej teorii smarowania [21], typowe założenia:

- grubość filmu smarnego h jest mała w porównaniu z pozostałymi wymiarami uszczelnienia, co oznacza, że zmiany składowej prędkości w kierunku prostopadłym do płaszczyzny pierścienia są również małe,
- cząsteczka cieczy bezpośrednio przyległa do powierzchni ograniczającej ma taką samą prędkość jak ta powierzchnia, tzn. nie występuje „poślizg”,
- ciśnienie hydrodynamiczne jest stałe na całej grubości filmu,
- siły masowe są pomijalnie małe w porównaniu z siłami lepkości,
- ciecz w szczelinie jest newtonowską i nieściśliwą,
- przepływ przez szczelinę jest laminarny.

Na wewnętrznym r_1 i zewnętrznym r_2 promieniu pierścienia zadane są ciśnienia:

$$\begin{aligned} p(r_1, \Theta) &= p_1 \\ p(r_2, \Theta) &= p_2 \\ p_2 &> p_1 \end{aligned} \tag{3.32}$$

Na jednej z powierzchni ograniczającej szczelinę występują periodyczne wgłębienia, stąd wysokość szczeliny h jest funkcją zarówno promienia r , jak i kąta wodzącego θ . Ze względu na to, że wgłębienia te mają charakter periodyczny, to funkcja $h(r, \theta)$ jest również periodyczna i jako dziedzinę rozważyć wystarczy k -tą część pierścienia, $\theta \in \langle 0, 2\pi/k \rangle$, $r \in \langle r_1, r_2 \rangle$.

Różnorodność możliwych geometrii wgłębień spełniających zadane kryteria jest bardzo duża, a ich matematyczny opis komplikuje model, stąd celowe jest przedstawienie zapisu geometrii wgłębień w postaci rysunku, np. pliku AUTOCAD.

Z powodu istnienia na powierzchni wgłębień, wysokość szczeliny jest zmienna, stąd warunek $\rho = \text{const}$ nie jest spełniony w całym obszarze przepływu (nawet jeśli pominiemy niewielką zmienność gęstości cieczy w zależności od ciśnienia). W pewnych obszarach ciśnienie spada lokalnie poniżej ciśnienia wrzenia p_b cieczy, dochodzi wówczas do kawitacji i zamiast cieczy mamy do czynienia z mieszaniną cieczy i pary.

W obszarach takich równanie (3.31) nadal obowiązuje, przy czym $p \equiv p_b$, a nieświadomą staje się ρ wyrażające udział cieczy i pary w jednostce objętości. Równanie (3.31) redukuje się wówczas do równania I rzędu:

$$0 = \text{div} \rho V h \tag{3.33}$$

Równanie to stanowi analogon pewnego równania potencjalnego dla przepływów transonicznych. Spodziewać się więc można wystąpienia silnych nieciągłości gradientu rozwiązania na brzegu obszaru kawitującego. Wiadomo, że dyskretyzacja

cja takiego równania musi być w pełni zachowawcza; w przeciwnym razie na nieciągłościach dochodzi do numerycznej generacji masy.

Praktycznym celem rozwiązania układu (3.31), (3.32) jest wyznaczenie wycieku, tzn. wyznaczenie pola prędkości w kierunku promieniowym. Prędkość ta jest znikomo mała w porównaniu z prędkością obwodową. Poprawne modelowanie strumienia masy (zachowawczość schematu) jest więc podstawą otrzymania sensownego rozwiązania.

Wpływ na rozwiązanie ma również zmienna temperatura filmu smarnego. Zmienność ta powodowana jest zróżnicowanym rozkładem naprężeń stycznych w obszarze przepływu (a zatem zróżnicowana jest produkcja energii cieplnej). Wyznaczenie pola temperatur możliwe jest jednak dopiero po zamodelowaniu obszaru otaczającego film smarny (pierścieni, obudowy itp.). Znajomość pola temperatur pozwala wyznaczyć zmodyfikowany rozkład gęstości oraz zmodyfikowany współczynnik lepkości μ . Wielkości te zostaną wykorzystane w następnym kroku procedury rozwiązującej równanie (3.31).

Rozkład ciśnienia (gęstości) wyznaczony w wyniku rozwiązania układu (3.31), (3.32) służy do obliczenia interesujących nas parametrów integralnych, tj. całkowitego wycieku masowego Q oraz siły nośnej W_h .

Odpowiednie wzory (wynikające z rozkładu prędkości w szczelinie) przyjmują następującą postać:

$$Q = \int_0^{2\pi} \int_r \frac{\rho h^3}{12\mu} \frac{\partial p}{\partial r} d\Theta \quad (3.34)$$

(dodatni wyciek oznacza ruch cieczy w kierunku do brzegu wewnętrznego, r – oznacza promień dowolnego okręgu, na którym liczony jest wyciek).

$$W_h = \int_{r_1}^{r_2} \int_0^{2\pi} r(p - p_1) d\Theta dr \quad (3.35)$$

Równanie (3.31) wygodnie jest przedstawić w postaci bezwymiarowej przyjmując następujące parametry skalujące:

$$\begin{aligned} L &= r_m \frac{r_2 + r_1}{2} && \text{– rozmiar liniowy,} \\ H &= h_0 && \text{– podstawowa wysokość szczeliny,} \\ \mu_o &&& \text{– współczynnik lepkości dynamicznej odniesienia,} \\ V_0 &= \omega r_m && \text{– prędkość charakterystyczna,} \\ P &= \frac{\eta_0 \omega r_m}{H} && \text{– ciśnienie charakterystyczne.} \end{aligned} \quad (3.36)$$

Nowe zmienne (oznaczone daszkiem) definiowane są w zwykły sposób:

$$x = L\bar{x} \quad y = L\bar{y} \quad r = L\bar{r}$$

$$h = H\bar{h} \quad V = V_0\bar{V} \quad p = P\bar{p}$$

Ostatecznie w nowych zmiennych równanie (3.31) przybiera postać:

$$\operatorname{div} \bar{\lambda} \operatorname{grad} \bar{p} = \operatorname{div} \bar{z} \quad (3.37)$$

przy czym:

$$\bar{\lambda} = \frac{\bar{h}}{6\mu}, \quad \bar{z} = \frac{L}{H} \rho \bar{V}$$

Równanie (3.37), zgodnie z poczynionymi wcześniej uwagami, jest zmiennego typu, dodatkowo współczynnik λ może być nieróżniczkowalny, a nawet nieciągły (szczelina może skokowo zmieniać wysokość).

W periodycznej części pierścienia wprowadzona jest siatka o węzłach (r_j, Θ_i) , gdzie:

$$\begin{aligned} r_j &= r_1 + (j-1)\Delta r, & j &= 1, 2, \dots, N_r \\ \Theta_i &= (i-1)\Delta \Theta, & i &= 1, 2, \dots, N_\Theta \\ \Delta r &= \frac{r_2 - r_1}{r_m(N_r - 1)}, & \Delta \Theta &= \frac{2\pi}{K(N_\Theta - 1)} \end{aligned} \quad (3.38)$$

oraz punkty siatki pomocniczej:

$$\begin{aligned} \Delta r_{j+1/2} &= \frac{\Delta r_j + \Delta r_{j+1}}{2}, & \Delta \Theta_{i+1/2} &= \frac{\Delta \Theta_i + \Delta \Theta_{i+1}}{2} \\ \Delta_h(j, i) &= \langle r_{j-1/2}, r_{j+1/2} \rangle x \langle \Theta_{i-1/2}, \Theta_{i+1/2} \rangle \end{aligned} \quad (3.39)$$

Punkty te wyznaczają elementarne objętości kontrolne, w których bilansowana jest masa.

Równanie (3.37) rozwiązuje się iteracyjnie metodą Gaussa-Seidela, wyznaczając w każdym kroku nowe wartości p_{ij} w każdym węźle siatki.

Punkt, w którym p_{ij} spada poniżej lokalnego ciśnienia wrzenia p_b kwalifikowany jest jako punkt obszaru kawitacji, w punktach tych p_{ij} przyjmuje wartość p_b . Dzięki tej procedurze uzyskuje się pożądaną asymetrię schematu różnicowego, niezbędną przy rozwiązywaniu równań zmiennego typu.

Iteracje kontynuuje się do momentu ustabilizowania się rozwiązania, tj. do momentu, w którym wartość wyliczonego wycieku przestaje ulegać zmianie (z dokładnością do 1%). Dokładność ta jest zupełnie wystarczająca ze względu na zastosowania oraz na przybliżony charakter samego modelu fizycznego.

Kompleksowe rozwiązanie modelu realizuje program SEALS opracowany specjalnie do tego zadania. Istotną cechą tego programu jest to, że geometria zróżnicowania powierzchni wprowadzana jest w postaci rysunku AUTOCAD (pliki z rozszerzeniem .dxf). Zmienne parametry szczeliny, parametry pracy uszczelnienia oraz medium wprowadzane są do pliku "face.dat". W tabeli 3.2 przedstawiono przykładowy zbiór danych wejściowych do programu SEALS.

Program generuje zbiory wyników w postaci plików bazy danych (wyciek, wartość siły hydrodynamicznej) oraz w postaci plików graficznych (siatka obliczeniowa, warstwiczna mapa wgłębienia, warstwiczna mapa rozkładu ciśnienia, warstwiczna mapa gęstości w strefie kawitacji).

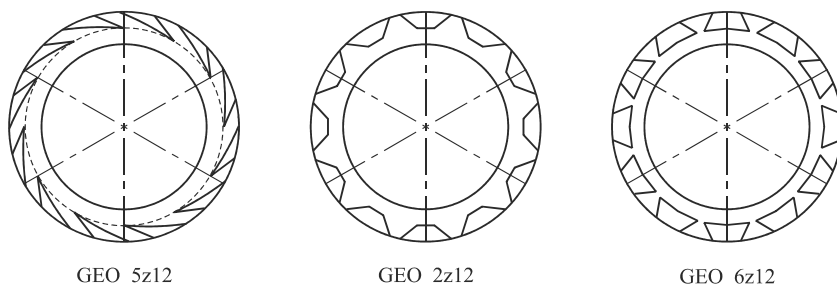
TABELA 3.2. Przykładowy zbiór danych wejściowych "face.dat"

NX	= 70	liczba punktów w kierunku obwodowym (< 190)
NY	= 40	liczba punktów w kierunku promieniowym (< 140)
NITER	= 111950	liczba iteracji
NPRES	= 1	liczba przypadków (zmiana ciśnienia zewnętrznego)
NOMEG	= 1	liczba przypadków (zmiana prędkości kątowej)
NCASE	= 1	numer wersji geometrii
NDR	= 1	0 – bez wgłębień, 1 – z wgłębieniami
isw	= 1	0 – wzór 1 – AUTOCAD
dsw	= 1	kierunek obrotów 0 – zegar 1 – przeciwny
ETA	= $1.e - 3$	dynamiczny współczynnik lepkości [Pa · s]
HB	= $1.e - 6$	wysokość szczeliny [m]
AL	= 0,8	względna głębokość wgłębienia
BE	= 0,17	względna szerokość wgłębienia
SLOP	= 0,15	tangens nachylenia wgłębienia
RINT	= 18,0	promień wewnętrzny pierścienia [mm]
REXT	= 23,0	promień zewnętrzny pierścienia [mm]
OMEG	= 4500	liczba obrotów na minutę
DOMEG	= 1000	przyrost liczby obrotów (krok)
PINT	= $1.e + 5$	ciśnienie wewnętrzne [Pa]
PEXT	= $10.e + 5$	ciśnienie zewnętrzne [Pa]

DPEXT	= 1.e + 5	krok po ciśnieniu zewnętrznym [Pa]
PBOIL	= 0,0	ciśnienie wrzenia cieczy [Pa]
ROZER	= 1,0	początkowa gęstość cieczy
EPSM	= 5.e – 11	dokładność iteracji
OME	= 0,6	współczynnik pod/nadrelaksacji dla ciśnienia
OME1	= 0,0001	współczynnik pod/nadrelaksacji dla gęstości
PART	= 12	ta część pierścienia
YHA	= 0,004	promieniowy zasięg wgłębienia
DMAX	= 0,5	udział powierzchni przejścia
ALFA0	= 25°	kąt początku okresu (w stopniach)
NCASE	= 1	numer wersji geometrii

3.2.2. Analiza modelu

W ramach analizy modelu przeprowadzono eksperyment numeryczny przy wykorzystaniu programu SEALS, dla trzech wybranych geometrii wgłębień, które nazwano – zgodnie z rysunkiem 3.19 – odpowiednio „geo5z12”, „geo2z12”, oraz „geo6z12”. Zgodnie z przyjętym założeniem pojedyncze elementy tekstury mogą mieć postać dowolnych figur geometrycznych otwartych na zewnętrznej lub wewnętrznej średnicy pierścienia. Wybrane do analizy geometrie wgłębień, symetryczne i niesymetryczne, posiadają cechy zwięzającej się („geo5z12”) lub rozszerzającej się („geo6z12”) dośrodkowo szczeliny.

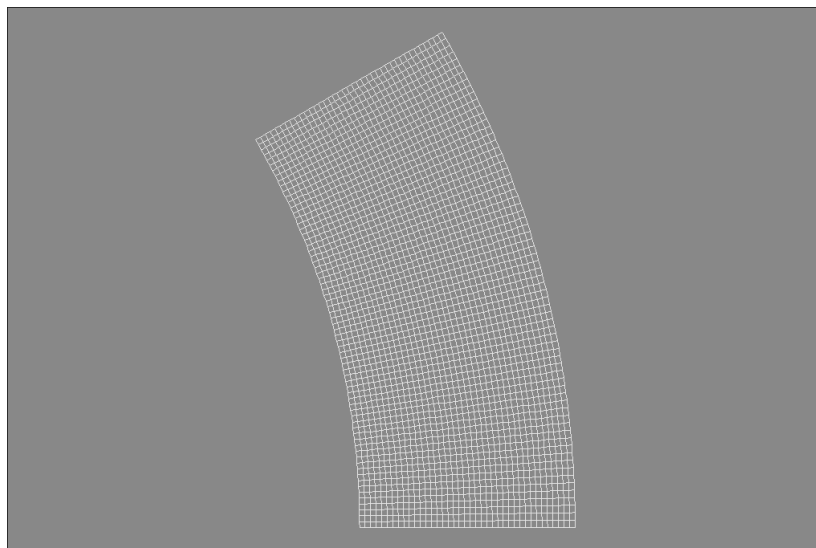


Rys. 3.19. Analizowane w przykładach numerycznych kształty wgłępień tworzących makrostrukturę powierzchniową

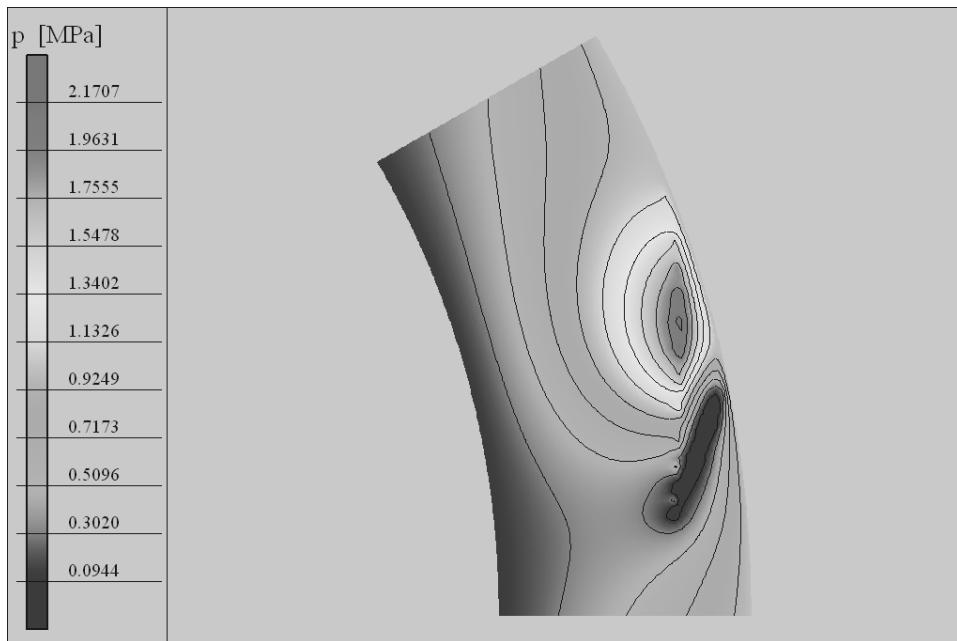
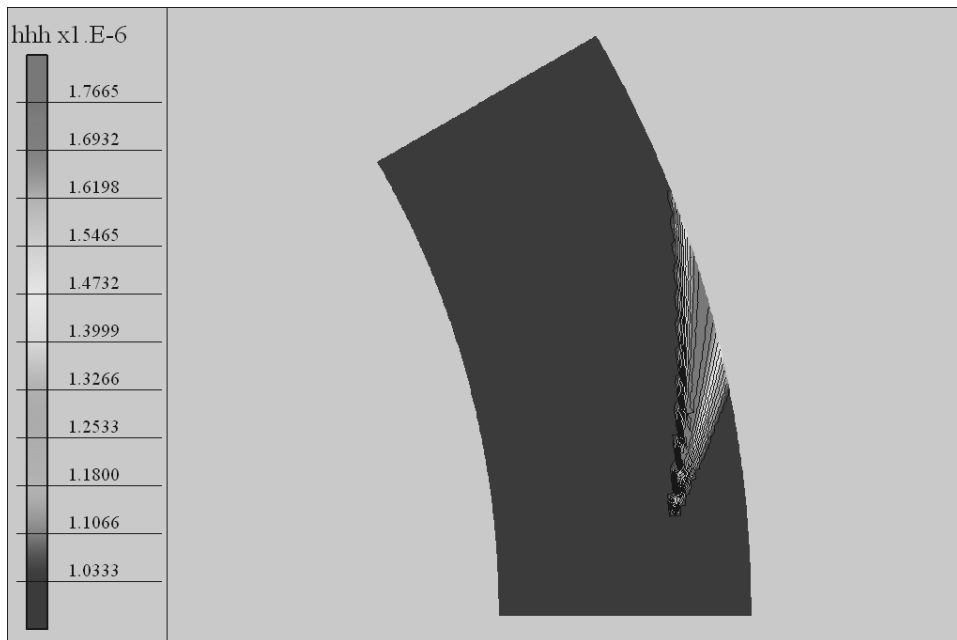
W symulacyjnym doświadczeniu numerycznym analizowano wpływ ilości wgłępień na obwodzie pierścienia (w zakresie od 3 do 12) oraz ciśnienia zewnętrznego i prędkości obrotowej na wycieki przez uszczelnienie oraz wartość siły hydrodynamicznej.

Rozważano przepływ w szczelinie między pierścieniami, z których jeden był płaski, a drugi posiadał wgłębienia w powierzchni (rys. 3.19). Promień wewnętrzny wynosił 18 mm, a zewnętrzny 23 mm. Na obwodzie analizowanych pierścieni obecnych było od 3 do 12 identycznych wgłębień ($k = 3, 6, 9, 12$), w związku z czym rozpatrywano tylko $1/3$, $1/6$, $1/9$, $1/12$ część całego obwodu pierścienia. Odległość między pierścieniami była równa $h = 10^{-6}$ m, wgłębienie na zaznaczonym obszarze w najgłębszym punkcie zwiększało tę odległość o 80%. Na rysunku 3.21 przedstawiona jest mapa geometrii rozważanego wgłębienia, a na rysunku 3.20 siatka obliczeniowa zawierająca 70 punktów obwodowych i 40 promieniowych. Dane wejściowe zawierające parametry wejściowe modelu, jak również dane dotyczące geometrii wgłębienia wprowadzane są do zbioru „face.dat”. Założono, że ciśnienie medium na średnicy zewnętrznej uszczelnienia oznaczone jako p_2 równe jest kolejno 0,5; 1,0; 1,5; 2,0; 2,5 MPa. Symulacje wykonano dla pięciu wartości prędkości obrotowej od 500 obr/min do 4500 obr/min ze skokiem 1000 obr/min.

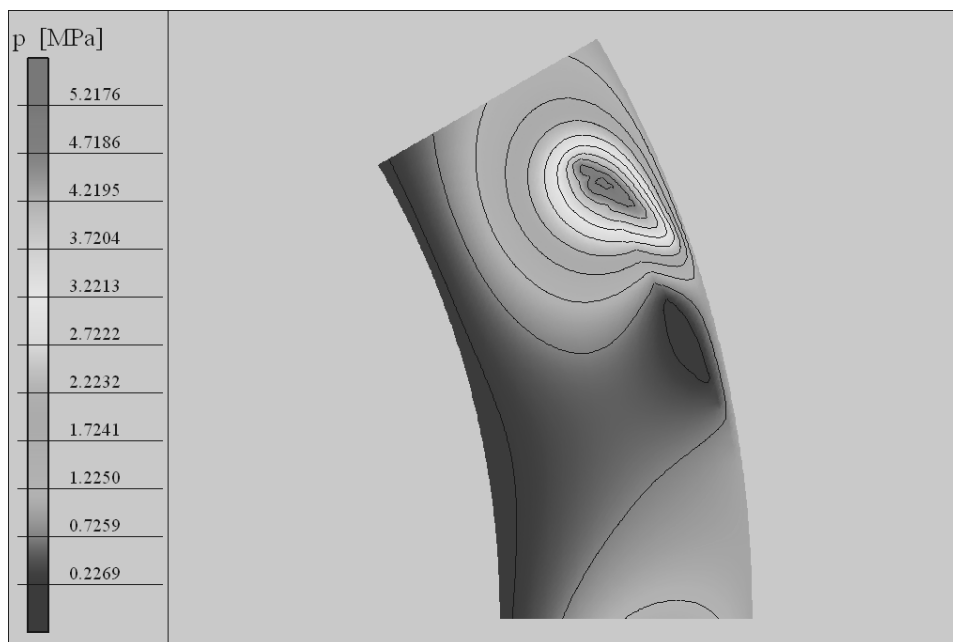
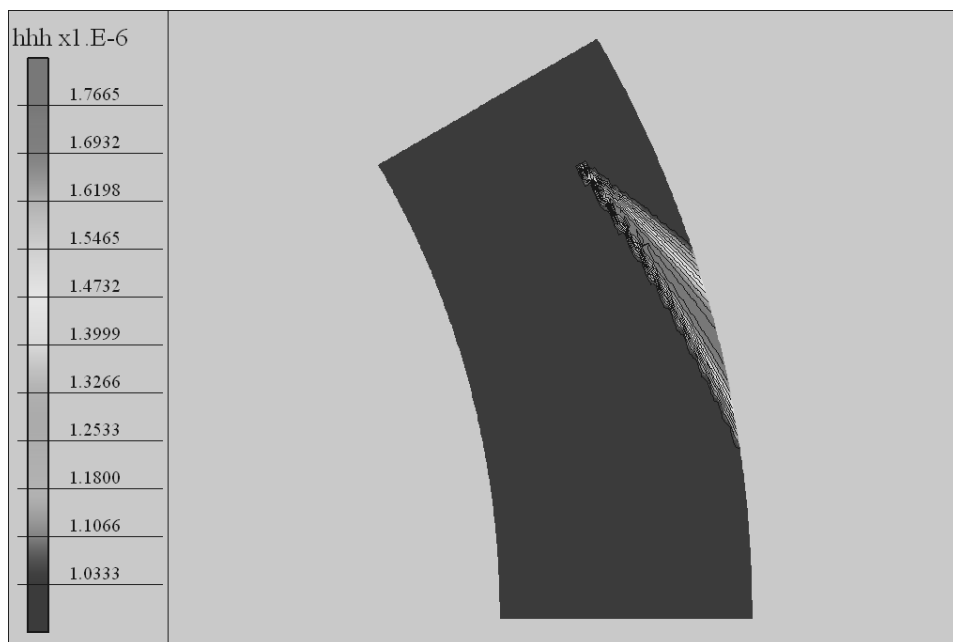
Wyniki analiz przedstawione są w postaci odpowiednich wykresów sporządzonych na podstawie danych wygenerowanych przez program SEALS oraz map warstwicznych ukształtowania wgłębień, rozkładu ciśnienia i stref kawitacji. Obliczenia realizowane są w węzłach siatki obliczeniowej przedstawionej dla rozpatrywanego wycinka pierścienia na rysunku 3.20. Natomiast na rysunkach 3.21 oraz 3.22 przedstawione są mapy warstwiczne wgłębień oraz rozkłady ciśnień w szczelinie uszczelnienia dla dwóch przeciwnych kierunków obrotu pierścienia (n_0 – zgodnie z ruchem wskazówek zegara, n_1 – przeciwnie). Widać tu, w jaki sposób zmiana kierunku obrotów wpływa na lokalizację strefy wysokiego ciśnienia w szczelinie.



Rys. 3.20. Wycinek pierścienia pary tarcia z zaznaczoną siatką obliczeniową, w węzłach której obliczano wartość ciśnienia w szczelinie

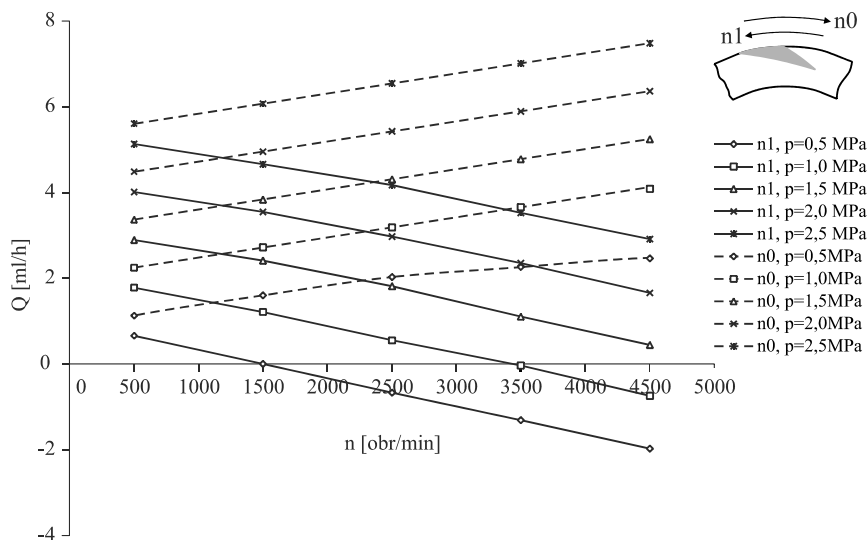


Rys. 3.21. Mapa wgłębienia o geometrii „geo5z12” oraz pole ciśnień na wycinku pierścienia pary tarcia dla kierunku obrotów n_1 , prędkości obrotowej $n = 4500$ obr/min oraz ciśnienia na zewnętrznym promieniu pierścienia $p_2 = 1,0$ MPa

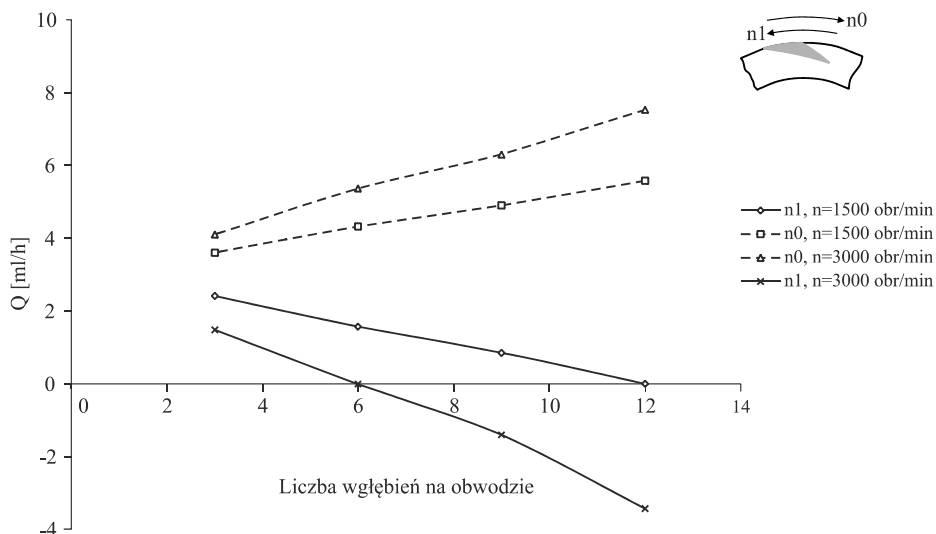


Rys. 3.22. Mapa wgłębienia o geometrii „geo5z12” oraz pole ciśnień na wycinku pary tarcia dla kierunku obrotów n_0 , prędkości obrotowej $n = 4500$ obr/min oraz ciśnienia na zewnętrznym promieniu pierścienia $p_2 = 1,0$ MPa

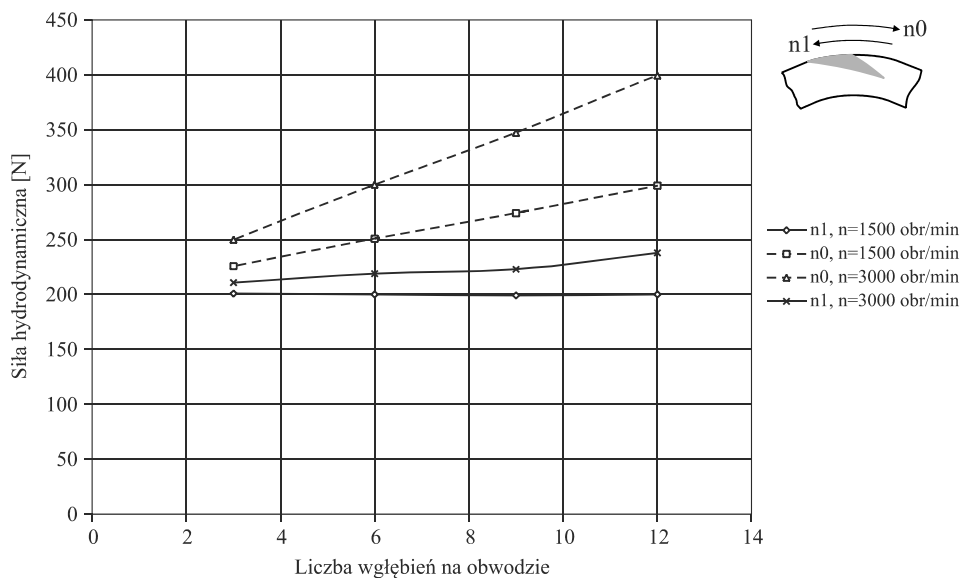
Wykresy na rysunkach od 3.23 do 3.31 obrazują zależności wycieku i siły hydrodynamicznej dla analizowanych geometrii wgłębienia przy zmiennych parametrach pracy uszczelnienia oraz różnej liczby wgłębień na obwodzie pierścienia. Przy wgłębieniach symetrycznych, zgodnie z oczekiwaniami, wartości wycieków i siły hydrodynamicznej są niezależne od kierunku obrotów.



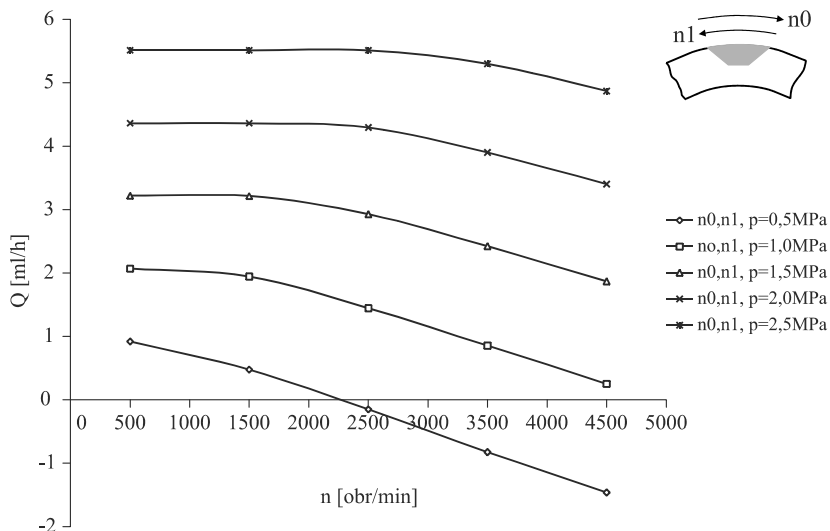
Rys. 3.23. Zależność wycieku od prędkości obrotowej dla modelowej szczeliny z pierścieniem o liczbie wgłębień $k = 12$ według geometrii „geo5z12”



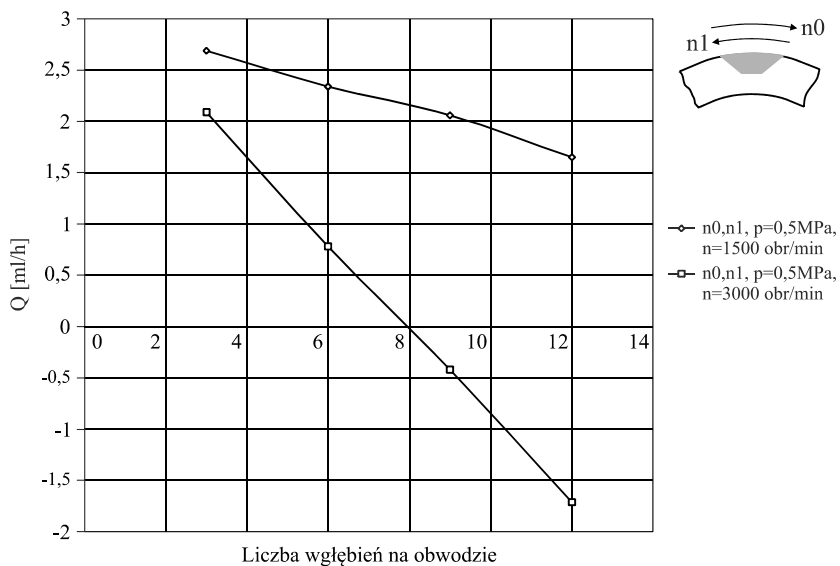
Rys. 3.24. Zależność wycieku od liczby wgłębień o geometrii „geo5z12” na obwodzie pierścienia przy ciśnieniu $p_2 = 0,5$ MPa



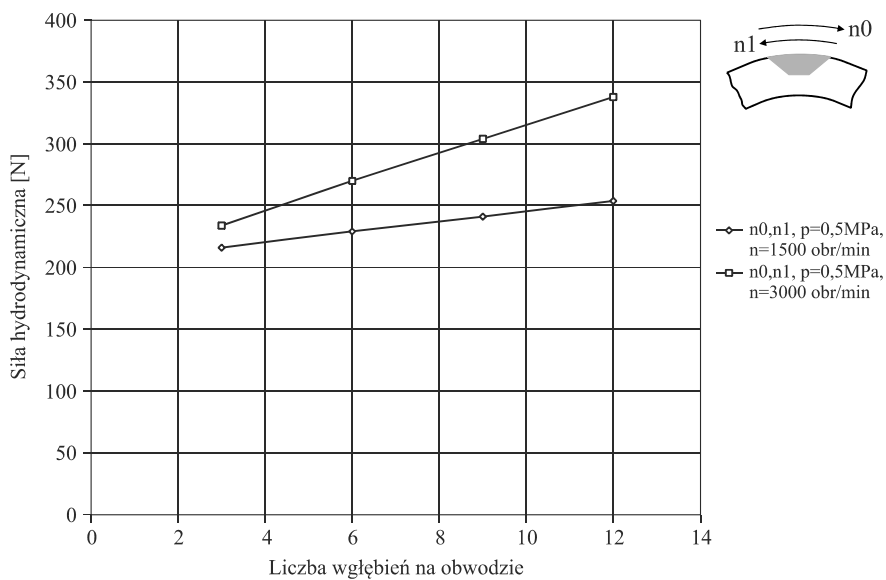
Rys. 3.25. Wartość siły hydrodynamicznej w zależności od liczby wgłębień o geometrii „geo5z12” przy $p_2 = 0,5 \text{ MPa}$



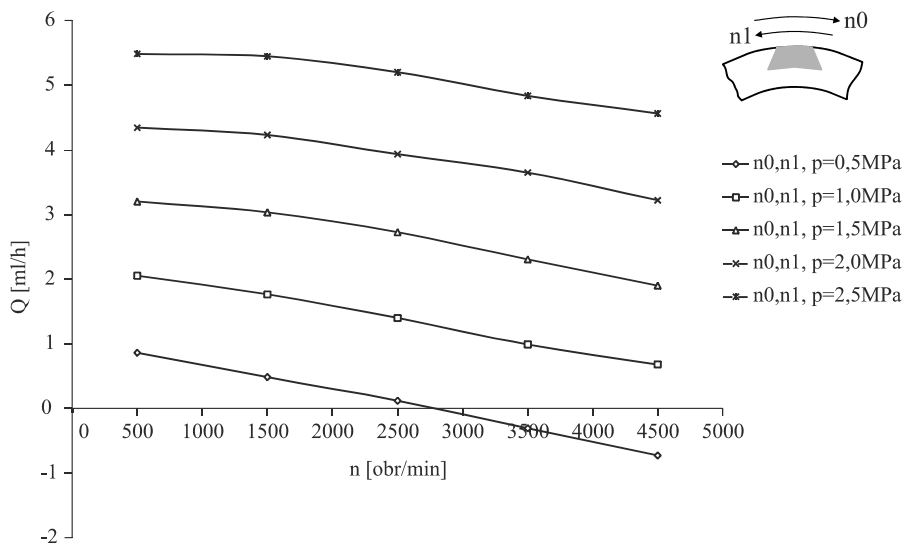
Rys. 3.26. Zależność wycieku od prędkości obrotowej dla modelowej szczeliny z pierścieniem o geometrii „geo2z12” przy liczbie wgłębień $k = 12$



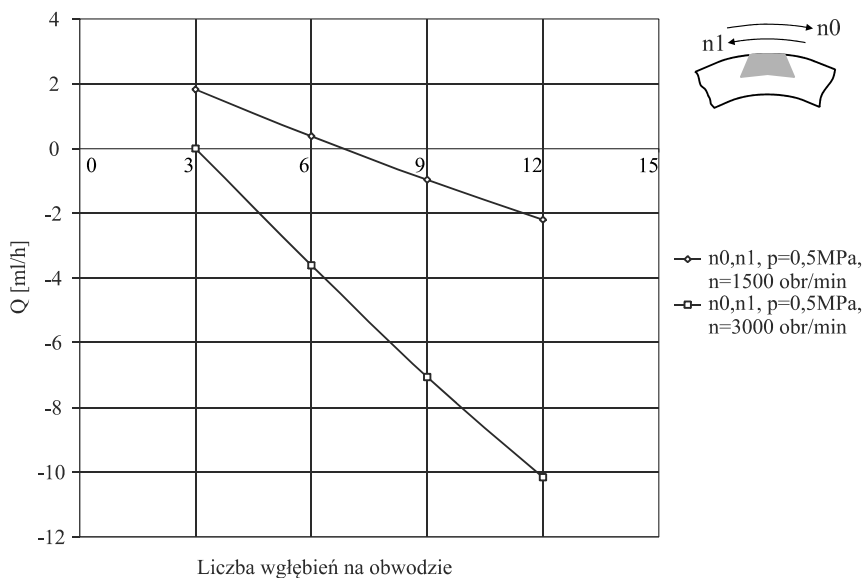
Rys. 3.27. Zależność wycieku przez modelową szczelinę z pierścieniem o geometrii „geo2z12” od liczby wgłębień na obwodzie pierścienia



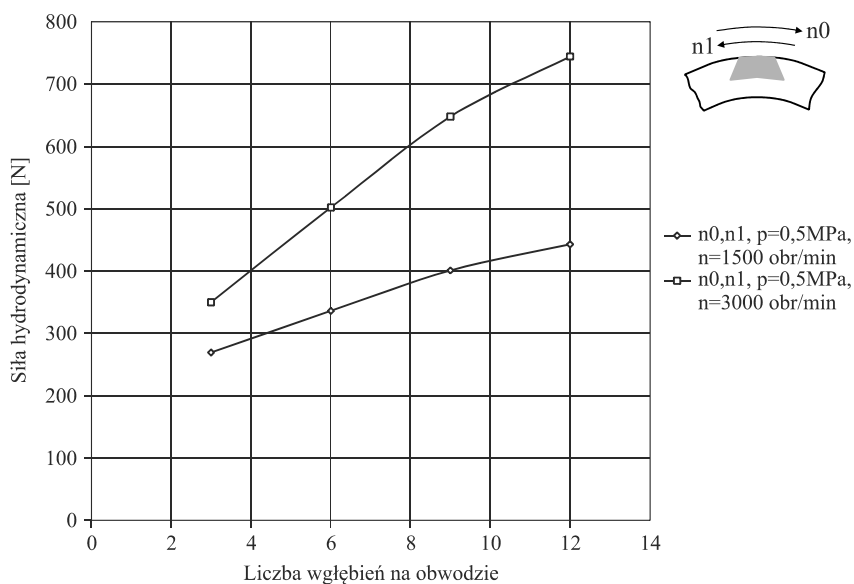
Rys. 3.28. Wartość siły hydrodynamicznej w modelowej szczelinie w zależności od liczby wgłębień o geometrii „geo2z12” przy $p_2 = 0,5\text{ MPa}$



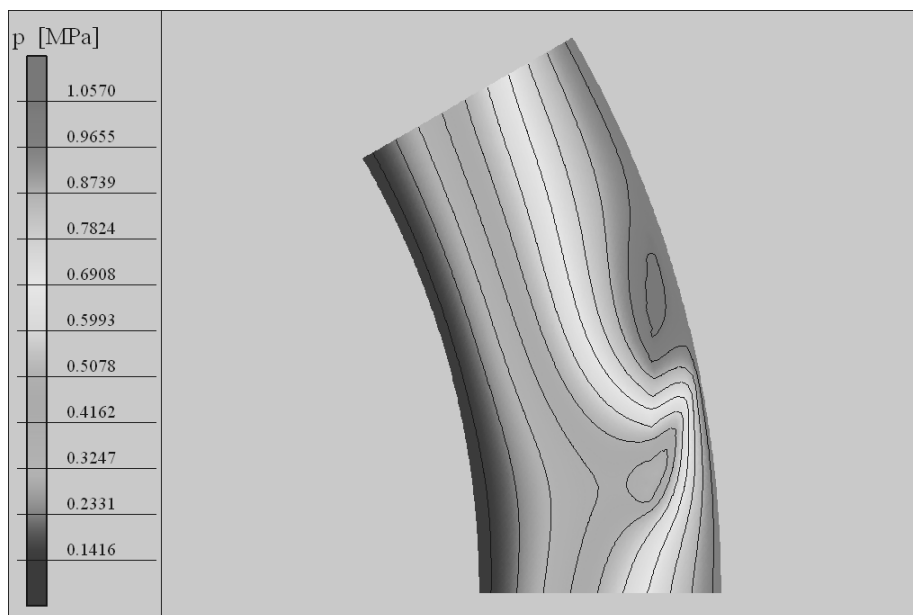
Rys. 3.29. Zależność wycieku od prędkości obrotowej dla modelowej szczeliny z pierścieniem o geometrii „geo6z12” przy liczbie wgłębień $k = 12$



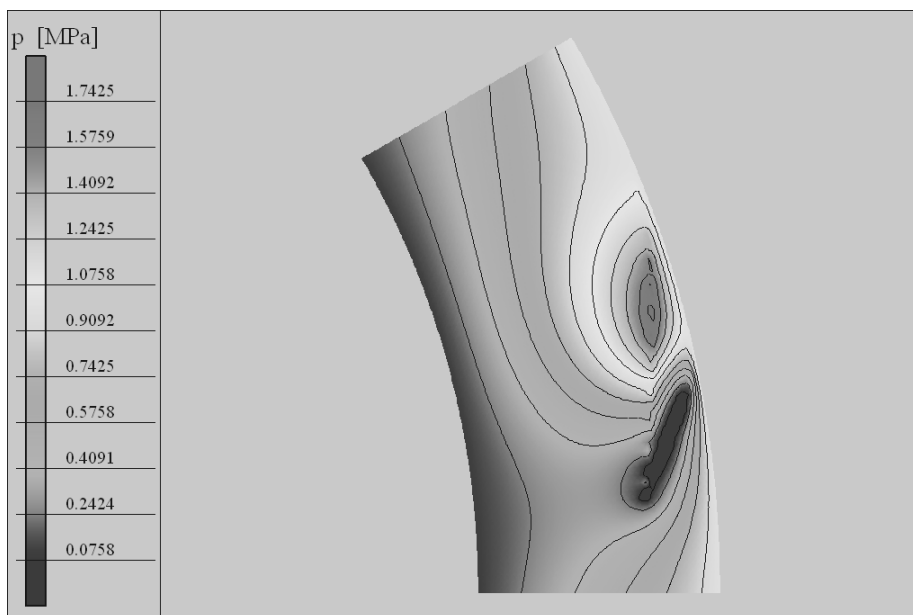
Rys. 3.30. Zależność wycieku przez modelową szczelinę z pierścieniem o geometrii „geo6z12” od liczby wgłębień na obwodzie pierścienia



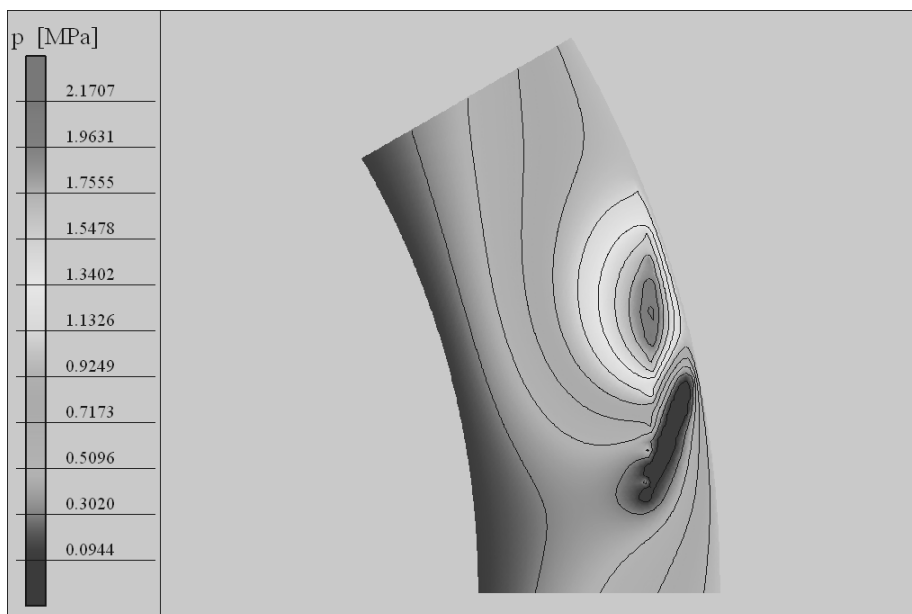
Rys. 3.31. Wartość siły hydrodynamicznej w modelowej szczelinie w zależności od liczby wgłębień o geometrii „geo2z12”



Rys. 3.32. Pole ciśnień w szczelinie uszczelnienia czołowego z wgłębieniami na pierścieniu o geometrii „geo2z12” przy kierunku obrotów n_1 , $n = 500$ obr/min i $p_2 = 1,0$ MPa

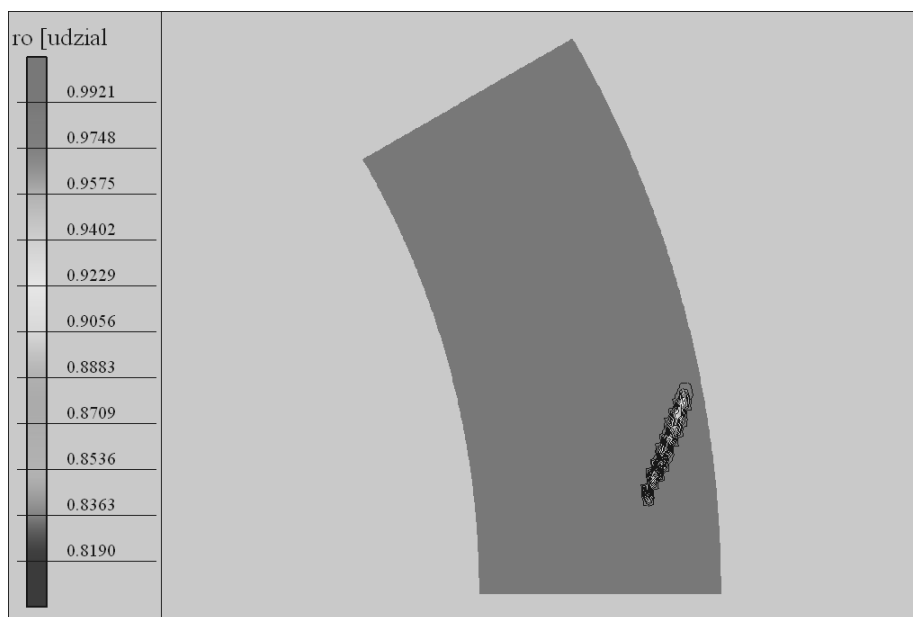


Rys. 3.33. Pole ciśnień w szczelinie uszczelnienia czołowego z wgłębieniami na pierścieniu o geometrii „geo2z12” przy kierunku obrotów n_1 , $n = 3000$ obr/min i $p_2 = 1,0$ MPa



Rys. 3.34. Pole ciśnień w szczelinie uszczelnienia czołowego z wgłębieniami na pierścieniu o geometrii „geo2z12” przy kierunku obrotów n_1 , $n = 4500$ obr/min i $p_2 = 1,0$ MPa

Program SEALS umożliwia śledzenie ewolucji pola ciśnień wraz ze zmianą parametrów pracy ślizgowej pary tarcia. Zestaw warstwicowych map ciśnień przy zmieniających się prędkościach obrotowych pierścienia przedstawiono na rysunkach od 3.32 do 3.34. Zwiększanie prędkości obrotowej przy obecności wgłębień na jednym z pierścieni ślizgowej pary tarcia powoduje różnicowanie pola ciśnień. Powstają wyraźnie odznaczające się obszary wysokiego i niskiego ciśnienia. Dodatkowe informacje przedstawia zakres obszaru kawitacji (rys. 3.35) zdefiniowany w opisie modelu. W obszarze niskiego ciśnienia pojawiają się obszary, w których występuje mieszanina pary i cieczy. Na skali mapy warstwicowej przedstawiony jest udział cieczy w mieszaninie pary i cieczy. Tworzące się pęcherzyki pary wprowadzają zakłócenia przepływu i tym samym wpływają na wartość wycieku. Przy intensywnej kawitacji dochodzi do tworzenia się wżerów kawitacyjnych na ograniczających powierzchniach. Rozległość obszaru kawitacji traktuje się jako zjawisko negatywne i dąży do jego ograniczenia. Pole ciśnień dla geometrii „geo2z12” przy ciśnieniu zewnętrznym 1,0 MPa przedstawiono dla 500 obr/min (rys. 3.32), 3000 obr/min (rys. 3.33) i dla 4500 obr/min (rys. 3.34). Zakres obszaru kawitacji dla 4500 obr/min, $p_2 = 1,0$ MPa przedstawia rysunek 3.35.



Rys. 3.35. Obszar kawitacji dla uszczelnienia czołowego z pierścieniem o geometrii wgłębień „geo2z12” przy kierunku obrotów n_1 , $n = 4500$ obr/min, $p_2 = 1,0$ MPa

Obecność na powierzchni regularnych wgłębień powoduje powstanie w filmie cieczowym (w szczelinie adekwatnego do geometrii wgłębienia) pola ciśnień. Oprócz tego na obraz pola ciśnień w szczelinie będą miały wpływ parametry pracy ślizgowej

pary tarcia, a w szczególności kierunek obrotów, prędkość obrotowa i ciśnienie medium otaczającego jej zewnętrzną krawędź. Od rozkładu tego pola uzależniony jest przepływ cieczy w szczelinie, a także wymiana cieczy między szczeliną a tworzącymi ją krawędziami. Przepływ cieczy poza wewnętrzną krawędź szczeliny traktowany jest jako wyciek ze szczeliny i posiada wartość dodatnią. Natomiast przekroczenie przez ciecz krawędzi zewnętrznej szczeliny interpretowany jest przez program jako „wyciek” posiadający wartość ujemną. W odniesieniu do lokalnych obszarów przepływ ten nazywany jest dalej przepływem powrotnym. Należy tu zaznaczyć, że program SEALS wyznacza wyciek całkowity obliczony jako suma lokalnych wycieków dodatnich i ujemnych.

Na wstępie przeanalizowane zostaną różnice w obrazie utworzonego pola ciśnień oraz konsekwencje zmiany kierunku obrotów dla wgłębienia niesymetrycznego o geometrii „geo5z12”. Ilustracją rozpatrywanego przypadku są mapy przedstawione na rysunkach 3.21 i 3.22.

Dla kierunku obrotów zgodnym z ruchem wskazówek zegara strefa podwyższonego ciśnienia zlokalizowana jest we wnętrzu wgłębienia i jest zbliżona do jego dłuższej krawędzi. Strefa niskiego ciśnienia pokrywa się z krótszą krawędzią wgłębienia. Przepływ realizuje się w szczelinie między strefami wysoko- i niskociśnieniową oraz przez zewnętrzną krawędź szczeliny. Wymiana cieczy przez zewnętrzną krawędź szczeliny polega na zasilaniu strefy niskociśnieniowej oraz wytłaczaniu ze strefy wysokociśnieniowej (przepływ powrotny). Przemieszczaniu się cieczy ze strefy wysokociśnieniowej w kierunku wewnętrznej średnicy pierścienia przeciwdziała zwężająca się szczelina, stąd też łatwiej realizuje się przepływ powrotny za zewnętrzną krawędź pierścienia. Dlatego też w tym przypadku można obserwować „wyciek” ujemny. Wzrost prędkości obrotowej sprzyja przepływowi powrotnemu, gdyż wówczas następuje wzrost ciśnienia w strefie wysokociśnieniowej i jednocześnie zawęża się obszar strefy wysokociśnieniowej (rys. 3.32-3.34). Wzrost ciśnienia cieczy na krawędzi zewnętrznej szczeliny działa hamująco na przepływ powrotny, gdyż spada różnica ciśnień pomiędzy strefą wysokociśnieniową a krawędzią zewnętrzną szczeliny. Stąd też całkowity wyciek wraz ze wzrostem ciśnienia na krawędzi zewnętrznej szczeliny rośnie. Powyższe spostrzeżenia potwierdzone są wynikami symulacji numerycznej przedstawionymi na rysunku 3.26 oraz wynikami badań doświadczalnych [3]. Wraz ze wzrostem liczby wgłębień na obwodzie pierścienia całkowity wyciek maleje i dla prędkości obrotowej 3000 obr/min i liczby wgłębień powyżej sześciu przyjmuje wartości ujemne (rys. 3.27). Wartość siły hydrodynamicznej (rys. 3.28) przy prędkości 1500 obr/min nie zależy od ilości wgłębień na powierzchni pierścienia, natomiast przy 3000 obr/min nieznacznie rośnie wraz z liczbą wgłębień.

Dla przypadku tej samej geometrii wgłębień „geo5z12” i zgodnego z ruchem wskazówek zegara kierunku obrotów (oznaczanego jako n_0 na rys. 3.22), strefa wysokociśnieniowa lokalizuje się w obszarze zwężającego się końca wgłębienia. Strefa niskiego ciśnienia obejmuje część dłuższej krawędzi wgłębienia. Przepływ

cieczy realizuje się pomiędzy nisko- i wysokociśnieniową strefami szczeliny i zewnętrzną krawędzią uszczelnienia. W tym przypadku łatwiejsze jest zasilanie strefy niskociśnieniowej z obszaru o ciśnieniu p_2 przez poszerzoną o wgłębienie szczelinę niż przemieszczenie cieczy z oddalonej od zewnętrznej krawędzi szczeliny strefy wysokociśnieniowej. Wraz ze wzrostem prędkości pogłębia się depresja w strefie niskociśnieniowej i rośnie przewaga zasilania szczeliny nad przepływem powrotnym. Podobnie jak przy obrotach n_1 wzrost ciśnienia p_2 powoduje zwiększenie całkowitego wycieku (rys. 3.23). Mając na uwadze wyżej opisany przepływ w otoczeniu pojedynczego wgłębienia można wnioskować, że zwiększenie liczby wgłębień spowoduje zwiększenie całkowitego wycieku, co potwierdzają wyniki symulacji numerycznej zawarte na rysunku 3.24. Wartość siły hydrodynamicznej wyraźnie rośnie wraz z liczbą wgłębień oraz wzrostem prędkości obrotowej (rys. 3.25). Jest to konsekwencja znacznie wyższych wartości ciśnienia w strefie wysokociśnieniowej dla obrotów n_0 niż dla obrotów n_1 (według rysunków 3.21 i 3.22 wartość maksymalnego ciśnienia w strefie wysokociśnieniowej dla obrotów n_1 , wynosi 2,17 MPa, a dla obrotów n_0 , 5,21 MPa).

Z powyższych wywodów można wnioskować, że kształt wgłębień charakteryzujący się zwężaniem w kierunku obrotu (przypadek n_0) jest korzystny ze względu na generowanie siły hydrodynamicznej, natomiast jest niekorzystny ze względu na rosnący wraz z parametrami pracy pary ślizgowej wyciek całkowity. Wgłębienie charakteryzujące się rozszerzaniem wraz z kierunkiem obrotu sprzyja zjawisku przepływu powrotnego i stąd możliwe jest osiągnięcie stanu całkowitego „wycieku” o wartości ujemnej, przy czym wartości siły hydrodynamicznej są tu zdecydowanie mniejsze niż dla szczeliny zwężającej się.

Mając powyższe na uwadze, dalsze analizy przeprowadzono dla dwóch symetrycznych typów geometrii wgłębień posiadających cechy zwężającej i rozszerzającej się szczeliny. Geometrie te nazwano odpowiednio „geo2z12” i „geo6z12” i są one przedstawione na rysunku 3.19. Wizualizację dla geometrii „geo2z12” przedstawiono na rysunkach od 3.32 do 3.35. Wyniki symulacji numerycznej dla wyżej wymienionej geometrii zawarte są na rysunkach od 3.26 do 3.31. Należy zauważyć tu, że wzrost prędkości obrotowej dla obydwu rozpatrywanych geometrii powoduje zmniejszenie wycieków (rys. 3.26 i 3.29). Symetria geometrii rozpatrywanych wgłębień powoduje, że wyniki analiz nie zależą od kierunku obrotów. Mając na uwadze liczbę wgłębień na obwodzie pierścienia, korzystniejszą ze względu na wyciek jest struktura „geo6z12”, która generuje całkowity wyciek ujemny już przy liczbie wgłębień większej od trzech, podczas gdy dla geometrii „geo2z12” przy analogicznych obrotach wyciek ujemny pojawia się dla liczby wgłębień większej od ośmiu (rys. 3.27 i 3.30). Podobnie korzystniejsza okazała się struktura wgłębień „geo6z12” przy rozpatrywaniu siły hydrodynamicznej. Jej wartość dla wymienionej geometrii była dla liczby wgłębień 12-krotnie wyższa niż dla „geo2z12” (rys. 3.28 i 3.31).

Przedstawione analizy pokazują możliwość wyboru optymalnych geometrii tekstury powierzchniowej na etapie projektowania. Podkreślić należy, że zaproponowa-

na metoda może być użyteczna w biurach konstrukcyjnych jako narzędzie porównujące znane konstrukcje z nowymi, aktualnie projektowanymi. Zestawienie osiągnięć ślizgowej pary tarcia (posiadającej sprawdzone charakterystyki eksploatacyjne) z osiągnięciami obliczonymi według programu SEALS pozwoli na oszacowanie niezbędnych współczynników korekcyjnych, które urealnią wyniki uzyskane z modelu.

3.3. WPŁYW PARAMETRÓW TEKSTURY NA WSKAŹNIKI EKSPLOATACYJNE PARY ŚLIZGOWEJ

Skuteczne modelowanie numeryczne przepływów w szczelinach smarnych par ślizgowych wymaga uwzględnienia podstawowych czynników przepływowych, a pominięcia innych, o mniejszym znaczeniu dla rozpatrywanego zjawiska. Czynniki te można wyizolować na podstawie analizy wymiarowej i ogólnej wiedzy o fizyce zachodzącego zjawiska. Uwzględnienie wszystkich tych czynników oznaczałoby rozwiązanie pełnych równań Naviera-Stokesa, co nie jest jeszcze możliwe przy obecnym stanie wiedzy czy techniki komputerowej. Dzieje się tak pomimo faktu, że charakterystyczna liczba Reynoldsa jest bardzo mała (co znacznie ułatwia wszelkie symulacje). Mamy jednak w tym przypadku do czynienia z przepływem dwufazowym tam, gdzie dochodzi do kawitacji filmu smarnego. Wiadomo, że wszelkie interesujące nas efekty hydrodynamiczne, między innymi powstanie siły nośnej, są związane właśnie z efektem kawitacji, nie można więc tego zjawiska pominąć (rys. 3.36c). Z drugiej strony zjawiska tego rodzaju mogą być jedynie modelowane w sposób przybliżony, co stanowi podstawową trudność tego rodzaju symulacji. W literaturze znane są różne podejścia do tego zagadnienia, uwzględniające różne efekty fizyczne.

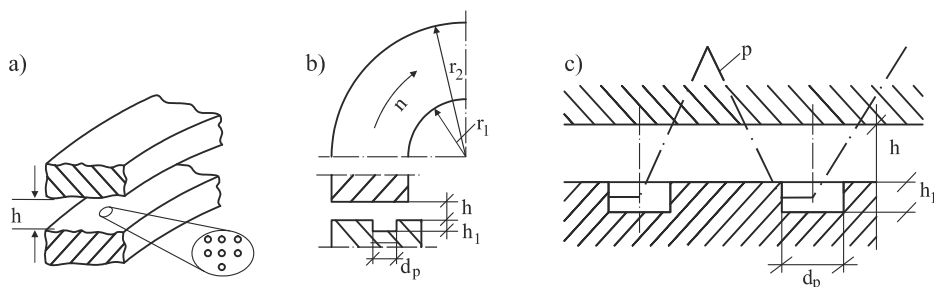
Większość z nich bazuje na klasycznym podejściu Elroda [9] z 1981 roku, który zaproponował rozwiązania równania różniczkowego cząstkowego opisującego oba obszary przepływu z kawitacją i bez kawitacji w sposób jednolity, wykorzystując pewną analogię z przepływami transonicznymi. W tym ujęciu obszar bez kawitacji opisany jest zwykłym dwuwymiarowym równaniem Reynoldsa, natomiast obszar kawitacji jest obszarem o zerowym gradiencie ciśnienia, ale za to o zmiennej średniej gęstości ośrodka. To jednolite podejście sprawia, że równanie różniczkowe cząstkowe ma zmienny typ (hiperboliczny w nieznanym z góry obszarze kawitacji i eliptyczny w obszarze bez kawitacji). Skuteczne rozwiązywanie tego typu równań jest możliwe przy zastosowaniu specjalnych technik dyskretyzacyjnych (tzw. różnic skończonych „pod prąd” lub ich odpowiedników dla dyskretyzacji elementami skończonymi).

Podejście Elroda było dalej udoskonalane i rozszerzane poprzez bardziej rygorystyczne uzasadnienie fizyczne [10], uwzględnienie ściśliwości filmu [19], uwzględnienie zjawisk cieplnych [11], uwzględnienie niestacjonarności [44] – przy czym ten ostatni efekt może być odpowiedzialny za powstawanie siły nośnej w uszczelnieniach o stałej średniej wysokości szczeliny.

Inne uogólnienie zaprezentowano ostatnio w pracy [41] rozważając kawitujący płaski przepływ Stokesa z obszarami recyrkulacji (oparty na bardziej ogólnych rów-

naniach niż równanie filmu smarnego Reynoldsa), gdzie w ramach analizy pokazano wagę wpływu tych obszarów recyrkulacji na wielkości integralne.

Celem przeprowadzonych badań było zamodelowanie przepływu w parze ślizgowej odpowiadającej łożysku wzdłużnemu – rys. 3.36a,b (badania przeprowadzono w ramach projektu badawczego 4507B04730 „Teoretyczne i praktyczne podstawy metod teksturowania powierzchni użytecznych w ślizgowych węzłach tarcia”). Dla uogólnienia zagadnienia założono różne ciśnienia na krawędziach zewnętrznej i wewnętrznej, co spowodowało, że model ten można również odnosić do uszczelnienia czołowego. Istotne jest to, że w modelu tym zakłada się, że na jednej ze współpracujących powierzchni występują koliste wgłębienia o niewielkim rozmiarze (średnicy d_p rzędu 10^{-4} m) i głębokości rzędu wysokości szczeliny między powierzchniami uszczelnienia.



Rys. 3.36. Modelowana para tarcia: a) widok ogólny, b) wymiary szczeliny i wgłębień, c) rozkład ciśnienia p

Przyjęty i dalej opisany model stanowi rozwinięcie modelu Elroda i późniejszych obejmując modelowanie obu najważniejszych trybów przepływu (z kawitacją i bez). Umożliwia on ocenę najważniejszych współczynników integralnych charakterystycznych dla opisywanej pary tarcia (siły nośnej, momentu obrotowego, radialnego strumienia masy – wycieku). Dzięki temu możliwa jest ocena wpływu różnych układów wgłębień na te współczynniki i ostatecznie zaprojektowanie ich tak, aby osiągnąć pożądany rezultat (na przykład minimalizację radialnego strumienia masy).

Przeprowadzając odpowiednie do założonego uproszczonego modelu obliczenia uzyskuje się wyrażenia na wartości integralne interesujących nas parametrów.

Siłę nośną określić można ze wzoru:

$$W_h = \int_{r_1}^{r_2} \int_0^{2\pi} r(p - p_{atm}) d\Theta dr \quad (3.40)$$

gdzie r_1 i r_2 to wewnętrzny i zewnętrzny promień pierścienia, natomiast p_{atm} oznacza ciśnienie atmosferyczne. Wyciek wyznaczyć można dla dowolnego promienia r ze wzoru:

$$Q = \int_0^{2\pi} \frac{r \rho h^3}{12\eta} \frac{\partial p}{\partial r} d\Theta \quad (3.41)$$

przy czym korzystnie jest dla podwyższenia dokładności uśrednić tę liczbę całkując po różnych promieniach:

$$Q = \frac{1}{r_2 - r_1} \int_0^r \int_0^{2\pi} \frac{r \rho h^3}{12\eta} \frac{\partial p}{\partial r} d\Theta dr \quad (3.42)$$

Moment (przeciw)obrotowy, będący całką naprężeń stycznych, określany jest jako:

$$M = \omega \int_{r_1}^{r_2} \int_0^{2\pi} \frac{r \eta}{H} d\Theta dr - \frac{1}{2} \int_{r_1}^{r_2} \int_0^{2\pi} r h \frac{\partial p}{\partial \Theta} d\Theta dr \quad (3.43)$$

W dalszej kolejności przeprowadza się procedurę dyskretyzacji wyznaczonych równań metodą objętości skończonych, co ma zaletę pełnej zachowawczości i umożliwia poprawny opis przepływów z nieciągłościami (brzeg obszaru kawitacji). Obliczenia numeryczne przeprowadzono przyjmując jako standardowe następujące wartości:

$\omega = 6000 \text{ obr/min}$	– prędkość obrotowa,
$h = 5 \cdot 10^{-7} \text{ m}$	– wysokość szczeliny,
$h_1 = 2 \cdot 10^{-6} \text{ m}$	– głębokość elementu tekstury,
$d_p = 150 \cdot 10^{-6} \text{ m}$	– średnica elementu tekstury,
$\eta = 1 \cdot 10^{-3} \text{ kg/m} \cdot \text{s}$	– dynamiczny współczynnik lepkości,
$\rho = 1000 \text{ kg/m}^3$	– gęstość cieczy.

Przyjęto że elementy tekstury mają kształt kulisty, co jednak nie ogranicza ogólności przeprowadzonych rozważań.

Zamiast siły nośnej W_h generowanej przez pojedynczy element tekstury, na dalszych wykresach przedstawiono wielkość:

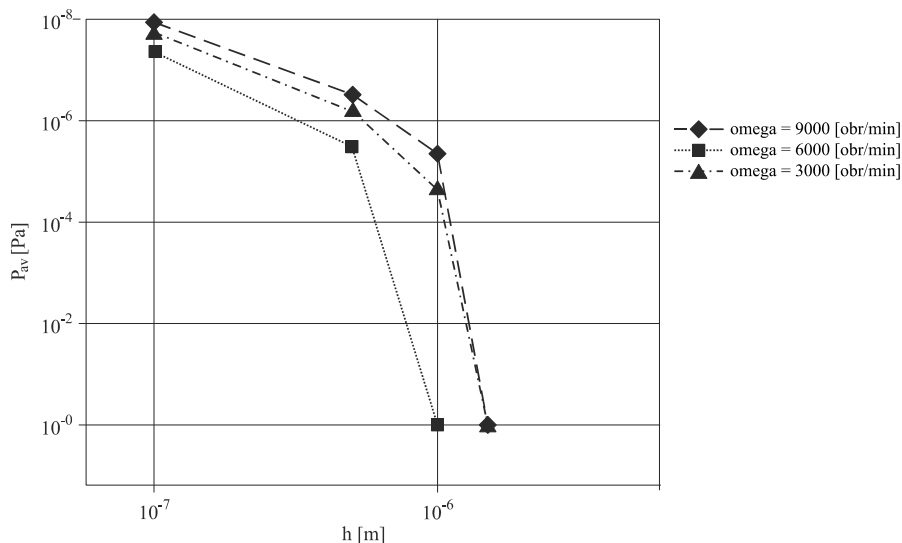
$$p_{av} = \frac{F}{\pi D^2 / 4} \quad (3.44)$$

gdzie mianownik odpowiada polu powierzchni pojedynczego elementu tekstury. Wielkość p_{av} [Pa] odpowiada zatem średniemu (nad)ciśnieniu działającemu na fragment bieżni odpowiadający pojedynczemu elementowi tekstury. Zatem całkowita siła działająca na powierzchnię bieżni może być wówczas obliczona jako:

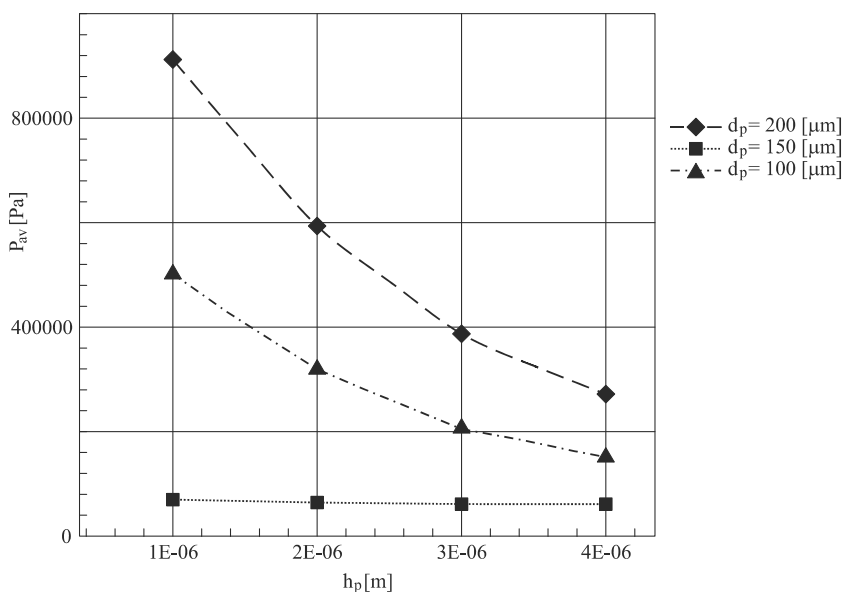
$$W_{ht} = p_{av} \cdot A_n \cdot S_p \quad (3.45)$$

gdzie: A_n – powierzchnia bieżni, S_p – bezwymiarowy współczynnik zaczernienia (udział powierzchni wgłębień tekstury w całkowitej powierzchni).

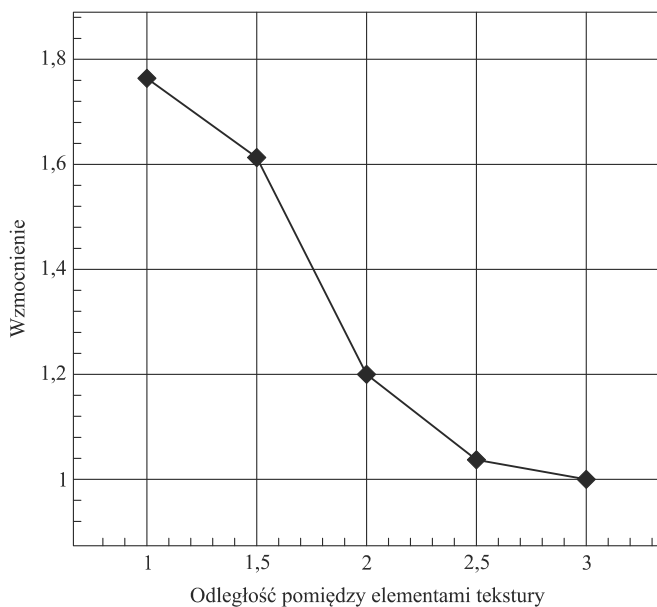
Rysunek 3.37 przedstawia zmienność P_{av} w zależności od prędkości obrotowej ω oraz wysokości szczeliny h . Pozostałe parametry są standardowe, zaś rysunek 3.38 przedstawia zmienność P_{av} od wysokości h_1 przy różnych średnicach wgłębień.



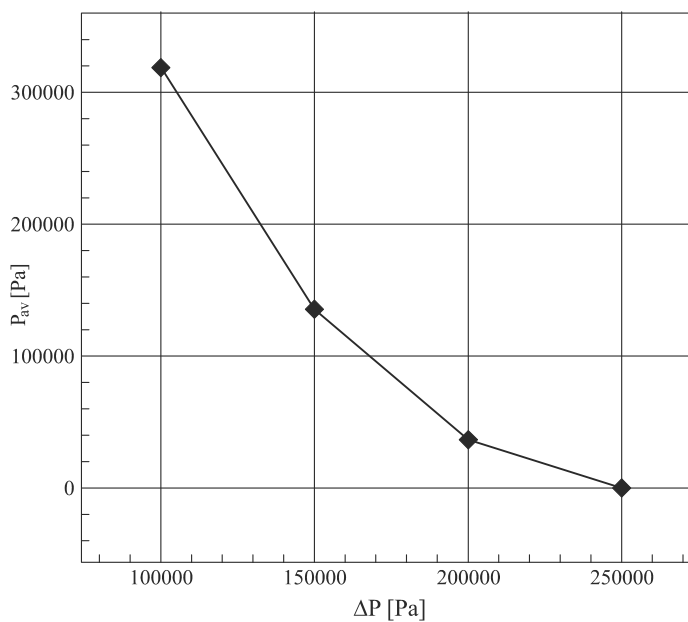
Rys. 3.37. Zależność siły nośnej uzyskanej na pojedynczym elemencie tekstury od wysokości szczeliny i prędkości obrotowej



Rys. 3.38. Zależność siły nośnej uzyskanej na pojedynczym elemencie tekstury od jego średnicy i głębokości



Rys. 3.39. Zależność „wzmocnienia” siły nośnej od radialnej odległości pomiędzy pojedynczymi elementami tekstury (odległość podano jako krotność średnicy wgłębienia)



Rys. 3.40. Zależność siły nośnej od różnicy ciśnień na zewnętrznej i wewnętrznej krawędziach pary tarcia

Rysunek 3.39 przedstawia zależność wzmocnienia (podbicia) siły nośnej w zależności od radialnej odległości (na osi odciętych przedstawiono krotność średnicy pojedynczego elementu tekstury) pomiędzy pojedynczymi elementami tekstury. Pozostałe parametry są standardowe. Zmniejszanie radialnej odległości między wgłębieniami skutkuje prawie dwukrotnym zwiększeniem siły nośnej.

Rysunek 3.40 przedstawia wpływ ciśnienia odniesienia na siłę nośną (na poprzednich rysunkach ciśnienie odniesienia odpowiadało atmosferycznemu). Zwiększenie tego ciśnienia powoduje istotne ograniczenie siły nośnej. Technicznie odpowiada to sytuacji istnienia różnicy ciśnień między wewnętrzną a zewnętrzną krawędzią szczeliny. Wgłębienia w strefie wyższego ciśnienia generować będą niższą siłę nośną niż te w strefie zewnętrznej.

Z przeprowadzonych symulacji wynikają następujące wnioski o charakterze jakościowym:

- zgodnie z oczekiwaniami, siła nośna w istotny sposób zależy od prędkości obrotowej i wysokości szczeliny, przy czym wartość jej wzrasta szybciej dla większych szczelin.
- niższa głębokość i wyższa średnica wgłębienia prowadzi do powstania wyższych nadciśnień, a tym samym i większej siły nośnej,
- radialne zbliżanie wgłębień prowadzi do podwyższenia siły nośnej,
- podobnego efektu nie obserwuje się w kierunku obwodowym,
- wgłębienia działają najskuteczniej w strefie niskiego ciśnienia (na zewnętrznej krawędzi bieżni).

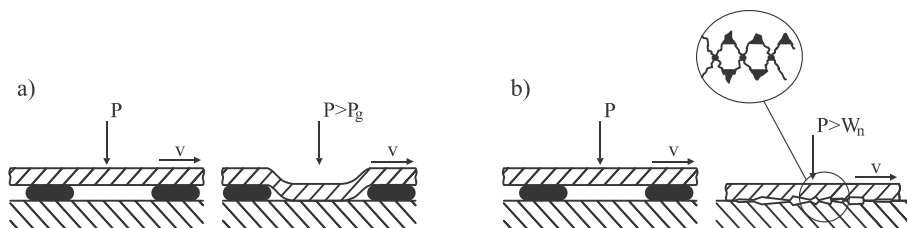
3.4. NIERÓWNOMIERNOŚĆ SMAROWANIA POWIERZCHNI Z TEKSTURĄ

Przy smarowaniu powierzchni płaskich z teksturą mają miejsce różne mechanizmy generowania siły nośnej. Jest to uzależnione od wielu czynników, ale najistotniejsze znaczenie mają parametry pracy pary ślizgowej (prędkość przemieszczania, przenoszone obciążenie).

W ogólnym przypadku mamy tu do czynienia ze smarowaniem hydrostatycznym, hydrodynamicznym i elastohydrodynamicznym, różnice dotyczą źródeł efektów hydrodynamicznych, rozkładów ciśnienia hydrostatycznego w szczelinie, jak i formowania się granicznej warstewki smaru. W przypadku formowania warstwy granicznej, środek smarny wydobywany z zagłębień chropowatości powierzchni jest rozprowadzany i smaruje powierzchnię współpracy. Rozpatrując ślizgacz przemieszczający się po powierzchni płaskiej można sobie wyobrazić w sytuacji jednokrotnego smarowania ślizgacza, że po przebyciu pewnej drogi zabraknie środka smarnego na wytworzenie warstwy granicznej. Jeśli zaś założymy, że powierzchnia posiada regularne wgłębienia, które mogą być zasobnikami środka smarującego, to powinny być one rozmieszczone w odległościach skorelowanych z pojemnością zasobników środka smarującego. Proces smarowania uwzględniający zarówno rozmieszczenie, jak i pojemność mikroziorniczek smaru (elementów

tekstury) nazywamy *smarowaniem z efektem zasobnikowym*. Środek smarny w jednorazowo smarowanej szczelinie rozprzodany jest na całą powierzchnię i wypełnia wszystkie jej nierówności. W trakcie pracy ulega destrukcji, wypaleniu bądź też zostaje przemieszczony poza strefę tarcia i nie bierze udziału w smarowaniu. Taki przebieg procesu stwarza konieczność uzupełniania środka smarnego. Może to następować drogą wykorzystywania zgromadzonego smaru w mikrowgłębieniach tworzących teksturę powierzchniową.

Z drugiej strony należy zauważyć, że istotne znaczenie ma też równomierność smarowania współpracujących powierzchni, rozumiana jako równomierność warstwy środka smarującego. W szczególności należy rozróżnić w szczelinach pomiędzy współpracującymi powierzchniami miejsca, w których środek smarny jest (obszary smarowane) od miejsc, w których go nie ma (obszary niesmarowane). W przypadku nierównomiernego smarowania w wyniku działania obciążenia może dochodzić do miejscowego odkształcenia powierzchni, które prowadzić będzie do bezpośredniego styku ciał stałych w obszarach niesmarowanych i idących za tym niekorzystnych procesów tarciovo-zużyciowych (rys. 3.41a). Nierównomiernie smarowane powierzchnie przyczyniają się również do przejmowania całych obciążeń przez obszary smarowane, co może skutkować przerwaniem warstwy granicznej i doprowadzeniem do bezpośredniego styku współpracujących powierzchni ze wszystkimi konsekwencjami (rys. 3.41b). Stąd też ważną sprawą jest odpowiednie rozmieszczenie mikrozasobników smaru, uwzględniające trajektorię poszczególnych punktów współpracującej powierzchni [42].



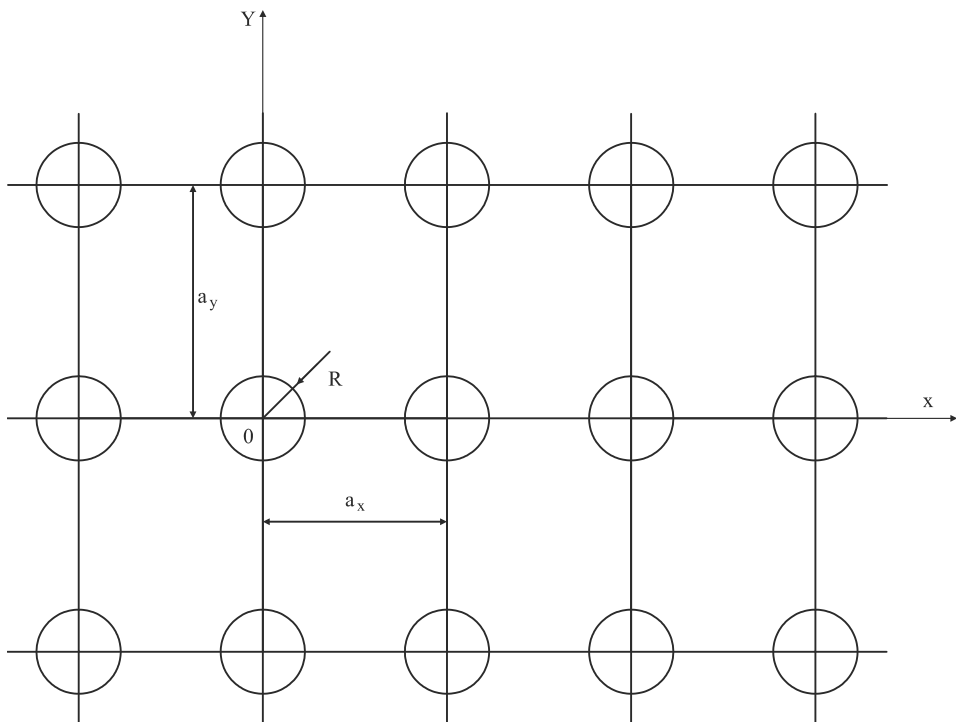
Rys. 3.41. Nierównomierność smarowania i jej skutki: a) odkształcenie i styk w miejscu niesmarowanym, b) niewystarczająca ilość smaru dla danego obciążenia

Założmy, że mamy do czynienia z teksturą powierzchniową o prostokątnej siatce zagłębień (rys. 3.42). Przecięcie tych zagłębień z płaszczyzną tworzy koła o promieniu R . Odległości kolumn w siatce wynoszą a_x i a_y . Wobec tego każde zagłębienie identyfikuje para liczb (k, m) odpowiadająca przecięciu k -tej kolumny z m -tym wierszem. Współrzędne środka zagłębień będą następujące:

$$x_{k,m} = kb_x, \quad y_{k,m} = mb_y \quad (3.46)$$

Jeśli dalej założymy, że po powierzchni z teksturą przemieszcza się powierzchnia gładka, to każdy jej punkt przemierza pewną trajektorię. Rozpatrujemy tylko przypa-

dek, gdy trajektorie są prostymi, co ma miejsce np. w przypadku współpracy tłoka z cylindrem silnika tłokowego. Z punktu widzenia smarowania interesuje nas wzajemne usytuowanie trajektorii i zagłębień tekstury powierzchniowej. Zakładamy, że zagłębienia to miejsca obfite (wypełnione) środkiem smarującym i stąd jeśli trajektoria przemieszcza się nad takim zagłębieniem, to sytuację taką kwalifikujemy jako korzystną ze względu na smarowanie. Trajektorie, które nie przebiegają nad zagłębieniami, nie biorą udziału w rozpraszaniu smaru i tę sytuację kwalifikujemy jako niekorzystną ze względu na smarowanie. Zatem należy tak zaplanować ułożenie siatki tekstury, aby trajektorie przebiegały nad jak największą liczbą zagłębień. Zauważmy, że poprzez zmianę kąta α pochylenia wektora prędkości względem osi y siatki tekstury można zapewnić, że poszczególne trajektorie będą przebiegały częściej nad zagłębieniami. Ustalając parametry siatki tekstury, jak i przyjmując pewną długość trajektorii L , można wyliczyć dla określonego kąta α i dla pęku trajektorii oddalonych o Δp liczbę zagłębień, nad którymi przechodzi poszczególna trajektoria.



Rys. 3.42. Tekstura powierzchniowa z prostokątną siatką zagłębień

Zapiszmy równanie trajektorii w następującej normalnej postaci:

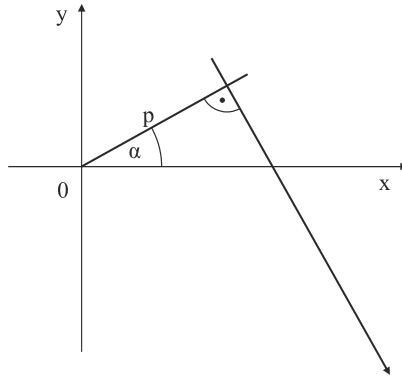
$$x \cos \alpha + y \sin \alpha - p = 0 \quad (3.47)$$

gdzie p jest odległością prostej od punktu $(0,0)$, a α jej kątem nachylenia do osi y . Odległość d_k prostej (3.47) od dowolnego punktu (x_k, y_k) wyraża się wzorem:

$$d_k = |x_k \cos \alpha + y_k \sin \alpha - p| \quad (3.48)$$

Pojedyncza trajektoria przebiega nad zagłębieniem (k, m) jeżeli jej odległość od punktu (kb_x, mb_y) jest mniejsza niż R , a więc wtedy, kiedy:

$$|kb_x \cos \alpha + mb_y \sin \alpha - p| \leq R \quad (3.49)$$



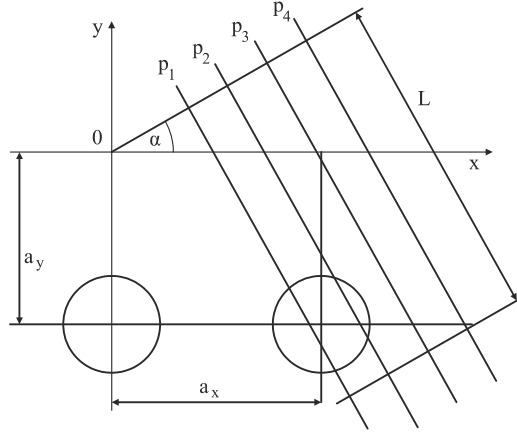
Rys. 3.43. Trajektoria ruchu jednego punktu po nieruchomej powierzchni

Przy analizie smarowania konkretnej trajektorii należy sprawdzić wszystkie węzły (k, m) i zliczyć te, dla których nierówność (3.49) jest spełniona. Tę liczbę przecięć trajektorii ze wszystkimi węzłami oznaczamy przez N .

Takie analizy mają sens dla konkretnych danych dotyczących obszaru, na którym interesuje nas równomierność smarowania. Dlatego rozważmy pęk trajektorii $T = 200$ odległych o $\Delta p = 0,2$ i o długości $30L$, który przemieszcza się nad powierzchnią z teksturą o siatce prostokątnej $a_x = 1$ i $a_y = 5$ i zagłębieniami o promieniu $R = 1$ (rys. 3.44). Założono że dla siatki prostokątnej reprezentatywna jest przekątna węzłów siatki i wobec tego:

$$L = M \sqrt{b_x^2 + b_y^2} \quad (3.50)$$

Dla kąta $\alpha = 0$ uzyskamy wynik wskazujący, że spośród 200 rozpatrywanych trajektorii tylko 80 przechodzi nad zagłębieniami każda 36 razy, natomiast 120 trajektorii nie przechodzi w ogóle nad zagłębieniami i są to trajektorie „suche” (niesmarowane). Dla kąta $\alpha = 10^\circ$ mamy wynik, że każda trajektoria jest smarowana i to co najmniej 13 razy. Niektóre trajektorie przechodzą nad zagłębieniami 15 razy.



Rys. 3.44. Pęk trajektorii

Idealem byłoby, aby wszystkie trajektorie miały tę samą liczbę równomiernie rozłożonych przecięć ze smarującymi zagłębieniami. Jednak dla wszystkich kątów α istnieją różnice między poszczególnymi trajektoriami, i dlatego liczby N_i są różne. Liczby przecięć rozmieszczone są bardzo nieregularnie. Można zaproponować następującą miarę nierównomierności smarowania, wg [42]:

$$Q_2 = \sum_{p=1}^N (N_{i+1} - N_i)^2 \quad (3.51)$$

Wówczas dla $[N_1 = 1, N_2 = 1, N_3 = 3]$ otrzymujemy $Q_2 = 2$, a dla $[N_1 = 1, N_2 = 2, N_3 = 3]$ otrzymujemy $Q_2 = 4$, co lepiej odzwierciedla stan faktyczny. Im większa nierównomierność, tym gorsze smarowanie, co odzwierciedla wyżej przedstawioną sytuację. Można przyjmować inne miary nierównomierności, ale miara (3.51) ze względu na swoją prostotę ma wiele zalet.

Wartość Q_2 zależy od długości L , na której badamy trajektorię. Długość ta była wyrażona jako wielokrotność długości przekątnej siatki zagłębień $L = M \sqrt{b_x^2 + b_y^2}$.

W przybliżeniu Q_2 jest proporcjonalne do M^2 . Aby znormalizować tę miarę nierównomierności, dzielimy Q_2 przez M^2 i otrzymujemy znormalizowaną nierównomierność D , która jest średnią liczbą przecięć na długości jednej przekątnej:

$$D = \frac{1}{M^2} \sum_{p=1}^N (N_{i+1} - N_i)^2 \quad (3.52)$$

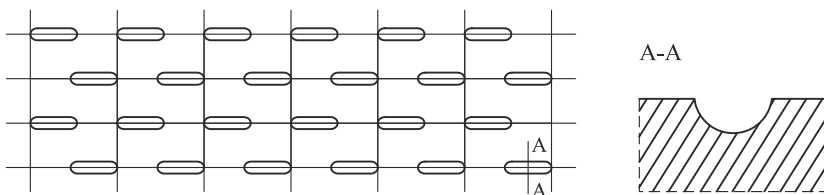
Dla $M = 30$ i wyżej wymienionych danych otrzymujemy tabelę wartości znormalizowanej nierównomierności D (tab. 3.3).

TABELA 3.3. Nierównomierność D dla kątów od $\alpha = 0^\circ$ do $\alpha = 90^\circ$, wg [42]

		+1°	+2°	+3°	+ 4°	+ 5°	+6°	+7°	+8°	+9°
$\alpha = 0^\circ$	18,72	0,13	0,28	0,14	0,10	0,40	0,51	0,06	0,06	0,21
$\alpha = 10^\circ$	0,11	0,47	0,14	1,10	4,55	0,09	0,15	0,61	0,40	0,27
$\alpha = 20^\circ$	1,22	0,37	0,10	0,10	0,13	0,29	0,26	0,77	0,42	0,11
$\alpha = 30^\circ$	0,05	2,44	1,70	0,21	0,13	2,60	0,17	0,08	0,13	0,12
$\alpha = 40^\circ$	0,20	0,12	2,43	0,07	0,18	9,29	0,17	0,60	0,32	0,12
$\alpha = 50^\circ$	0,04	0,21	0,23	0,11	2,59	0,13	0,36	0,28	0,78	0,80
$\alpha = 60^\circ$	0,24	0,25	0,95	0,09	0,08	0,53	0,07	0,13	0,09	1,22
$\alpha = 70^\circ$	1,18	0,23	0,11	0,46	1,31	0,06	4,23	0,21	0,13	0,40
$\alpha = 80^\circ$	0,07	0,11	0,13	0,21	0,36	0,07	0,18	0,11	0,14	0,30
$\alpha = 90^\circ$	18,75									

Im mniejsza nierównomierność D , tym lepsze jest smarowanie powierzchni. Dla $\alpha = 0^\circ$ do $\alpha = 90^\circ$ mamy do czynienia z najwyższymi wartościami D i tu sytuacja jest wyjątkowo niekorzystna. Najlepszą jakość smarowania uzyskuje się dla kątów α równych 15, 30, 37,... stopni, dla których nierównomierność jest mniejsza niż 0,1. Dla tych kątów wszystkie trajektorie napotykaają prawie taką samą liczbę zagłębień. Dla kilku kierunków D osiąga wartości bardzo duże, co oznacza, że smarowanie jest wtedy złe. Wyjątkowo korzystny układ otrzymuje się dla niepokazanych tutaj kątów od $\alpha = 36,1^\circ$ do $\alpha = 37^\circ$, dla których nierównomierność D jest równa od $D = 0,04$ do $D = 0,16$. Należy podkreślić, że podane w tabeli 3.3 wartości podlegają dużym wahaniom przy zmianach długości pomiarowej L i parametrów siatki tekstury.

Problemy niejednorodności smarowania przy smarowaniu z efektem zasobnikowym mają zupełnie inny wymiar, jeśli rozpatruje się teksturę posiadającą pojedyncze elementy w postaci rowków ułożonych prostopadle i naprzemiennie do trajektorii przemieszczających się punktów współpracującej powierzchni (rys. 3.45).



Rys. 3.45. Tekstura powierzchniowa z tworzącymi ją elementami w kształcie rowków

W tym przypadku wartość kąta α będzie miała zdecydowanie mniejszy wpływ na nierównomierność smarowania. Cecha ta decyduje o popularności tego typu tekstury. O wyborze kształtu pojedynczego elementu tekstury decydują względy technologiczne, a także trwałościowe i wytrzymałościowe. Wpływ rodzaju tekstury na trwałość i wytrzymałość pary ślizgowej nie jest jeszcze wyczerpująco zbadany. Aktualnie w stosowanych rozwiązaniach technicznych (*vide*: technika motoryzacyjna) wykorzystuje się efekt „dodatkowych” rezerw wynikający z poprawy warunków smarowania powierzchni z teksturą.

3.5. Wykaz literatury

- [1] Almqvist T., Larsson R. (2002): *The Navier-Stokes approach for thermal EHL line contact solutions*, Tribology International 35, pp. 167-170.
- [2] Antoszewski B. (2007): *A study of friction of textured surface*, International Conference BALTRIB'2007, pp. 51-58.
- [3] Antoszewski B. (1999): *Własności laserowo i plazmowo modyfikowanych ślizgowych węzłów tarcia na przykładzie uszczelnień czołowych*, Monografia nr 17, Politechnika Świętokrzyska, Kielce.
- [4] Antoszewski B., Rokicki J. (1997): *Tribology aspect of the laser treatment for mechanical seals*. 15th International Conference on Fluid Sealing Maastricht, Mechanical Engineering Publications Limited. Bury St Edmunds and London, UK, pp. 27-37.
- [5] Antoszewski B., Rokicki J. (2006): *Influence of heterogeneous surface on fluid flow in mechanical seals*, „Inżynieria Chemiczna i Procesowa”, Tom 27, Zeszyt 3/1, pp. 889-899.
- [6] Bonneau D., Huitric J., Tournier B. (1993): *Finite Element Analysis of Grooved Gas Thrust Bearings and Grooved Gas Face Seals*. Transactions of the ASME, Vol. 115, pp. 348-354.
- [7] Brix V.H. (1962): *Thin Film Lubrication*. Lubrication Engineering, pp. 312-313.
- [8] Christensen H. (1972): *A Theory of Mixed Lubrication*. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Vol. 186, 41, pp. 421-430.
- [9] Elrod H.G. (1981): *A cavitation algorithm*. Journal of Tribology, No. 103, pp. 350-354.
- [10] Elrod H.G., Adams M.L. (1975): *A computer program for cavitation and starvation problems*. Cavitation and related phenomena in lubrication, pp. 37-42.
- [11] Elrod H.G. (1991): *Efficient Numerical Methods for Computation of the Thermodynamics of Laminar Lubricating Films*, Journal of Tribology, pp. 506-511.
- [12] Fogg A. (1946): *Fluid Film Lubrication of Parallel Thrust Surfaces*. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Vol. 155, pp. 49-53.
- [13] Gołubiew A.I. (1974): *Torcowyje uplotnienija wraszczajuchczisja wałow*, Maszyno-strojenie, Moskwa, c. 212.
- [14] Greenwood J.A., Williamson J.B.P.: *Contact of Normally Flat Surfaces*, Proceedings of Royal Society London, Series A, Vol. 295, pp. 300-319.

- [15] Gu Yong-Quan (1992): *Identification of Friction Modes and Analysis of Friction Characteristics of Mechanical Face Seals*. 13th International Conference on Fluid Sealing, BHRA, Brugge Belgium, pp. 289-300.
- [16] Gu Yong-Quan, Wang Ru-Mei (1988): *Trouble-shooting of Process Pump Mechanical Face Seals with Weibull Distribution Statistical Analysis*, 12th International Conference on Fluid Sealing, BHRA, Paper G2.
- [17] Halling J. (1975): *Principles of Tribology*. Macmillan Press Ltd., London and Brasingstoke.
- [18] Ishiwata H., Hirabayashi H. (1961): *Friction and Sealing Characteristics of Mechanical Seals*. 1th Inter. Conf. on Fluid Sealing, BHRA, Paper D3.
- [19] Jen Fin Lin, Chih Chun Yao (1996): *Hydrodynamic Lubrication of Face Seal in Turbulent Flow Regime*, of Tribology, pp. 589-600.
- [20] Kanas P.W. (1984): *Microasperity Lubrication in a Boundary Lubricated Interface*. Master thesis, Mechanical Engineering Department, The University of New Mexico.
- [21] Kiciński J. (1994): *Teoria i badania hydrodynamicznych poprzecznych łożysk ślizgowych*. Wydawnictwo PAN, Wrocław-Warszawa-Kraków: Zakład Narodowy im. Ossolińskich.
- [22] Kuzma D.C. (1969): *Theory of the Mechanism of Sealing with Application to Face Seals*. 4th International Conference on Fluid Sealing – Philadelphia.
- [23] Lebeck A.O. (1980): *A Mixed Friction Hydrostatic Mechanical Face Seal Model with Thermal Rotation and Wear*. ASLE Transactions, Vol. 23, No. 4, pp. 375-387.
- [24] Lebeck A.O. (1984): *Face Seal Waviness – Prediction, Causes and Effects*. 10th Inter. Conf. on Fluid Sealing, BHRA.
- [25] Lebeck A.O. (1981): *Hydrodynamic lubrication in wavy contacting face seals – a two-dimensional model*. Trans. ASME, Vol. 103, pp. 578-586.
- [26] Lebeck A.O. (1980a): *The effect of ring deflection and heat transfer on the thermoelastic instability of rotating face seals*. Wear, 59, pp. 121-133.
- [27] Lebeck A.O. (1989): *A Study of Contacting Mechanical Face Seal Performance Data Using Mixed Friction Models*. 12th International Conference on Fluid Sealing Brighton UK, Paper F2, pp. 271-289.
- [28] Lebeck A.O. (1980): *An evaluation of the average flow model for surface roughness effects in lubrication*. ASME Journal of Lubrication Technology, 102, pp. 360-367.
- [29] Lebeck A.O. (1987): *Parallel Sliding Load Support in the Mixed Friction Regime – Part 1 – The Experimental Data*. Journal of Tribology, Vol. 109, pp. 189-195.
- [30] Lebeck A.O. (1987): *Parallel Sliding Load Support in the Mixed Friction Regime – Part 2 – The Evaluation of the Mechanisms*. Journal of Tribology, Vol. 109, pp. 196-205.
- [31] Lenning R.L. (1960): *The Transition from Boundary to Mixed Friction*. Lubrication Engineering, pp. 575-582.
- [32] Mayer E. (1977): *Axiale Gleitringdichtungen*. VDI Verlag GmbH – Düsseldorf.
- [33] Nau B.S. (1980): *Seal Leakage Performance Characterization*, ASLE Transactions, Vol. 20, 5, pp. 267-270.

- [34] Ocvirk F.W. (1952): *Short – bearing approximation for full journal bearings*. Tech. Note advis Comm. Areronautic 2808, Washington.
- [35] Pape J.G. (1969): *Fundamental Aspects or Radial Face Seals*. Thesis Technische Hogeschool te Delft, 173.
- [36] Patir N., Cheng H.S. (1979): *Application of Average flow model to lubrication between rough sliding surfaces*. Transactions of the ASME, 101, pp. 220-230.
- [37] Salant R.F., Blasbalg D.A. (1990): *Dynamic Behaviour of Two-Phase Mechanical Seals*. ASLE Transactions, Vol. 34, No. 1, pp. 122-130.
- [38] Sneek H.J. (1969): *The misaligned, eccentric face seal*. 4th Inter. Confer. on Fluid Sealing.
- [39] Stanghan-Batch B., Iny E.H. (1973): *A Hydrodynamic Theory of Radial Face Mechanical Seals*. Jurnal of Mechanical Engineering Science, Vol. 15, No. 1.
- [40] Summers-Shmith D. (1961): *Laboratory Investigation of the Performance of a Radial Face Seals*. 1th International Conference on Fluid Sealing, BHRA, Paper D1.
- [41] Venner C.H., van Odyck D.E.A. (2003): *Compressible Stokes Flow in Thin Films*, Journal of Tribology, pp. 543-551.
- [42] Wesołowski Zb. (2010): *The non-uniformity of lubrication of a surface with micro-structure*. IX International Technical Systems Degradation Conference, Liptovsky Mikulas Slovakia, pp. 139-141.
- [43] Yamaguchi Atsushi, Matsuoka Hiroshi (1992): *A Mixed Lubrication Model Applicable to Bearing/Seal Parts of Hydraulic Equipment*. Transactions of the ASME, Vol. 114, pp. 116-120.
- [44] Yasuna J.A, Hughes W.F. (1992): *Squeeze Film Dynamics of Two-Phase Seals*. Transactions of the ASME, Vol. 114, pp. 236-247.

4. Kształtowanie warstw powierzchniowych z teksturą przy wykorzystaniu technologii natryskiwania cieplnego

4.1. WPROWADZENIE DO TECHNOLOGII NATRYSKIWANIA CIEPLNEGO

Natryskiwanie cieplne wykorzystywane jest głównie do wytwarzania powłok kształtujących teksturę objętościowe. W szczególnych przypadkach z wykorzystaniem technologii maskowania wytwarza się natryskiwane cieplnie tekstury powierzchniowe; dotyczy to na przykład powierzchni o wymaganej chropowatości w częściach czynnych chwytaków itp.

Jak mówią przekazy pierwsza powłoka natryskiwana cieplnie prawdopodobnie, była efektem przypadkowej awarii instalacji sprężonego powietrza w hucie. Wydo-
stający się z nieszczelności strumień sprężonego powietrza rozpylił przepływający obok i skierował go na osłonę z blachy, na której ukształtowała się powłoka. Te obserwacje wykorzystane zostały do budowy aparatu do natryskiwania w postaci urządzenia z tygłem zawierającym roztopiony metal. Autorem pierwszej publikacji na temat natryskiwania cieplnego był szwajcarski inżynier U. Schoop. Ukazała się ona w 1913 roku w czasopiśmie *Scientific American* i dotyczyła doświadczeń na temat skonstruowanego przez Schoopa pistoletu natryskowego [43]. Od tego czasu natryskiwanie cieplne rozwija się intensywnie i jest jedną z najbardziej skutecznych technologii inżynierii powierzchni (rys. 4.1).



Rys. 4.1. Etapy procesu natryskiwania cieplnego

Początkowo proces natryskiwania powłok obejmował głównie natrysk cynku i aluminium. Wytwarzane powłoki służyły jako ochrona czasowa stalowych elementów przed korozją. Następny etap rozwoju to natryskiwanie metali twardych. W okresie tym, trwającym około 20 lat, nastąpił wyraźny podział na: wytwarzanie

powłok antykorozyjnych (Al, Zn), oraz powłoki regeneracyjne (stale, brązy). Epoka pocisków rakietowych i lotów kosmicznych zapoczątkowały intensywny rozwój badań w zakresie wytwarzania i stosowania nowych materiałów powłokowych, oraz ulepszeń w technice natryskiwania. Wynikiem powyższych poczynań było opracowanie i wdrożenie techniki natrysku plazmowego, co nastąpiło w 1939 roku wraz z wykorzystaniem przez niemieckiego inżyniera Reinecke plazmy łukowej jako źródła ciepła. Umożliwiło to wykorzystanie materiałów o wysokiej temperaturze topnienia. Pozwala ona wytwarzać powłoki zarówno z metali, ceramiki, węglików, azotków oraz borków. Uzyskiwanie warstw z materiałów o najwyższych twardościach pozwoliło na wytwarzanie szczególnie odpornych powłok na ścieranie, erozję, działanie wysokich temperatur itp. Wyżej wymienione metody natrysku cieplnego powłok to mechaniczne sposoby pokrywania wyrobów metalowych i niemetalowych powłokami z dowolnych materiałów o stosunkowo dużej grubości. Istota cieplnych metod natryskiwania powłok polega na tym, że stopione przy użyciu energii cieplnej materiały występujące w postaci: drutu, proszku lub taśmy są rozpylane przez roboczą strugę gazu bądź sprężonego powietrza i w postaci „kropeł” natryskiwane są na odpowiednio przygotowaną powierzchnię podłoża (rys. 4.1). Dziś nie ulega już wątpliwości, iż szersze zastosowanie i dalszy rozwój metod natrysku cieplnego powłok daje ogromne oszczędności materiałowe, energetyczne i ekonomiczne. O skali wykorzystania natryskiwania cieplnego świadczą ilości zużytych do tego celu materiałów wynoszące rocznie 20 000 ton drutu i 15 000 ton proszków [40]. Dla potrzeb natryskiwania cieplnego opracowano kilka tysięcy składów materiałów produkowanych różnymi technologiami przez wyspecjalizowane firmy. Wszystkie materiały do natryskiwania można ogólnie sklasyfikować w następujących grupach:

- metale np.: Mo, Ni, Ta, Al, Zn,
- stopy np.: NiCr, NiCrAlY, FeCrBSiC, stale, brązy,
- pseudo-stopy, np.: Cu-W, brąz-stal, Al-Mo,
- ceramika, np.: Al_2O_3 , Cr_2O_3 , TiO_2 , ZrO_2 ,
- cermetale, np.: Cr_3C_2 /NiCr, WC/Co,
- tworzywa sztuczne: polietylen, poliamid, polistyren.

Do zalet natrysku cieplnego zalicza się:

- możliwość korzystania z prostych, tanich i nieskomplikowanych w obsłudze urządzeń możliwych do wykorzystania w każdej skali produkcyjnej,
- prostotę procesu technologicznego począwszy od przygotowania powierzchni poprzez natrysk, a skończywszy na mechanicznej obróbce warstwy,
- niską temperaturę podgrzania natryskiwanego elementu (maksymalnie do 373 K),
- możliwość wykonania powłok o dowolnej kontrolowanej grubości od kilku dziesiątych do kilku milimetrów,
- możliwość wielokrotnego nakładania powłok,
- możliwość uzyskiwania powłok: regeneracyjnych, żaroodpornych, samosmarnych, antykorozyjnych itp.,

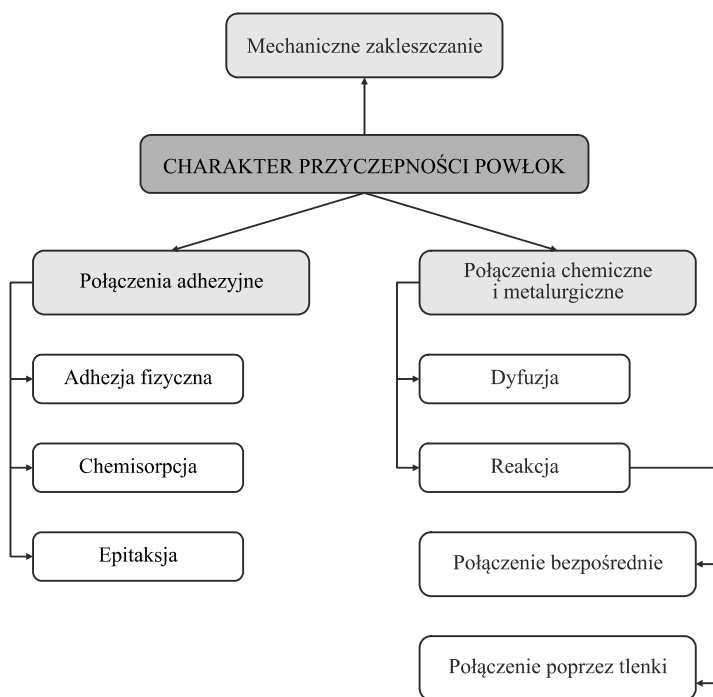
- możliwość wykonywania powłok z materiałów o najwyższych temperaturach topnienia na dowolnych podłożach metalowych i niemetalowych.

Do wad procesu należy zaliczyć:

- zmiany w strukturze materiału powłokowego oraz zmiany właściwości w odniesieniu do materiału litego, z którego wykonano powłoki,
- niezbyt wysoką siłę wiązania materiału powłokowego z materiałem podłoża,
- porowatość powłoki (która niekiedy okazuje się być zaletą),
- występowanie w warstwie natryskiwanej znacznej ilości tlenków,
- ograniczoną sprawność procesu ze względu na znaczne straty materiału przy natryskiwaniu.

O szerokim wykorzystaniu powłok natryskiwanych cieplnie decydują ich właściwości, a w szczególności przyczepność powłoki do podłoża (rys. 4.2). Na przyczepność powłoki składa się wiele czynników; do najważniejszych należą:

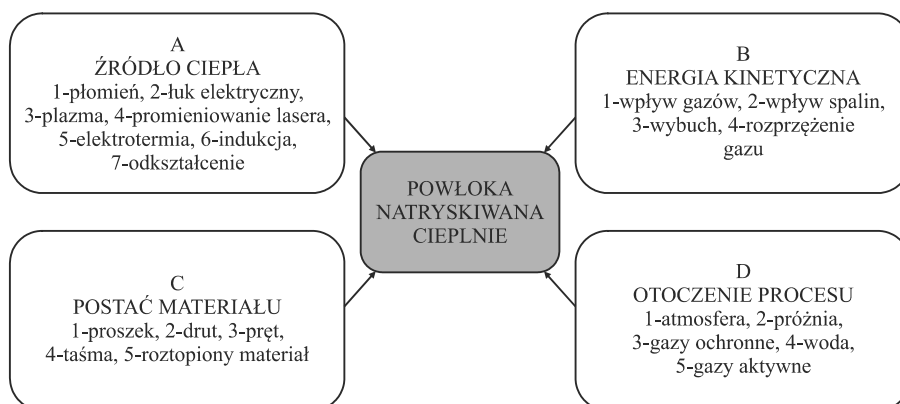
- rodzaj i sposób przygotowania podłoża,
- rodzaj materiału natryskiwanego,
- parametry procesu natryskiwania.



Rys. 4.2. Przyczepność powłok natryskiwanych cieplnie

Obecnie stosowanych jest wiele odmian natryskiwania cieplnego. Realizacja tego procesu jest możliwa przy istnieniu dwóch głównych czynników, to jest: źródła

ciepła – niezbędnego do odpowiedniego ogrzania materiału natryskiwanego, oraz źródła energii kinetycznej – niezbędnej do nadania cząstkom odpowiedniej prędkości. Te dwa czynniki oraz rodzaj materiału natryskiwanego i właściwości otoczenia strumienia natryskowego pozwalają sklasyfikować podstawowe rodzaje natryskiwania cieplnego (rys. 4.3).

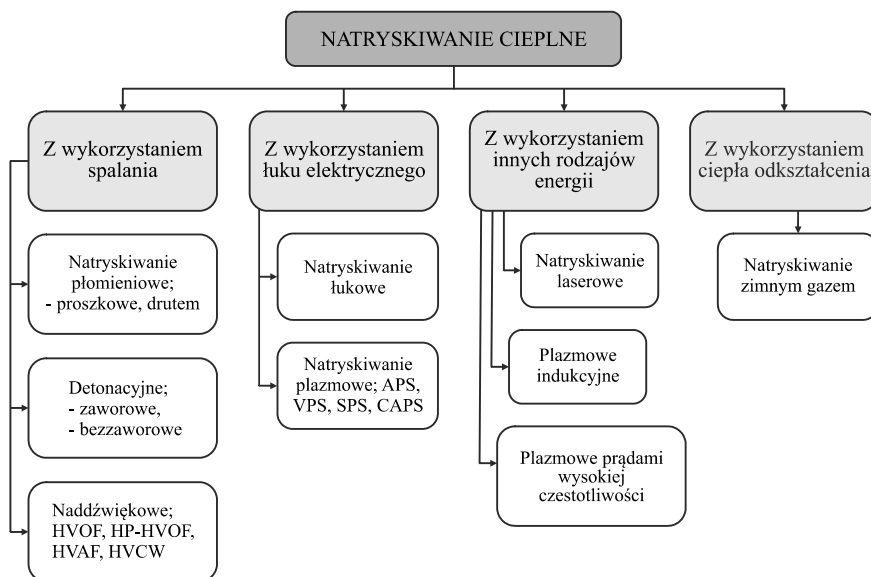


Rys. 4.3. Czynniki wpływające na klasyfikację metod natryskiwania cieplnego

Należy tu zaznaczyć, że określoną metodę natryskiwania cieplnego tworzy kombinacja wymienionych wyżej czterech grup czynników ABCD. Przyporządkowując poszczególnym rodzajom w grupach ABCD np. liczby porządkowe, można posługiwać się oznaczeniem kodowym metody natryskiwania. I tak np. oznaczenie A1B1C2D1 będzie oznaczać natryskiwanie płomieniowe w atmosferze z materiałem dodatkowym w postaci drutu. Niektóre kombinacje są obecnie nierealne, ale taki system oznaczeń może być przydatny przy systematyzacji zastosowań poszczególnych metod. Klasyfikacje metod natryskiwania cieplnego można przedstawiać stosując różne kryteria. Na rysunku 4.4 ujęto najbardziej popularne metody natryskiwania, przyjmując za kryterium rodzaj energii rozta-
piającej materiał.

Sam proces może zachodzić w różnych warunkach otoczenia, poczynając od atmosfery ziemskiej poprzez atmosfery kontrolowane, a kończąc na próżni. Różnicowanie metod natryskiwania wynika z potrzeb, takich jak: osiągnięcie wysokiej wydajności, odpowiedniej jakości powłoki, założonego poziomu niezawodności technologii, wyjątkowych cech powłoki czy też możliwości stosowania technologii w szczególnych warunkach. W ostatnich latach wprowadzono do praktyki zapoczątkowaną przez A. Browninga (1982) metodę natryskiwania naddźwiękowego (HVOF – *High Velocity Oxyfuel Flamespraing*). Aktualnie urządzenia do natryskiwania naddźwiękowego zapewniają prędkość gazów kilkakrotnie przekraczającą prędkość dźwięku, tym samym prędkość cząstek materiału powłokowego jest

odpowiednio wyższa. Czas przebywania cząstki materiału natryskiwanego w strumieniu gorących gazów jest krótki, stąd ograniczone jest ich utlenianie i niekorzystne zmiany fazowe. Ta ewolucja procesu natryskiwania prowadzi do zmniejszenia udziału procesów cieplnych, a zwiększenia udziału energii kinetycznej. W rezultacie powstają powłoki o bardzo niskiej porowatości ($< 1\%$), mało utlenione i dobrze przylegające do podłoża. Obecnie wprowadzono do eksploatacji metody natryskiwania za pomocą urządzeń bezpłomieniowych (Cold Gaz), w których energia cieplna wyzwala się w wyniku odkształcenia materiału i zlokalizowana jest w obrębie odkształcającej się cząstki. W urządzeniach tych gaz (azot lub hel) sprężony do wysokich ciśnień ogrzewany jest do temperatury rzędu $300\div 500^{\circ}\text{C}$. Do strumienia tego gazu wypływającego z prędkościami naddźwiękowymi wprowadzany jest materiał powłokowy w postaci proszku o małej ziarnistości. Ziarna proszku ulegają przyspieszeniu i wskutek zamiany energii kinetycznej na ciepłą, w momencie uderzenia w podłoże tworzą powłokę prawie bez porów i pozbawioną tlenków. Unika się w ten sposób niekorzystnych zjawisk związanych z przejściem proszku w stan ciekły i rozpylaniem materiału powłokowego.



Rys. 4.4. Klasyfikacja natryskiwania cieplnego APS – natryskiwanie plazmowe w otaczającej atmosferze, VPS – natryskiwanie plazmowe w próżni, SPS – natryskiwanie plazmowe w gazach ochronnych, CAPS – natryskiwanie plazmowe w zamkniętych komorach, HVOF – natryskiwanie naddźwiękowe z wykorzystaniem gazów palnych, HP-HVOF – natryskiwanie naddźwiękowe z dużymi prędkościami i dużym ciśnieniem, HVOF – natryskiwanie naddźwiękowe z wykorzystaniem do spalania powietrza, HVCW – natryskiwanie naddźwiękowe z materiałem dodatkowym w postaci drutu

W celu uzyskania powłok o założonych z góry właściwościach, podejmowane są próby kontrolowania zjawisk zachodzących podczas tworzenia się powłoki, najczęściej podczas lotu cząstki. Po wyeliminowaniu negatywnego oddziaływania powietrza poprzez zastosowanie natryskiwania w atmosferach ochronnych lub w komorach o obniżonym ciśnieniu, obecnie bada się możliwość wprowadzenia na tym etapie do materiału powłokowego składnika mającego istotny wpływ na właściwości powłoki.

Pozytywne próby wprowadzania azotu do powłok natryskiwanych łukowo przeprowadzono w Polsce, a w Japonii próby azotowania podczas natryskiwania plazmowego stali ferrytycznych w atmosferze o podwyższonej zawartości azotu. Wyniki prób azotowania i nawęglania podczas natryskiwania plazmowego powłok tytanowych przeprowadzone w Niemczech wykazały wyższość tej metody (wyższa twardość do 900 HV) nad nawęglaniem. Dziedziną, w której należy oczekiwać szybkiego rozwoju są metody wykorzystujące natrysk cieplny do produkcji kompozytów. Znane są przykłady stosowania natrysku cieplnego do spajania włókien węglowych w procesie produkcji zbiorników do transportu ciekłych gazów, a także wytwarzania materiałów kompozytowych dla zastosowań tribologicznych.

4.2. WYTWARZANIE ORAZ WYBRANE WŁAŚCIWOŚCI POWŁOK NATRYSKIWANYCH CIEPLNIE

O zastosowaniach powłok natryskiwanych cieplnie decydują ich właściwości użytkowe. Powłoki w znacznym stopniu przejmują cechy materiału, z którego powstały, stąd duża różnorodność właściwości użytkowych. Oprócz dobrej przyczepności i dużej twardości, do najczęściej wykorzystywanych właściwości użytkowych zalicza się: odporność na ścieranie, żaroodporność i żarowytrzymałość, odporność na korozję i zdolność do ograniczania korozji podłoża, odporność na szoki termiczne oraz inne pożądane właściwości cieplne, elektryczne, optyczne, katalityczne, samosmarność i zdolność do przechowywania smarów, porowatość, przepuszczalność, ochrona przed zakłóceniami elektromagnetycznymi i radiowymi.

W tabeli 4.1 przedstawiono podstawowe parametry charakteryzujące wybrane metody natryskiwania cieplnego oraz ich podstawowe właściwości.

Wraz z rozwojem technologii oraz opracowaniem nowych materiałów do natryskiwania obszar zastosowania natryskiwania cieplnego obejmuje coraz większy zakres. Przyczynia się do tego również zwiększające się rozpowszechnienie technologii natryskiwania cieplnego, której wprowadzenie jest coraz częściej wyznacznikiem nowoczesności wyrobu. Obszar zastosowania natryskiwania cieplnego obejmujący początkowo szczególne przypadki, np. zastosowania w przemyśle lotniczym i kosmicznym, dotyczy dzisiaj praktycznie wszystkich gałęzi przemysłu, a także zastosowań elektronicznych i medycznych, jak np. protezy i implanty chirurgiczne. Dzięki osiągniętej coraz wyższej sprawności procesu, natryskiwanie cieplne obecnie to nie tylko technologia wytwarzania powłok, ale również części samonośnych, np. sonda

Lambda, elementy aparatury chemicznej. Możliwość wykorzystywania zarówno wysokich prędkości, jak i wysokich temperatur ma swoje uwarunkowania, stąd obserwuje się rozwój metod natryskiwania, w których znaczenie mają ekstremalnie wysokie prędkości lub wysokie temperatury (rys. 4.17).

TABELA 4.1. Porównanie procesów natryskiwania cieplnego i ich właściwości

Proces natryskiwania	Temperatura	Prędkość cząstki	Przyczepność	Porowatość	Wydajność natryskiwania
	°C	m/s	MPa	%	kg/hr
plamieniowy (druć) A1B1C2D1	3000	100	10	10÷15	10÷15
łukowy (druć) A2B1C2D1	4000	100	12	10÷15	10÷25
plamieniowy (proszek) A1B1C1D1	3000	40	8	10÷15	2÷10
plazmowy w próżni A3B1C1D2	1500	600	> 70	0,5÷2,0	3÷15
plazmowy (proszek) A3B1C1D1	1500	400	60	1÷5	2÷10
HVOF (proszek) A7B2C1D1	2700	800	> 80	< 0,5	1÷8

4.2.1. Metody otrzymywania warstw powierzchniowych z teksturą natryskowaną cieplnie

Natryskiwanie cieplne jest metodą w sposób naturalny przystosowaną do wytwarzania warstw powierzchniowych z teksturą objętościową. Wynika to z istoty technologii natryskiwania cieplnego, u podstaw której leży budowanie powłoki cząstka po cząstce. Już od początku jej istnienia ta możliwość była wykorzystywana. Należy zaznaczyć, że możliwe są tu następujące metody wytwarzania warstw powierzchniowych z teksturą:

- natryskiwanie jednoczesne lub warstwowe (strefowe) różnych materiałów,
- natryskiwanie różnych materiałów za pomocą systemu składającego się z jednego urządzenia natryskowego, a dwóch lub kilku podajników proszku [82],
- natryskiwanie powłok z proszków i materiałów kompozytowych [85],
- natryskiwanie mieszanin proszków z jednego podajnika [105],
- natryskiwanie z drutów proszkowych lub prętów ceramicznych [49].

Warstwy powierzchniowe z teksturą można również otrzymywać stosując różne układy systemów do natryskiwania. Materiały powłokowe mogą być jednocześnie wprowadzane w strumień gazów z kilku podajników, co pozwala na dużą oszczęd-

ność czasu, jest jednak rozwiązaniem kosztownym. Jak już wcześniej zaznaczono (rozdział 2.1), powłoki kompozytowe są rodzajem warstw powierzchniowych z teksturą objętościową, stąd w dalszej części będzie mowa zarówno o kompozytach, jak i powłokach kompozytowych. Otrzymanie kompozytowej powłoki stopniowanej wymaga zastosowania kilku mieszanin o różnych proporcjach składników (ewentualnie proszków kompozytowych o różnych proporcjach składników) i przerywania procesu w celu zmiany materiału powłokowego. Zastosowanie w tym celu dwóch komputerowo sterowanych podajników proszku pozwala na płynną zmianę składu powłoki bez przerywania procesu natryskiwania. Wiąże się to również z koniecznością zmiany parametrów natryskiwania w czasie nakładania powłoki.

Inne możliwości otrzymywania powłok kompozytowych to jednoczesne natryskiwanie dwoma pistoletami różnych materiałów lub zastosowanie materiałów reaktywnych.

Przez kompozyt rozumie się tworzywo uzyskane ze skojarzenia dwóch lub kilku materiałów podstawowych w jedną całość w celu uzyskania odpowiednich jego właściwości fizycznych, chemicznych i mechanicznych. Materiał kompozytowy powinien spełniać następujące kryteria [18]:

- jest dziełem człowieka,
- powinien być połączeniem co najmniej dwóch różnych pod względem chemicznym materiałów z wyraźną granicą podziału pomiędzy składnikami,
- składniki tworzą kompozycję w wyniku odpowiedniego ich rozmieszczenia w objętości kompozytu,
- powinien posiadać właściwości, jakich nie wykazuje żaden ze składników oddzielnie.

W piśmiennictwie naukowym dotyczącym natryskiwania cieplnego układ natryskiwana powłoka-podłoże nie jest uznawany za kompozyt, pomimo że spełnia wymienione wyżej kryteria. Nie jest nim również każda powłoka natryskiwana cieplnie, mimo że posiada dwie różne fazy: materiał powłokowy i porowatość. Stąd też przez pojęcie powłoki kompozytowej natryskiwanej cieplnie rozumie się powłokę otrzymaną metodą natryskiwania cieplnego zawierającą (poza porowatością) przynajmniej dwie różne celowo wprowadzone fazy [82]. Istotne znaczenie ma tu aspekt celowego wprowadzenia modyfikującej właściwości powłoki dodatkowej fazy.

Jak już wcześniej zauważono, natryskiwanie cieplne stwarza szerokie możliwości kształtowania struktury powłoki i tym samym wytwarzania powłok kompozytowych. Można to realizować poprzez zastosowanie określonego materiału powłokowego oraz metody jego wprowadzenia do strumienia gazów.

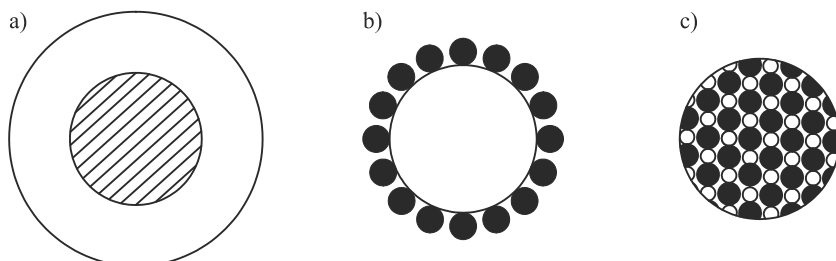
Powłoki kompozytowe można otrzymywać w jednoetapowym procesie z odpowiednio przygotowanego materiału powłokowego w postaci:

- proszku kompozytowego [95, 99],
- mieszaniny proszków różnych materiałów [17, 78],
- pojedynczego proszku określonego pierwiastka lub związku chemicznego.

Współcześnie stosuje się wiele często bardzo złożonych metod wytwarzania proszków do powłok kompozytowych, przy czym znaczenie mają tu metody stosowane w metalurgii proszków bądź też metody czysto chemiczne. Niekiedy z otrzymywanych proszków oddziela się frakcje o odpowiedniej granulacji stanowiące składniki kompozytu, które w zależności od budowy ziarna poddaje się różnym procesom, jak: powlekanie, spiekanie, aglomerowanie, mielenie [17, 82]. Skuteczność uzyskania oczekiwanych efektów natryskiwania jest uzależniona od rozmiarów pojedynczych ziaren i jednorodności wymiarowej użytych proszków. Proszki kompozytowe są wytwarzane w celu:

- ochrony jednego składnika przez drugi przed niepożądanym wpływem otoczenia (temperatura, atmosfera), np. grafit powleczony niklem, węgiel powleczony kobaltem,
- umożliwienia przeprowadzenia określonej reakcji chemicznej, np. reakcji egzotermicznej w przypadku ziarna aluminium pokrytego niklem,
- otrzymania powłoki ze składników, których nie można połączyć w inny sposób.

W zależności od przeznaczenia oraz sposobu wytwarzania mogą one mieć różną budowę. Podstawowe rodzaje budowy proszków kompozytowych są przedstawione na rysunku 4.5 [71].



Rys. 4.5. Schemat budowy podstawowych proszków kompozytowych: a) platerowany, b), c) konglomerowany

W obecnie stosowanych nazwach materiałów do natryskiwania cieplnego jest kilka wyjątków od zaprezentowanej definicji kompozytu. Większość proszków węglików to kompozyty, ponieważ składają się z drobnych ziaren węglików pokrytych metalową lub stopową powłoką, bez której nie nadają się do natryskiwania. Mimo to są jednak klasyfikowane jako węgliki, a nie jako kompozyty. Podobnie dotyczy to tlenków, które do natryskiwania cieplnego stabilizuje się (ZrO_2/Y_2O_3) lub modyfikuje (Al_2O_3/TiO_2) tworząc kompozyty, pomimo to klasyfikuje się je tradycyjnie jako tlenki.

Zastosowanie proszków kompozytowych jest bardzo wygodne i daje doskonałe rezultaty wszędzie tam, gdzie nie zachodzi potrzeba zmiany proporcji składników. Opracowanie nowego składu proszku wymaga zmian w technologii wytwarzania

i zwykle jest kosztowne. Dlatego też do natryskiwania często stosuje się mieszaniny. Mieszanina jest to materiał powłokowy uzyskany w wyniku mechanicznego zmieszania różnych składników, z którego w wyniku natryskiwania powstaje powłoka kompozytowa. Natryskiwanie mieszanin posiada wiele zalet, ale również i ograniczenia, które wynikają głównie z różnic właściwości fizycznych poszczególnych składników. Niewątpliwą zaletą jest możliwość dobierania składników w szerokim zakresie materiałowym. Zastosowanie mieszanin pozwala również na dobieranie wzajemnego stosunku składników w różnych proporcjach. Przygotowując mieszaninę przeznaczoną do natryskiwania cieplnego nie należy mieszać materiałów, z których jeden może ulec takiej przemianie fazowej, w wyniku której utraci on swoje właściwości. Przykładowo natryskiwanie mieszaniny kobaltu i węgla wolframu spowoduje rozpad węgla, a otrzymana powłoka będzie miała całkiem inne właściwości niż natryskiwana z proszku kompozytowego. Również temperatury topnienia materiałów powinny być tak dobrane, aby możliwe było otrzymanie kompozytu. W przypadku zastosowania materiałów o znacznej różnicy temperatury topnienia, jeden z materiałów może ulec utlenieniu lub odparowaniu i nie będzie on obecny w powłoce. Przy mniejszej różnicy temperatur pomiędzy składnikami może się to wiązać ze znacznie mniejszym udziałem w powłoce materiału o niższej temperaturze topnienia. Istotną rolę odgrywa tu też wielkość, kształt oraz sypkość proszków tworzących mieszaninę. W skrajnych sytuacjach może z tego powodu dochodzić do segregacji składników, jak i zatykania dróg transportowych proszku z podajnika do pistoletu. Bardzo ważna jest także wielkość i kształt ziaren oraz gęstość materiałów wchodzących w skład kompozycji, ponieważ w czasie ich transportu z podajnika do pistoletu mieszanina nie może ulec segregacji. Wymienione problemy związane z otrzymaniem powłoki kompozytowej o pożądanym składzie są rozwiązywane w różny sposób. Można stosować różnicowanie rozmiarów składników, zwiększając wymiary ziaren tych, które łatwiej ulegają rozpadowi, inne o niskiej temperaturze topnienia można zabezpieczać warstewką ochronną, np. ceramiczną, i jednocześnie dodawać składnik absorbujący ciepło [105].

Dodatkowy składnik można również wprowadzać do powłoki poprzez osadzanie go na niej w czasie natryskiwania. Taką metodą otrzymano powłokę kompozytową składającą się ze stali nierdzewnej i grafitu, który był podawany z osobnego podajnika bezpośrednio na natryskaną powłokę. Nie podano jednak, w jaki sposób uzyskano przyczepność grafitu do powłoki w czasie natryskiwania [39].

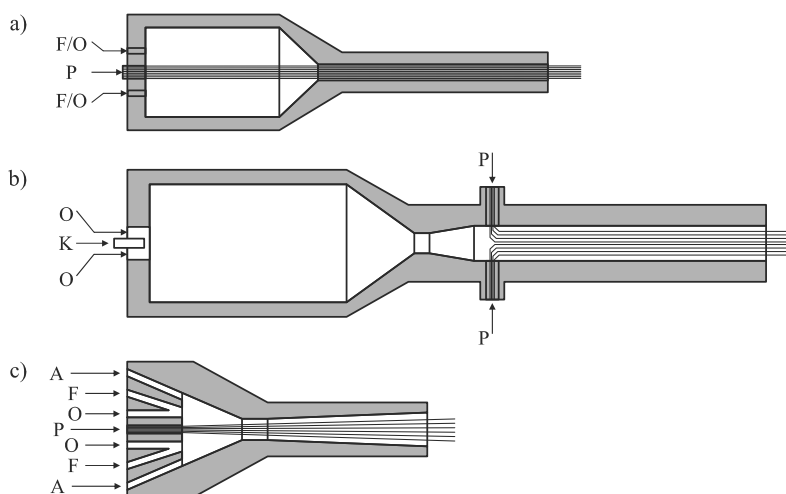
Inne możliwości otrzymywania powłok kompozytowych to jednoczesne natryskiwanie dwoma pistoletami różnych materiałów lub zastosowanie materiałów reaktywnych.

Każda z wymienionych wyżej metod pozwala na zastosowanie różnych materiałów powłokowych i otrzymanie powłok o różnych strukturach. Do wytwarzania powłok z teksturą objętościową mogą być użyte wszystkie znane technologie natryskiwania cieplnego, a w dalszej części opracowania główna uwaga zostanie skupiona na natryskiwaniu naddźwiękowym i plazmowym.

4.2.1.1. Natryskiwanie naddźwiękowe

Określenie „natryskiwanie naddźwiękowe” dotyczy procesów natryskiwania płomieniowego, które charakteryzują się ciągłą strugą gazową wypływającą z naddźwiękową prędkością z dyszy pistoletu. Proces ten współcześnie jest realizowany przez szereg systemów (rys. 4.6), w których cząsteczki materiału powłokowego osiągają o wiele większe prędkości niż w przypadku pozostałych procesów natryskiwania cieplnego, a otrzymane powłoki posiadają znacznie lepsze właściwości i są bardzo dobrze związane z podłożem (tab. 4.1). Relacje pomiędzy temperaturą procesu i prędkością cząstek na tle innych metod natryskiwania przedstawiono na rysunku 4.17. Porównywalne właściwości powłok można uzyskać przy pomocy systemów detonacyjnych. Najnowszą generacją tej metody jest HFPD (*High Frequency Pulse Detonation*) – natryskiwanie detonacyjne z wysoką częstotliwością [33, 63].

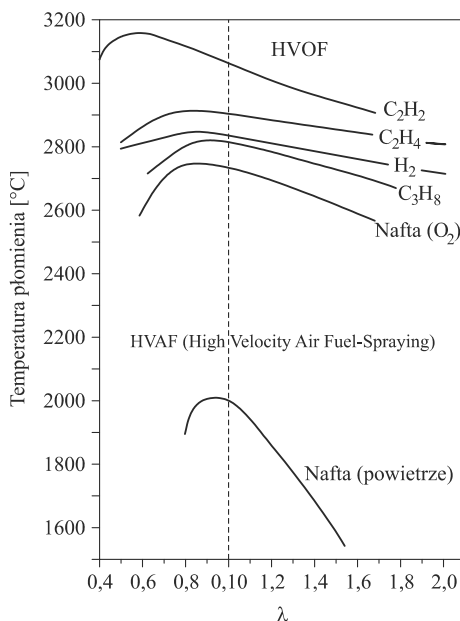
Pierwszy system HVOF wprowadziła do przemysłu firma Deloro Stellite, USA pod nazwą Jet Kote [50, 51].



Rys. 4.6. Schematy pistoletów do natryskiwania naddźwiękowego: a), c) z osiowym podawaniem proszku, b) z promieniowym podawaniem proszku; P – proszek, K – nafta, O – tlen, A – powietrze, F – gaz palny [63]

Kolejne urządzenia to pistolety II generacji: Metco – pistolet Diamond Jet, Plasma Technik – Continuous Detonation Spraying (CDS) i UTP Top Gun [52], które posiadały mniejsze i bardziej skomplikowane komory spalania, a proces spalania odbywał się na wyjściu z dyszy. Nie wymagały one również tak intensywnego chłodzenia, jak w pistolecie Jet Kote, a przepływ strumienia gazów w pistolecie nie był załamany o 90°. Materiał powłokowy w postaci proszku podawany był osiowo do strumienia mieszanki palnej. Jako gazy palne w zależności od konstrukcji palnika stosowano acetylen, propylen, wodór lub propan [51].

Doskonale przeciwzużyciowe właściwości powłok, szczególnie otrzymywane w wyniku stosowania procesu HVOF, związane są jednak ze znacznymi kosztami wynikającymi głównie z bardzo dużego zużycia gazów palnych. Niekorzystnymi zjawiskami było również przegrzewanie się cząstek, które przechodziły przez komorę spalania oraz niejednorodny profil prędkości cząstek wylatujących z dyszy [85, 86]. Poszukiwanie nowych rozwiązań doprowadziło do powstania na początku lat dziewięćdziesiątych trzeciej generacji pistoletów HVOF zasilanych znacznie tańszym paliwem płynnym (firma OSU-CSJ-HP/HVOF, TAFA – JP-5000) [63]. Proces ten został nazwany natryskiwaniem płomieniowym z dużymi prędkościami i dużym ciśnieniem HP/HVOF (*High Pressure/HVOF*) z uwagi na znacznie wyższe ciśnienie w komorze spalania, lub natryskiwaniem płomieniowym z dużymi prędkościami paliwem ciekłym HVOLF (*High Velocity Oxyliquidfuel*). Ciśnienie w komorach spalania pistoletów zasilanych paliwem gazowym I-szej generacji wynosi 2÷4 bar, natomiast w pistoletach HP/HVOF osiąga 10÷17 bar [51]. Podawanie proszku w pistoletach III generacji odbywa się promieniowo w obszarze o niskim ciśnieniu i dlatego wymagane jest mniejsze ciśnienie gazu podającego proszek. Przy takim rozwiązaniu prędkość i temperatura poszczególnych cząsteczek są jednakowe w całym przekroju strumienia gazu. Zastosowanie paliwa płynnego pozwala na osiągnięcie jeszcze wyższych prędkości stopionych cząsteczek przy niższej temperaturze płomienia (rys. 4.7). W palnikach tego typu stosuje się najczęściej naftę lotniczą, co pozwoliło kilkakrotnie obniżyć koszty w porównaniu z paliwem gazowym [50].



Rys. 4.7. Wpływ rodzaju paliwa i składu mieszanki palnej na temperaturę płomienia; λ – stosunek objętości tlenu do objętości gazu palnego w paliwie [31]

Prędkość cząstek materiału natryskiwanego w systemach pierwszej i drugiej generacji osiągała wartość rzędu od 400 do 450 m/s, natomiast w systemach trzeciej i dalszych generacji – wartości rzędu 650 m/s [31].

Poszukiwania możliwości dalszego obniżenia kosztów natryskiwania doprowadziły do opracowania pistoletów HVAF (*High Velocity Airfuel Flame Spraying*), w których tlen został zastąpiony powietrzem (TAFA – AF300, Browning – Aerospray, Praxair – Jetstar). Tlen w pistoletach tego typu jest używany tylko do zapłonu [47].

Inna generacja pistoletów do natryskiwania naddźwiękowego to HVCW (*High-Velocity Combustion Wire*). Umożliwia ona zastosowanie drutu jako materiału powłokowego (OSU – SJS-D11, Praxair – FlameStar III) [64, 103].

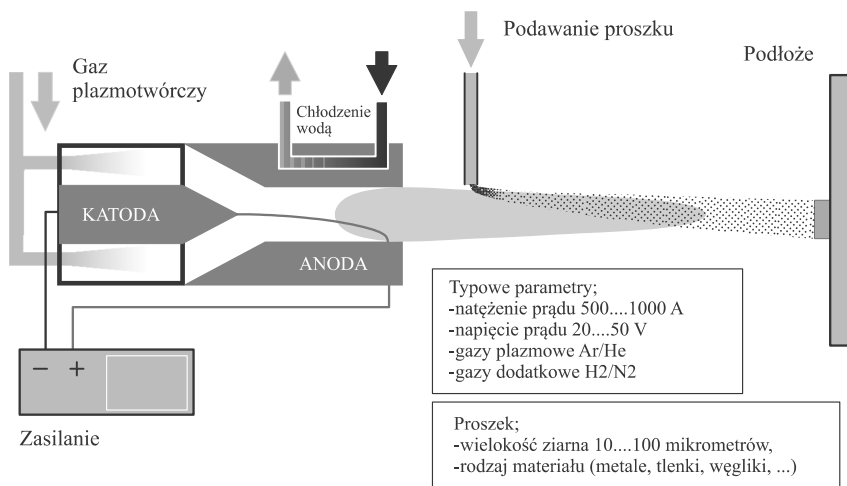
W ciągu kilkunastu lat systemy HVOF znalazły szerokie zastosowanie w przemyśle, między innymi zastępując powłoki chromowe nakładane galwanicznie [16, 32, 38, 44, 45, 46, 81, 89, 91, 104, 107, 116]. W rozwoju tych systemów można zaobserwować tendencje do konstruowania urządzeń pozwalających otrzymywać powłoki o bardzo wysokiej jakości przy niskich cenach, które są porównywalne do cen powłok otrzymywanych metodami natryskiwania płomieniowego.

4.2.1.2. Natryskiwanie plazmowe

Natrysk plazmowy polega na stapianiu ciepłem łuku plazmowego materiału dodatkowego w postaci proszku lub drutu i rzucaniu strumieniem gazu plazmowego roztopionych w nim cząstek materiału na natryskowaną powierzchnię przedmiotu (rys. 4.8). Proces natryskiwania może być prowadzony w otwartej przestrzeni, w normalnych warunkach atmosferycznych (natryskiwanie plazmowe atmosferyczne APS – *Atmospheric Plasma Spraying*), w atmosferach kontrolowanych CAPS – *Controlled Atmosphere Plasma Spraying*), w komorach o obniżonym ciśnieniu LPPS – *Low Pressure Plasma Spraying* oraz w próżni VPS (*Vacuum Plasma Spraying*). Znane są również wyniki udanych prób natryskiwania plazmowego pod wodą. Jako gazy plazmotwórcze stosuje się (Ar, Ar+H₂, Ar+He, Ar+N₂, N₂, N₂+H₂). Dzięki wysokiej temperaturze plazmy (8000÷20000°C) możliwe jest natryskiwanie nie tylko metali i stopów, ale także trudno topliwych materiałów, takich jak węgliki, ceramika, cermetale.

Zalety plazmy jako źródła ciepła spowodowały intensywny rozwój tej metody i jej podział na wiele rodzajów w zależności od sposobu generowania plazmy, konstrukcji pistoletu czy warunków natryskiwania. Szereg badań [2, 60, 67, 75, 97] dotyczyło diagnostyki plazmy. Generowany w pistolecie strumień plazmy wykazywał znaczną niejednorodność, ponieważ następował w nim gwałtowny spadek temperatury z 12 500 K do ok. 3000 K. Było to spowodowane niestabilnością zasilania, ruchem łuku i turbulencją samego strumienia, co z kolei wpływało ujemnie zarówno na zachowanie się ziarna proszku w tym strumieniu, jak i na jego nagrzewanie. Dlatego też szczególnie nacisk położono na właściwe zaprojektowanie geometrii przepływu magnetohydrodynamicznego w kanale plazmotronu określonym geometrią pomiędzy

katodą i anodą. Taki przepływ pozwala na uzyskanie łuku z rozproszonym słupem anodowym i wyprowadzenie go na zewnątrz w postaci strugi plazmy, w którą należy odpowiednio wprowadzić proszek. Zjawiska zachodzące w czasie tworzenia się łuku nie są do końca wyjaśnione [67].

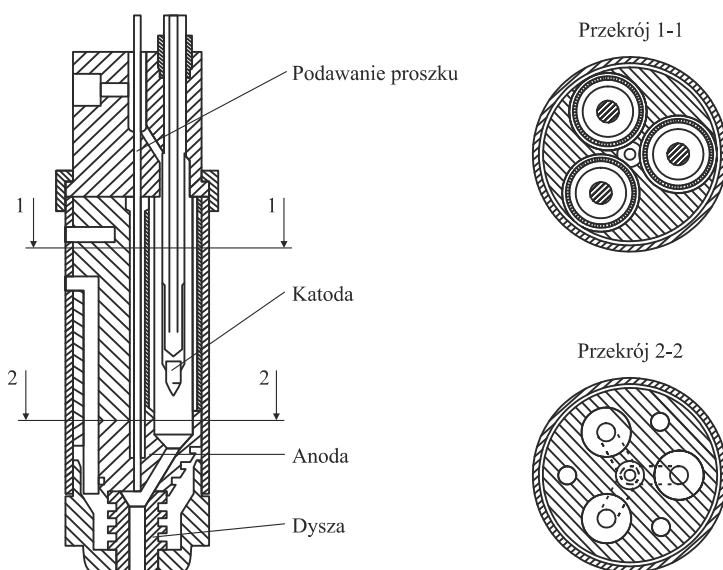


Rys. 4.8. Schemat procesu natryskiwania plazmowego

Wiele problemów stwarzała również wysoka temperatura strumienia plazmy. Jeżeli proces był prowadzony w warunkach otaczającej atmosfery (APS), natryskiwany materiał nie był obojętny wobec tlenu i azotu, to w powłoce tworzyły się tlenki i azotki, które obniżały jej właściwości. Na przykład z powodu wysokiego powinowactwa aluminium i itru do tlenu proszki zawierające te pierwiastki muszą być natryskiwane w komorach próżniowych (VPS) w celu uniknięcia reakcji utleniania. Inny sposób ograniczenia szkodliwego wpływu otaczającej atmosfery to natryskiwanie z dodatkową osłoną (SPS) [49]. Natryskiwane w ten sposób powłoki posiadają dużo mniejszą zawartość tlenu w porównaniu z APS i ponad dwukrotnie większą przyczepność do podłoża [18, 71]. Dla całkowitej kontroli wpływu otaczającej atmosfery proces natryskiwania przeprowadza się w zamkniętych komorach (CAPS) [60]. Ważny jest również skład mieszanki plazmotwórczej. Najczęściej używa się plazmy argonowo-wodorowej, ale w niektórych przypadkach, na przykład przy obecności itru, wodór zastępuje się helem ze względu na to, że itr reaguje z wodorem tworząc osłabiające powłokę wodorki.

Zachodzący w strumieniu plazmy proces szybkiego nagrzewania, a następnie chłodzenia materiału powłokowego, może spowodować również niekorzystne przemiany fazowe [75]. Trajektoria ziarna proszku, jak i jego kontakt ze strumieniem plazmy decyduje w istotnym stopniu o jakości powłoki i efektywności natryskiwania. Problem ten wymaga rozwiązania konstrukcji podajnika proszku zapew-

nającego stabilny powtarzalny wydatek. Warunkuje to z kolei możliwość natryskiwania powłok o identycznych właściwościach. Innym zagadnieniem jest konstrukcja pistoletu umożliwiająca osiowe wprowadzenie proszku do strumienia plazmy, bezpośrednio w jej rdzeń, gdzie temperatura i prędkość są największe. We wszystkich systemach z promieniowym wprowadzaniem proszku należy się liczyć z ograniczeniem wydajności oraz ze zwiększonymi stratami proszku, który nie bierze udziału w budowaniu powłoki. Jednak podawanie proszku przez środek cylindrycznej katody, jak się okazało, miało negatywny wpływ na stabilizację łuku, a tym samym na nagrzewanie proszku. Rozwiązanie tego problemu stanowi konstrukcja systemu TRIPLEX [11] (rys. 4.9), gdzie łuk jest generowany pomiędzy anodą a trzema niezależnymi katodami. Dzięki temu rozwiązaniu możliwe jest nakładanie wszystkich materiałów przy kilkakrotnie większej wydajności, sprawności procesu natryskiwania i niższym poziomie głośności procesu niż w konwencjonalnych rozwiązaniach. Jednocześnie zaobserwowano znacznie większą trwałość elektrod w plazmotronie [73]. Jednym z najnowszych zastosowań natryskiwania plazmowego w przemyśle samochodowym jest system ROTOPLAZMA. Stanowi go plazmowy pistolet obrotowy umożliwiający nakładanie powłok na powierzchniach cylindrów w aluminiowych blokach silników [13].



Rys. 4.9. Przekrój pistoletu plazmowego TRIPLEX, wg [11]

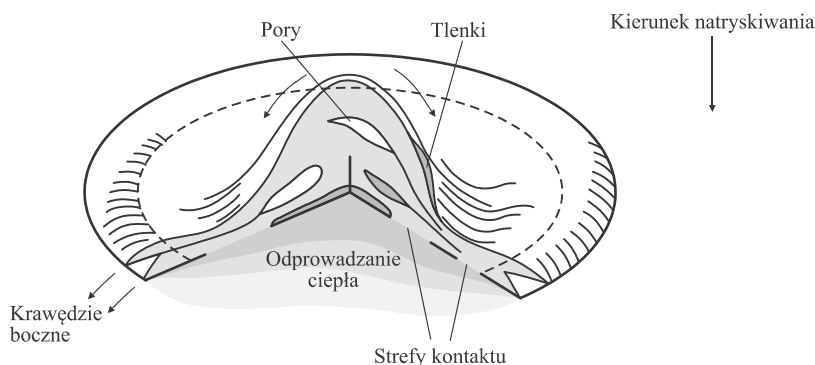
Badaniami właściwości powłok natrykiwanych plazmowo zajmują się liczne ośrodki naukowe, a przedmiotem prac naukowych są zagadnienia optymalizacji parametrów procesu, a także modyfikacji poprzez zastosowanie nawęglania, azotowania, obróbki laserowej [8, 62, 74, 77, 114, 115]. Dla osiągnięcia jak najko-

rzystniejszych efektów natryskiwania współczesne systemy wyposaża się w urządzenia kontroli procesu umożliwiające pomiar prędkości i temperatury cząstek natryskiwanego materiału [87].

4.2.2. Budowa powłoki natryskiwanej cieplnie

Cząstki materiału powłokowego w momencie uderzenia w podłoże mogą być w stanie ciekłym, wysokoplastycznym lub stałym. Te ostatnie mogą odbić się od niego, zmniejszając sprawność natryskiwania lub pozostać w nim słabo związane, obniżając właściwości powłoki. Pozostałe cząsteczki uderzając w podłoże ulegają spłaszczeniu, wypełniają nierówności powierzchni i krzepną, tworząc lamellarną strukturę. Jednocześnie ulegają bardzo szybkiemu schłodzeniu, które przekracza 10^6 K/s [66]. Analiza budowy powłoki może być przeprowadzona w zależności od skali obserwacji w trzech zakresach: struktura powłoki, struktura pomiędzy lamellami, struktura wewnątrz lamelli (rys. 4.10).

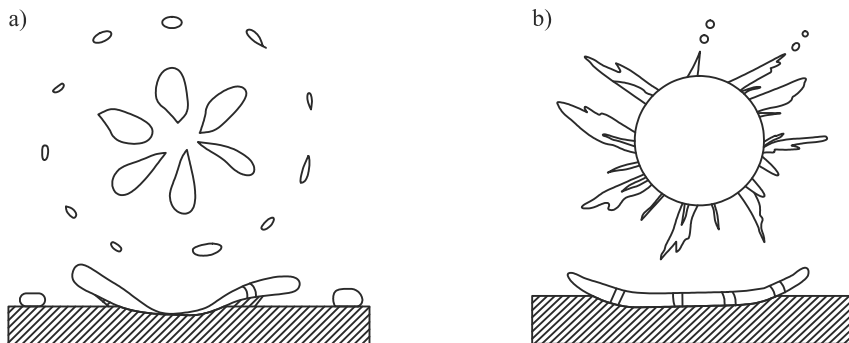
Rysunek 4.10 przedstawia pojedynczą kroplę materiału w trakcie krzepnięcia na podłożu. Intensywne odprowadzanie ciepła do podłoża wywołuje ruchy konwekcyjne w jeszcze niezakrzepłej części kropli oraz zróżnicowane odkształcenia cieplne, które są powodem powstawania porów i nieciągłości (mikropęknięć). Widoczne jest również, że nie cała powierzchnia styku bierze udział w tworzeniu połączenia adhezyjnego. Zewnętrzna część formującej się lamelli pokryta jest warstwą tlenków i częściowo zakrzepłego materiału. Właściwości tak utworzonej powłoki będą zależęć od jej mikrostruktury [50]. Właściwe poznanie procesu tworzenia się mikrostruktury powłoki ma kluczowe znaczenie dla zrozumienia mechanizmów kształtowania właściwości powłok. Jest to z kolei związane z analizą zachowania się pojedynczej cząstki od momentu zetknięcia się z podłożem, aż do całkowitego skrzepnięcia i osiągnięcia temperatury otoczenia. Trudność w badaniu zjawisk zachodzących podczas tworzenia się powłoki i jej mikrostruktury wynika z bardzo krótkiego okresu czasu, w jakim zachodzi odkształcenie i krzepnięcie pojedynczej cząstki.



Rys. 4.10. Elementy składowe budowy powłoki natryskiwanej cieplnie, wg [57]

Cząstka uderza w podłoże z energią kinetyczną i cieplną wynikającą z miejsca, jakie zajmowała w strumieniu natryskowym. W chwili zetknięcia się z podłożem, rozpoczyna się proces jej deformacji i krzepnięcia. O przebiegu tych procesów decyduje: materiał, temperatura i prędkość cząstki oraz właściwości fizykochemiczne i temperatura podłoża.

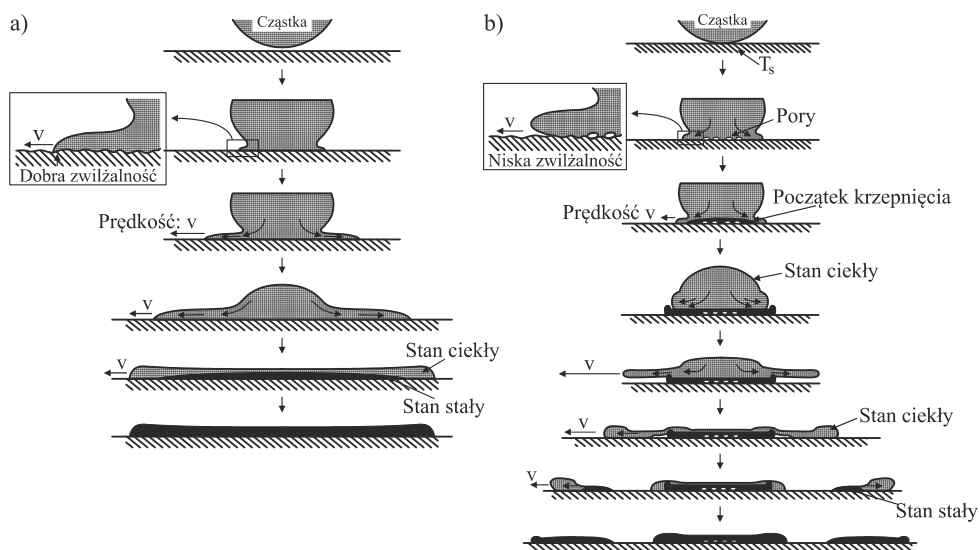
W zależności od wartości tych parametrów rozróżnia się dwie podstawowe formy odkształconej lamelli: „dysk” i „dysk zdefragmentowany” (rys. 4.11).



Rys. 4.11. Mikrostruktura trawionej lamelli niklu w postaci: a) dysku zdefragmentowanego, b) dysku, wg [34]

Przeprowadzone badania odkształcenia cząstek molibdenu, stali nierdzewnej oraz aluminium wykazały, że forma „dysku” powstaje przy niższych wartościach prędkości i temperatury, natomiast z ich wzrostem przyjmuje ona postać „dysku zdefragmentowanego” [82]. Nie podano jednak temperatury podłoża, która ma bardzo istotny wpływ na przebieg tego procesu i ostateczną postać lamelli. Oddziałuje ona bezpośrednio na sposób defragmentacji i krzepnięcia cząstki. Te dwa procesy były początkowo rozpatrywane jako następujące bezpośrednio po sobie. Badania pokazały jednak, że to założenie jest prawdziwe tylko dla wyższych temperatur, natomiast przy niższych krzepnięcie zaczyna się, zanim defragmentacja jest zakończona [50]. Wyższa temperatura podłoża prowadzi do ukształtowania cieńszej, dobrze przylegającej okrągłej lamelli – „dysku”. Na podłożu o niższej temperaturze formuje się lamella grubsza o nieregularnych kształtach, ponieważ proces krzepnięcia przerywa defragmentację lamelli będącej jeszcze w stanie ciekłym. Ta zmiana w kształcie lamelli nie zachodzi stopniowo wraz ze zmianą temperatury, ale ma miejsce w tzw. temperaturze przejściowej T_i . Przy stałej zwilżalności podłoża (różne materiały pokryte cienką warstwą srebra) temperatura przejściowa T_i jest tym wyższa, im większa jest przewodność cieplna podłoża. Jeżeli jest ona wyższa od temperatury przejściowej T_b , to wówczas zwilżalność na granicy pomiędzy cząstką a podłożem jest dobra i cząstka odkształca się równomiernie, dobrze przylegając do podłoża. W tym przypadku energia kinetyczna cząstki jest przejmowana jako energia lepkości i ostatecz-

nie cząstka przyjmuje kształt dysku. Ponieważ proces przemiany energii przebiega efektywnie, to prędkość płynięcia cząstki jest relatywnie mała (rys. 4.12a). W przypadku gdy temperatura podłoża T_s jest niższa od temperatury przejściowej T_b , to wówczas w momencie uderzenia cząstki w podłoże następuje proces gwałtownego krzepnięcia jej środkowej części, w wyniku którego powstaje mały centralny dysk. Natomiast pozostała część w stanie ciekłym nie rozplywa się po powierzchni tak, jak w poprzednim przypadku, ale zostaje odrzucona od powstałego wcześniej centralnego dysku. W tym przypadku energia kinetyczna tylko w małej części jest zamieniana na energię lepkości i dlatego prędkość płynięcia jest większa niż poprzednio (rys. 4.12b).



Rys. 4.12. Model przebiegu odkształcenia lamelli w zależności od temperatury podłoża, wg [34]:
a) $T_s > T_b$, b) $T_s < T_b$

Temperatura podłoża ma również wpływ na formowanie kontaktu z padającą cząsteczką oddziałując na jej napięcie powierzchniowe oraz zwilżalność. Wraz z temperaturą podłoża rośnie powierzchnia rzeczywistego kontaktu pomiędzy lamellami. Wzajemne proporcje kontaktu rzeczywistego z podłożem do powierzchni niepozostającej w kontakcie mają bardzo duży wpływ na: przewodność cieplną, moduł Younga, adhezję, naprężenia schładzania oraz formowanie samej lamelli. Zwiększona powierzchnia rzeczywistego kontaktu z podłożem pojedynczej lamelli umożliwia szybszy odpływ ciepła, przyspieszając jednocześnie krzepnięcie. Stopień rzeczywistego kontaktu może być oceniony przy pomocy pomiaru współczynnika przewodności cieplnej powłoki. Część powierzchni, gdzie kontakt pomiędzy lamellami jest gorszy, powoduje obniżenie przewodności cieplnej powłoki. Stopień rzeczywistego kontaktu można ocenić na podstawie porównania przewod-

ności cieplnej materiału litego i powłoki przy pomocy współczynnika f określonego wzorem, wg [61]:

$$f = \frac{k_C}{k_0} \frac{\pi}{2} \frac{\alpha}{h} \quad (4.1)$$

gdzie: k_C – współczynnik przewodności cieplnej powłoki, k_0 – współczynnik przewodności cieplnej materiału litego, α – promień rzeczywistego kontaktu, h – grubość lamelli.

Zależność ta została potwierdzona w pracy [112], gdzie natryskiwano plazmowo molibden na: stal, aluminium, miedź, szkło i molibden przy różnych temperaturach (323, 473, 713 K) podłoża. Na podstawie analizy mikrostruktur stwierdzono, że lepsze odkształcenie cząstek i ich lepsze przyleganie uzyskuje się przy:

- wyższej temperaturze podłoża,
- na podłożu o mniejszej przewodności cieplnej,
- stosowaniu materiału powłokowego o mniejszych cząstkach, które osiągają wyższą temperaturę i lepiej się odkształcają.

W praktyce wielkością pozwalającą na ocenę stopnia odkształcenia jest grubość lamelli h . Może być ona określona ze wzoru (4.2) przy założeniu, że objętość lamelli jest równa objętości cząstki [82]:

$$h = \frac{\pi d_p^3}{6A} \quad (4.2)$$

gdzie: d_p – średnica cząstki przed uderzeniem, A – powierzchnia lamelli.

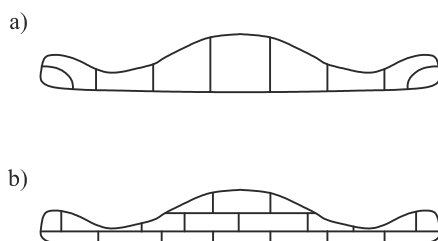
Natomiast czas tworzenia się lamelli można obliczyć ze wzoru:

$$t_{0,9} = \frac{2d_p \text{Re}^{0,2}}{3V} \quad (4.3)$$

gdzie: d_p – średnica cząstki przed uderzeniem, V – prędkość cząstki przed uderzeniem, Re – liczba Reynoldsa.

Zróżnicowane warunki formowania się lamelli prowadzą do powstawania w nich odmiennych mikrostruktur. Zarodkowanie może być heterogeniczne lub homogeniczne, a front jej krzepnięcia przesuwają się od dołu lamelli. Jednocześnie wzrasta temperatura pozostałej części ciekłej lamelli w wyniku wydzielania się utajonego ciepła przemiany [86, 94]. Analiza mikrostruktury lamelli niklu w postaci „dysku” ($T_s > T_l$) na powierzchni jej przylegania do podłoża wykazała strukturę homogeniczną (rys. 4.12a), natomiast w przypadku „dysku zdefragmentowanego” ($T_s < T_l$) była to struktura drobnoziarnista i porowata (rys. 4.12b), świadcząca o nagłym skrzepnięciu centralnej części cząstki po uderzeniu w zimne podłoże.

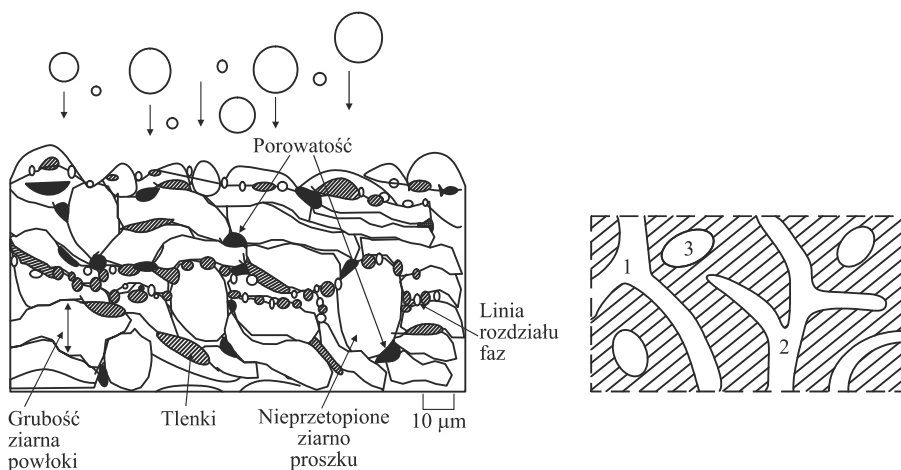
W zależności od szybkości zachodzącego procesu krystalizacji struktura lamelli może mieć postać kolumnową lub ceglana (rys. 4.13).



Rys. 4.13. Modele struktury pęknięcia lamelli po krzepnięciu: a) kolumnowa, b) ceglana, wg [82]

Ponieważ w podłoże uderzają cząstki o różnej wielkości, w różnym stanie energetycznym, to gwałtowne krzepnięcie lamelli powoduje powstanie zróżnicowanych jednostkowych mikrostruktur, które charakteryzują się dużą niejednorodnością. Występują tu kryształy zamrożone, słupkowe, równoosiowe, fazy metastabilne, amorficzne oraz wysoka koncentracja defektów punktowych [57].

Powstawanie kolumnowych pęknięć w lamellach autorzy prac [34, 92] wiążą z grubością nakładanej w jednym przejściu powłoki. W przypadku cienkich powłok (15 μm) każda lamella ulega schłodzeniu do temperatury podłoża, zanim uderzy w nią następna lamella i cała warstwa również ulegnie schłodzeniu, zanim zostanie przykryta przez następną. Powoduje to powstanie w lamelli struktury kolumnowej, która może wyjątkowo przechodzić przez dwie lub trzy lamelle, ale nigdy przez całą grubość warstwy.



Rys. 4.14. Struktura powłoki natryskiwanej cieplnie (a) i typy porowatości (b): 1 – pory otwarte przelotowe, 2 – pory otwarte nieprzelotowe, 3 – pory zamknięte, wg [83]

Natomiast w przypadku powłok o grubości $160\div 200\text{ }\mu\text{m}$ pierwsza warstwa ulega schłodzeniu do temperatury podłoża, a struktury kolumnowe występują tylko w obrębie jednej lamelli. Po nałożeniu trzech warstw temperatura wzrasta do $800\div 900\text{ K}$ (zależy od temperatury podgrzania podłoża i temperatury strumienia gazu), wówczas struktura kolumnowa powstaje w każdej warstwie przechodząc przez całą grubość powłoki za wyjątkiem pierwszej warstwy (rys. 4.14).

Struktura każdej powłoki natryskiwanej cieplnie posiada pory, co jest rezultatem przebiegu tego procesu. Tak więc można przyjąć, że powłoka jest ciałem porowatym.

Ciałami porowatymi nazywa się ciała stałe zawierające w swym wnętrzu dużą liczbę luk, czyli przestrzeni najczęściej wypełnionych gazem lub cieczą o innych właściwościach chemicznych niż ciało stałe. Te wewnętrzne przestrzenie zwykle się nazywać *porami*.

Porowatość jest parametrem bezwymiarowym i jednocześnie jednym z głównych czynników powodujących, że właściwości powłoki w znacznym stopniu różnią się od właściwości materiału litego. Porowatość obniża wiele mechanicznych i fizycznych właściwości powłok (moduł sprężystości, wytrzymałość na rozrywanie, przewodność cieplna, odporność na przebicie) i z tego względu w większości zastosowań dąży się do jej minimalizacji. W zależności od zastosowanego procesu natryskiwania, użytego materiału powłokowego oraz parametrów procesu natryskiwania, może ona mieć wartość znikomą, poniżej 0,5% [42] lub sięgać 40% [82].

Pory w powłoce natryskiwanej cieplnie mają charakter pierwotny (powstają w trakcie tworzenia się powłoki) i są zwykle klasyfikowane w zależności od przyczyn ich powstania [57, 66];

- P1 – pory powstałe w wyniku niezupełnego wypełnienia nierówności powierzchni,
- P2 – pory powstałe w wyniku wydzielania się w momencie kontaktu cząstki z podłożem gazu lub pary,
- P3 – pory wytworzone przez pozostający we wnętrzu cząstki gazu powstałe w wyniku różnicy rozszerzalności cieplnej, przemian fazowych i ruchów konwekcyjnych we wnętrzu cząstki,
- P4 – pory powstałe jako wynik defragmentacji cząstki w wyniku uderzenia o powłokę ze zbyt dużą energią,
- P5 – pory będące wynikiem kondensacji pary wodnej,
- P6 – pory będące wynikiem dendrytycznego krzepnięcia cząstek i towarzyszących temu zmian objętości,
- P7 – pory utworzone przez mikro- i makropęknięcia w powłoce.

Wielkość porów typu $P_1 \div P_6$ wynosi od 3 do $10\text{ }\mu\text{m}$ i zależy od zastosowanego materiału oraz parametrów natryskiwania, i może być zminimalizowana. Natomiast pory typu P_7 mają wielkość rzędu $0,1\text{ }\mu\text{m}$ i są wewnętrzną cechą elementów struktury powłoki. Są one wynikiem formowania się kontaktu pomiędzy dwiema kolejnymi lamellami i rzeczywistego połączenia między nimi [66].

Porowatość jest ściśle związana z obecnością nieprzetopionych cząstek w strukturze powłoki, powoduje osłabienie spójności powłoki, a także przyspiesza wiele procesów destrukcyjnych, takich jak pękanie oraz korozja. Porowatość może być też czynnikiem pożądanym, korzystnie wpływającym na użyteczność powłoki. Dotyczy to nie tylko sytuacji, w których mamy do czynienia z gromadzeniem się substancji smarującej w porach (zakres porowatości od 10 do 30%), ale również w przypadkach potrzeby spełniania przez powłokę warstwy żaroodpornej, stanowiącej barierę cieplną czy też powłokę odporną na szoki termiczne (porowatość od 8 do 15%). W zastosowaniach do implantów medycznych stosuje się powłoki o porowatości rzędu 40%.

W celu uzyskania pełnego obrazu porowatości (typu porów, wielkości) w powłoce, konieczne jest wykonanie zglądów metalograficznych powłoki w trzech płaszczyznach i ich obserwacja przy pomocy mikroskopii elektronowej. W niektórych zastosowaniach istotna będzie *porowatość powierzchniowa* określająca stosunek powierzchni porów w danym przekroju ciała porowatego do całkowitej powierzchni tego przekroju, a w innych przypadkach znaczenie może mieć *porowatość objętościowa*, która określa stosunek powierzchni porów w danym przekroju ciała porowatego do całkowitej powierzchni tego przekroju. Dla ciał anizotropowych, jakim jest powłoka natryskiwana cieplnie, porowatości powierzchniowe są zależne od orientacji powierzchni w przestrzeni.

4.2.3. Naprężenia własne w powłokach natryskiwanych plazmowo i naddźwiękowo

W materiale elementu konstrukcyjnego, w wyniku obciążenia mogą pojawić się stan naprężenia i stan odkształcenia. W pewnych warunkach stany te mogą zanikać po powrocie elementu do początkowego stanu obciążenia. Są jednak przypadki, w których po ustaniu obciążenia pozostają w elemencie naprężenia o charakterze trwałym. Naprężenia te określane są nazwą **naprężenia własne** (NW). Wyniki wielu badań dowodzą, że stan naprężeń własnych decyduje o przebiegu procesów destrukcyjnych, stąd ich rozpoznanie ma kluczowe znaczenie w odniesieniu do przyjętej strategii działań przeciwdziałczywych. Stany naprężeń własnych charakteryzują się tym, że odpowiednie siły wewnętrzne spełniają w określonym obszarze warunki równowagi. W zależności od rozmiarów tego obszaru niekiedy rozróżnia się umownie naprężenia własne: I rodzaju, gdy odpowiadające im siły wewnętrzne równoważą się w obszarach przekraczających znacznie rozmiary wielu sąsiednich ziaren, II rodzaju – gdy warunki równowagi są spełnione w obrębie kilku sąsiednich ziaren, III rodzaju – gdy zmiany sił wewnętrznych występują wewnątrz ziarna i wynikają z zaburzeń w sieci krystalicznej struktury materiału; siły te równoważą się w dostatecznie dużych częściach ziarna. W terminologii stosowanej przy określaniu naprężeń powstających podczas obróbki cieplnej rozróżnia się: naprężenia termiczne wynikające z faktu różnej szybkości chłodzenia warstwy zewnętrznej i rdzenia elementu, oraz naprężenia strukturalne – wywołane zmianą struktury materiału.

Przyczynami powstawania NW są w większości obciążenia powstające podczas operacji technologicznych związanych z obróbką mechaniczną, cieplną, cieplnochemiczną, spawaniem, napawaniem, zgrzewaniem, lutowaniem i innymi [23, 96]. W zależności od przyczyn, które je spowodowały, noszą one nazwę mechanicznych, cieplnych lub strukturalnych naprężeń własnych.

W przypadku nakładania powłok ich materiał zwykle różni się od materiału podłoża tak, aby spełnić postawione im zadania: podwyższenie odporności na zużycie, korozję, poprawę właściwości mechanicznych, uzyskanie odpowiednich właściwości fizycznych, użytkowych i ozdobnych. Spełnienie tych zadań jest związane z zastosowaniem wybranego procesu technologicznego, w wyniku którego otrzymujemy powłoki o określonym składzie chemicznym, fazowym, mikrostrukturze i naprężeniach własnych. Od stanu naprężeń własnych zależą właściwości powłoki. W zależności od wartości naprężeń oraz ich rozkładu określony w ten sposób stan naprężeń może negatywnie lub pozytywnie wpływać na walory użytkowe powłoki. Większość badaczy jest zgodnych [20, 23, 24, 96, 100, 109], że występowanie naprężeń ściskających w powłokach jest korzystne, natomiast rozciągających – niekorzystne. W pewnych przypadkach lokalne naprężenia rozciągające razem z obciążeniami wynikającymi z warunków pracy dochodzą do wartości zbliżonych do naprężeń krytycznych, co sprzyja powstawaniu mikropeknięć. W czasie pracy mikropeknięcia rozprzestrzeniają się i są źródłem powstawania makropeknięć. Makropeknięcia osłabiają powłokę, co prowadzi do delaminacji poszczególnych warstw w powłoce oraz pomiędzy powłoką i podłożem. Konsekwencją tego jest uszkodzenie powłoki i często awaria całego urządzenia. Mikropeknięcia stwarzają również możliwość penetracji powłoki przez produkty zużycia i korozji umożliwiając destabilizację materiału powłoki i podłoża. Powodują także utratę szczelności powłoki, przez co na materiale chronionym tworzą się i rozprzestrzeniają ogniska korozji. Również naprężenia ściskające, gdy osiągną wartości graniczne, są przyczyną rozwarstwień w powłoce oraz na granicy z podłożem. Dlatego konieczna jest identyfikacja każdego procesu nakładania powłok tak, aby uzyskać takie wartości i przebieg NW, które podwyższą ich właściwości.

Rozważania przyczyn powstawania i zmian NW w powłokach natryskiwanych cieplnie były przedmiotem wielu prac badawczych, z których wynika, że są one uzależnione od przebiegu tego procesu [1, 48, 55, 58, 61, 100, 102, 109]. Decydują o tym zjawiska, które występują podczas tworzenia powłoki, a mogą być potencjalną przyczyną powstawania naprężeń: gradient temperatury, różnice rozszerzalności cieplnej, przemiany fazowe, reakcje chemiczne i odkształcenia plastyczne. Kluczowe znaczenie ma wartość energii cieplnej i kinetycznej cząstki materiału powłokowego w momencie uderzenia w podłoże. Jest to szczególnie widoczne podczas procesów, gdzie różnice w temperaturze i prędkości cząstek są znaczne, jak to ma miejsce w przypadku natryskiwania APS i HVOF. Wówczas powstają powłoki nie tylko o znacznie różniącej się morfologii, ale również o odmiennym stanie NW w powłoce. Ostateczna wartość NW jest wynikiem szeregu czynników na kolejnych etapach całego procesu technologicznego natryskiwania, które można podzielić na trzy podstawowe grupy:

- procesy związane z przygotowaniem podłoża,
- proces natryskiwania,
- procesy po zakończeniu natryskiwania.

Przygotowanie podłoża przed natryskiwaniem przeprowadza się w celu ukształtowania na nim powierzchni rozwiniętej, która zapewni uzyskanie jak największej adhezji powłoki. Składa się na nie: mycie, obróbka strumieniowo-ścierna oraz często podgrzanie podłoża bezpośrednio przed natryskiwaniem.

Obróbka strumieniowo-ścierna ma na celu usunięcie pozostałych zanieczyszczeń oraz znajdujących się na powierzchni tlenków i otrzymanie metalicznie czystego podłoża. Uzyskuje się to przez skrawające działanie ścierniwa, które jednocześnie powoduje rozwinięcie i zwiększenie chropowatości powierzchni. Niektóre cząstki ścierniwa uderzając tępą krawędzią bądź powierzchnią płaską powodują wystąpienie w materiale plastycznych i sprężystych odkształceń [93, 108]. Ten proces powoduje powstanie w podłożu naprężeń ściskających [20]. Ich wartość i przebieg zależy od następujących czynników:

- parametrów obróbki strumieniowo-ścierniej (ciśnienia powietrza, odległości dyszy od podłoża, czasu obróbki, kąta pomiędzy osią dyszy a powierzchnią),
- użytego ścierniwa (twardości, rozmiaru ziarna),
- obrabianego elementu (geometrii, twardości, odporności na deformacje).

Wymienione czynniki są przyczyną znacznego zróżnicowania wartości i przebiegu NW w podłożu (-1200÷-140 MPa). Obróbka strumieniowo-ścierna ma istotny wpływ na kształtowanie się zjawisk decydujących o przyczepności powłoki do podłoża. W trakcie powstawania powłoki zakłada się, że naprężenia te ulegają relaksacji i częściowo zanikają. Jednak należy tu zaznaczyć, że właściwości podłoża wynikające ze sposobu przeprowadzenia obróbki strumieniowo-ścierniej i ich wpływ na NW w powłoce nie są wyczerpująco zbadane i opisane.

Podgrzewanie podłoża przed natryskiwaniem do temperatury ok. 423 K jest często stosowaną dodatkową operacją. Ma ono na celu usunięcie z powierzchni pary wodnej, zaabsorbowanej z powietrza przez metalicznie czystą powierzchnię. Redukuje też różnicę temperatury pomiędzy podłożem a uderzającą cząstką strumienia natryskowego, przez co zmniejsza się odkształcenie powłoki przy stygnięciu. Ocena wpływu podgrzania podłoża przed natryskiem na wartość NW jest trudna, ponieważ wiąże się z dalszą zmianą gradientu temperatury, a do wyciągnięcia prawidłowych wniosków konieczna jest dokładna znajomość całej „historii cieplnej” powłoki. Wyższa temperatura podłoża przed natryskiem ma istotny wpływ na przebieg odkształcenia cząstki po zetknięciu z nim. Wpływa ona bezpośrednio na sposób ich odkształcenia, defragmentacji i krzepnięcia, czyli na mikrostrukturę powłoki, a tym samym na kształtowanie się w niej niższych NW [10, 14, 30, 58, 61]. Biorąc pod uwagę różnice we współczynniku rozszerzalności liniowej podłoża i powłoki, dla $\alpha_c < \alpha_s$, wstępne podgrzanie podłoża powinno spowodować powstanie w niej naprężeń ściskających. Podgrzanie podłoża wiąże się zwykle z koniecz-

nością chłodzenia powłoki w trakcie natryskiwania, ponieważ nadmierna ilość ciepła pochodzącego od strumienia plazmy lub płomienia powoduje przegrzanie powłoki, co prowadzi do przekroczenia naprężeń krytycznych i jej odwarstwienia.

Następna grupa czynników będących źródłem powstawania NW w powłoce wynika z przebiegu procesu formowania powłoki. Częsteczki, które uderzają w podłoże posiadają *różną energię cieplną i kinetyczną*. W momencie uderzenia w podłoże, w zależności od stanu, w jakim się znajdują, ulegają spłaszczeniu, defragmentacji, gwałtownemu krzepnięciu oraz szybkiemu schłodzeniu do temperatury podłoża, co powoduje ich kurczenie. W wyniku oddziaływania kurczącej się cząstki i nierówności podłoża, w powłoce tworzą się naprężenia rozciągające. W literaturze ten rodzaj naprężeń jest określany *quenching stresses*, powstają one zawsze, a można je nazwać naprężeniami schłodzenia [113]. Zaliczane są one do NW II i III rodzaju, i mogą być obliczone z równania [14, 29]:

$$\sigma_q = \alpha_c E_c (T_m - T_s) \quad (4.4)$$

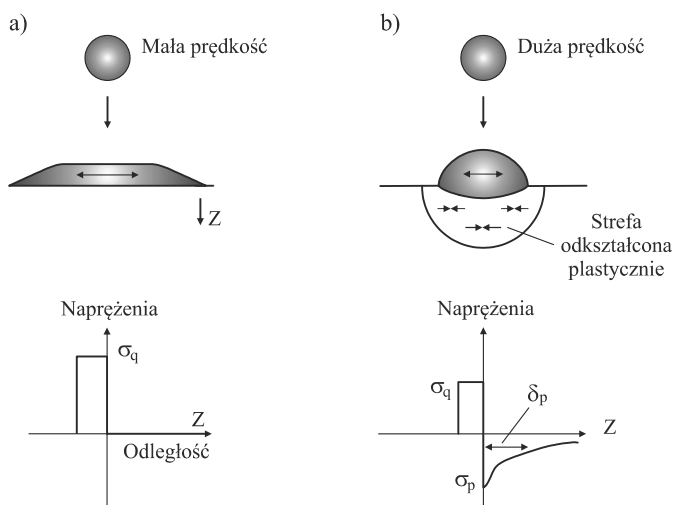
gdzie: α_c – współczynnik rozszerzalności liniowej powłoki, E_c – moduł Younga materiału powłoki, T_m – temperatura topnienia proszku, T_s – temperatura podłoża.

Jak wykazują pomiary [56], naprężenia powstałe w wyniku schłodzenia lamelli są znacznie mniejsze niż wyliczone teoretycznie. Ta różnica wskazuje na istnienie mechanizmów ich relaksacji. W momencie schłodzenia lamelli powstają w niej bardzo duże naprężenia rozciągające, znacznie przekraczające granicę plastyczności. Jest to spowodowane silnym związaniem cienkiej lamelli ze sztywnym podłożem, co uniemożliwia jej skurczenie. Dlatego w pojedynczej lamelli zachodzi szereg zjawisk pozwalających na zredukowanie naprężeń poniżej granicy plastyczności.

Energia kinetyczna, z jaką cząsteczka uderza w podłoże jest jednym z ważniejszych czynników wpływających na NW w powłoce. Przy różnych technikach natryskiwania będą występowały znaczne różnice prędkości cząstek w strumieniu natryskowym. Inne będzie oddziaływanie z podłożem cząstek natryskiwanych plazmowo, które uderzają w podłoże w stanie stopionym lub wysoko plastycznym i relatywnie niską prędkością, niż cząsteczek natryskiwanych naddźwiękowo, które w momencie zetknięcia z podłożem posiadają niższą temperaturę, ale za to znacznie większą prędkość (zob. rys. 4.17). Maksymalna prędkość cząstek przy APS w momencie uderzenia wynosi ok. 200 m/s, natomiast w przypadku HVOF przekracza 600 m/s. Z kolei temperatura cząstek podczas natryskiwania naddźwiękowego (rys. 4.17) jest znacznie niższa niż w przypadku natryskiwania plazmowego. Takie dysproporcje prowadzą do znacznego zróżnicowania NW w powłokach w zależności od zastosowanej techniki natryskiwania.

W procesie APS zakłada się, że w momencie uderzenia w podłoże wszystkie cząsteczki są całkowicie stopione. Dlatego ulegają one spłaszczeniu, defragmentacji i bardzo szybko krzepną. Po skrzepnięciu następuje ich dalsze schłodzenie do temperatury podłoża.

Inaczej proces ten przebiega w przypadku natryskiwania HVOF. Częsteczki nie są stopione w momencie uderzenia, ponieważ z powodu znacznie większej prędkości przebywają krócej w strumieniu gazów. Nie ulegają więc one odkształceniu w takim stopniu, jak w poprzednim przypadku. Ich uderzenie w podłoże powoduje natomiast jego plastyczne odkształcenie. Wywołuje to z kolei powstawanie naprężeń ściskających w podłożu i powłoce. Efekt natryskiwania HVOF w zakresie oddziaływania na podłoże jest podobny do śrutowania. Widoczny jest on jednak dopiero przy prędkościach cząstek sięgających 600 m/s [24, 25]. Taki rozkład naprężeń jest bardzo korzystny, ponieważ zapobiega powstawaniu rozwarstwień i pęknięć w powłoce. Różnice w mechanizmie powstawania NW w powłoce podczas natryskiwania plazmowego i HVOF ilustruje schemat pokazany na rysunku 4.15. Zwiększona energia kinetyczna cząstek natrykiwanych HVOF powoduje wzrost gęstości, a tym samym mikrotwardości powłoki. W badaniach [56] stwierdzono wyraźny wzrost twardości podłoża wraz ze wzrostem prędkości cząstek. Maksimum twardości powłoki znajduje się na głębokości 150 μm , natomiast bezpośrednio pod powierzchnią obserwuje się niższe wartości mikrotwardości. Taki rozkład mikrotwardości dowodzi, że kolejno nakładane warstwy powłoki działają umacniająco na głębiej położone warstwy.



Rys. 4.15. Schemat powstawania naprężeń własnych podczas natryskiwania: a) plazmowego, b) HVOF, gdzie: σ_q – naprężenia schłodzenia, σ_p – naprężenia śrutowania (ang. *peening stress*), wg [56]

Utrzymywanie określonej temperatury podłoża w czasie natryskiwania jest czynnikiem mającym istotny wpływ na przebieg procesu budowy powłoki, a tym samym na wartość i przebieg NW. Wpływa ona bezpośrednio na przebieg sposobu odkształcenia, defragmentacji oraz krzepnięcia pojedynczej cząstki. Te procesy były początkowo roz-

patrywane jako następujące bezpośrednio po sobie. Badania pokazały jednak, że założenie jest prawdziwe tylko dla wyższych temperatur podłoża, natomiast przy niższych krzepnięcie zaczyna się, zanim defragmentacja jest zakończona [61]. Wyższa temperatura podłoża prowadzi do ukształtowania cieńszej, dobrze przylegającej okrągłej lamelli, podczas gdy na podłożu o niższej temperaturze formuje się lamella grubsza o nieregularnych kształtach, ponieważ proces krzepnięcia przerywa odkształcanie się dolnej, bezpośrednio stykającej się z podłożem części lamelli i jednocześnie powoduje defragmentację górnej jej części, będącej jeszcze w stanie ciekłym. Wyniki badań wpływu temperatury podłoża na NW w powłoce są przedstawione w tabeli 4.2. Widoczny jest wyraźny spadek NW w powłokach wraz ze wzrostem temperatury. Dla obniżenia NW w natryskanej plazmowo powłoce z Al_2O_3 na podłożu ze stopu alumi- niowo-magnezowego wystarcza podgrzanie do temperatur 400 i 500 K.

TABELA 4.2. Wpływ temperatury podłoża na NW w powłoce natryskanej APS, wg [113]

Lp.	Literatura	Podłoże	Temperatura podłoża, K	Powłoka	Grubość, μm	Metoda pomiaru NW	NW, MPa
1.	[6]	stal nierdzewna	298 423 523	$\text{ZrO}_2\text{8Y}_2\text{O}_3$	700	natrysk na stalowy pasek	26 -11 -25
2.	[6]	żeliwo	298 423 523	$\text{ZrO}_2\text{8Y}_2\text{O}_3$	700	natrysk na stalowy pasek	22 10 9
3.	[11]	AlMg_3	293* 400* 500*	Al_2O_3 chłodzona	110÷150	wiercenie otworów	48 0 -5
4.	[11]	AlMg_3	293* 400* 500*	Al_2O_3	110÷150	wiercenie otworów	55 10 0
5.	[112]	stal	323 473 623	Mo	kilka μm	dyfraktometr, metoda „ $\sin^2\psi$ ”	36 38 -50
6.	[112]	Al	323 473 623	Mo	kilka μm	dyfraktometr, metoda „ $\sin^2\psi$ ”	14 26 -207
7.	[1]	stal	473* 573* 673*	Al_2O_3	300÷400	dyfraktometr, metoda „ $\sin^2\psi$ ”	118,2 123,8 120,2
8.	[1]	stal	473* 573* 673*	Cr_2O_3	300÷400	dyfraktometr, metoda „ $\sin^2\psi$ ”	-8,1 -4,1 -7,8
9.	[94]	stal	713 1023	Al_2O_3	660 700	natrysk na stalowy pasek	-195 -245

* temperatura podłoża na początku natrysku

W wyższym zakresie temperatur zachodzi obniżenie NW w powłoce $\text{ZrO}_2\text{8Y}_2\text{O}_3$ natryskanej plazmowo na podłoże ze stali nierdzewnej i żeliwa [10]. Natomiast osiągnięcie obniżenia NW w powłoce Mo natryskanej plazmowo na podłoże aluminiowe i stalowe wymaga temperatury podłoża 623 K [61]. Najniższe NW występują w powłoce Al_2O_3 natryskanej na podłoże stalowe o znacznie wyższej temperaturze [58]. Natomiast powłoki Al_2O_3 i Cr_2O_3 natryskane również na podłoże stalowe [1] nie wykazały znacznych zmian poziomu NW, ale w tym przypadku autorzy rejestrowali tylko temperaturę podłoża na początku natrysku.

Inaczej kształtują się NW w przypadku natryskiwania grubej powłoki podczas jednego przejścia, na podłoże o małym współczynniku przewodności cieplnej. Taka sytuacja zachodzi wówczas, gdy prędkość pistoletu względem powierzchni jest za mała lub za duża jest wydatek proszku. Wówczas dochodzi do wzrostu temperatury powłoki i odkształceń cieplnych, które w momencie stygnięcia powodują znaczne naprężenia rozciągające i w końcowym efekcie pękanie powłoki [82].

Naprężenia termiczne w powłoce powstają po zakończeniu procesu natryskiwania w wyniku spadku temperatury natryskanego elementu do temperatury otoczenia, jak również pojawiają się w trakcie pracy elementu w zmiennych temperaturach. Ich przyczyną jest różnica we współczynniku rozszerzalności cieplnej powłoki i podłoża. Jest ona szczególnie duża w przypadku natryskiwania materiałów ceramicznych na podłoże metalowe. Ta różnica jest przyczyną powstawania naprężeń makroskopowych (I rodzaju). Ich charakter zależy od wzajemnych relacji pomiędzy współczynnikami rozszerzalności liniowej podłoża i powłoki:

$\alpha_c < \alpha_s$ – naprężenia termiczne są rozciągające lub ściskające,

$\alpha_c = \alpha_s$ – naprężenia termiczne są rozciągające,

$\alpha_c > \alpha_s$ – naprężenia termiczne są rozciągające.

Naprężenia termiczne mogą być obliczone z równania, wg [14, 82]:

$$\sigma_t = (\alpha_c - \alpha_s) \cdot \frac{E_s}{1 - \nu} \cdot \Delta T \quad (4.5)$$

gdzie: α_c – współczynnik rozszerzalności liniowej powłoki, α_s – współczynnik rozszerzalności liniowej podłoża, E_s – moduł Younga materiału podłoża, ν – współczynnik Poissona materiału podłoża, ΔT – różnica temperatur.

Naprężenia termiczne powstają zawsze, nawet w przypadku natryskiwania na podłoże tego samego materiału [88]. Dodatkowo nakładają się na nie różnice we współczynniku rozszerzalności cieplnej materiałów występujących jako składniki powłoki kompozytowej, np. WC/Co. Ponieważ dla kobaltu $\alpha = 13,8 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$, a dla węgliku wolframu wynosi on $\alpha = 5,7 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$, to w czasie chłodzenia powłoki kobalt ulega większemu skurczowi. Dlatego w natryskiwanej powłoce w kobalcie powstaną naprężenia rozciągające, a w węgliku wolframu – naprężenia ściskające.

Wyżarzanie odpężające powłoki po zakończeniu natryskiwania jest dodatkowym zabiegiem mającym wpływ na wartość występujących w niej NW (tab. 4.2).

Wyżarzanie powoduje znaczne obniżenie NW w powłoce aż do uzyskania wysokich naprężeń ściskających (wartość bezwzględna). Natryśnięta metodą HVOF powłoka WC17Co posiada NW rozciągające o wartości 200 MPa, a po obróbce cieplnej w 1100°C uzyskuje się naprężenia ściskające o wartości 716 MPa [109]. Taka zmiana wartości naprężeń wynika zapewne z relaksacji naprężeń strukturalnych w lamellach i na powierzchniach pomiędzy nimi, co powoduje, że decydujący wpływ na NW mają naprężenia termiczne.

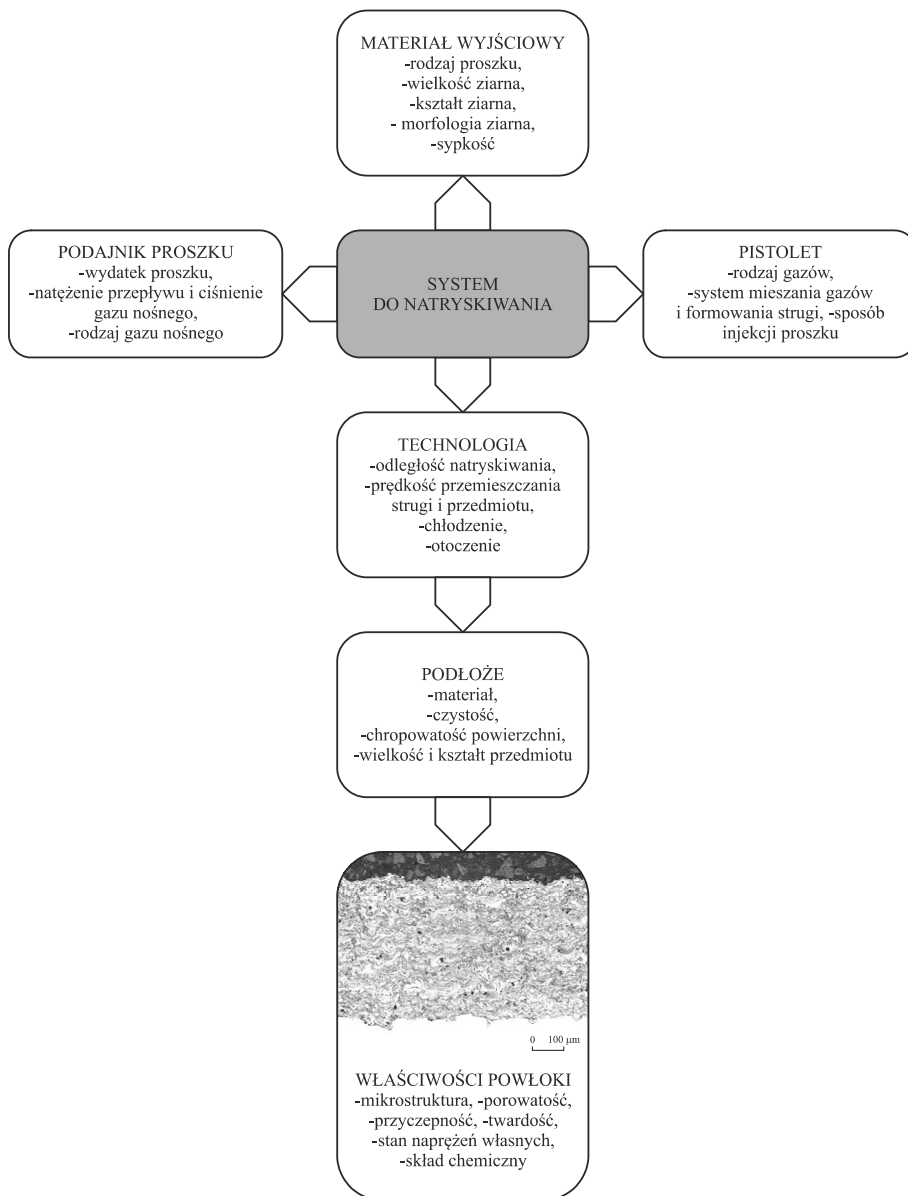
4.2.4. Optymalizacja parametrów natryskiwania cieplnego oraz jakość powłok

W procesie natryskiwania cieplnego na końcowy efekt składa się wiele wzajemnie od siebie zależnych czynników, które możemy w sposób celowy kształtować, oraz czynników o charakterze losowym, na które nie mamy wpływu. Na jakość powłok wpływa ponad sześćdziesiąt czynników (wliczając charakterystyki materiałów). Dlatego też zagadnienie natryskiwania powłok uznaje się za bardzo złożone, a sam proces zalicza się do procesów wieloczynnikowych [17]. Spośród czynników mających wpływ na właściwości powłoki można wyróżnić te najważniejsze, które w istotny sposób decydują o wszystkich właściwościach powłoki oraz takie, które nie odgrywają tak ważnej roli.

Uwzględnienie wszystkich czynników nie jest ze względów praktycznych celowe, w związku z tym w pracach badawczych analizie podlegają tylko te, które wpływają w największym stopniu na właściwości powłoki (rys. 4.16). Ustalenie wartości tych najbardziej istotnych czynników wymaga przeprowadzenia procesu optymalizacyjnego, który realizuje się według algorytmu podporządkowanemu celowi uzyskania maksymalnej wartości pożądanej cechy powłoki dla określonej aplikacji. Prawdłowo przeprowadzony proces powinien obejmować zarówno dobór materiału powłokowego, jak i optymalizację jego parametrów natryskiwania. Konieczna jest weryfikacja uzyskanych w badaniach podstawowych wyników, jak również w badaniach stosowanych i eksploatacyjnych, ponieważ warunki natryskiwania powłok na próbki w większości przypadków różnią się od warunków natryskiwania na określony element. Szereg czynników, takich jak: kształt elementu, jego pojemność cieplna czy sposób nakładania powłoki powodują, że warunki tworzenia powłoki różnią się od tych, jakie występują podczas natryskiwania próbek.

W badaniach stosowane są trzy metody doboru optymalnych parametrów natryskiwania. Pierwsza z nich polega na ocenie wpływu jednego wybranego parametru (przy niezmiennych pozostałych) na określoną właściwość natryskiwanej powłoki. Główną wadą tej metody jest brak możliwości jednoczesnej zmiany wszystkich parametrów procesu, dlatego też nie pozwala ona na pełną ocenę przebiegu zjawisk zachodzących podczas natryskiwania. Wymaga ona ponadto przeprowadzenia dużej ilości doświadczeń. Mimo tych wad, jest ona często stosowana [41, 59, 72,

105]. Najczęściej wybiera się jeden lub dwa parametry wpływające w istotny sposób na właściwości powłoki. Przykładowo w pracy [101] badano wpływ odległości natryskiwania na odporność na zużycie natryskiwanych powłok molibdenowych. W celu osiągnięcia najlepszych efektów natryskiwania zaleca się stosować tę metodę każdorazowo przy użyciu nowych materiałów do natryskiwania.



Rys. 4.16. Czynniki wpływające na właściwości powłoki

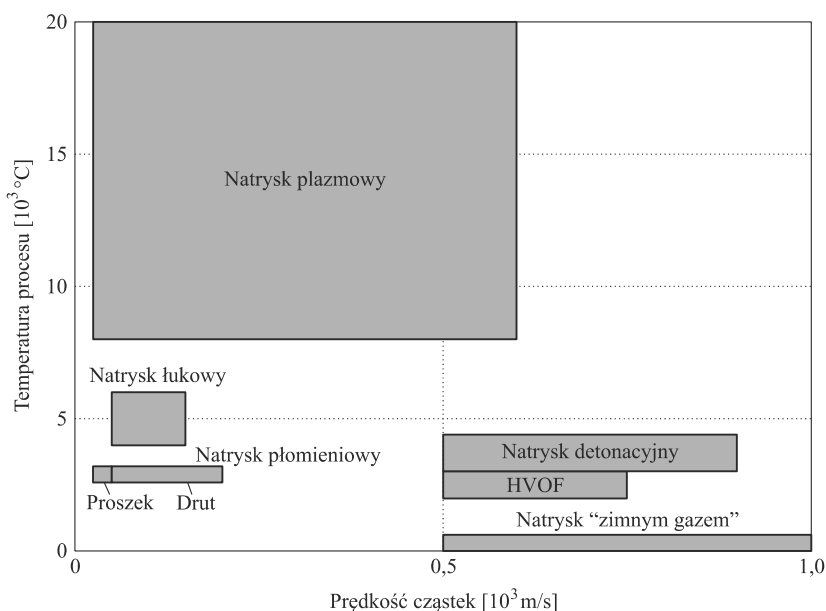
Kolejną metodą jest metoda polegająca na opracowaniu matematycznego modelu zjawisk fizycznych występujących podczas natryskiwania. Na podstawie tego modelu zostają dobrane parametry natryskiwania oraz ustalone relacje pomiędzy nimi a zjawiskami zachodzącymi podczas natryskiwania. Zastosowanie tej metody związane jest z możliwością uwzględnienia wielu czynników mających wpływ na proces natryskiwania, co jest niewątpliwą zaletą tej metody. Z kolei uwzględnienie wielu czynników jednocześnie komplikuje model i utrudnia osiągnięcie wymaganej dokładności opisu matematycznego. Widoczne jest to zwłaszcza wtedy, gdy uzyskiwane z modelu matematycznego wyniki odbiegają od rzeczywistości, co ma miejsce w przypadku pomiaru rozkładu prędkości i temperatury cząstek [111] czy też naprężeń własnych [96]. Metoda ta ma duże perspektywy rozwoju i stanowi podstawę wielu prac badawczych, gdzie opracowane modele i metody pomiarowe są stale doskonalone [31, 70].

Ostatnia grupa metod stosowanych do doboru optymalnych parametrów procesu to metody eksperymentalne, oparte na analizie statystycznej uzyskanych wyników [110]. Polegają one na statystycznej ocenie wpływu wybranych parametrów procesu na określoną właściwość natryskiwanej powłoki. Przeprowadza się ją na podstawie analizy modelu matematycznego procesu, który jest opracowany na podstawie wyników otrzymanych z przeprowadzonych planowanych eksperymentów [90, 98]. Współcześnie dostępna technika planowania eksperymentu daje wiele możliwości zbudowania wiarygodnego modelu matematycznego procesu dla określonego zakresu zmienności czynników wejściowych [84]. Zaletą tej grupy metod jest możliwie mała liczba koniecznych do przeprowadzenia doświadczeń. Jest ona uzależniona od ilości parametrów, które chcemy uwzględnić w modelu. W praktyce najczęściej uwzględnia się jednak tylko kilka podstawowych parametrów mających najistotniejszy wpływ na badaną właściwość. Optymalizację parametrów natryskiwania przeprowadza się na podstawie badań laboratoryjnych, które są następnie weryfikowane w badaniach eksploatacyjnych.

Proces doboru najbardziej korzystnych parametrów procesu jest związany z określonym systemem natryskiwania (rys. 4.17). W niektórych pracach jest on rozszerzany o badania porównawcze właściwości powłok natryskiwanych z wybranego materiału przy pomocy różnych systemów [88, 112].

Ocena jakości użytkowej powłoki wiąże się z funkcją, jaką ma ona spełniać. Wymogi powinny być formułowane indywidualnie dla każdego przypadku. Wiąże się to z koniecznością precyzyjnego określenia wymaganych właściwości powłoki. Ponieważ około 60% zastosowań natryskiwania cieplnego stanowią powłoki o wysokiej odporności na zużycie ściernie [106], to kryteriami oceny tych powłok będą: odporność na zużycie oraz twardość, porowatość i grubość. W większości zastosowań dąży się do otrzymania powłoki o właściwościach materiału litego i do niego będą odnoszone kryteria jakości. Kolejnym ważnym kryterium determinującym możliwość zastosowania powłok jest ich przyczepność do podłoża. Siła adhezji musi być większa niż siła tarcia występująca w trakcie pracy, co mogło by spowodować

odwarstwienie powłoki. Kryterium przyczepności musi być również spełnione dla powłok pełniących funkcje bariery cieplnej, które pracują w wysokich temperaturach i są narażone na szoki termiczne. Przyczepność w tym przypadku musi być na tyle duża, aby nie nastąpiło oderwanie powłoki z powodu odkształceń w wyniku naprężeń termicznych. Natomiast w przypadku natryskiwania powłok będących elementami samonośnymi (ang. *free standing shapes*) ten warunek nie jest brany pod uwagę. W takich elementach natomiast istotna jest łatwość oddzielenia powłoki od podłoża (matrycy) oraz wysokie siły kohezji zapewniające jej wymaganą spójność. Przyczepność do podłoża oraz spójność jest bardzo istotnym kryterium w przypadku natryskiwanych powłok biokompatybilnych [82]. Z jednej strony muszą one posiadać wysoką porowatość sięgającą 40%, która umożliwi przerastanie ich przez tkankę, co jest istotne dla prawidłowego połączenia protezy z organizmem. Z drugiej strony natomiast przerastająca tkanka nie może spowodować odwarstwienia powłoki od powierzchni protezy oraz jej delaminacji.

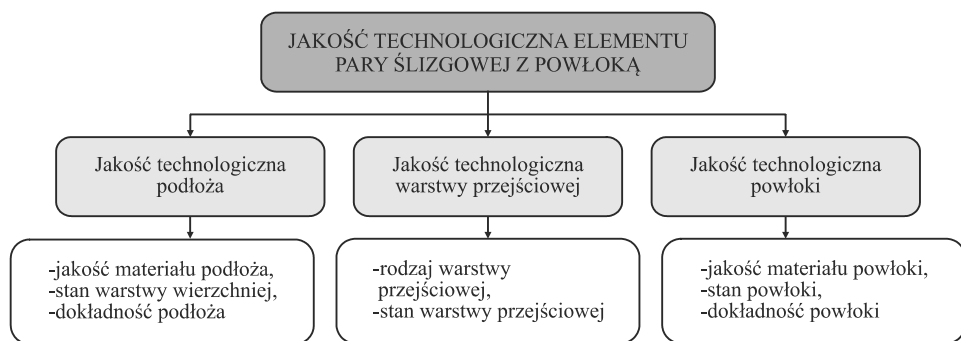


Rys. 4.17. Rozmieszczenie obszarów obejmujących zakresy temperatur i prędkości cząstek dla różnych rodzajów natryskiwania

Biorąc pod uwagę bardzo szeroki zakres zastosowań powłok natryskiwanych cieplnie, precyzyjne zdefiniowanie kryteriów jakości powłoki jest kwestią podstawową. Są one związane z efektywnością wytwarzania powłoki, o czym z kolei decyduje jakość urządzenia natryskowego. Dlatego też ustalenie w oparciu o te kryteria najbardziej korzystnego materiału powłokowego oraz optymalnych parametrów procesu natryskiwania pozwala na uzyskanie wysokiej efektywności wy-

tworzenia powłoki. Wysoka efektywność wytwarzania powłoki oznacza tu spełnienie wymaganych kryteriów jakości przy najniższych kosztach.

Nie można z kolei rozpatrywać jakości wyrobu z nałożoną powłoką bez uwzględnienia, oprócz właściwości samej powłoki, także właściwości podłoża, jak i połączenia tworzącego swoistą warstwę przejściową. Za jakość odpowiada więc system składający się z podłoża, warstwy przejściowej i powłoki. Można rozpatrywać jakość technologiczną wyrobu jako cechę potencjalną osiąganą po zakończeniu procesu wytwarzania lub jakość użytkową osiągniętą w okresie eksploatacji [54] – rysunek 4.18.



Rys. 4.18. Jakość technologiczna elementu pary ślizgowej z powłoką

Rozdzielne traktowanie wpływu czynników wymienionych na schemacie (rys. 4.18) nie zawsze jest możliwe, gdyż niektóre parametry jednego czynnika zależą od innych czynników.

Podchodząc ogólnie do zagadnienia można jakość technologiczną podłoża opisać posługując się trzema grupami czynników, takich jak:

- jakość materiału podłoża (skład chemiczny, struktura rdzenia, właściwości mechaniczne),
- stan warstwy wierzchniej podłoża (jej grubość, naprężenia własne, struktura, umocnienie, utwardzenie),
- dokładność powierzchni (chropowatość, falistość, kierunkowość nierówności, czystość chemiczna, obecność tlenków oraz adsorbowanych gazów i pary wodnej z otoczenia).

Podobnie jakość technologiczną powłoki natryskiwanej cieplnie opisują:

- jakość materiału powłoki (skład chemiczny, struktura, właściwości wytrzymałościowe, kruchość, mikrotwardość itd.),
- stan powłoki (jej grubość, struktura, naprężenia własne, porowatość, wady),
- dokładność powierzchni powłoki (chropowatość, kierunkowość nierówności, wady itd.).

Natomiast jakość połączenia (warstwy przejściowej) zależy od:

- rodzaju połączenia tworzącego warstwę przejściową (mechaniczne, adhezyjne, dyfuzyjne, chemiczne, epitaksjalne, metalurgiczne),
- stany warstwy przejściowej (grubość, naprężenia własne, struktura, wady itd.).

Spełnienie przez powłokę określonych kryteriów jest możliwe tylko w warunkach prawidłowo przeprowadzonego procesu natryskiwania cieplnego, który zapewni otrzymywanie powłok o powtarzalnych właściwościach [36]. Wiąże się to z zapewnieniem odpowiednio przeszkolonego personelu (ISO 149 18) i stosowaniem właściwych metod badawczych (ISO 14922).

4.2.5. Odporność na zużycie erozyjne i ścierne powłok natryskiwanych cieplnie

Jak już wcześniej zaznaczono, znaczna część zastosowań powłok natryskiwanych cieplnie dotyczy sytuacji, w których istotne znaczenie ma odporność na zużycie ścierne. Jedną z jego postaci jest erozja ścierna wywołana mikroskrawaniem przez cząstki ścierniwa przemieszczające się wraz ze strumieniem gazu, najczęściej powietrza, a druga dotyczy ścierania poprzez umocowane we współpracującym cieple cząstki ścierniwa. Z takimi rodzajami zużycia spotykamy się we wszelkiego rodzaju instalacjach transportu pneumatycznego, np. w przemyśle cementowo-wapienniczym czy też w energetyce, w instalacjach odpopielania, jak również w rolnictwie i w ziemnych maszynach roboczych pracujących w budownictwie. W ślizgowych węzłach tarcia ten rodzaj zużycia powinien występować rzadko, np. w przypadku nieszczelności układów zabezpieczających węzeł tarcia od wpływów zewnętrznych (zapylenie) i w przypadku niesprawności systemów filtrujących. Obie wymienione sytuacje należy zakwalifikować do patologicznych, niemniej jednak decydujących o trwałości węzła tarcia w sytuacjach awaryjnych. Zużycie ścierne w klasycznej postaci w ślizgowych węzłach tarcia może występować przy niewystarczającej trwałości smarującej warstwy granicznej w trakcie rozruchu i wybiegu maszyny. W przytoczonych w dalszej części tekstu badaniach ocenie poddano wybrane rodzaje powłok natryskiwanych płomieniowo i plazmowo, przy czym badania te miały charakter rozpoznawczy.

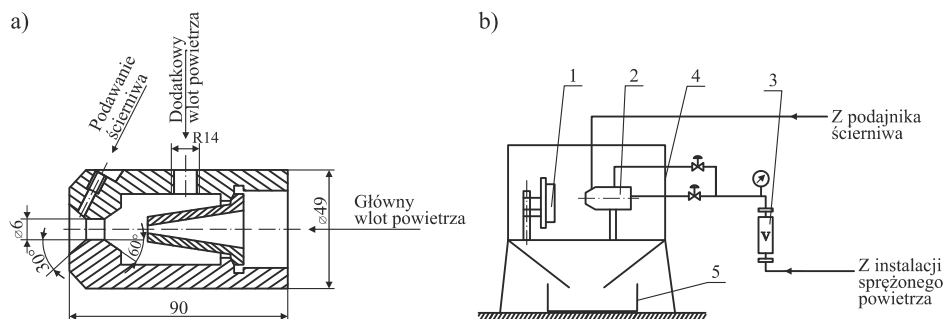
4.2.5.1. Odporność na zużycie erozyjne

Badania przeprowadzono na specjalnie wykonanym stanowisku do badań zużycia erozyjno-ściernego [5, 6] zbudowanym z następujących zespołów (rys. 4.19):

- uchwyt umożliwiający ustawienie próbki pod zadaniem kątem względem strugi powietrza ze ścierniwem,
- dysza z zaworami i rotametrem,
- instalacja dozownika ścierniwa.

Uchwyt oraz dysza zamontowane są w specjalnej obudowie, w której dolna część spełnia rolę pojemnika na zużyte ścierniwo. Jako dozownik ścierniwa wyko-

rzystano podajnik proszku plazmotronu PE-250. Wybór odpowiednich sit podajnika zabezpieczał równomierne i powtarzalne podawanie ścierniwa na próbki.



Rys. 4.19. Przekrój dyszy (a) oraz schemat stanowiska do badania odporności powłok na erozję ścierną w strudze powietrza (b), gdzie: 1 – próbka, 2 – dysza, 3 – rotametr, 4 – obudowa, 5 – pojemnik na zużyte ścierniwo

Specjalna konstrukcja dyszy wraz z systemem zaworów dławiących umożliwiały uzyskanie szerokiego zakresu prędkości strugi. Podawanie ścierniwa do strugi powietrza już poza dyszą zapewnia wystarczającą trwałość dyszy i stabilność jej pracy w trakcie całego okresu badań.

Badania prowadzono przy użyciu materiału ściernego selekcionowanego w postaci piasku kwarcowego o średniej średnicy ziaren $d_z < 0,4$ mm. Pozostałe parametry testu były następujące:

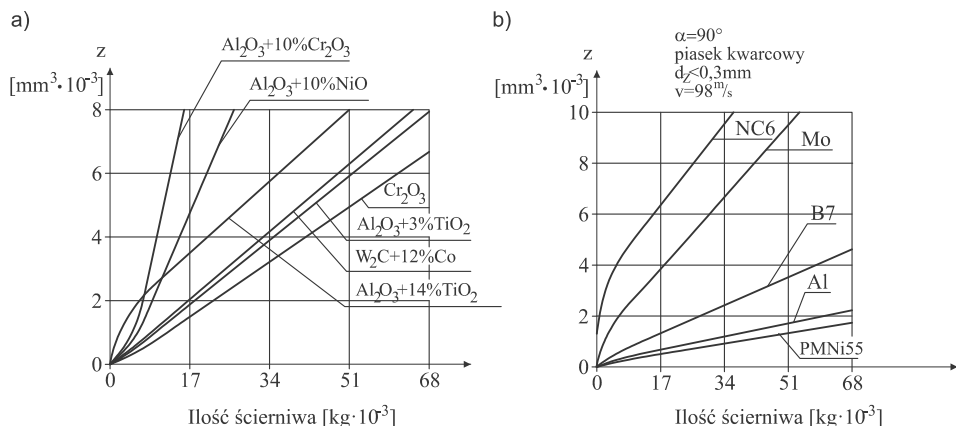
- odległość dyszy od próbki $l = 40$ mm,
- prędkość wypływu z dyszy $v = 98 \div 294$ m/s,
- kąt padania strugi względem płytki $30^\circ, 45^\circ, 60^\circ, 90^\circ$.

Próbkę stanowiła płytka o wymiarach 70x70 mm ze stali S235JR z naniesioną powłoką o grubości $0,3 \div 0,6$ mm. Próbek przygotowanych do badań nie poddawano szlifowaniu. Miarą zużycia próbki był ubytek masy po przeprowadzeniu próby (zużycie 1 kg ścierniwa). W celu uzyskania miarodajnych wyników, próby (przy zadanych parametrach) przeprowadzano sześciokrotnie. Ubytki wagowe masy przeliczano na ubytki objętości. Operacja ta umożliwiała porównanie odporności na zużycie materiałów o różnej gęstości.

Prostoliniowe części wykresów na rysunku 4.20, przedstawiające zależność zużycia od ilości materiału ściernego, uzyskano stosując metodę najmniejszych kwadratów do aproksymacji prostą. Z wykresów tych wynika, że:

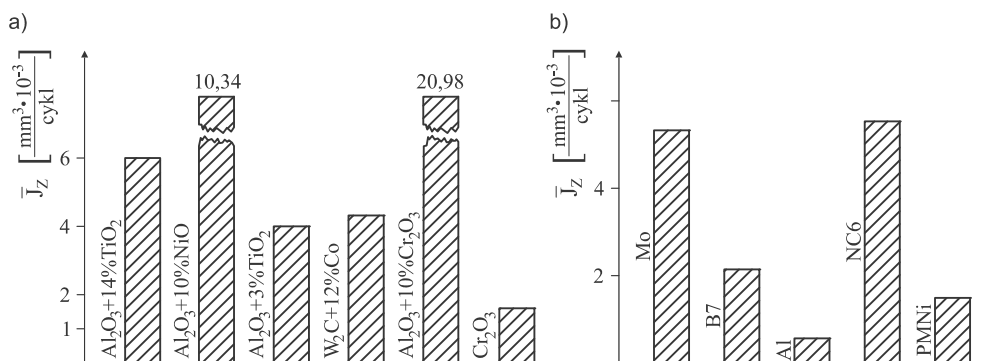
- materiały natryskiwane plazmowo posiadają wklęsłą krzywą zużycia, co dowodzi, że w miarę zużywania szybkość zużycia rośnie. Wskazuje to na to, że powierzchniowa warstwa powłoki jest bardziej spójna i odporna na zużycie niż jej wnętrze,

- materiały natryskiwane płomieniowo posiadają wypukłą krzywą zużycia, co oznacza, że szybkość zużywania ma tendencję malejącą, co wskazuje, że powłoka w trakcie zużywania umacnia się. Taki charakter krzywej zużycia jest typowy dla materiałów ulegających odkształceniom plastycznym.



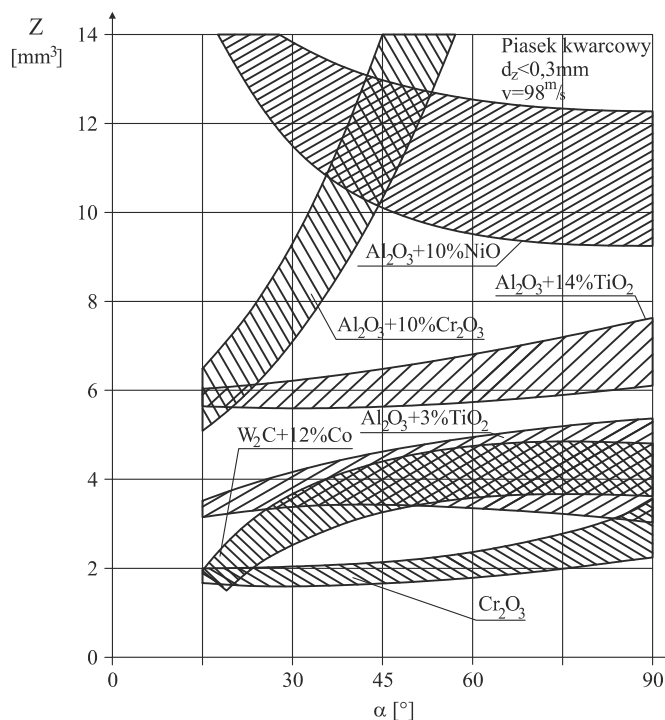
Rys. 4.20. Zależność zużycia erozyjnego: a) powłok plazmowych, b) powłok natryskiwanych płomieniowo, od masy zużytego ścierniwa

Przedstawione na rysunku 4.21 histogramy szybkości zużywania pozwalają stwierdzić, że spośród badanych powłok plazmowych najwyższą odporność na zużycie wykazują powłoki z Cr_2O_3 , natomiast w przypadku powłok natryskiwanych płomieniowo – powłoki z PMNi oraz Al. Na tak niskie zmierzone wartości zużycia powłok z materiałów charakteryzujących się dużą plastycznością złożył się fakt pomiaru masy próbki wraz z wbitymi w nią cząsteczkami ścierniwa. Zjawiska tego nie można uniknąć w badaniach zużycia erozyjnego.



Rys. 4.21. Histogram szybkości erozyjnego zużywania: a) powłok plazmowych, b) powłok natryskiwanych płomieniowo

Analizując przebieg zużycia w zależności od kąta padania strugi ścierniwa (rys. 4.22) można stwierdzić, że powłoki plazmowe zachowują się jak materiały kruche, to znaczy, że ze wzrostem kąta padania ścierniwa zużycie rośnie. Wyjątek stanowi powłoka z tlenku glinu z 10% dodatkiem tlenku niklu, dla której zużycie wraz ze wzrostem kąta maleje. Podobnie przedstawiają się zależności dla powłok natryskiwanych płomieniowo (rys. 4.22). Kruchość wykazują powłoki ze stali 102Cr6(NC6) i molibdenu.



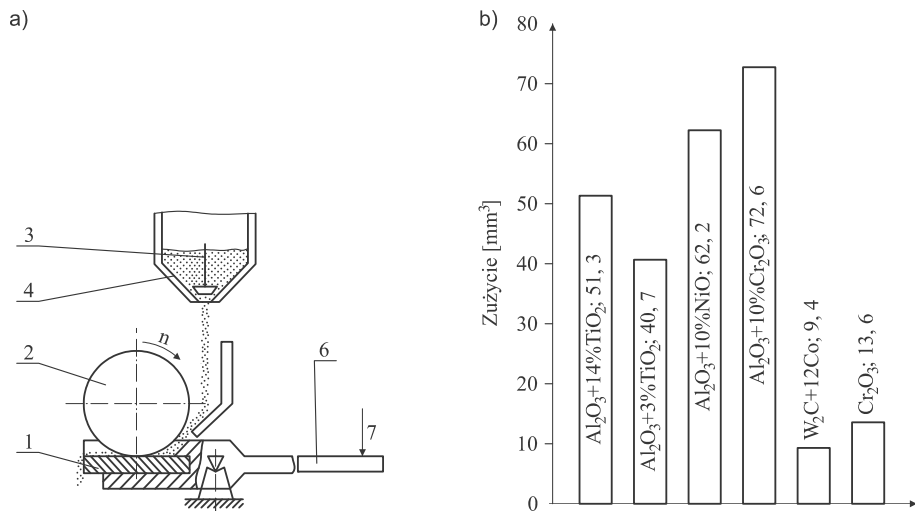
Rys. 4.22. Zależność zużycia powłok plazmowych od kąta padania strugi

4.2.5.2. Odporność na zużycie ścierne

Badania przeprowadzono na urządzeniu testowym T-07 (rys. 4.23a) umożliwiającym oznaczenie ścieralności materiałów zgodnie z normą ASTM G65485. Testowy węzeł tarcia tworzy płytka 1 stykająca się z luźnym ścierniwem, doprowadzonym do strefy styku ze zbiornika 4 przez dozownik 3 i ogumioną rolkę 2. Obciążenie styku zapewnia dźwignia 6 z obciążnikiem 7. Rolka 2 osadzona na wałku napędzana jest silnikiem elektrycznym przez przekładnię pasową i przekładnię zębatą. Ilość obrotów rolki zlicza czujnik obrotów.

Badaniom poddano próbki z powłokami natryskiwanymi plazmowo z Al_2O_3 , Cr_2O_3 oraz W_2C . Grubość powłok po szlifowaniu powierzchni wynosiła 0,3 mm.

Wyniki badań przeliczone na ubytki objętości badanych materiałów przedstawia wykres na rysunku 4.23b. Podobnie jak w przypadku badań na zużycie erozyjno-ścierne, tak i tu najwyższą odpornością charakteryzowały się powłoki z węgla wolframu i tlenku chromu.



Rys. 4.23. Testowy węzeł tarcia oraz zużycie przy tarcu w obecności ścierniwa: 1 – próbka, 2 – ogumowana rolka, 3 – zawór dozujący ścierniwo, 4 – zasobnik ze ścierniwem, 5 – kierownica, 6 – ramię dźwigni obciążającej, 7 – obciążnik

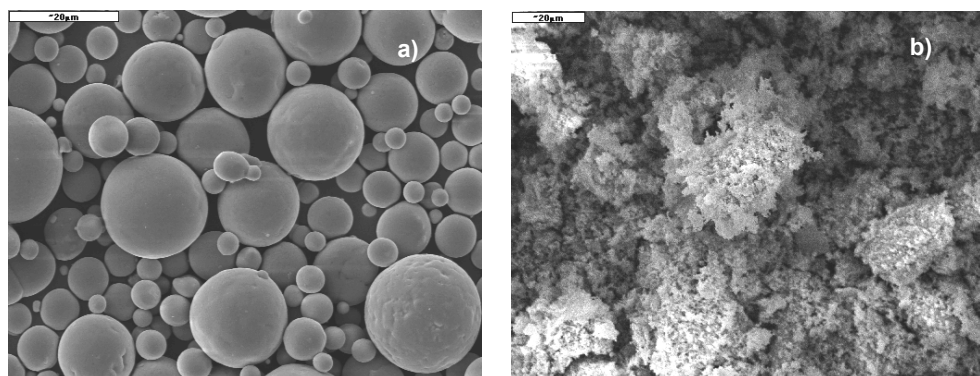
Przedstawiona metoda badań może być wykorzystana w przypadku doboru materiału na określony węzeł tarcia oraz do porównania właściwości materiałów pochodzących od różnych producentów.

4.3. PRZECIWZUŻYCIOWE POWŁOKI NATRYSKIWANE CIEPLNIE ZAWIERAJĄCE SMAR STAŁY

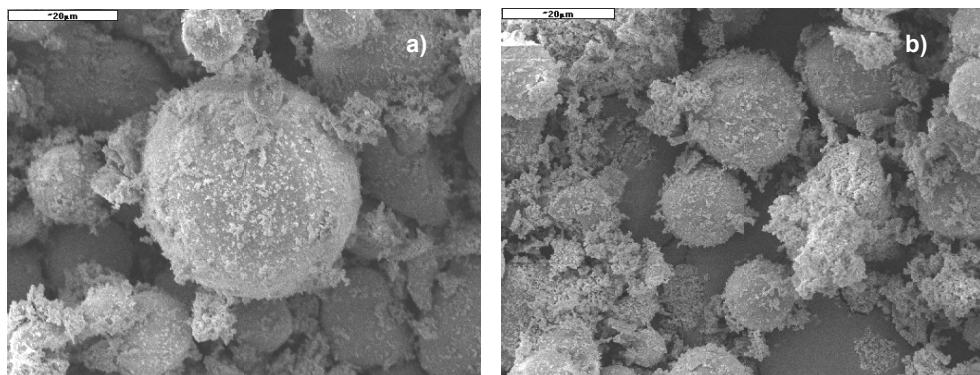
Zagadnienie wytwarzania powłok zawierających w swojej strukturze smar stały ma ogromne znaczenie przy konstruowaniu węzłów tarcia, w których z różnych względów brak jest możliwości stosowania lub dostarczania płynnych lub plastycznych środków smarnych.

Rozpatrywano powłoki z NiCrBSi znane z wyjątkowo dużej odporności na różne formy zużycia, w tym również na zużycie ścierne. Powłoki te mogą być natryskiwane różnymi technikami natrysku cieplnego, z czego największe znaczenie mają: natryskiwanie plazmowe i naddźwiękowe. Jako smar stały stanowiący dodatek można stosować różne materiały, które nie zmieniają swoich właściwości w procesie natryskiwania. Takim materiałem jest między innymi jedna z postaci tlenku żelaza. W przeprowadzonych badaniach [113] ocenie poddano wpływ rodzaju natryskiwania

na destrukcję smaru stałego (FeO). Szczególnie interesujące jest to, w jakim stopniu wysoka temperatura procesu natryskiwania plazmowego i duże odkształcenia w procesie natryskiwania naddźwiękowego wpływają na właściwości smarne powłoki. Rysunek 4.24 przedstawia wykonane na mikroskopie skaningowym Joel mikrofotografie materiałów wyjściowych, a rysunek 4.25 – ich mieszaniny.



Rys. 4.24. Mikrofotografie materiałów wyjściowych (proszków): a) NiCrBSi, b) Fe_2O_3

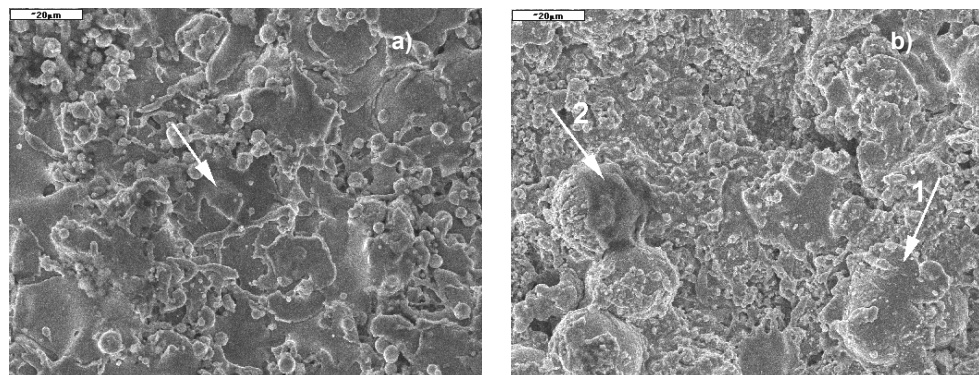


Rys. 4.25. Mieszanina proszków: a) 90% NiCrBSi/10% Fe_2O_3 , b) 60% NiCrBSi/40% Fe_2O_3

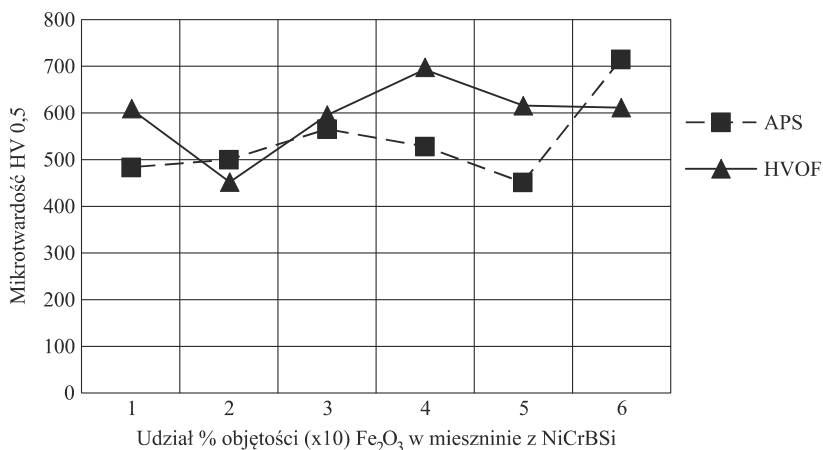
Mieszaniny proszków natryskiwano dwoma sposobami: plazmowo i naddźwiękowo. Badania mikrotwardości przeprowadzono na zglądach metalograficznych powłok natrykiwanych z proszku NiCrBSi oraz z mieszanin zawierających: 10, 20, 30, 40 i 50% objętości Fe_2O_3 .

Obraz powierzchni powłok natrykiwanych, przedstawionych na rysunku 4.26 pokazuje, że powłoki te powstały w odmiennych warunkach natryskiwania. Lamelle powstałe w przypadku natryskiwania naddźwiękowego (rys. 4.26b) są odkształcone w znacznie mniejszym stopniu niż w przypadku natryskiwania plazmowego. Widoczne są częściowo (strzałka „1”, rys. 4.26b) oraz bardzo słabo odkształcone

cząstki proszku (strzałka „2”, rys. 4.26b). Brak jest natomiast cząstek kulistych, które powstają w wyniku dobrego przetopienia ziaren proszku. Jest to wynik wpływu znacznie niższej temperatury płomienia gazowego (propan + tlen) niż strumienia plazmy. Znacznie większa prędkość pozwala jednak na utworzenie powłoki o mniejszej porowatości. Na rysunku 4.26b widać zdecydowanie mniejszą ilość ciemnych obszarów niż na rysunku 4.26a, na podstawie czego można przyjąć, że powłoki natryskiwane HVOF będą posiadały mniejszą porowatość niż powłoki natryskiwane plazmowo.



Rys. 4.26. Struktura powierzchni powłoki NiCrBSi; pow. 1000x: a) natryskiwanej plazmowo, b) natryskiwanej naddźwiękowo



Rys. 4.27. Zależność mikrotwardości powłok natrykiwanych plazmowo (APS) i natrykiwanych naddźwiękowo (HVOF) od udziału Fe_2O_3

Pomiary mikrotwardości powłok natrykiwanych cieplnie wykazują znaczny rozrzut, co jest związane z ich budową. Lamellarna struktura składa się z fazy stałej,

składającej się ze związków wchodzących w skład materiału powłokowego, i ich odmian fazowych, oraz porów. Ponadto bezpośredni pomiar mikrotwardości jest obciążony również błędem odczytu długości przekątnej odcisku penetratora przez operatora. W celu uniknięcia tego błędu, pomiary mikrotwardości HV0,5 przeprowadzono na twardościomierzu firmy Zwick 3210 z automatycznym odczytem. Wyniki badań dla powłok natryskiwanych plazmowo (APS) i naddźwiękowo (HVOF) są przedstawione na wykresie (rys. 4.27).

Na podstawie wyników pomiarów twardości można zauważyć, że powłoki natryskiwane naddźwiękowo z proszku NiCrBSi mają wyższą twardość niż powłoki natryskiwane plazmowo. Jest to związane z większymi prędkościami cząstek w czasie natryskiwania HVOF, co pozwala na otrzymanie powłoki o mniejszej porowatości. Są one bardziej jednorodne, a wyniki pomiarów wykazują mniejsze odchylenie standardowe niż powłoki natryskiwane plazmowo.

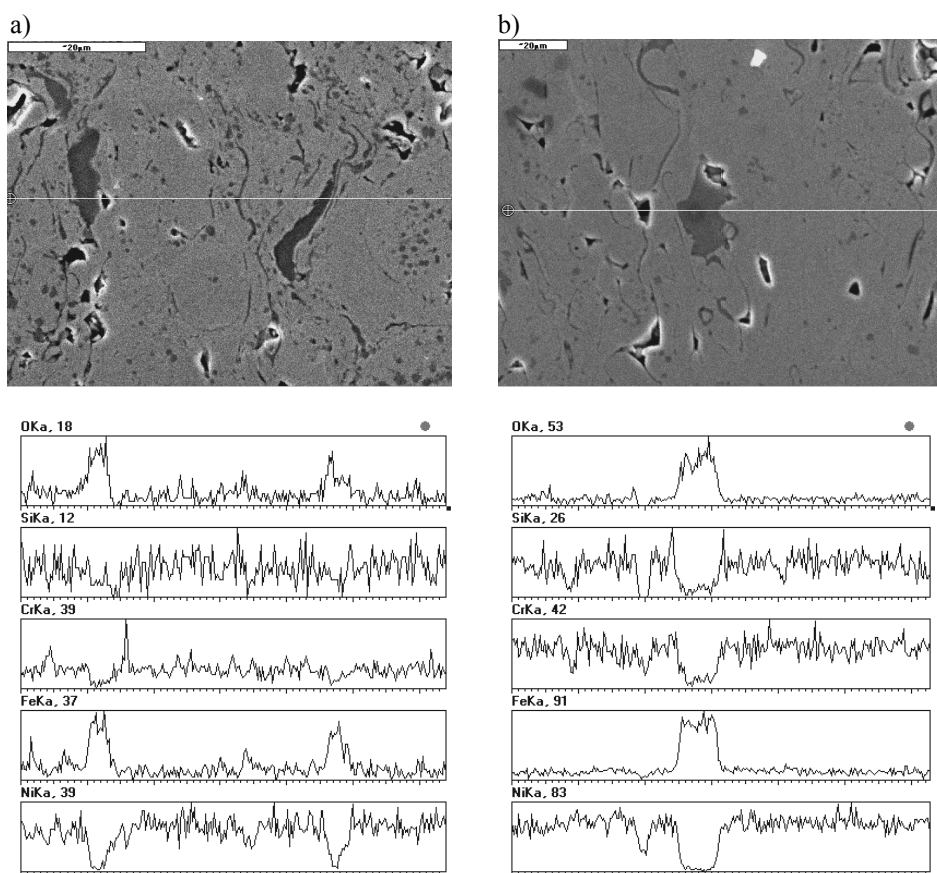
TABELA 4.3. Fazy występujące w materiale wyjściowym (proszkach) i natryskiwanych powłokach, wg [113]

Material	Powłoka lub materiał wyjściowy	Fazy
NiCrBSi	proszek przed natryskiem	Ni(Me), Cr ₃ Si, Ni ₃₁ Si ₁₂ , Ni ₂ B, Cr ₅ B ₃ , CrB
	powłoka APS	Ni(Me), Ni ₃₁ Si ₁₂ , Fe ₂ O ₃ – maghenit, Ni ₂ B
	powłoka HVOF	Ni(Me), Cr ₃ Si, Ni ₃₁ Si ₁₂ , Ni ₂ B, Cr ₅ B ₃ , CrB
Fe ₂ O ₃	proszek przed natryskiem	Fe ₂ O ₃ – hematyt
	powłoka APS	Fe, Fe ₃ O ₄ , Fe ₂ O ₃ – hematyt
	powłoka HVOF	Fe ₃ O ₄ , Fe ₂ O ₃ – hematyt
NiCrBSi + 50% obj. Fe ₂ O ₃	powłoka APS	Ni(Me), FeNi, Ni ₂ B, Cr ₃ Si, Ni ₁₆ Cr ₆ Si ₇ , Cr ₅ B ₃ , Cr ₃ Si, CrB ₂ , Ni ₂ O ₃ , Fe ₂ B, Fe ₃ O ₄ , Fe ₂ O ₃ – maghenit
NiCrBSi + 50% obj. Fe ₂ O ₃	powłoka HVOF	Ni(Me), FeNi, CrB, Ni ₂ B, Cr ₅ B ₃ , B ₄ Si, Ni ₃ Si, Fe ₃ O ₄ , Fe ₂ O ₃ – hematyt, maghenit

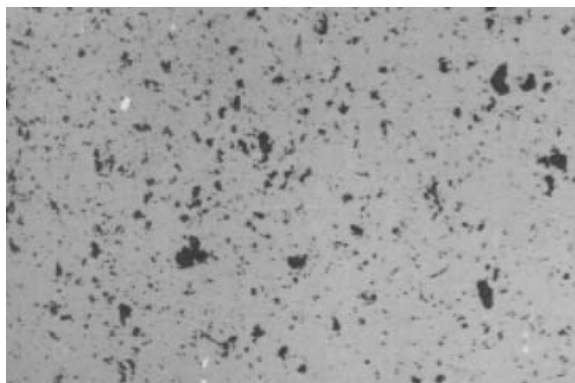
Przebieg zmian mikrotwardości powłok w funkcji zawartości Fe₂O₃ nie umożliwia wnioskowania o jej wartości na podstawie składu mieszaniny. Jest to trudne do wyjaśnienia, ponieważ można się spodziewać, że wzrost udziału Fe₂O₃ spowoduje spadek twardości badanej powłoki kompozytowej. W natryskiwanych powłokach można wyróżnić trzy fazy: osnowę niklową, twarde fazy borkowe i krzemowe (tab. 4.3) oraz fazę smaru stałego. Taki skład fazowy może być przyczyną trudności w uzyskaniu pomiaru twardości reprezentatywnego dla całej powłoki. Podobne zjawisko zostało zaobserwowane dla kilku mieszanin na bazie WC-10Ni z różnymi dodatkami jako smaru stałego [105]. Ponadto rzeczywisty udział objętościowy Fe₂O₃ w strukturze powłoki

kompozytowej jest znacznie mniejszy (tab. 4.3). Wiąże się to również ze stratami Fe_2O_3 w czasie natryskiwania powłoki. Na wyższą twardość natryśniętej plazmowo powłoki z 50% udziałem tlenku żelaza może mieć wpływ większy udział twardych faz powstałych w czasie jego natryskiwania z proszkiem NiCrBSi (tab. 4.3).

Wyniki liniowej analizy składu oraz mikrostrukturę powstałej powłoki przedstawia rysunek 4.28, a przykładową mikrostrukturę powłoki poddanej badaniom porowatości – rysunek 4.29. W wyniku natryskiwania naddźwiękowego uzyskuje się strukturę bardziej jednolitą z wyraźnie mniejszym udziałem tlenków oraz porów (na zglądach ciemne pola). Lamellarna struktura jest typowa dla obydwu sposobów natryskiwania, przy czym lamelle są bardziej odkształcone przy natrysku naddźwiękowym, a w niektórych miejscach ich granice zanikają. Na zglądach próbki natryskiwanej plazmowo związki żelaza identyfikowane były jako zgrupowania rozdrobnione, widoczne jako ciemne pola.



Rys. 4.28. Mikrostruktura oraz liniowy rozkład pierwiastków w powłoce 50%NiCrBSi/50% Fe_2O_3 natryskiwanej: a) plazmowo (APS), b) naddźwiękowo (HVOF)



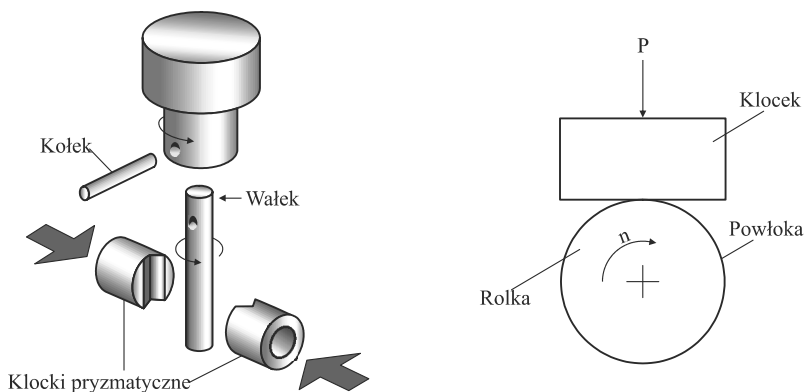
Rys. 4.29. Badania porowatości. Mikroskop Metapla 2 oraz Qantimet 570 color – mikrostruktura powłoki Fe_2O_3 natryskiwanej plazmowo (pow. 200x)

Dyfraktometryczna analiza składu fazowego (dyfraktometr Bruker D-8) wykazała, że tlenek żelaza w postaci hematytu występuje w materiale wyjściowym oraz tylko w powłoce natryskiwanej naddźwiękowo. W powłoce natryskiwanej plazmowo dominuje tlenek żelaza w odmianie zwanej maghenitem. Świadczy to o występowaniu destrukcyjnych przemian w procesie natryskiwania plazmowego (tab. 4.4).

TABELA 4.4. Wybrane właściwości powłok NiCrBSi natrykiwanych plazmowo (APS) i natrykiwanych naddźwiękowo (HVOF), wg [113]

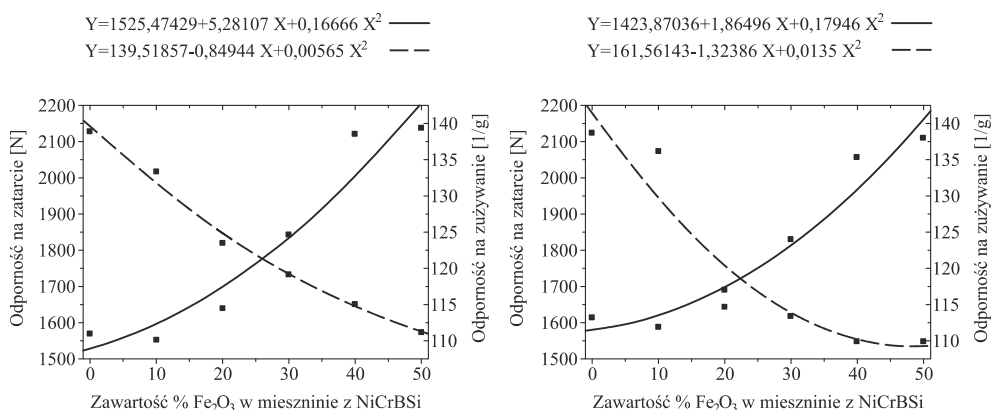
Lp.	Materiał powłoki	Metoda natryskiwania	Porowatość	Mikrotwardość $\text{HV}_{0,5}$	Przyczepność	Napężenia własne, MPa	
			%	MPa	MPa	σ_x	σ_y
1.	NiCrBSi	APS	16,41	482,33	27,5	A: 143 ± 6 B: -103 ± 5	A: 115 ± 5 B: 14 ± 4
2.	NiCrBSi	HVOF	5,06	609,13	35,0	A: 55 ± 8 B: -67 ± 45	A: 48 ± 5 B: -24 ± 4
3.	Fe_2O_3	APS	11,91		7,5		
4.	Fe_2O_3	HVOF	4,78		20,0		
5.	NiCrBSi+50% obj. Fe_2O_3	APS	19,29	714,37	28,0	A: 171 ± 4 B: -81 ± 7	A: 206 ± 10 B: 20 ± 8
6.	NiCrBSi+50% obj. Fe_2O_3	HVOF	12,14	609,80	32,5	A: 3 ± 10 B: -157 ± 10	A: 51 ± 17 B: 68 ± 9

A – napężenia w powłoce nieobrabianej, B – napężenia po szlifowaniu powłoki



Rys. 4.30. Schematy par tarcia w wykorzystywanych testach tribologicznych: a) tester do badań na zatarcie (typu Falex, T-09), b) tester do badań tarciovych (typ rolka – klocek, T-07)

Właściwości smarne i przeciwzużyciowe badane były na testerach tribologicznych typu Falex oraz typu rolka – klocek (rys. 4.30). Zestawienie wyników testów przedstawia rysunek 4.31.



Rys. 4.31. Odporność na zużycie oraz odporność na zatarcie powłoki NiCrBSi zawierającej różne udziały procentowe Fe_2O_3 : a) natryskiwanej plazmowo, b) natryskiwanej naddźwiękowo

Uzyskane wyniki dowodzą, że wraz ze zwiększaniem udziału tlenku żelaza powłoka ma lepsze właściwości przeciwwzrostowe, ale jednocześnie jest mniej odporna na zużycie ścierne. Optymalna zawartość tlenku żelaza dla powłok natryskiwanych naddźwiękowo wynosi około 21%, natomiast dla powłok plazmowych 27%. Uzyskany rezultat potwierdza, że w wysokotemperaturowym procesie plazmowym następuje niekorzystna transformacja tlenku żelaza w postaci hematytu na formy nieposiadające właściwości smarnych.

4.4. WYKAZ LITERATURY

- [1] Ahmaniemi S., Knuuttila J., Mäntylä T. (1999): *Residual stresses in plasma sprayed alumina and chromia coatings and their effect on wear*. Proc. of International Thermal Spray Conference, Düsseldorf.
- [2] Antoszewski B. (2001): *Natryskiwanie cieplne – metody, zastosowania, własności*, Zeszyty Naukowe Politechniki Świętokrzyskiej; seria Mechanika, nr 75, s. 47-56.
- [3] Antoszewski B. (2005): *Problemy inżynierii materiałowej w budowie i eksploatacji urządzeń mechanicznych*. Praca zbiorowa pod redakcją A. Niewczasa – *Wybrane zagadnienia transportu samochodowego*. PNTTE, Warszawa, s. 9-27.
- [4] Antoszewski B. (2005): *Natryskiwanie plazmowe i naddźwiękowe*. Zeszyty Naukowe Politechniki Świętokrzyskiej, seria Mechanika 82, Kielce, s. 35-41.
- [5] Antoszewski B. (1996): *Friction and Wear Behaviour in Plasma Sprayed Coatings* ACTA PHISICA POLONICA, Vol. 89, No. 3, pp. 365-371.
- [6] Antoszewski B., Kępa Z., Pyrek J. (1989): *Forschung der Erosionfestigkeit thermischengespritzten Schmelztuberzuge*. 2. Tribotechnisches Problemseminar 5 bis 7 December 1989, Zwickau.
- [7] Antoszewski B., Żórawski W. (1993): *Odporność na zużycie powłok natryskiwanych cieplnie i ich zastosowanie do regeneracji części maszyn*. II Międzynarodowa Konferencja Naukowo-Techniczna nt. Wpływ Technologii na Stan Warstwy Wierzchniej - WW93 - Gorzów-Lubniewice, s. 159-164.
- [8] Antoszewski B., Żórawski W. (1998): *Efekty lokalnej obróbki laserowej powłok natryskiwanych plazmowo*. Seminarium IMP pt.: „Powierzchniowe obróbki cieplne wyrobów metalowych”, Gdańsk.
- [9] Antoszewski B., Żórawski W. (1998): *Influence of surface microstructure of ceramic coatings on the initiation and development of scuffing phenomena*. 15th International Thermal Spray Conference, Nicea.
- [10] Baradel N., Bianchi L., Blein F., Freslon A., Jeandin M. (1998): *In situ measurement within plasma-sprayed zirconia coatings under industrial conditions*. Proc. of 15th International Thermal Spray Conference, Nice.
- [11] Barbezat G., Zierhut. J., Landes K.D. (1999): *Triplex- a high performance plasma torch*. Proc. of United Thermal Spray Conference'99, Düsseldorf.
- [12] Barbezat G. (2001): *The evolution of the plasma spraying technology during the last ten years*. Proc. of 16th International Thermal Spray Conference, Singapore.
- [13] Barbezat G. (2001): *The internal plasma spraying on powerful technology for the aerospace and automotive industries*. Proc. of 16th International Thermal Spray Conference, Singapore.
- [14] Berreth K., Buchmann M., Gadow R., Tabellion J. (1999): *Evaluation of residual stresses in thermal sprayed coatings*. Proc. of International Thermal Spray Conference, Düsseldorf.
- [15] Blanchet T.A., Lauer J.L., Liew Y.F., Rhee S.J., Sawyer W.G. (1994): *Solid lubrication by decomposition of carbon monoxide and other gases*. Surface and Coatings Technology 68-69, pp. 446-452.

- [16] Bolles D.C. (1995): *HVOF thermal spraying: an alternative to hard chrome plating*. Welding Journal, No. 10.
- [17] Borisov Y.S., Harlamow A., Sidoenko S.L., Adatowska E.N. (1987): *Gazotermiczskie pokrytija iz poroszkowych materialow*, Kijów, Naukowaja Dumka.
- [18] Borisov Y., Chernyshow A., Korzhick V., Murashov A. (1991): *Plasma spraying of coatings using a protective nozzle*. Proc. of 2nd Plasma-Technik Symp., Lucerne.
- [19] Borisova A., Borisov Y., Tunik A., Adeeva L. (1999): *Thermal spray of coatings containing solid lubricants*. Proc. of United Thermal Spray Conference, Düsseldorf.
- [20] Buchmann M., Gadow R., Killinger A. (2000): *Solid lubricant containing coatings for cylinder liners in pressure casted aluminium crankcase*. Proc. of Thermal Spray Conference, Surface Engineering via Applied Research, Montreal.
- [21] Buchmann M., Gadow R. (2000): *Residual stress analysis of solid lubricant containing coatings on light metall alloys for aluminium engine components*. Proc. of Thermal Spray Conference, Surface Engineering via Applied Research, Montreal.
- [22] Buckley D.H. (1981): *Surface effects in adhesion, friction, wear and lubrication*. Elsevier Scientific Publishing Company, Amsterdam.
- [23] Burakowski T., Wierzchoń T. (1995): *Inżynieria powierzchni metali*. Wydawnictwa Naukowo-Techniczne, Warszawa.
- [24] Chmielewski M., Barlak M., Mikoś M. (2000): *Wykorzystanie plazmy w procesach nanoszenia gradientowych warstw wierzchnich*. „Przegląd Spawalnictwa” nr 6.
- [25] Cias A., Frydrych H., Pieczonka T. (1992): *Zarys metalurgii proszków*. Wydawnictwa Szkolne i Pedagogiczne, Warszawa.
- [26] Coddet C., Montavon G., Marchionet T., Freneaux O. (1998): *Surface preparation and thermal spray in a single step: the PROTAL process*. Proc. of 15th International Thermal Spray Conference, Nice.
- [27] Coddet C., Montavon G., Verdier M., Costil S., Barbezat G. (2001): *PROTAL processing of titanium alloys as an alternative to degreasing and grit-blasting prior to thermal spraying*. Proc. of 16th International Thermal Spray Conference, Singapore.
- [28] DellaCorte Ch., Fellenstein J.A., Benoy P.A.: *Evaluation of advanced solid lubricant coatings for foil air bearings operating at 25 and 500°C*. NASA/TM-1998-206619.
- [29] Drozdov Yu.N. (2002): *Tribological problems of mechanical system creation for the moon*. INTERTRIBO 2002, Wysokie Tatry.
- [30] Dubský J., Kolman B., Vyšohlid M. (1999): *Residual stresses and Young modulus of alumina and chromia plasma sprayed deposits*. Proc. of International Thermal Spray Conference, Düsseldorf, P. 659.
- [31] Lugscheider E., Herbst C., Fisher A., Zhao L. (1999): *Influence of HVOF process parameters during spraying of metal alloys*, Proc. of UTSC, Düsseldorf.
- [32] Ebert K., Osthoff M., Verpoort C., Poredda H., Gebauer U. (1999): *Instandsetzung von verschleißgeschädigten Zylinderoberflächen durch Termisches Spritzen*. Proc. of International Thermal Spray Conference, Düsseldorf.
- [33] Fagoaga I., Viviente J.L., Gavin P., Bronte J.M., Garcia J., Tagle J.A. (1998): *Multilayer coatings by continuous detonation spray technique*. Thin Solid Films 317, pp. 259-265.

- [34] Fukumoto M., Huang Y., Ohwatari M. (1998): *Flattering mechanism in thermal sprayed particle impinging on flat substrate*. Proc. of 15th International Thermal Spray Conference, Nice.
- [35] Folio F., Barbezat G., Coddet C., Montavon G., Costil S. (1999): *Thermal spray deposition of metallic and ceramic coating on aluminium and titanium alloys using the PROTAL process*. Proc. of United Thermal Spraying Conference'99, Düsseldorf.
- [36] Gadow R., Killinger A., Li C. (2002): *On line process control of plasma sprayed ceramic coatings with IR thermographic imaging*. Proc. of International Thermal Spray Conference, Essen.
- [37] Guilemany J.M., Navarro J., Lorenzana C., Miguel J.M. (2002): *Tribological features of self-lubricated coatings obtained by atmospheric plasma spraying (APS)*. Proc. of International Thermal Spray Conference, Essen.
- [38] Guillemette R. (1998): *The development and implementation of thermal spray coatings for helicopter components*. Proc. of 15th International Thermal Spray Conference, Nice.
- [39] Harir A., Ageorges H., Grimaud A., Fauchais P., Platon F. (2002): *A new technique to plasma spray composite stainless steel-graphite coating with low friction coefficient on 100C6 steel*. Proc. of International Thermal Spray Conference, Essen.
- [40] Harrison K. (1998): *Protecting our future with thermal spraying*, Trans IMF, 76(4).
- [41] Hearley J.A., Little J.A., Sturgeon A.J. (2000): *The effect of spray parameters on the properties of high velocity oxy-fuel NiAl intermetallic coatings*. Surface and Coating Technology 123, pp. 210-218.
- [42] Hoff I. (1996): *Thermally sprayed coatings*. Finishing (34).
- [43] Huchin J.P. (1998): *The place of thermal spraying in industry today and for the future*, Proc. of the 15th International Thermal Spraying Conference, Nice.
- [44] Irving B., Knight R., Smith R.W. (1993): *The hottest topic in the thermal spray industry*. Welding Journal 7.
- [45] Irving B. (2000): *HVIF process improves densities of many thermal sprayed coatings*. Welding Journal 2.
- [46] Irving B. (1998): *Thermal spray: new technology is its lifeblood*. Welding Journal 3.
- [47] Kawase R. (1998): *Molecular and microstructure of thermal sprayed heat and corrosion-resistant plastic coatings*. Proc. of the 15th International Thermal Spraying Conference, Nice.
- [48] Kim Y.C., Chang K.H., Horikawa K. (1998): *Characteristics of residual stress produced by MoSi₂ plasma spraying and its production mechanism*. Proc. of 15th International Thermal Spray Conference, Nice.
- [49] Klimpel A. (1999): *Technologie napawania i natryskiwania cieplnego*. Wydawnictwo Politechniki Śląskiej, Gliwice.
- [50] Kreye H. (1989): *Characteristics of coatings produced by high velocity flame spraying*, Proc. of the 12th International Thermal Spray Conference, London.
- [51] Kreye H. (1991): *High velocity flame spraying – process and coating characteristics*, Proc of 2nd Plasma Technik Symposium, Lucerne.
- [52] Kreye H. (1998): *Hochgeschwindigkeit-Flammspritzen ermöglicht neue Anwendungen*, JOT, No. 4.

- [53] Kreye H., Kirsten A., Schwetzke R. (1999): *Neue Entwicklungen beim thermischen Spritzen-Systeme, Spritzwerkstoffe und Anwendungen*. Proc. of International Thermal Spray Conference, Düsseldorf.
- [54] Kupczyk M. (2008): *Inżynieria powierzchni powłoki – przeciwzużyciowe na ostrza skrawające*, Wydawnictwo Politechniki Poznańskiej, Poznań.
- [55] Kuroda S., Clyne T.W. (1991): *The quenching stress in thermally sprayed coatings*. Thin Solid Films, 200, pp. 49-66.
- [56] Kuroda S., Tashiro Y., Yumoto H., Taira S., Fukanuma H. (1998): *Peening action and residual stresses in HVOF thermal spraying of 316L stainless steel*. Proc. of 15th International Thermal Spray Conference, Nice.
- [57] Kuroda S. (1998): *Properties and characterization of thermal sprayed coatings – a review of recent research progress*. Proc. of 15th International Thermal Spray Conference, Nice.
- [58] Leger A.C., Haddadi A., Pateyron B., Delluc G., Grimaud A., Nardou F., Fuchais P. (1998): *Residual stresses during coating generation: plasma spraying alumina coating on XC38 measurements and calculations*. Proc. of 15th International Thermal Spray Conference, Nice.
- [59] Lih W.C., Yang S.H., Su C.Y., Huang S.C., Hsu I.C., Leu M.S. (2000): *Effects of process parameters on molten particle speed and surface temperature and the properties of HVOF CrC/NiCr coatings*. Surface and Coating Technology 133-134, pp. 54-60.
- [60] Llorca-Isern N., Lucchese P., Jeandin M. (1997): *Advances in plasma spraying technologies and applications*, Finishing No. 2.
- [61] Matejicek J., Sampath S., Herman H. (1998): *Processing effects on splat formation, microstructure and quenching stress in plasma sprayed coatings*. Proc. of 15th International Thermal Spray Conference, Nice.
- [62] Mateos J., Cuetos J. M., Vijande R., Fernández E. (2002): *Tribological properties of plasma sprayed and laser remelted 75/25 Cr3C2/NiCr coatings*. Tribology International 34, pp. 345-351.
- [63] Materiały firmy OSU: *The CSJ-HP-HVOF Gun*.
- [64] Matthäus G. (1996): *Powłoki metalowe, węglkowe i ceramiczne natryskiwane urządzeniami firmy OSU*. Seminarium IMP "Metalizacja 96", Warszawa.
- [65] Mc Grann R.T.R., Shadley J.R., Rybicki E.F., Bodger B.E., Emery W.A., Somerville D.A., Greving D.J. (1998): *Evaluation of residual stresses and fatigue life of tungsten carbide thermal spray coated aircraft landing gear materials*. Proc. of 15th International Thermal Spray Conference, Nice.
- [66] McPherson R. (1989): *A review of microstructure and properties of plasma sprayed ceramic coatings*. Surface and Coating Technology 39/40, pp. 173-181.
- [67] Mikoś M. (1994): *Formowanie przepływu magneto hydrodynamicznego w plazmotronie do natryskiwania powłok*, Praca doktorska. Politechnika Warszawska, Warszawa.
- [68] Milewski W.: *Możliwości przemysłowego wykorzystania powłok natryskiwanych plazmowo na podstawie wykonanych w Polsce prac badawczych i wdrożeń przemysłowych*. „Powłoki Ochronne” 4/77.
- [69] Milewski W.: *Niektóre przykłady przemysłowego zastosowania powłok ceramicznych natryskiwanych plazmowo*. „Powłoki Ochronne” 3/73.

- [70] Moreau C., Cielo P., Lamontagne M., Dallaire S., Vardelle M. (1990): *Impacting particle monitoring during plasma spray deposition*. Meas. Sci. Technol. 1, pp. 807-814.
- [71] Morel S. (1997): *Powłoki natryskiwane cieplnie*. Wydawnictwo Politechniki Częstochowskiej, Częstochowa.
- [72] Moustafa S.F., El-Badry S.A., Sanad A.M., Kieback B. (2002): *Friction and wear of cooper-graphite composites made with Cu-coated and uncoated graphite powders*. Wear 253, pp. 699-710.
- [73] Nassenstein K., Peschka W. (2002): *Development of a new three cathode-plasma-gun*. Proc. of International Thermal Spray Conference, Essen.
- [74] Nestler C.M., Spies H.J., Herrman K. (1997): *Wytwarzanie powłok typu duplex poprzez kombinację procesów natryskiwania cieplnego i azotowania*, „Inżynieria Powierzchni”, 2/3.
- [75] Nicoll A.R. (1984): *Protective coatings and their processing – thermal spray*, Plasma Technik AG.
- [76] Olbrycht A., Okręgliński M. (1994): *Powłoki natryskiwane cieplnie o obniżonym współczynniku tarcia*. XXVIII Seminarium IMP „Wybrane Zagadnienia Inżynierii Powierzchni”, Warszawa.
- [77] Otmianowski T., Antoszewski B., Żórawski W. (1998): *Local laser treatment of tribological plasma sprayed coatings*. 15th International Thermal Spray Conference, Nicea.
- [78] Otmianowski T., Antoszewski B., Żórawski W. (2002): *Tribological properties of heterogeneous plastic and ceramic coatings*. XII International Conference Mechanics of Composite Materials, Ryga.
- [79] Ouyang J.H., Sasaki S., Umeda K. (2001): *Microstructure and tribological properties of low-pressure plasma-sprayed ZrO_2 - CaF_2 - Ag_2O composite coating at elevated temperature*. Wear 249.
- [80] Ouyang J.H., Sasaki S. (2001): *Effects of different additives on microstructure and high temperature tribological properties of plasma-sprayed Cr_2O_3 ceramic coatings*. Wear 249.
- [81] Pająk E., Wieczorowski K. (1982): *Podstawy optymalizacji operacji technologicznych*. PWN, Warszawa – Poznań.
- [82] Pawlowski L. (1995): *The science and engineering of thermal spray coatings*. J.Wiley&Sons Ltd., Chichester.
- [83] Pekshev P.Yu., Murzin I.G. (1993): *Modelling of porosity of plasma sprayed materials*. Surface and Coating Technology 56.
- [84] Polański Z. (1984): *Metodyka badań doświadczalnych*. Wydawnictwo Politechniki Krakowskiej, Kraków.
- [85] Prchlik L., Gutleber J., Bancke G., Ruff A.W. Samptach S. (2001): *Friction and wear properties of WC-Co and Mo-Mo₂C based functionally graded materials*. Wear 249, pp. 1103-1115.
- [86] Przybyłowicz K. (2003): *Metaloznawstwo*. WNT, Warszawa.
- [87] Refke A., Barbezat G., Loch M. (2001): *The benefit of an on-line diagnostic system for the optimization of plasma spray devices and parameters*, Proc. of 16th ITSC, Singapore.

- [88] Richard C., Beranger G., Merlier F., Dalmas D., Lu J. (1999): *Corrosion behaviour in sea water of WC-Co coating obtained by HVOF and APS*. Proc. of International Thermal Spray Conference, Düsseldorf.
- [89] Rigney R.W., Grubowski A., McCaw R., Scandell K. (1998): *Component repair and chrom plating replacment with new thermal spray in the United States Navy: succeses and the future*, Proc. of 15th International Thermal Spray Conference, Nice.
- [90] Saravanan P., Selvarajan V., Joshi S.V., Sundararajan G. (2001): *Experimental design and perfomance analysis of alumina coatings deposited by a detonation spray process*. Journal of Physic D: Applied Physic 34, pp. 131-140.
- [91] Sartwell B.D. (2000): *Thermal spray coatings as an alternative to hard chrome plating*. Welding Journal 7.
- [92] Schorr B.S., Stein K.J., Marder A.R. (1999): *Characterisation of thermal spray coating*. Materials Characterisation 42:93-100.
- [93] Siegmann S., Brown C.A. (1996): *Investigation on the substrate surface morphology for thermal sprayed coatings*. Proc. of. 17th International SAMPE Europe Conference, Basel.
- [94] Sieniański J. (1999): *Metaloznawstwo i podstawy obróbki cieplnej*. Laboratorium. Oficyna Wydawnicza Politechniki Rzeszowskiej, Rzeszów.
- [95] Skandan G., Yao R., Kear B.H., Qiao Y., Liu L., Fisher E. (2001): *Multimodal powders: a new class of feedstock material for thermal spraying of hard coatings*. Scripta Materialia 44, pp. 1699-1702.
- [96] Skrzypek S.J. (2002): *Nowe możliwości pomiaru makronaprężeń własnych materiałów przy zastosowaniu dyfrakcji promieniowania X w geometrii stałego kąta padania*. Rozprawy Monografie 108, Uczelniane Wydawnictwa Naukowo-Dydaktyczne AGH, Kraków.
- [97] Smith R.W. (1991): *Plasma spray processing. The state of art and future from a surface to a material processing technology*. Proc. of 2nd Plasma-Technik Symp., Lucerne.
- [98] Sobociński R., Żórawski W. (1989): *Influence of plasma sprayed WC/Co on the steel fatigue behaviour*. Proc. of 12th International Thermal Spraying Conference, London.
- [99] Steward D.A., Shipway P.A., McCartney D.G. (2000): *Microstructural evaluation in thermally sprayed WC-Co coatings: comparison between nanocomposite and conventional starting powders*. Acta Materialia 48, pp. 1593-1604.
- [100] Steward D.A., Shipway P.H., McCartney D.G. (1998): *Influence of heat treatment on the abrasive wear behaviour of HVOF sprayed WC-Co coatings*. Surface and Coating Technology 105, pp. 13-24.
- [101] Stolarski T.A., Tobe S. (2001): *The effect of spraying distance on wear resistance of molybdenum coatings*. Wear 249, pp. 1096-1102.
- [102] Tsui Y.C., Thompson J.A., Clynet T.W. (1998): *The efect of bond coat creep on residual stresses and debonding in plasma sprayed thermal barrier systems*. Proc. of 15th International Thermal Spray Conference, Nice.
- [103] Varacalle D.J., Irons G., Lalumiere R.J., Swank W.D., Lagerquist J. (1998): *Modeling and diagnostic of a new high-velocity combustion wire spray process*. Proc. of the 15th International Thermal Spray Conference, Nice.

- [104] Verdon C., Karimi A., Martin J.L. (1998): *A study of high velocity oxy-fuel thermally sprayed tungsten carbide based coatings*. Part 1: Microstructures. Materials Science and Engineering A246, pp. 11-24.
- [105] Voyer J., Marple B.R. (2000): *Tribological performance of thermally sprayed cermet coatings containing solid lubricants*. Surface and Coatings Technology 127.
- [106] Wasserman C. (1999): *Development of thermal spray industry into year 2000 from a spray shop point of view*. Proc. of United Thermal Spray Conference, Düsseldorf.
- [107] Wigren J., Pejryd L. (2000): *Tungsten carbide coatings on jet engines components*. Sulzer Technical Review 2.
- [108] Wigren J. (1988): *Grit blasting as surface preparation before plasma spraying*. Surface and Coatings Technology, 34, pp. 101-108.
- [109] Wilson J.M., Kim J., Shadley J.R., Rybicki E.F., Emery W.A., Somerville D.A., Nuse D.J., Mc Grann R.T.R., Greving D.J. (1999): *Fatigue life of HVOF tungsten carbide coated aluminium and hard anodized aluminium in cyclic bending and the influence of coating residual stresses*. Proc. of International Thermal Spray Conference, Düsseldorf.
- [110] Zielecki W. (1993): *Modyfikowanie właściwości technologicznych i użytkowych stali wiązką laserową i elektronową*, Wydawnictwo Politechniki Rzeszowskiej, Rzeszów.
- [111] Ziółkowski Z. (1997): *Kształtowanie części maszyn strumieniem metalizacyjnym formowanym wybuchem – kinematyka, temperatura i oddziaływanie strumienia na podłoże*, Rozprawa doktorska, Warszawa.
- [112] Żórawski W. (2002): *Tribological properties of carbide coatings by plasma and HVOF spraying*. International Thermal Spray Conference, Essen.
- [113] Żórawski W. (2004): *Właściwości natryskiwanych plazmowo i naddźwiękowo powłok kompozytowych zawierających smar stały*. Praca doktorska. Politechnika Świętokrzyska, Kielce.
- [114] Żórawski W., Radek N. (2002): *Wpływ obróbki laserowej na własności tribologiczne stopów niklowych natryśniętych ciepłnie*. „Przegląd Spawalnictwa” Nr 8-10.
- [115] Żórawski W., Chatys R. (2003): *The microstructure and composition of plasma sprayed coatings*. 5th European Conference TRANSCOM 2003, Słowacja.
- [116] Żórawski W., Chatys R., Jamrozek J. (2003): *Sprayed Composite Coatings of Reduced Friction Factor*. International Conference „Modern Wear and Corrosion Resistant Coatings Obtained by Thermal Spraying”, Warszawa.
- [117] Żórawski W., Antoszewski B. (2005): *High energy thermal spray techniques*. 4th Conference Coatings and Layers, Słowacja, Demänovská Dolina, pp. 249-254.
- [118] Żórawski W., Antoszewski B. (2003): *Supersonic spraying as an alternative to chromium plating*. 5th European Conference TRANSCOM 2003, Zilina, pp. 191-194.

5. Kształtowanie warstw powierzchniowych z teksturą przy wykorzystaniu technologii elektroerozyjnych

5.1. WPROWADZENIE DO TECHNOLOGII ELEKTROEROZYJNEJ

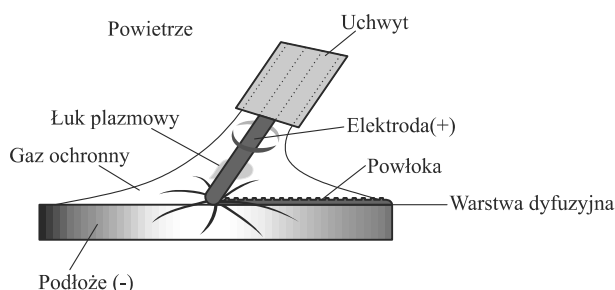
Obróbka elektroerozyjna przyrostowa znana jako nanoszenie elektroiskrowe (z ang. *spark-hardening* – utwardzanie elektroiskrowe lub *carbide impregnation* – pokrywanie węglnikami, współcześnie znane jako *electro spark alloying* oraz *electro spark deposition*, z ros. *elektroiskrowoje legirowanie* – elektroiskrowe stopowanie) należy do grupy metod opartych na wykorzystaniu skoncentrowanego strumienia energii. Metoda elektroiskrowego nanoszenia powłok powstała w latach czterdziestych XX wieku w byłym ZSRR, prawie równocześnie z ubytkową obróbką elektroerozyjną. Twórcami obu metod byli B.R. Łazarenko i N.I. Łazarenko [33, 46]. Obróbkę elektroiskrową zaczęto intensywnie rozwijać w latach sześćdziesiątych, a w latach siedemdziesiątych dość powszechnie używać do nanoszenia trudno topliwych materiałów na metale i ich stopy, głównie na stale. Metodą tą nakładano powłoki z twardych stopów, np. WC, TiC itp.

Najbardziej popularne są obecnie odmiany tej metody funkcjonujące pod nazwami ESD (*Electro Spark Deposition*), ESA (*Electro Spark Alloying*), PES (*Pulse Electrode Surfacing*) oraz EDM (*Electrodischarge Machining*). Wymienione technologie łączy wspólna podstawa działania opierająca się na wykorzystaniu zjawiska wyładowania elektrycznego wraz z towarzyszącymi mu procesami transportu masy i dyssypacji energii [34, 49, 53, 63, 66, 67, 68, 74].

W Polsce zaczęto interesować się nanoszeniem powłok przy użyciu technologii elektroerozyjnej na początku lat osiemdziesiątych. Prekursorem tej technologii było Centrum Uczelniano-Przemysłowe Eksploatacji Pojazdów i Maszyn Wyższej Szkoły Inżynierskiej w Radomiu, obecny Instytut Technologii Eksploatacji (ITE – Radom). W 1982 r. inżynierowie i naukowcy skonstruowali polską wersję ręcznego urządzenia do elektroerozyjnego utwardzania [62]. Urządzenie o nazwie ESH (*Elektro Spark Hardening*) zostało wdrożone do wielu zakładów przemysłowych, gdzie służyło głównie do nakładania powłok na narzędzia skrawające w celu podniesienia ich trwałości.

Ośrodkami naukowo-badawczymi w Polsce, zajmującymi się tematyką elektroerozyjnego nanoszenia powłok, są: Wydział Inżynierii Produkcji Politechniki Warszawskiej [54-56, 58, 64-65], Wydział Mechatroniki i Budowy Maszyn Politechniki Świętokrzyskiej [6-13, 59-61, 70-73, 80], Wydział Mechaniczny Politechniki Radomskiej [21].

Idea metody elektroerozyjnego nanoszenia powłok opiera się na zjawisku wyładowania iskrowego między elektrodami (przedmiot obrabiany jest katodą, anodą jest elektroda erodująca) w atmosferze gazu, zwykle powietrza, rzadziej gazów ochronnych, a także w cieczach, np. nafcie, oleju transformatorowym. Podczas wyładowania następuje erozja anody wykonanej z materiału powłokowego i nanoszenie cząstek materiału anody na pokrywany przedmiot, z równoczesnym jego nagrzewaniem w okolicy styku obu elektrod [22, 36, 46, 53, 63, 68, 76]. Schemat nanoszenia powłoki metodą elektroerozyjną przedstawiono na rysunku 5.1.



Rys. 5.1. Schemat nanoszenia powłoki obróbką elektroerozyjną

Ostatnio na obróbkę elektroerozyjną zwrócono ponownie uwagę dzięki zaletom powłoki, które trudno uzyskać innymi metodami. Do zalet tych należą [22, 41]:

- możliwość wykorzystania różnych materiałów powłokowych do zmiany właściwości powierzchniowych materiału pokrywanego: mechanicznych, elektrycznych, cieplnych oraz fizycznych,
- bardzo dobre (wytrzymałe) połączenie powłoki z podłożem,
- ograniczony zakres wystąpienia odkształceń (w przypadku materiałów bardzo cienkich mogą wystąpić odkształcenia, które zależą głównie od energii impulsu),
- możliwość wykonywania powłok w ściśle zlokalizowanych obszarach,
- możliwość nakładania powłok na elementy o skomplikowanych kształtach,
- możliwość zachowania wyjściowej chropowatości powierzchni, także wymiarów i kształtu, ale tylko w przypadku stosowania elektrod grafitowych,
- możliwość nakładania powłok w szerokim zakresie pod względem grubości (od nanometrów do dziesiątych części mm),
- brak konieczności wstępnego przygotowania powierzchni przed nanoszeniem elektroerozyjnym,
- tanie i proste urządzenia do nanoszenia powłok, zwłaszcza urządzenia o ręcznym posuwie elektrody.

Należy ponadto zaznaczyć, że dodatkową zaletą elektroerozyjnego nanoszenia powłok jest brak szkodliwych oddziaływań na środowisko [42]. Mając na uwadze

względy techniczne, technologiczne, jak i ekologiczne można uznać, że opisywana metoda spełnia kryteria określone dla nowoczesnych technologii.

Metoda ta nie jest pozbawiona wad, do których zalicza się [22, 41]:

- brak możliwości stosowania do pokrywania materiałów nieprzewodzących prądu,
- niekiedy niewystarczająca grubość powłoki,
- niekiedy większa chropowatość naniesionej powłoki niż chropowatość podłoża,
- niezbyt duża powtarzalność właściwości powłok nanoszonych przy użyciu urządzeń ręcznych,
- powstanie na powierzchni w niektórych przypadkach silnych naprężeń rozciągających, a związku z tym obniżenie wytrzymałości zmęczeniowej.

W wielu krajach są prowadzone prace zmierzające do unowocześnienia i usprawnienia tej metody. W Stanach Zjednoczonych zajmują się tą tematyką między innymi instytuty pracujące dla NASA, AIR FORCE, US NAVY czy ROLLS-ROYCE CORPORATION, o czym świadczą liczne patenty. Ponadto w Instytucie New Jersey of Technology skonstruowano urządzenie do nanoszenia nanopowłok tą metodą. Nanopowłoki naniesione elektroerozyjnie elektrodami TiC-Ni-ZrO_2 oraz CrC-Ni-ZrO_2 charakteryzują się bardzo dobrą adhezją z podłożem, odpornością na zużycie, a grubość ich wynosi od 200 do 800 nm [26-28]. Powłoki tego typu mogą być stosowane na łopatki wirników turbin silników lotniczych.

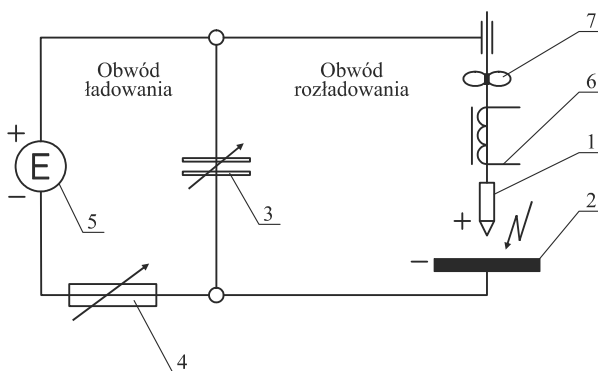
Proces elektroerozyjnego nanoszenia powłok charakteryzują następujące parametry i cechy szczególne:

- czas trwania wyładowania elektrycznego: milisekundy (w niektórych urządzeniach mikrosekundy np. ELFA-541),
- lokalna temperatura na powierzchni anody (elektrody powlekającej): $5 \cdot 10^3 \div 40 \cdot 10^3 \text{ K}$,
- odległość elektrod: $0,6 \div 2 \text{ mm}$,
- rodzaj elektrody: pręt, drut, szczotka lub dysk materiału użytego do nanoszenia,
- standardowa grubość uzyskiwanych powłok: $1 \div 200 \text{ }\mu\text{m}$,
- wydajność procesu: $0,5 \div 170 \text{ mg/cm}^2$.

Schemat elektryczny typowego układu stosowanego do obróbki elektroerozyjnej przedstawiono na rysunku 5.2.

Z elektrycznego punktu widzenia urządzenie stanowi generator relaksacyjny. Zasada działania urządzenia jest następująca: bateria kondensatorów ładuje się ze źródła prądu stałego do pojemności do $1000 \text{ }\mu\text{F}$ poprzez rezystor balastowy. Różnica potencjałów między elektrodami rośnie. W momencie zbliżenia anody (elektrody erodującej) do katody (przedmiotu pokrywanego), przy odległości mniejszej lub równej odległości przebicia warstwy powietrza następuje impulsowe wyładowanie przebijające (iskra) o czasie trwania rzędu milisekundy (w niektórych przypadkach mikrosekundy np. ELFA-541), fizycznie trwające do momentu zetknięcia

się elektrod. Po przebiciu odległości międzyelektrodowej w wyniku nagromadzonej w baterii kondensatorów energii, na powierzchni elektrod – wskutek lokalnej temperatury dochodzącej do $5000 \div 40\,000\text{ K}$ – powstają i rozwijają się lokalne jeziora materiału roztopionego, które parują i powodują erozję elektrod. Dzięki odpowiedniej biegunowości (przeciwnej niż przy ubytkowej obróbce elektroerozyjnej) roztopione cząstki erody przenoszone są przez kanał wyładowania przebijającego do materiału przedmiotu obrabianego. Po zetknięciu się z materiałem przedmiotu obrabianego zgrzewają się z nim, równocześnie go nagrzewając. W tym momencie następuje uderzenie wprawianej w drgania anody w katodę, co powoduje mechaniczne umocnienie materiału naniesionego na przedmiot pokrywany. Po ustaniu wyładowania następuje rozsunięcie elektrod – odsunięcie anody na odległość $0,6 \div 2,0\text{ mm}$. Ponieważ równocześnie odbywa się ładowanie kondensatora i różnica potencjałów na elektrodach odpowiednio wzrasta – znów następuje jego wyładowanie i cykl powtarza się [22].



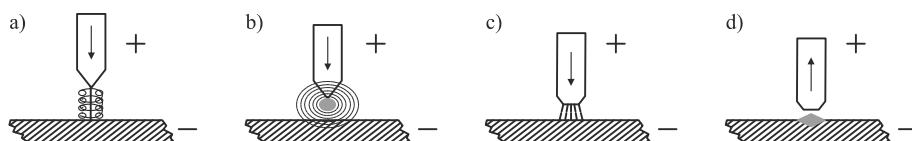
Rys. 5.2. Schemat układu elektrycznego do elektroerozyjnego nanoszenia powłok: 1 – wibrująca elektroda, 2 – pokrywany przedmiot, 3 – bateria kondensatorów, 4 – rezystor regulowany, 5 – źródło prądu stałego, 6 – elektromagnes wibratora, 7 – napęd elektrody, wg [22]

Powyższy opis dotyczy zasady działania urządzenia z ręcznym wibratorem. Podczas obróbki tego typu urządzeniem następuje zwarcie elektrod. Efektem tego zjawiska jest powstanie „wtórnego impulsu”, który przechodząc przez warstwę naniesioną na podłoże (katoda) powoduje jej dodatkowe utwardzenie (w wyniku mechanicznego oddziaływania elektrody).

Urządzenia z ręcznym wibratorem były i są obecnie najbardziej rozpowszechnionymi urządzeniami stosowanymi w przemyśle. W przypadku gdy chcemy przeprowadzić obróbkę dużej serii narzędzi, ich stosowanie staje się uciążliwe, i nie gwarantuje powtarzalności obróbki; zmusza to do wprowadzania urządzeń zautomatyzowanych. Istotnym postępowaniem w dziedzinie automatyzacji procesu była opracowana w latach osiemdziesiątych przez specjalistów bułgarskich bezstykowa odmiana metody elektroiskrowego utwardzania, wyposażona w system śledzący ubytek anody.

Cechą szczególną tej metody jest wysoka jakość powierzchni po obróbce. Natomiast pewne ograniczenia wynikają z konieczności stosowania cienkich, o średnicy $0,5 \div 1$ mm elektrod. Urządzenie tego typu, np. ELFA-541, ma następujący zakres zmian parametrów:

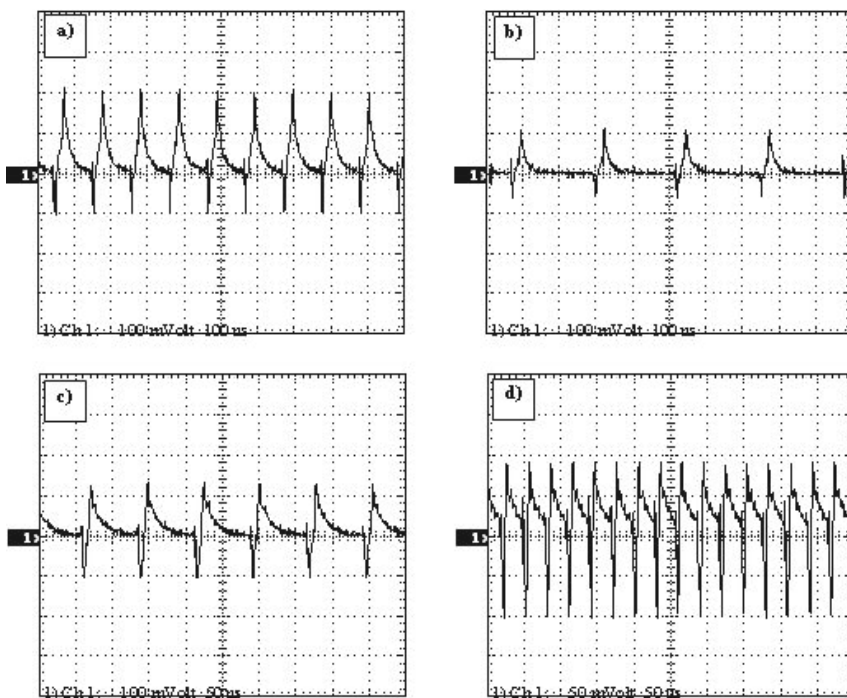
- natężenie prądu: $1,6 \div 16$ A,
- prędkość przesuwu stołu: $0,1 \div 1$ mm/s,
- prędkość głowicy wraz z elektrodą: $600 \div 6000$ obr/min,
- liczba przejść powlekających: 2 (zalecana),
- pojemność zespołu kondensatorów: $0,1 \div 1$ μ F,
- czas trwania impulsu: $3 \div 20$ μ s,
- częstotliwość: $5 \div 6,66$ kHz,
- grubość uzyskanej warstwy: $0,004 \div 0,008$ mm.



Rys. 5.3. Etapy procesu nanoszenia powłok obróbką elektroerozyjną za pomocą urządzenia ELFA-541: a) zbliżanie się do siebie dwóch elektrod i inicjacja wyładowania elektrycznego, b) powstanie plazmy oraz oddzielenie się kropli płynnego metalu z anody i poruszanie się jej w kierunku katody, c) tworzenie się (w wyniku wybuchu kropli) dużej liczby małych cząsteczek oraz ich lot w kierunku podłoża, d) wiązanie się roztopionych cząsteczek z katodą i tworzenie połączenia dyfuzyjnego lub reakcyjno-dyfuzyjnego, powrót anody do góry

Przedstawione na rysunku 5.3 etapy procesu powtarzają się cyklicznie. Proces elektroerozyjnego stopowania przebiega w następujący sposób: po włączeniu układu źródło prądu stałego ładuje kondensatory, a elektroda (anoda) zaczyna zbliżać się do materiału obrabianego (katody). Różnica potencjałów między elektrodami rośnie. W wyniku zbliżania się anody do katody natężenie pola elektrycznego w szczelinie zwiększa się. W momencie gdy natężenie pola elektrycznego osiągnie wartość krytyczną, następuje wyładowanie elektryczne (impulsowe). W efekcie tego wyładowania tworzy się „kanał przewodzący”, przez który przemieszcza się wiązka elektronów w kierunku anody, przy powierzchni której jest gwałtownie hamowana. Przebiegi zmian prądu zmierzone dla urządzenia ELFA-541 przedstawia rysunek 5.4.

Energia ruchu zatrzymanych elektronów gromadzi się w warstwie powierzchniowej anody, powodując jej rozgrzanie i topnienie powierzchniowe oraz powstanie plazmy. W wyniku topnienia powierzchniowego z anody oddziela się kropla płynnego metalu, która porusza się w kierunku katody wskutek sił elektrostatycznych niekiedy wspomaganych siłami grawitacji.



Rys. 5.4. Przykładowe charakterystyki prądowe urządzenia ELFA-541 (podziałka 10 mV-1A):
a) $I = 16$ A, $T_i = 20$ μ s, $C = 0,47$ μ F, $f = 10$ kHz; b) $I = 8$ A, $T_i = 20$ μ s, $C = 0,47$ μ F, $f = 5$ kHz;
c) $I = 16$ A, $T_i = 8$ μ s, $C = 0,47$ μ F, $f = 12,5$ kHz; d) $I = 16$ A, $T_i = 3$ μ s, $C = 0,47$ μ F, $f = 33,38$ kHz, wg [15]

W procesie oddzielania się materiału od anody przemieszczająca się kropla stopniowo nagrzewa się do wysokich temperatur, wrze lub „wybucha”. Przepływ prądu przerywa się, ściskające siły pola elektromagnetycznego znikają, w efekcie czego dochodzi do „rozerwania” kropli na drobne cząstki, które przemieszczają się szerokim frontem.

Jeżeli przegrzana kropla i cząstki znajdują się w styku z gazem (otaczającą atmosferą), ich skład i właściwości mogą się różnić od rodzimego materiału anody. Następnie roztopione cząstki, dochodząc do powierzchni katody wiążą się z nią zgodnie z zasadami reakcji chemicznych i często wnikają w jej powierzchnię tworząc połączenie dyfuzyjne lub reakcyjno-dyfuzyjne (w przypadku gdy atmosferą otoczenia jest powietrze).

Następnie anoda podnosi się do góry, a na powierzchni katody pozostaje trwale połączony z katodą materiał anody. Gdy elektrody rozsuwają się, kondensatory ponownie zaczynają się ładować, potencjał między elektrodami wzrasta i proces się powtarza.

Przedstawiony model stanowi odmianę modelu metody elektroerozyjnej, stworzonego przez Łazareńków [46] oraz cytowanego przez autorów prac [68, 76] i tyl-

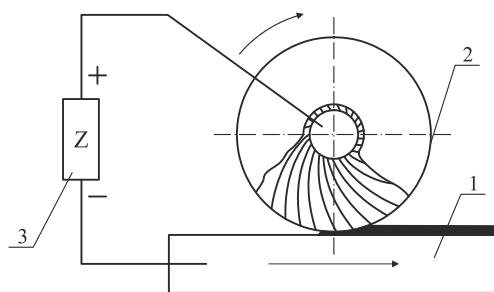
ko częściowo potwierdza się w praktyce, gdyż w rzeczywistości zachodzi przenoszenie materiału anody na katodę, ale jednocześnie obserwuje się erozję katody. W zależności od parametrów pracy, jak i warunków, można osiągnąć różne relacje między masą przenoszonego materiału z anody a erozją katody [23, 36, 53, 77].

W Polsce w połowie lat dziewięćdziesiątych w Instytucie Technologii Maszyn Politechniki Warszawskiej opracowano nowy sposób stopowania elektroerozyjnego przy pomocy obrotowych elektrod szczotkowych i oznaczono go symbolem BEDMA (*Brush Electrodischarge Mechanical Alloying*) [55-56, 69]. W literaturze światowej można znaleźć prace dotyczące nakładania powłok elektrodami szczotkowymi [37].

Obróbka ta wywodzi się z obróbki ubytkowej oznaczonej jako BEDMM (*Brush Electrodischarge Mechanical Machining*). Elektroda roboczą w tej metodzie jest cylindryczna obrotowa szczotka. Obróbka ubytkowa odbywa się w ośrodku wodnego roztworu szkła, układ roboczy jest zasilany z generatora prądu stałego. Materiał usuwany jest wskutek wyładowań iskrowych i mechanicznego oddziaływania stalowej szczotki (katody) na obrabiany element (anodę) [57, 78].

Obróbka BEDMA jest realizowana na urządzeniu do elektroerozyjnej obróbki ubytkowej BEDMM poprzez odpowiednie sterowanie parametrami mechanicznymi i elektrycznymi [56, 64-65].

W zaproponowanym przez autorów prac [54-55, 69] rozwiązaniu (rys. 5.5) elektrodami roboczymi są elementy sprężyste (druty) szczotki dociskanej sprężyscie do obrabianej powierzchni. Wysoka prędkość obrotowa szczotki powoduje, że styk poszczególnych drutów z obrabianą powierzchnią jest bardzo krótki. Wskutek styku elementów szczotki z obrabianą powierzchnią występuje kontaktowa inicjacja wyładowań elektrycznych, które powodują topnienie i parowanie anody (drutów szczotki), i katody (przedmiotu obrabianego), i przenoszenie materiału na katodę.



Rys. 5.5. Zasada obróbki erozyjno-mechanicznej obrotową elektrodą szczotkową (BEDMA): 1 – przedmiot obrabiany (katoda), 2 – elektroda szczotkowa (anoda), 3 – układ zasilania, wg [69]

BEDMA realizuje się w ośrodku gazowym (np. w atmosferze otoczenia, argonie), który umożliwia względnie łatwy proces przenoszenia metalu na powierzchnię katody i tworzenie technologicznej warstwy powierzchniowej. Sprężysty docisk drutów szczotki do stopowanej powierzchni daje możliwość obróbki powierzchni o zróżnicowanych kształtach i zmiennej makrogeometrii. Obróbka ta może być również automatyzowana przy pomocy prostych środków technicznych.

Warunki stopowania w obróbce BEDMA są korzystniejsze niż w przypadku użycia elektrody pręcikowej. Decydujący wpływ odgrywają tu warunki nadtapiania materiału katody i anody oraz ilości odprowadzanego ciepła. Koniec drutu łatwiej przechodzi w stan ciekły, jak również trudniej tu o odprowadzenie ciepła niż w elementach przedmiotu obrabianego. Dzięki temu zapewnione są dobre warunki nanoszenia materiału na obrabianą powierzchnię. Wszystko to, w połączeniu z geometrią szczotki i możliwością dopasowania jej kształtu i położenia do obrabianej powierzchni, pod wpływem zadanej siły lub ugięcia, umożliwia obróbkę złożonych powierzchni o niepowtarzalnych kształtach. Między częścią drutów a obrabianą powierzchnią występuje styk mechaniczny i przepływ prądu bez wyładowań. Ruch styczny drutów oraz ich docisk do powierzchni powoduje mechaniczną obróbkę powierzchni, przy równoczesnym przepływie prądu przez pola styku. Takie oddziaływanie nazywane jest obróbką elektromechaniczną. Efektem jej oddziaływania jest wygładzanie wierzchołków chropowatości utworzonej uprzednio w wyniku wyładowań iskrowych. Istotną zaletą tego sposobu stopowania jest możliwość zasilania układu roboczego ze źródeł prądu stałego, gdyż nie występuje tu konieczność generowania drgań elektrody roboczej, a dyskretny charakter szczotki i jej ruch obrotowy z dużymi prędkościami zapewnia impulsowy charakter wyładowań. Dzięki dyskretniej budowie szczotki oraz jej kinematyce wyładowania iskrowe występują w momencie wychodzenia drutów szczotki ze styku z materiałem stopowanym, powodując jednocześnie zrywanie styku elektrod oraz zanik stanów zwarciovych [64].

Znane są również rozwiązania stopowania elektroerozyjnego z zastosowaniem w procesie obróbki proszków metali. Cząstki proszku, będące pod działaniem silnego pola elektrycznego, przemieszczają się swobodnie w szczelinie międzyelektrodowej; te z nich, które wchodzą w obszar kanału wyładowania iskrowego rozgrzewają się ulegając stopieniu i biorą udział w tworzeniu warstwy powierzchniowej [32, 43, 45, 91].

Od wielu lat w Instytucie Metali i Stopów w Moskwie prowadzone są badania dotyczące możliwości nakładania powłok nowo opracowaną metodą TRESS (*Thermoreactive Electrospark Surface Strengthening*) – utwardzanie powierzchni obróbką elektroerozyjną wspomaganą egzotermiczną reakcją chemiczną [44]. Idea metody TRESS (ESA + SHS) polega na tym, że podczas wyładowania iskrowego wydzielą się energia, która inicjuje egzotermiczną reakcję chemiczną pomiędzy składnikami elektrody. Ciepło powstające podczas tej reakcji jest porównywalne z energią impulsu. Technologia ta wymaga stosowania specjalnych elektrod, które są produkowane metodą wysokotemperaturowej syntezy [45] (SHS *Self-propagating High-temperature Synthesis*). Wymieniony wyżej instytut produkuje całą gamę takich elektrod dla różnych zastosowań.

5.2. WYŁADOWANIA ELEKTRYCZNE W PROCESIE OBRÓBKİ ELEKTROEROZYJNEJ

Badania nad fizyką procesu elektrycznej erozji materiałów w obróbce ubytkowej (EDM – *Electro Discharge Machining*) i przyrostowej (ESA – *Electro Spark Alloying*) prowadzone są przez zespoły badawcze na całym świecie. Według danych literaturowych [25, 39, 48, 89, 92] w procesie erozji w wyniku wyładowania elektrycznego charakterystyczne jest występowanie trzech obszarów:

- obszar przyanodowy,
- kanał wyładowania (obecnie określany mianem kanału plazmowego),
- obszar przykatodowy.

B.N. Zolotych [92] uważa, że aby poznać proces erozji elektrycznej, należy określić mechanizm przekazywania energii dostarczonej w impulsie obszarom bezpośrednio uczestniczącym w procesie wyładowania (elektrodom, cieczy dielektrycznej lub gazom). Energia ta powoduje erozję elektrod. Charakter przekazywania energii anodzie i katodzie jest różny i zależy głównie od nośników prądu. Na anodzie cały prąd jest przenoszony przez elektrony, podczas gdy na katodzie – przez jony i elektrony. W efekcie przyjętego modelu wyładowania elektrycznego, procesy na anodzie i na katodzie są rozpatrywane oddzielnie.

Energię impulsu można wyrazić w następujący sposób [92]:

$$W_i = \int_0^{t_i} U(t)I(t) dt \quad (5.1)$$

gdzie: W_i – energia impulsu, $U(t)$ – napięcie w impulsie, $I(t)$ – natężenie prądu w impulsie, t_i – czas trwania impulsu.

Energię impulsu w uproszczeniu oblicza się z zależności:

$$W_i = U_r \cdot I_r \cdot t_i \quad (5.2)$$

gdzie: W_i – energia impulsu, U_r – amplituda napięcia roboczego, I_r – amplituda natężenia prądu roboczego, t_i – czas trwania impulsu.

Energię dostarczaną do powierzchni elektrod (anody i katody) podczas obróbki elektroiskrowej zapisuje się jako sumę:

$$W_E = W_A + W_K \quad (5.3)$$

gdzie: W_E – energia przekazywana elektrodom, W_A – energia przekazywana anodzie, W_K – energia przekazywana katodzie.

Natomiast energię impulsu można przedstawić w następujący sposób:

$$W_i = W_E + W_W \quad (5.4)$$

gdzie: W_i – energia impulsu, W_E – energia przekazywana elektrodom, W_W – energia działająca w kanale wyładowania.

Przekazywanie energii elektrodom może być realizowane za pośrednictwem następujących procesów [49, 68, 92]:

- bombardowanie katody jonami pod działaniem pola elektrycznego w strefach przyelektrodowych i bombardowanie anody elektronami,
- promieniowanie kanału wyładowania,
- termiczne (gazokinetyczne) bombardowanie cząstkami znajdującymi się w kanale wyładowania,
- przy małych grubościach szczeliny międzyelektrodowej może mieć miejsce wymiana energii pomiędzy elektrodami w rezultacie oddziaływania strumieni pary powstających na anodzie i na katodzie.

5.2.1. Zjawiska zachodzące na katodzie

Według autora pracy [92] na katodę działają zarówno elektrony, jak i jony. Wyniki doświadczeń badaczy [38] pokazują, że powierzchnia katody, a ściślej mówiąc nałożona na nią elektroerozyjnie warstwa, posiada małe kratery, których średnica może dochodzić nawet do 6 μm . Początkowo powstaje jeden mały krater, a później wraz ze wzrostem natężenia prądu powstają następne kratery.

Część energii impulsu przekazywanej katodzie przez jony zapisuje się w postaci:

$$W_K^j = a \cdot W_j^k + W_j^n \quad (5.5)$$

gdzie: a – współczynnik akomodacji, W_K^j – część energii impulsu przekazywanej katodzie przez jony, W_j^k – energia kinetyczna jonu, W_j^n – energia neutralizacji jonu.

Przez pojęcie energii kinetycznej jonu należy rozumieć wartość takiej energii kinetycznej, jaką nabywa jon podczas ruchu w obszarze katodowego spadku napięcia [49].

Wartość współczynnika akomodacji zawiera się w granicach 0,7÷1 i była oszacowana na podstawie badań własnych i danych innych badaczy [92].

Część energii impulsu przekazywanej katodzie przez promieniowanie obliczana jest przy wykorzystaniu prawa Stefana-Boltzmann'a według wzoru:

$$W_K^p = \alpha \cdot \varepsilon \cdot \sigma \cdot T^4 \cdot S \cdot t_i \quad (5.6)$$

gdzie: W_K^P – część energii impulsu przekazywana katodzie przez promieniowanie, α – współczynnik pochłaniania światła przez powierzchnię metalu, ε – współczynnik emisyjności kanału, σ – stała Stefana-Boltzmanna, T – temperatura kanału, S – powierzchnia impulsu, t_i – czas trwania impulsu.

Po zakończeniu impulsu prądu przez pewien czas pomiędzy elektrodami znajduje się gaz nagrany do wysokiej temperatury. W ostatnim stadium wyładowania może zachodzić gazokinetyczne bombardowanie cząstkami powierzchni elektrod.

Zakładając, że gaz znajdujący się w szczelinie międzyelektrodowej jest jednoatomowy, oraz że elektrody przejmują jednakową ilość tego rodzaju energii, można część energii impulsu przejmowaną przez katodę (poprzez gazokinetyczne bombardowanie jej powierzchni) opisać zależnością [92]:

$$W_K^G = (p_{ef} - p_o) \cdot b^{\frac{3}{2}} \quad (5.7)$$

gdzie: W_K^G – część energii impulsu przejmowana przez katodę poprzez gazokinetyczne bombardowanie jej powierzchni, b – współczynnik przekazywania ciepła katodzie, zależny od typu zderzeń cząstek z powierzchnią elektrody, p_{ef} – ciśnienie efektywne kanału wyładowania, p_o – ciśnienie otoczenia.

Autorzy prac [49, 68, 76], jak również B.N. Zolotych [92] stwierdzają, że w czasie wyładowania impulsowego z elektrod wydzielają się strumienie par metali. Wydzielenie par metalu z katody i z anody różni się pod względem prędkości strumienia oraz pod względem struktury. Część energii impulsu przekazywanej katodzie przez strumienie pary metalu z anody można przedstawić w następujący sposób [92]:

$$W_K^s = \frac{A}{2} \cdot c \cdot \rho_{As} \cdot V_{As} \cdot \mu \cdot \left[T_s \cdot \left(1 + \frac{\eta - 1}{2} \cdot M^2 \right) - T_F \right] \cdot S_K \cdot t_s \quad (5.8)$$

gdzie: W_K^s – część energii przekazywanej katodzie przez strumienie pary, A – mechaniczny równoważnik ciepła, c – pojemność cieplna przy stałym ciśnieniu, ρ_{As} – gęstość anodowego strumienia pary, V_{As} – prędkość anodowego strumienia pary, μ – współczynnik tarcia, T_s – temperatura strumienia pary, η – wartość stosunku $\eta = c_p / c_v$, M – stosunek prędkości strumienia pary do prędkości dźwięku, T_F – temperatura powierzchni, na której zatrzymuje się strumień gazu, S_K – wartość powierzchni katody, na której zatrzymuje się strumień gazu, t_s – czas działania strumienia gazu.

Ostatecznie przekazywanie części energii wyładowania elektrycznego katodzie przedstawia się jako sumę [92]:

$$W_K = W_K^j + W_K^p + W_K^G + W_K^s \quad (5.9)$$

gdzie: W_K – energia przekazywana katodzie, W_K^j – część energii impulsu przekazywanej katodzie przez jony, W_K^p – część energii impulsu przekazywana katodzie przez promieniowanie, W_K^G – część energii impulsu przejmowana przez katodę poprzez gazokinetyczne bombardowanie jej powierzchni, W_K^s – część energii przekazywanej katodzie przez strumień pary.

5.2.2. Zjawiska zachodzące na anodzie

Na podstawie badań i obserwacji [92, 38] stwierdzono, że na anodzie występuje tylko składowa elektronowa. Wobec powyższego, część energii przenoszonej przez elektrony na anodę zapisuje się w postaci [92]:

$$W_A^e = (U_A + \varphi) \cdot \int_0^{t_i} I(t) dt \quad (5.10)$$

gdzie: W_A^e – część energii impulsu przekazywanej anodzie przez elektrony, U_A – anodowy spadek napięcia, φ – praca wyjścia elektronu, $I(t)$ – natężenie prądu w impulsie.

Część energii impulsu przekazywanej anodzie (analogicznie jak katodzie) przez promieniowanie obliczana jest przy wykorzystaniu prawa Stefana-Boltzmann'a według wzoru [92]:

$$W_A^p = \alpha \cdot \varepsilon \cdot \sigma \cdot T^4 \cdot S \cdot t_i \quad (5.11)$$

gdzie: W_A^p – część energii impulsu przekazywana anodzie przez promieniowanie, α – współczynnik pochłaniania światła przez powierzchnię metalu, ε – współczynnik emisyjności kanału, σ – stała Stefana-Boltzmann'a, T – temperatura kanału, S – powierzchnia impulsu, t_i – czas trwania impulsu.

Natomiast część energii impulsu przejmowana przez anodę poprzez gazokinetyczne bombardowanie jej powierzchni opisuje zależność:

$$W_A^G = (p_{ef} - p_o) \cdot b^{\frac{3}{2}} \quad (5.12)$$

gdzie: W_A^G – część energii impulsu przejmowana przez anodę poprzez gazokinetyczne bombardowanie jej powierzchni, b – współczynnik przekazywania ciepła anodzie zależny od typu zderzeń cząstek z powierzchnią elektrody, p_{ef} – ciśnienie efektywne kanału wyładowania, p_o – ciśnienie otoczenia.

Część energii impulsu przekazywanej anodzie przez strumienie pary metalu z katody można zapisać w następujący sposób:

$$W_A^s = \frac{A}{2} \cdot c \cdot \rho_{Ks} \cdot V_{Ks} \cdot \mu \cdot \left[T_s \cdot \left(1 + \frac{\eta - 1}{2} \cdot M^2 \right) - T_F \right] \cdot S_A \cdot t_s \quad (5.13)$$

gdzie: W_A^s – część energii przekazywanej anodzie przez strumienie pary, A – mechaniczny równoważnik ciepła, c – pojemność cieplna przy stałym ciśnieniu, ρ_{Ks} – gęstość katodowego strumienia pary, V_{Ks} – prędkość katodowego strumienia pary, μ – współczynnik tarcia, T_s – temperatura strumienia pary, η – wartość stosunku $\eta = c_p / c_v$, M – stosunek prędkości strumienia pary do prędkości dźwięku, T_F – temperatura powierzchni, na której zatrzymuje się strumień gazu, S_A – wartość powierzchni anody, na której zatrzymuje się strumień gazu, t_s – czas działania strumienia gazu.

W rezultacie część energii wyładowania elektrycznego przekazywanego anodzie można przedstawić jako sumę [92]:

$$W_A = W_A^e + W_A^p + W_A^G + W_A^s \quad (5.14)$$

gdzie: W_A – energia przekazywana anodzie, W_A^e – część energii impulsu przekazywana anodzie przez elektrony, W_A^p – część energii impulsu przekazywana anodzie przez promieniowanie, W_A^G – część energii impulsu przejmowana przez anodę poprzez gazokinetyczne bombardowanie jej powierzchni, W_A^s – część energii przekazywanej anodzie przez strumienie pary.

Autorzy prac [52, 89, 92] stwierdzają, że energia impulsu jest wykorzystywana do podtrzymywania kanału plazmowego, co zapewnia zachodzenie procesów na katodzie i anodzie. Uważają również, że prąd płynący przez kanał wyładowania posiada składową elektronową i jonową. Według nich gęstość prądu w wyładowaniu elektrycznym wynosi 10^{10} A/m². Wartość energii wydzielonej na katodzie zależy od udziału składowej jonowej w całkowitym natężeniu prądu.

F. Van Dijck i współautorzy [89] przedstawili zależność na moc działającą na anodzie następującym wzorem:

$$P_A = i_e \cdot (U_A + \varphi) \quad (5.15)$$

gdzie: P_A – składowa mocy działającej na anodzie, i_e – składowa elektronowa natężenia prądu w wyładowaniu impulsowym, U_A – anodowy spadek napięcia, φ – praca wyjścia elektronu.

Ponadto stwierdzili, że całkowite natężenie prądu na anodzie jest równe natężeniu prądu elektronowego. Autorzy [89] również sugerują, że w związku z trudnościami w określeniu wartości anodowego spadku napięcia, wzór na składową mocy (działającą na anodę) przyjmuje postać:

$$P_A = P_e - P_K - P_{pl} \quad (5.16)$$

gdzie: P_A – składowa mocy działającej na anodzie, P_e – moc elektryczna działająca w szczeliny międzyelektrodowej podczas wyładowania elektrycznego, P_K – składowa mocy działającej na katodzie, P_{pl} – składowa mocy działającej w kanale plazmowym podczas wyładowania elektrycznego.

Ponadto autorzy przyjmują, że na każdą elektrodę działa 50% całkowitej wartości energii impulsu. Wartość energii traconej w kanale wyładowania jest mniejsza niż 1% energii wydzielonej w impulsowym wyładowaniu elektrycznym i dlatego nie bierze się jej pod uwagę.

Duża grupa badaczy [24, 25, 29, 30] na podstawie badań własnych stwierdza, że do katody dostarczana jest energia o wartości 18,3% energii impulsu, natomiast do anody 8%. Pozostała część energii impulsu jest tracona w kanale plazmowym.

Według autorów pracy [79] na anodę działa energia o wartości 12% mocy impulsu, wyliczona jako iloczyn natężenia prądu w impulsie i spadku napięcia w kanale wyładowania.

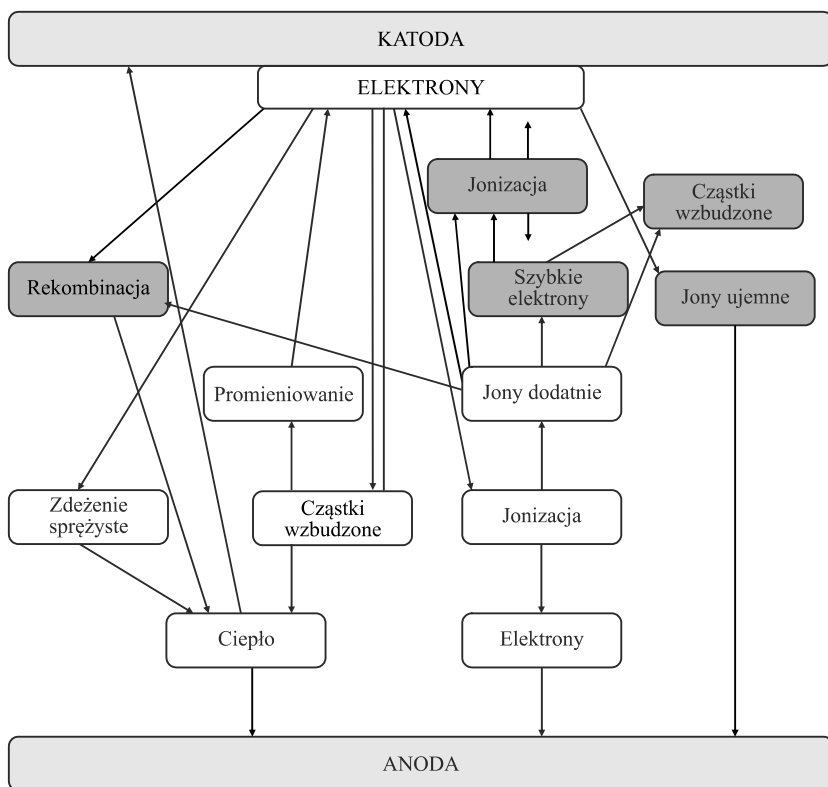
5.2.3. Plazma wyładowania elektrycznego

Według definicji plazma jest to zjonizowany gaz zawierający w przybliżeniu takie same ilości ładunków ujemnych i dodatnich. Ze względu na specyficzne właściwości nazywany czwartym (obok ciała stałego, cieczy i gazu) stanem skupienia materii.

Pod względem właściwości elektrycznych plazma podobna jest do metalu. Ze względu na specyficzne zjawiska wyróżnia się plazmę zimną (niskotemperaturową) o temperaturze do 50000°C, która wykorzystywana jest w plazmotronach, w napędzie plazmowym, w generatorach magnetohydrodynamicznych, i gorącą (wysokotemperaturową) o temperaturze ponad 1 000 000 K, wytwarzaną w celu badania warunków powstawania kontrolowanej reakcji termojądrowej.

Na Ziemi plazma występuje rzadko (np. lokalnie w płomieniu), natomiast w przestrzeni kosmicznej stanowi najczęściej występujący stan materii; z materii w stanie plazmy zbudowane są gwiazdy i galaktyki.

Niskotemperaturowa plazma jest to zjonizowany ośrodek gazowy mający temperaturę $2500\div50000^{\circ}\text{C}$. Ośrodek ten tworzą elektrony i jony, a także chemicznie aktywne cząsteczki: atomy i wzbudzone cząsteczki. W trakcie wyładowania w ośrodku gazowym (rys. 5.6) występują następujące elementarne zjawiska: jonizacja, rekombinacja, promieniowanie, zderzenia sprężyste oraz wzbudzenia cząsteczek, jonów, elektronów i atomów.



Rys. 5.6. Schemat procesów elementarnych zachodzących przy wyładowaniu w gazie

Podczas obróbek erozyjnych wspomaganych energią elektryczną, w wyniku wyładowań elektrycznych tworzy się plazma wyładowania elektrycznego (jest to plazma niskotemperaturowa) [1, 30, 49÷51], która może zawierać następujące rodzaje cząstek: molekuly, jony, elektrony, atomy, fotony. Jej obecność można stwierdzić na przykład obserwując emitowane promieniowanie. Wyniki dotychczas przeprowadzonych badań eksperymentalnych dotyczących temperatury plazmowego kanału

wyładowania elektrycznego podczas obróbek elektroerozyjnych są rozbieżne. Według autorów prac [31, 35] temperatura wyładowań impulsowych w szczelinie międzyelektrodowej osiąga wartości $3000\div 7000^{\circ}\text{C}$. Według Eubanka i Barrufeta [30] wartości temperatury plazmy wyładowań elektrycznych są szacowane od wartości temperatury wrzenia stali lub miedzi, aż do wartości 60 000 K. W pracy [38] podjęto próbę zmierzenia wartości temperatury plazmy w funkcji czasu. Według przybliżonych obliczeń oszacowano jej wartość na około $6000\div 70000$ K. Autorzy prac [22, 68, 81] podają, że wartość temperatury w szczelinie międzyelektrodowej dochodzi do $5000\div 40\,000$ K.

Wartości temperatur podają również producenci urządzeń do obróbki elektroerozyjnej. W materiałach reklamowych urządzeń produkowanych oraz stosowanych w badaniach przez Międzynarodowe Centrum Postępu Badań Naukowych w Indiach (ARCI) można znaleźć informacje na temat temperatury panującej w szczelinie międzyelektrodowej. Według badań tamtejszych naukowców temperatura, jaka tam panuje wynosi od 10 000 do $12\,000^{\circ}\text{C}$. Niemiecka firma WEMA, która zajmuje się między innymi sprzedażą urządzeń do nanoszenia powłok elektroiskrowych produkowanych w LookTech (Korea Południowa) podaje w swoich materiałach informacyjnych, że wartości temperatur podczas wyładowania elektrycznego wynoszą od 8000 do $25\,000^{\circ}\text{C}$ [47].

Najnowsze dane na temat metodyki pomiarów i wartości temperatury plazmowego kanału wyładowania elektrycznego (PKWE) w ciekłym dielektryku (nafta kosmetyczna) można znaleźć w pracy A. Miernikiewicza [49]. Pomiar temperatury plazmowego kanału wyładowania elektrycznego przeprowadzono dla pary materiałów: stal 102Cr i miedź elektrolityczna M1E. Biegunowość elektrod podlegała zmianie (102Cr(+) i M1E(-) oraz 102Cr(-) i M1E(+)), aby zbadać wpływ biegunowości elektrod na wartość temperatury plazmy. Elektrody podczas badań zanurzone były w naftcie kosmetycznej. Rejestrowano przebiegi spadku napięcia oraz natężenia prądu, przebiegi mocy w impulsie, a także sygnały napięciowe z fotopowielaczy. Wartość temperatury PKWE przy wyładowaniu pomiędzy elektrodami 102Cr i M1E wynosiła $10000\text{ K} \pm 2500\text{ K}$ i została obliczona ze wzoru podanego w pracy [49]. Według Miernikiewicza zmiana biegunowości nie wpływa na wartość temperatury PKWE.

5.2.4. Biegunowość elektrod

Biegunowość elektrod decyduje o zachodzeniu obróbki ubytkowej (EDM) lub przyrostowej (ESA). W przypadku elektroiskrowego nanoszenia powłok następuje przenoszenie erodowanego materiału z anody na katodę. W efekcie tworzy się na powierzchni katody warstwa składająca się z czystego materiału anody lub warstwa powstająca w wyniku oddziaływania między sobą materiałów elektrod i czynnika międzyelektrodowego (zwykle powietrza). Intensywność procesu przenoszenia materiału zależy od wielu czynników [34, 40, 53].

Charakterystyczną cechą wyładowania iskrowego jest to, że w jego trakcie mamy do czynienia ze zjawiskiem równoczesnej erozji anody i katody. Relacje pomiędzy erozją katody i anody określone są współczynnikiem polaryzacji K_n [68, 76]:

$$K_n = \frac{\gamma_k}{\gamma_a} \quad (5.17)$$

gdzie: K_n – współczynnik polaryzacji, γ_k – erozja katody, γ_a – erozja anody.

W przypadku gdy $K_n < 1$, to następuje przenoszenie materiału (biegunowość dodatnia), jeśli $K_n > 1$, to przenoszenie materiału praktycznie się nie odbywa (biegunowość ujemna).

Dla większości elektrod prawdziwe są następujące warunki:

- jeśli $(T_t)_k \geq (T_t)_a$, to $K_n < 1$,
- jeśli $(T_t)_k \leq (T_t)_a$, to $K_n > 1$,

gdzie: $(T_t)_a$ – temperatura topnienia anody, $(T_t)_k$ – temperatura topnienia katody.

Współczynnik polaryzacji K_n zależy od wielu czynników, między innymi od czasu i energii wyładowania impulsowego, a w przypadku elektrod wykonanych z jednakowych materiałów – od ich przewodnictwa cieplnego.

Według autora pracy [68] współczynnik polaryzacji można przedstawić w następujący sposób:

$$K_n = \frac{Q_k(k, t_i, W_i) \cdot \psi_a(T_t, c, q_t)}{Q_a(k, t_i, W_i) \cdot \psi_k(T_t, c, q_t)} \quad (5.18)$$

gdzie: K_n – współczynnik polaryzacji, $Q_{k,a}$ – ilość ciepła wydzielającego się na katodzie i anodzie, $\psi_{k,a}$ – całkowite ciepło przemiany fazowej obu elektrod, k – współczynnik przewodnictwa cieplnego, W_i – energia impulsu, t_i – czas trwania impulsu, T_t – temperatura topnienia elektrody, c – pojemność cieplna elektrody, q_t – ciepło topnienia elektrody.

Powyższa zależność na współczynnik polaryzacji K_n uwzględnia niektóre właściwości materiałów elektrod oraz elementarne procesy cieplne zachodzące w kanale wyładowania i na powierzchniach elektrod.

Według prac [64, 76] na efekt biegunowego przenoszenia masy wpływają właściwości środowiska gazowego, w którym przebiega proces erozji elektrycznej. Wpływ też ma wielkość szczeliny międzyelektrodowej oraz zmiany właściwości powierzchni elektrod w procesie wzajemnego oddziaływania wyładowania impulsowego [68, 90].

5.3. WIELOWARSTWOWE POWŁOKI ELEKTROEROZYJNE W TECHNOLOGII ŁOŻYSK ŚLIZGOWYCH

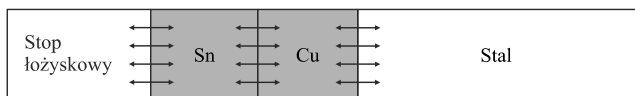
Niektóre z matali czy stopów metali wykazują właściwości przeciwcierne; polegają one na znacznie większej wytrzymałości cienkiej warstwy metalu do przenoszenia obciążeń normalnych, niż stycznych. Ta łatwość pokonywania naprężeń stycznych w cienkich warstwach materiału sprzyja wzajemnemu przemieszczaniu się ciał i zapewnia wzajemny poślizg. Przyjmuje się, że współczynnik tarcia takich materiałów zawiera się w granicach od 0,001 do 0,05 przy tarcu ze smarowaniem oraz od 0,004 do 0,5 przy tarcu bez smarowania. Przeciwcierne materiały mogą występować jako elementy objętościowe lub jako cienkie powłoki. Jedną z technologii, która może być rozważana jako potencjalna metoda wytwarzania warstw przeciwciernych, jest technologia elektroerozyjna. W dalszej części pracy przedstawione zostaną wyniki badań dotyczące wykorzystania technologii nakładania powłok elektroerozyjnych do poprawy jakości elementu pary tarcia poprzez:

- I – kształtowanie warstw powierzchniowych panewek ze stopów łożyskowych na warstwach przejściowych z Cu i brązu ołowiowego nakładanych elektroerozyjnie [84, 85, 86, 18],
- II – zastosowanie przeciwciernej wielowarstwowej powłoki elektroerozyjnej z indu i cyny, poprawiającej skuteczność docierania współpracujących elementów [3, 83, 87].

Rozwiązanie obydwu przedstawionych zagadnień ma istotne znaczenie praktyczne, gdyż poprawa przyczepności wylewanej panewki ze stopu łożyskowego zapobiega odwarstwieniom przy krawędziach panewki podczas uginania się wału. Miękkie cienkie przeciwcierne powłoki ułatwiające docieranie są niezwykle przydatne przy docieraniu się panewek, zwłaszcza z brązu. Jak wykazują doświadczenia z eksploatacji, znaczna część przypadków zatarcia występuje w trakcie docierania.

5.3.1. Kształtowanie warstw przejściowych dla panewek wylewanych stopem łożyskowym

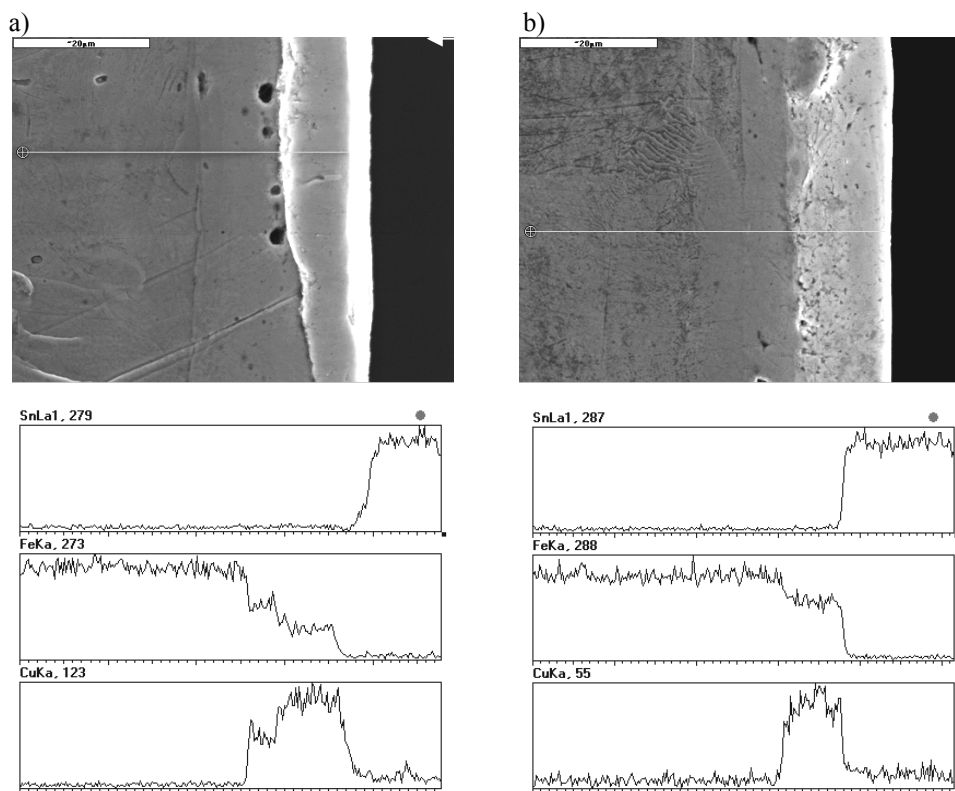
Wylanie panewek ze stopów łożyskowych należy do klasycznych technologii wytwarzania panewek łożysk ślizgowych. Jedną z częściej powtarzających się trudności pojawiających się przy stosowaniu tej technologii jest niewystarczająca przyczepność wylewki do podłoża. W przeprowadzonych badaniach wykorzystano zdolność powłok elektroerozyjnych do tworzenia połączeń o charakterze dyfuzyjnym ze stalą. Jako materiał warstwy przejściowej wybrano cynę oraz brąz cynowy, z racji łatwości tworzenia połączenia ze stopem łożyskowym. Ideę koncepcji przedstawia rysunek 5.7.



Rys. 5.7. Koncepcja wykorzystania elektroerozyjnie nakładanej warstwy przejściowej do podwyższenia przyczepności stopu łożyskowego do stali

W pierwszej kolejności rozstrzygnięto problem doboru parametrów nakładania powłoki z cyny i brązu cynowego. Wykorzystując urządzenie EIL-8A [81] metodą oceny skuteczności przenoszenia masy oraz jakości pokrycia ustalono, że:

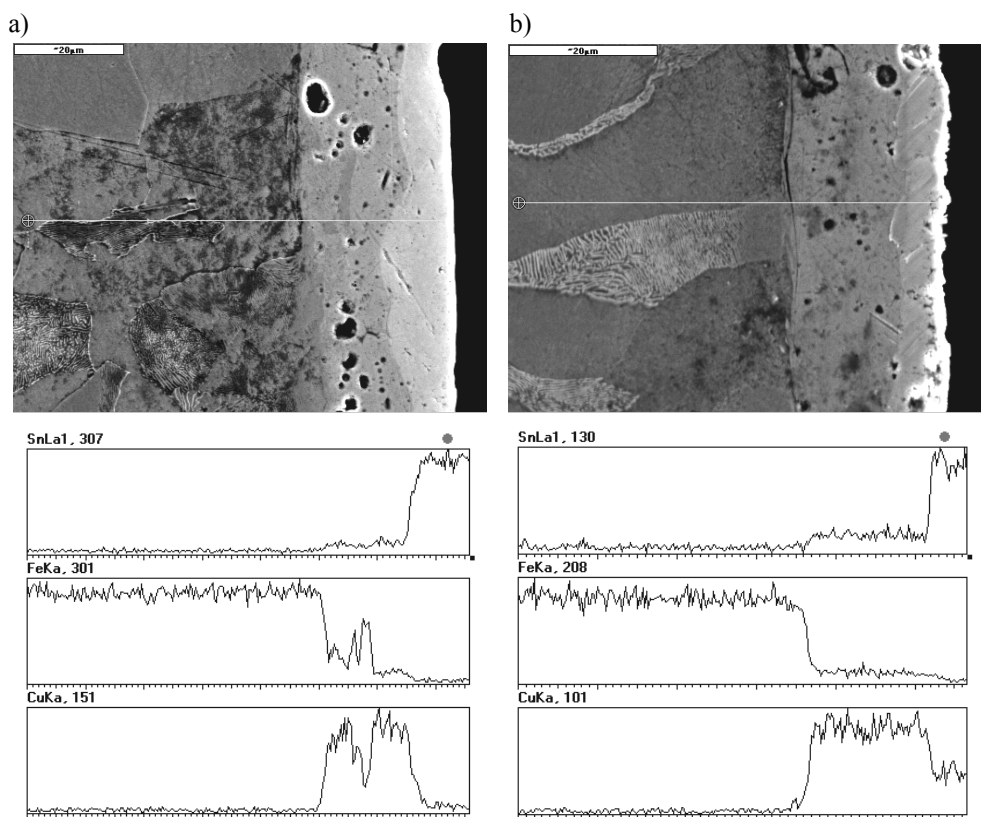
1. Przy nakładaniu powłok w otaczającej atmosferze przy nastawach urządzenia odpowiednio na 7 i 9 poziomie osiągnęto grubości powłoki Cu od 30 do 50 μm i od 30 do 70 μm , i odpowiednio dla brązu cynowego od 30 do 70 i od 40 do 80 μm , przy czym grubość powłoki wykazywała dużą nierównomierność.
2. Przy nakładaniu powłoki w atmosferze argonu osiągnięto równomierne jej pokrycie i przy tych samych nastawach grubości powłok dla Cu odpowiednio 20 i 30 μm oraz 30÷40 μm dla brązu cynowego. Nastawa 7 odpowiada wartości prądu $I = 0,9 \div 1,0 \text{ A}$ i napięcia jałowego $U = 67 \text{ V}$, a nastawa 9 $I = 1,1 \div 1,3 \text{ A}$; $U = 87 \text{ V}$. Porównanie zglądów metalograficznych uzyskanych powłok wykazało, że najlepszą jakość powłok cynowych i z brązu cynowego osiąga się stosując przy nakładaniu argonową atmosferę ochronną i nastawę 9, która odpowiada energii wyładowania 0,34 J.



Rys. 5.8. Mikrostruktura oraz liniowy rozkład pierwiastków w powłoce: a) z Cu i Sn nakładanych elektroerozyjnie na stali C22, b) z Cu nakładanej elektroerozyjnie i zabielenaj Sn na stali C22

W przypadku pokrycia stali C22 miedzią i późniejszym zabieleniu Sn (rys. 5.8b) przebieg rozkładów pierwiastków wskazuje, że pomiędzy Cu a Sn nie występuje strefa przejściowa (krzywe Sn i Cu są pionowe). Natomiast w przypadku elektroerozyjnego nakładania powłoki Cu i Sn (rys. 5.8a) można zauważyć strefy przejściowe, co wskazuje na dyfuzyjny charakter połączenia Cu z Sn. W przypadku połączenia Cu ze stalą w obydwu rozpatrywanych przypadkach wyraźnie widoczna jest dyfuzyjna strefa przejściowa.

Podobne zależności obserwuje się dla przypadku pokrycia stali C22 elektroerozyjnie nakładanymi powłokami z brązu cynowego i na wierzchu cyny (rys 5.9a) oraz powłoki nakładanej elektroerozyjnie z brązu cynowego i na wierzchu zabielennej cyną (rys 5.9b). W przypadku zamiany sposobu nałożenia warstwy Sn z metody elektroerozyjnej na zabielenie obserwuje się bardziej strome przejście pomiędzy cyną a brązem cynowym, co dowodzi bardziej skutecznego połączenia przy nakładaniu wierzchniej warstwy cyny metodą elektroerozyjną.



Rys. 5.9. Mikrostruktura oraz liniowy rozkład pierwiastków w próbce ze stali C22 pokrytej metodą elektroerozyjną: a) brązem cynowym i na wierzchu cyną, b) brązem cynowym zabielenym na wierzchu cyną

W tabeli 5.1 przedstawiono wyniki badań przyczepności stopu łożyskowego do podłoża przygotowanego w różny sposób.

TABELA 5.1. Wyniki badania przyczepności stopu łożyskowego do materiału podłoża, wg [83]

Lp.	Materiał podłoża i warstwy przeciwciernej	Maksymalna siła rozerwania połączenia, N	Przyczepność, N/mm ²	Postać rozerwania połączenia
1.	Brąz cynowy B555 – stop łożyskowy Ł83	1800 1600	18 16	Rozerwanie po granicy stopu łożyskowego i materiału podłoża
2.	Stal 20 – stop łożyskowy Ł83	2000 2200	20 22	Rozerwanie w warstwie stopu łożyskowego
3.	Stal 20+brąz cynowy (EDS) – stop łożyskowy Ł83	2200	22 20	jw.
4.	Stal 20 + Cu (EDS) – stop łożyskowy Ł83	3000 2500	30 25	jw.
5.	Stal 20 + Cu (EDS) – stop łożyskowy Ł88	3600 2500	36 25	jw.

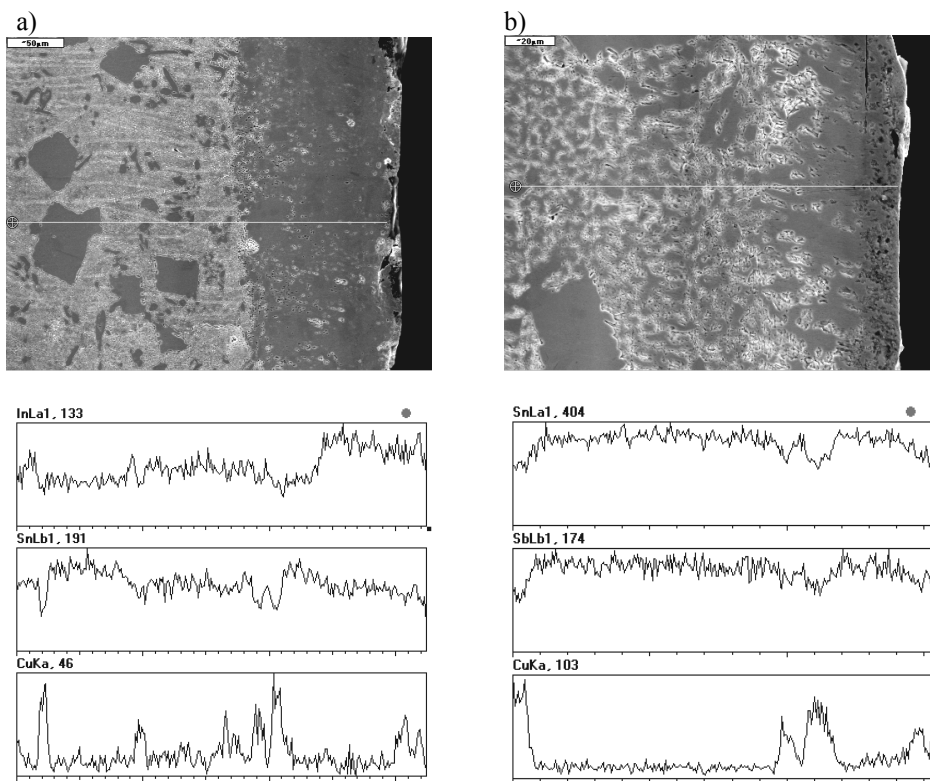
Analiza przedstawionych w tabeli 5.1 wyników badań upoważnia do stwierdzenia, że zastosowanie przejściowych warstw nakładanych elektroerozyjnie z cyny i brązu cynowego w atmosferze ochronnej z argonu zwiększa przyczepność stopu łożyskowego Ł83 do podłoża o 35% w porównaniu do tradycyjnej technologii bez stosowania warstwy przejściowej. Należy tu nadmienić, że przeprowadzone badania odporności na ściskanie podłoża z warstwą stopu łożyskowego nie wykazały wpływu warstw przejściowych na wytrzymałość na ściskanie.

5.3.2. Kształtowanie warstw ułatwiających docieranie panewek z brązu

Przy zastosowaniu jako materiałów przeciwciernych stopów na osnowie miedzi często występuje nadmierne zużywanie w okresie docierania, jak i zwiększone niebezpieczeństwo powstania zjawiska zatarcia. Stąd dla uniknięcia tych niekorzystnych zjawisk zachodzi konieczność formowania warstw powierzchniowych ułatwiających docieranie. Powstawanie zatarcia w procesie docierania jest poprzedzone serią pojedynczych aktów kontaktu wierzchołków mikronierówności, którym towarzyszą szczepienia adhezyjne oraz narosty, wyrwy i inne. W liczbie tych innych czynników na krytyczną liczbę pojedynczych aktów szczepień wpływa stopień umocnienia powierzchni i jej skłonność do odkształceń plastycznych, a zwłaszcza głębokość rozprzestrzeniania się odkształceń plastycznych. Jeśli plastyczna deformacja zachodzi w cienkich, łatwo deformujących się warstwach powierzchniowych, to współpracujące powierzchnie nie będą się zacierały. Tak przebiegającym procesowi sprzyja nakładanie cienkich, miękkich warstw me-

talicznych. W okresie docierania wydolność systemu tribologicznego jest uzależniona odpornością na zużycie materiałów pary tarcia, a zwłaszcza odpornością na trwałe uszkodzenia i zdolnością do przejmowania obciążeń bez naruszenia ciągłości i trwałości odkształcalnej warstwy powierzchniowej. Przyspieszone zużywanie i rozwój uszkodzeń trących się powierzchni w okresie docierania, uzależnione jest od obecności na powierzchni tarcia mikro- a czasami i makronierówności, które układają się w strukturę geometryczną powierzchni dotartej. W ramach tych lokalnych odkształceń i uszkodzeń powierzchni mogą też zachodzić przeobrażenia strukturalne. W tym przypadku w metalu rozwijają się uszkodzenia zmęczeniowe, przy czym uszkadzają się najbardziej słabe struktury. I tak przy wykorzystaniu jako materiału pary trącej stopu łożyskowego w sześciennych kryształach SnSb powstają mikropęknięcia, które ostatecznie stają się zaczątkami poślizgów w objętości całej warstwy.

Pokrycia ułatwiające docieranie można nanosić metodą elektroerozyjną. Na rysunku 5.10 przedstawiono mikrostrukturę stopu łożyskowego oraz liniowy rozkład pierwiastków przy pokryciu tego stopu warstwą ułatwiającą docieranie z indu (rys. 5.10a) i cyny (rys. 5.10b).



Rys. 5.10. Mikrostruktura oraz liniowy rozkład pierwiastków w stopie łożyskowym z elektroerozyjnie nakładanymi powłokami: a) z indu, b) z cyny

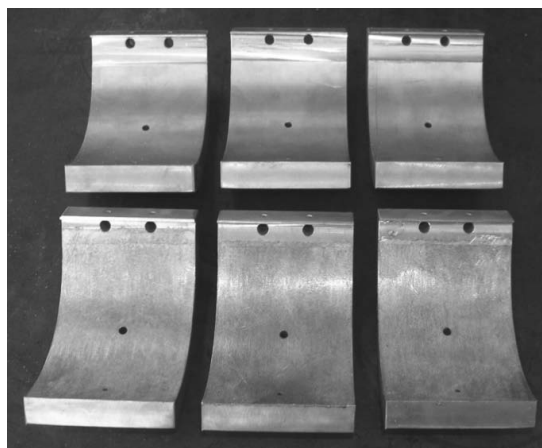
Ciemne pola w strukturze stopu łożyskowego to plastyczna faza α -twardego wydzielenia antymonu i miedzi w cynie, jasne kryształy o kształcie prostopadłościanu to SnSb (faza β), a kryształy w kształcie gwiazdek lub igieł to Cu_3Sn . W rezultacie nakładania powłoki z indu na powierzchni stopu łożyskowego formuje się warstwa o grubości do 130 μm o mikrotwardości $\text{HV}_{0,05} = 20 \div 21$. Przy tym twardość niżej położonych warstw stopu łożyskowego wynosi $\text{HV}_{0,05} = 24 \div 31$, a faz twardych czworokątnego kształtu (SnSb) $\text{HV}_{0,05} = 46 \div 64$. W przypadku wytwarzania warstwy cyny metodą elektroerozyjną jej grubość wynosi od 90 do 100 μm , a mikrotwardość $\text{HV}_{0,05} = 18 \div 19$.

Jak widać na rysunku 5.10, krytyczne dla procesu docierania twarde prostopadłościenne wtrącenia (SnSb β -faza), poprzez nałożenie powłoki z cyny lub indu, znalazły się w głębiej położonych obszarach warstwy powierzchniowej i nie będą brały udziału w procesie docierania. Utworzona w wyniku elektroiskrowego nakładania powłoki warstwa powierzchniowa składa się z elementów podłoża (stop łożyskowy) i elementów nakładanej powłoki (ind lub cyna). Reasumując należy zauważyć, że metodą elektroerozyjną można wytwarzać miękkie warstwy o twardości niższej niż stop łożyskowy, których maksymalna grubość wynosi dla indu 130 μm , a dla cyny 100 μm i które w znaczący sposób mogą poprawić proces docierania.

Przy stosowaniu jako materiału panewek stopów miedzi zachodzi (z racji stosunkowo dużej twardości tych stopów) niebezpieczeństwo nadmiernego zużycia panewki i zatarcia w trakcie docierania. W takim przypadku zastosowanie warstwy ułatwiającej docieranie jest jak najbardziej uzasadnione. W wyniku wielu doświadczeń opracowano powłokę wielowarstwową nakładaną elektroerozyjnie, spełniającą rolę powłoki ułatwiającej docieranie. Na panewkę wykonaną z brązu o twardości $\text{HV}_{0,05} = 110 \div 115$ metodą elektroerozyjną nanosi się powłokę ze srebra przy energii wyładowania 0,1÷0,3 J, przy czym uzyskana mikrotwardość warstwy powierzchniowej spada do poziomu $\text{HV}_{0,05} = 75 \div 80$. W następnej kolejności tą samą metodą i przy tych samych parametrach nanosi się warstwę miedzi, co powoduje nieznaczny wzrost twardości $\text{HV}_{0,05} = 85 \div 90$. Trzecią warstwę stanowi cynowy stop łożyskowy nakładany przy energii wyładowania od 0,01 do 0,04 J. Przy tym miedź wchodząca w skład pokrycia łączy się z cyną stanowiącą podstawowy składnik stopu łożyskowego i tworzy roztwór stały zabezpieczający pewne (gwarantowane) połączenie metaliczne. Naniesienie cynowego stopu łożyskowego skutkuje otrzymaniem mechanicznej mieszaniny o składzie eutektycznym na osnowie srebra, która składa się z fazy ϵ i cyny, temperatura topnienia tego związku wynosi 220°C. Mikrotwardość warstwy powierzchniowej po naniesieniu cynowego stopu łożyskowego wynosi $\text{HV}_{0,05} = 35 \div 38$. Ołów, który znajduje się w brązie, praktycznie nie rozpuszcza się w srebrze i pozostaje w wolnej postaci. W ten sposób powstaje pokrycie o całkowitej grubości rzędu 30 μm , które nie jest jednorodne w swojej budowie i posiada kilka dyskretnych stref, a jego powierzchnia tworzy regularny relief o twardości powierzchniowej $\text{HV}_{0,05} = 35 \div 38$.

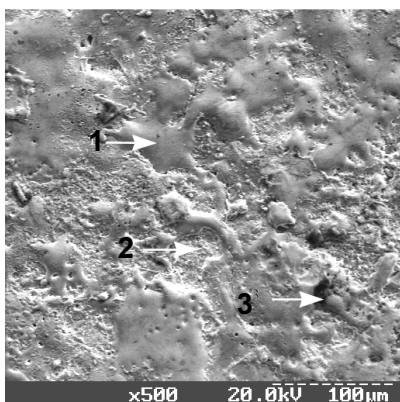
Na rysunku 5.11 przedstawiono brązowe wkładki panewek turbosprężarki osiowej bez i z wielowarstwowym pokryciem ułatwiającym docieranie. Mikrofotografie fragmentów powierzchni wykonano na skaningowym mikroskopie elektronowym PEMMA 102 – firmy SELMI, wyposażonym w spektrometr z półprzewodnikowym detektorem krzemowym.

Na rysunku 5.12a przedstawiono topografię fragmentu wkładki z brązu, na której wybrano trzy charakterystyczne punkty: 1 – powierzchnia gładka, 2 – powierzchnia chropowata, 3 – por. Rysunek 5.13 przedstawia linie spektralne dla wybranych punktów i całej powierzchni.

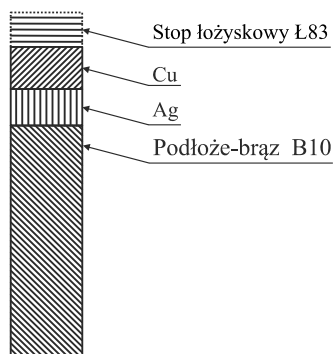


Rys. 5.11. Widok brązowych wkładek panewek łożyska ślizgowego z widoczną naniesioną elektroerozyjnie warstwą ułatwiającą docieranie (w dolnej części), wg [82]

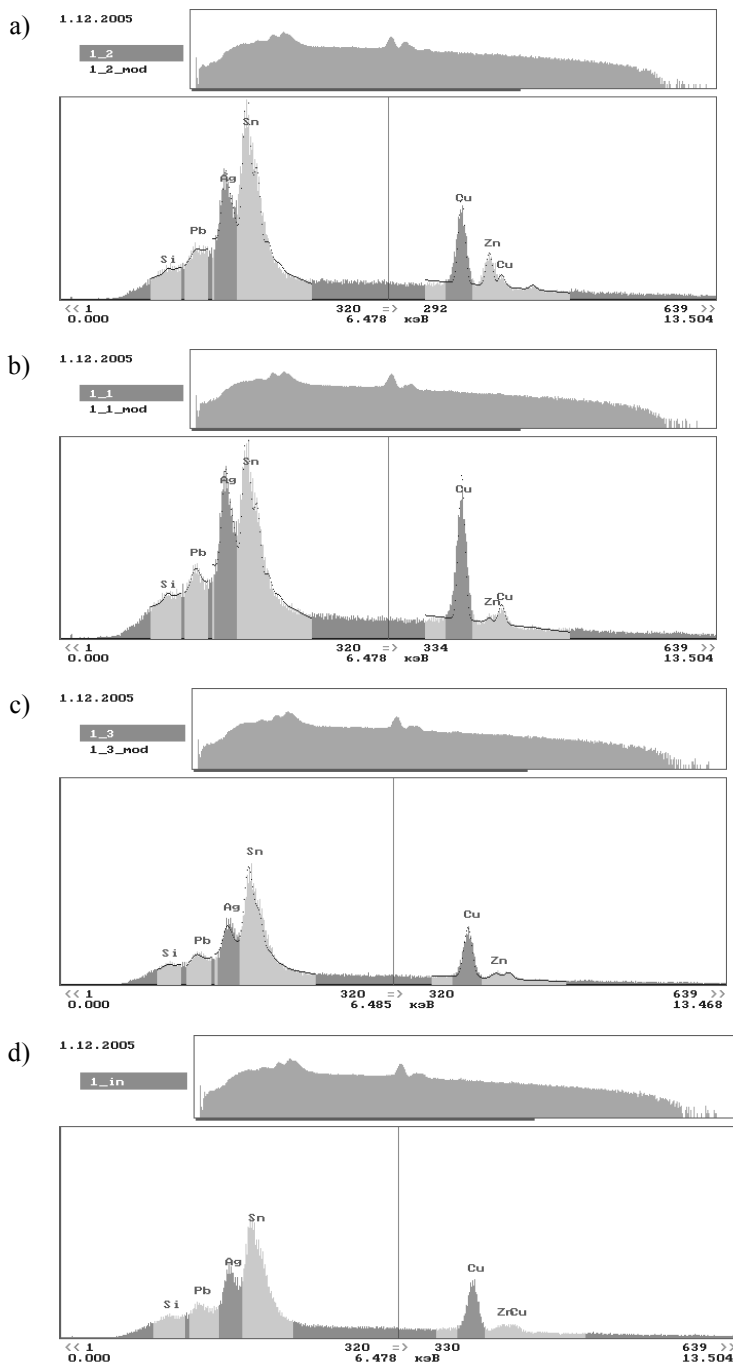
a)



b)



Rys. 5.12. Topografia powierzchni wkładki z brązu z naniesioną warstwą ułatwiającą docieranie z zaznaczonymi punktami do analizy spektralnej a) 1 – powierzchnia gładka, 2 – powierzchnia chropowata, 3 – zagłębienia, b) schemat elektroerozyjnie nanoszonych warstw



Rys. 5.13. Wykresy analizy spektralnej w wybranych punktach według rysunku 5.12a: a) punkt 1, b) punkt 2, c) punkt 3, d) z całej powierzchni, wg [87]

Rozkłady udziałowe poszczególnych pierwiastków badano w głąb powłoki prze-
mieszczając punkty skanowania coraz głębiej z krokiem 5 μm (tab. 5.3).

Jak widać z rysunku 5.13 oraz z tabel 5.2 i 5.3, niejednorodna warstwa po-
wierzchniowa ukształtowana metodą elektroerozyjną składa się z pierwiastków
wchodzących w skład elektrody i podłoża. Grubość tak ukształtowanej warstwy
wynosi 30 μm .

TABELA 5.2. Udziały poszczególnych pierwiastków w analizowanych punktach powierzchni

Analizowany punkt powierzchni (według rysunku 5.12, Σ – analiza z całej powierzchni)	Udziały pierwiastków, %				
	Cu	Zn	Ag	Sn	Pb
1	32,857	1,262	23,939	38,673	3,269
2	25,391	1,448	20,984	49,606	2,571
3	27,97	3,441	15,291	50,094	3,201
Σ	26,854	2,920	16,939	50,347	2,940

TABELA 5.3. Udziały procentowe i rozkład pierwiastków w głąb powłoki

Analizowany punkt powłoki (krok skanowania 5 μm)	Udziały procentowe pierwiastków, %				
	Cu	Zn	Ag	Sn	Pb
1	61,832	1,909	6,070	27,247	2,942
2	73,057	3,679	3,070	18,269	1,924
3	55,913	2,288	7,430	28,03	5,466
4	63,844	2,828	0,892	26,344	6,092
5	78,721	5,618	0,000	13,13	2,531
6	84,492	5,244	0,737	7,169	1,303
7	86,832	6,084	0,000	5,355	1,729

Fragmety powierzchni określone jako powierzchnia gładka (punkt 1 na rysunku 5.12a) charakteryzują się zwiększonym udziałem (w odniesieniu do innych punktów) miedzi, srebra oraz ołowiu, który posiadając najniższą temperaturę topnienia wyrów-
nuje powierzchnię. Wzniesienia tworzące chropowatość powierzchni (punkt 2 na
rysunku 5.12a) mają zwiększone udziały cyny i srebra, i zapewne występują tu
wspomniane wyżej eutektyki na bazie srebra, które składają się z fazy ϵ i Sn, których
temperatura topnienia wynosi 220°C. Udziały poszczególnych pierwiastków w za-
głębieniach są zbliżone do tych w obszarach tworzących powierzchnię chropowatą.

Panewki z tak przygotowanymi powierzchniami (ułatwiającymi docieranie) sprawdzono w warunkach eksploatacyjnych w turbosprężarkach osiowych. Jak się ocenia, wprowadzenie tej technologii skutecznie przyczyniło się do poprawy warunków docierania (mniejsza liczba reklamacji w okresie gwarancyjnym). Uzyskanie ilościowych danych będzie możliwe w dłuższej perspektywie czasu.

5.4. TEKSTUROWANIE METODĄ EDM

Jedną z metod teksturowania powierzchni jest drążenie elektroerozyjne (EDM). Obróbka ta kwalifikowana jest do obróbek ubytkowych i jest stosowana głównie w przypadku materiałów trudno skrawalnych oraz elementów o skomplikowanych kształtach. Mimo wielu zalet obróbka EDM posiada także niekorzystne cechy. Jedną z głównych wad obróbki elektroerozyjnej jest stan warstwy wierzchniej, a w szczególności stan naprężeń własnych oraz powstające mikropęknięcia jako skutek wpływu ciepła powstającego w wyniku wyładowania elektrycznego.

Nadatek podczas drążenia elektroerozyjnego jest usuwany z przedmiotu obrabianego w wyniku zjawisk towarzyszących wyładowaniom elektrycznym (parowanie, topnienie i rozrywanie materiału) w obszarze pomiędzy obrabianym przedmiotem a elektrodą roboczą. Wyładowania powstają wskutek impulsowego oddziaływania napięcia elektrycznego pomiędzy elektrodą i przedmiotem obrabianym. Szczelina międzyelektrodowa wypełniona jest cieczą dielektryczną, której zadaniem jest m.in. usunięcie produktów erozji z przestrzeni międzyelektrodowej. Mechanizm usuwania nadatku, oparty na wyładowaniach elektrycznych, powoduje, że obróbka elektroerozyjna jest rozsądną alternatywą przy kształtowaniu elementów wykonanych z materiałów trudno obrabialnych klasycznymi metodami, tj. stali hartowanej, węglików spiekanych, stopów o wysokiej wytrzymałości, super twardych materiałów przewodzących prąd elektryczny (np. polikrystaliczny diament, ceramika). Obróbka elektroerozyjna umożliwia wykonywanie z tych materiałów skomplikowanych, krzywoliniowych powierzchni z wysoką dokładnością, co powoduje, że powszechnie jest stosowana na przykład do wytwarzania narzędzi do obróbki plastycznej. W EDM ilość usuniętego materiału zależy od energii pojedynczego wyładowania (większa energia to większa wydajność obróbki, otrzymujemy powierzchnie o dużej chropowatości). Dlatego też w mikroobróbce elektroerozyjnej (μ -EDM) jednym z kluczowych zagadnień jest ograniczenie energii pojedynczego wyładowania, co pozwala na wykonywanie mikroelementów z wysoką dokładnością i dobrą jakością powierzchni.

Aby uzyskiwać oczekiwane rezultaty, energia pojedynczego wyładowania powinna wynosić od 10^{-6} do 10^{-7} J. Kolejnym problemem, który jest związany z efektywną realizacją obróbki jest zużycie elektrody. Zależy ono od wielu czynników związanych z procesem, przykładowo: napięcia, natężenia prądu, materiału elektrody, polaryzacji itp. Również zmiany kształtu elektrody zależą od przebiegu procesu drążenia i mają wpływ na dokładność wykonywanych elementów.

Urządzenie do μ -EDM typ SX-100-HPM jest bardzo precyzyjną obrabiarką erozyjną, która znajduje zastosowanie do mikrodrażenia i frezowania elektroerozyjnego. Jej konfiguracja oraz zastosowane komponenty gwarantują otrzymanie wysokiej jakości i dokładności powierzchni. Konstrukcja SX-100-HPM umożliwia otrzymanie otworów o wysokiej dokładności kształtu (minimalne deformacje przy wejściu i wyjściu narzędzia). Obrabiarka ta może być również stosowana do bardzo precyzyjnej obróbki wykończającej.

Na rysunku 5.14 przedstawiono widok oraz podstawowe parametry obrabiarki μ -EDM Sarix-100 HPM



Rys. 5.14. Widok obrabiarki μ -EDM Sarix SX-100 HPM; wymiary stołu roboczego: 530x270 mm; przesuw w osiach X, Y, Z, i W(ZZ)-150 mm; prędkość posuwu w osi Z – max 650 mm/min; prędkość posuwu w osiach X i Y – max 800 mm/min; dokładność pozycjonowania $\pm 2 \mu\text{m}$; rozdzielczość – $0,1 \mu\text{m}$; waga przedmiotu – 20 kg; wymiary obrabiarki 650x600x900 mm

W przeprowadzonych badaniach [19] zastosowano elektrody robocze (ER) wykonane z TiC o średnicy $\varnothing = 153,5 \mu\text{m}$ i $\varnothing = 93,3 \mu\text{m}$ oraz dielektryk w postaci nafty kosmetycznej. Próbkę w kształcie prostopadłościanu były wykonane ze stali 102Cr6. Teksturowanie przeprowadzono na obrabiarce micro-EDM Sarix SX-100 HPM wykorzystując generator SX-MFPS, który umożliwia wykonywanie mikro-otworów z wysoką precyzją i jakością powierzchni obrabianej.

Na podstawie wstępnych badań doświadczalnych przyjęto następujące parametry μ -EDM: natężenie prądu $I = 80 \text{ mA}$, napięcie $U = 95 \text{ V}$, częstotliwość powtarzania $f = 120 \text{ kHz}$. Pozostałe parametry były zgodne z zestawem parametrów technologicznych SX T204 (dostarczone przez producenta obrabiarki).

Zagłębienia tworzące pojedyncze elementy tekstury zostały wykonane przy różnych energiach impulsu dla dwóch przypadków (różne średnice elektrody roboczej):

1. Zagłębienia o wymiarach nominalnych: średnica otworu $D_o = 150 \mu\text{m}$, głębokość otworu $h_o = 15 \mu\text{m}$, wykonane przy użyciu elektrody o średnicy $\phi = 153,5 \mu\text{m}$.
2. Zagłębienia o wymiarach nominalnych: średnica otworu $D_o = 90 \mu\text{m}$, głębokość otworu $h_o = 9 \mu\text{m}$, wykonane przy użyciu elektrody o średnicy $\phi = 93,3 \mu\text{m}$.

Ad 1. Zagłębienia o wymiarach nominalnych $D = 150 \mu\text{m}$, $h = 15 \mu\text{m}$

Wykonano sześć prób, dla różnych wartości energii impulsu; pozostałe nastawy były zgodne z zestawem parametrów technologicznych SX T204 (dostarczone przez producenta obrabiarki).

W tabeli 5.4 zawarto podstawowe informacje o przebiegu procesu (μ -EDM):

- nastawiona głębokość drążenia (od powierzchni próbki): $25 \mu\text{m}$,
- średnica wykonanej elektrody $D = 153,5 \mu\text{m}$,
- na podstawie przebiegu obróbki należy przyjąć, że wgłębienia nr 3 i 4 są prawidłowe.

TABELA 5.4. Podstawowe parametry procesu (wariant 1)

Numer wgłębienia	Energia impulsu, mJ	Zużycie liniowe elektrody, μm
1	100	5,6
2	15	5
3	100	5,6
4	110	10
5	114	16
6	200	20

Ad 2. Mikrowgłębienia o wymiarach nominalnych $D = 90 \mu\text{m}$, $h = 9 \mu\text{m}$

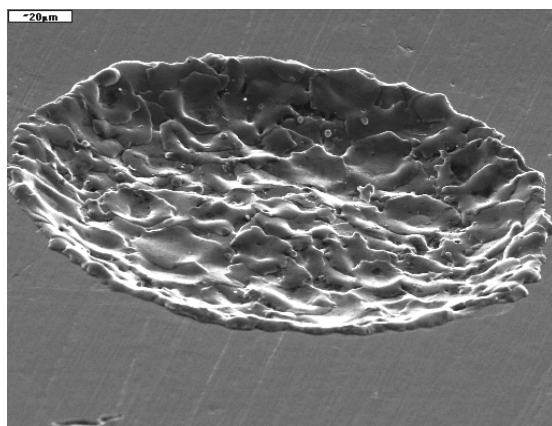
Wykonano cztery próby (tab. 5.5), dla różnych wartości energii impulsu, pozostałe nastawy były zgodne z zestawem parametrów technologicznych SX T202 (dostarczone przez producenta obrabiarki).

- nastawiona głębokość drążenia (od powierzchni próbki): $20 \mu\text{m}$,
- średnica wykonanej elektrody $D = 93,3 \mu\text{m}$,
- na podstawie przebiegu obróbki można sądzić, że wgłębienie nr 3 jest prawidłowe.

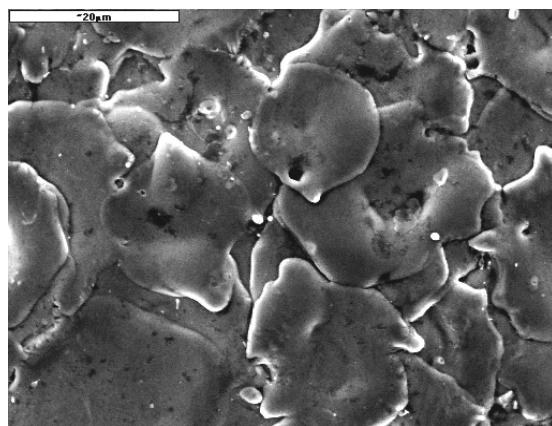
Do badań efektów erozji po μ -EDM wykorzystano elektronowy mikroskop skaningowy Joel JSM-5400. Przykładowe fotografie przedstawiono na rysunkach 5.15 i 5.16.

TABELA 5.5. Podstawowe parametry procesu (wariant 2)

Numer wgłębienia	Energia impulsu, mJ	Zużycie liniowe elektrody, μm
1	100	4,2
2	101	7,6
3	101	4,6
4	110	4,6



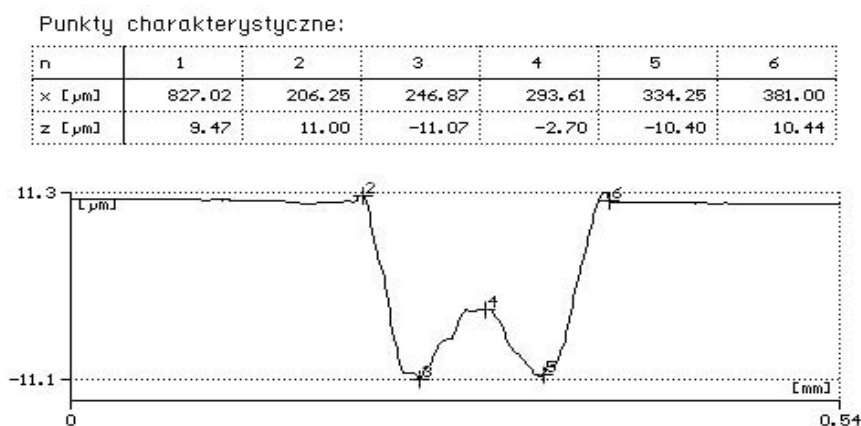
Rys. 5.15. Pojedynczy element tekstury – zagłębienie o średnicy 93,5 μm wydrążone w stali 102Cr6 (pow. 750x)



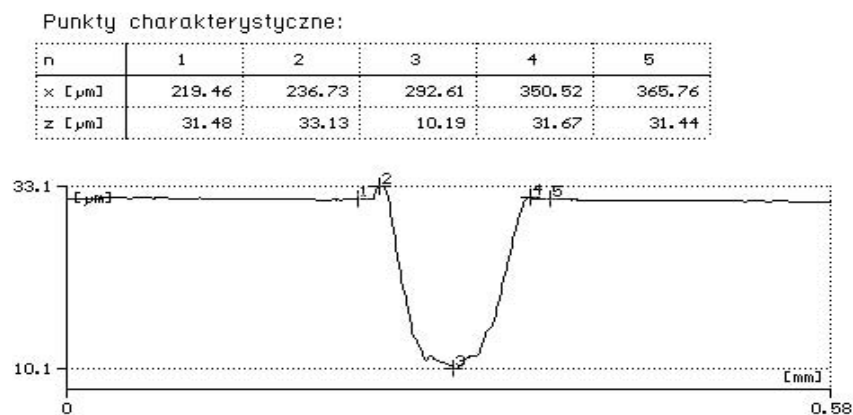
Rys. 5.16. Widok struktury powierzchni wydrążonego zagłębienia po obróbce $\mu\text{-EDM}$ (pow. 2000x)

Widoczny na fotografii kształt uzyskanego mikrozagłębienia (rys. 5.15) jest odwzorowaniem geometrii elektrody, przy czym dno wgłębienia ma kształt zbliżony do czaszy kuli. Fotografia na rysunku 5.16 przedstawia widok elementów struktury powierzchni po obróbce μ -EDM. Są tu widoczne pojedyncze ziarna tworzące strukturę materiału, które w procesie erozji segregują się (nie ulegają wzajemnemu stapianiu i agregacji), co wskazuje, że każde z nich bierze udział w elektroerozji oddzielnie. Tworzy się przy tym specyficzna mikrochropowatość powierzchni.

Pomiary mikrogeometrii powierzchni z teksturą otrzymaną przez obróbkę μ -EDM przeprowadzono za pomocą przyrządu TALYSURF 4 przy wykorzystaniu programu SUFORM. Przykładowe protokoły pomiarów parametrów mikrogeometrii badanych próbek przedstawiono na rysunkach 5.17 i 5.18.



Rys. 5.17. Profil powierzchni po mikrodrażeniu elektroerozyjnym (średnica elektrody $\varnothing = 153,5 \mu\text{m}$)



Rys. 5.18. Profil powierzchni po mikrodrażeniu elektroerozyjnym (średnica elektrody $\varnothing = 93,5 \mu\text{m}$)

Z obserwacji profili wynika, że przy mikrodrażeniu elektroerozyjnym z zastosowaniem elektrody o średnicy $\phi = 153,5 \mu\text{m}$ nie nastąpiło całkowite usunięcie produktów obróbki z drażonych wgłębień, w efekcie czego na dnie zagłębienia powstały niewielkie wzniesienia, których struktura składa się z przetopionego, a następnie skryształizowanego materiału (biała warstwa). Prawdopodobną przyczyną wystąpienia tego efektu mogły być zbyt duże czasy trwania impulsów elektrycznych. Natomiast inny przebieg ma profil powierzchni po mikrodrażeniu elektroerozyjnym przy zastosowaniu elektrody o średnicy $\phi = 90 \mu\text{m}$, na którym widoczny jest brak wzniesień w dnie wydrażonego wgłębienia. Oznacza to, że dla tej średnicy elektrody dobrano optymalne parametry mikroobróbki elektroerozyjnej.

5.5. WYKAZ LITERATURY

- [1] Agarwal A., Dahotre N.B. (1999): *Synthesis of boride coating on steel using high energy density processes: comparative study of evolution of microstructure*. Materials Characterization 42.
- [2] Antoszewski B. (2001): *Umacnianie części maszyn przez nakładanie powłok elektroiskrowych*. Zeszyty Naukowe Politechniki Świętokrzyskiej; seria Mechanika, nr 75, Kielce, s. 147-153.
- [3] Antoszewski B. (2004): *Investigation of tribological properties of electrospark coatings*. IV International Tribology Conference, PRAGOTRIB 2004, Czechy, pp. 72-76.
- [4] Antoszewski B. (2004): *Analiz izmienia powierzchnostnogo rielsa pri poluciiienii pokrytii eliekdroiskrowym metodom*. The 10th International Scientific Conference nt. „The XXI Century Technology”, Ałushta.
- [5] Antoszewski B. (2004): *Uszczelnienia czołowe z niejednorodnymi powierzchniami kształtowanymi technologią elektroiskrową*. X Międzynarodowa Konferencja nt. „Uszczelnienia i technika uszczelniania maszyn i urządzeń”, Wrocław-Polonica Zdrój.
- [6] Antoszewski B., Radek N., Tarelnik W. (2003): *Badania odporności na zacieranie powłok nanoszonych elektroiskrowo*. Wisnik Technologicznowo Uniwersitieta Podo-lia, cz. 1, tom 1, 6.
- [7] Antoszewski B., Radek N., Tarelnik W. (2004): *Testing the resistance to seizure of electro spark deposited coating*. Problems of Tribology 1.
- [8] Antoszewski B., Radek N. (2004): *Analiza niejednorodności powierzchni kształtowa-nych metodą elektroiskrową*. HUTNIK – Wiadomości Hutnicze 7/8.
- [9] Antoszewski B., Radek N. (2002): *Elektroiskrowo nanoszone powłoki tytanowe i mo-libdenowe*. „Przegląd Spawalnictwa”, nr 8-10.
- [10] Antoszewski B., Radek N. (2004): *Kształtowanie powierzchni niejednorodnych po-przez obróbkę laserową powłok elektroiskrowych*. Materiały Szkoły Naukowej Obró-bek Erozyjnych, Zeszyt 10, Warszawa.
- [11] Antoszewski B., Radek N. (2003): *Obróbka laserowa powłok tytanowych i molibde-nowych nanoszonych elektroiskrowo*. Wybrane zagadnienia obróbek skoncentrowaną wiązką energii, rozdział 3, Bydgoszcz.

- [12] Antoszewski B., Radek N.: *Własności elektroiskrowo kształtowanych powierzchni ślizgowych węzłów tarcia*. Prace naukowe Instytutu Konstrukcji i Eksploatacji Maszyn Politechniki Wrocławskiej, Nr 87 w serii Konferencje Nr 27.
- [13] Antoszewski B., Radek N. (2003): *Własności trybologiczne powłok nakładanych elektroiskrowo*. Materiały Szkoły Naukowej Obróbek Erozyjnych. Zeszyt 9, Warszawa.
- [14] Antoszewski B., Zacharow N., Tarelnik W. (2003): *Kombinirowanyje metody powyszenia kacziestwa powierzchnostiej dietalij maszin*. Wisnik Technologicznowo Uniwersitietu Podolia, Nauki Techniczne, Chmielnickij, Ukraina; Nr 6, Cz. 1, Tom 2, s. 242-251.
- [15] Antoszewski B., Kapłon A., Rolek J. (2005): *Electrospark alloying process with respect to the measurement of electrical quantities*. „Pomiary Automatyka Kontrola”, No. 6, pp. 9-11.
- [16] Antoszewski B., Radek N. (2004): *Analiza niejednorodności powierzchni powłok kształtowanych metodą elektroiskrową*. Hutnik – Wiadomości Hutnicze; Nr 7/8, s. 310-312.
- [17] Antoszewski B., Radek N. (2002): *Elektroiskrowo nanoszone powłoki tytanowe i molibdenowe*. „Przegląd Spawalnictwa”, nr 8-10, s. 134-136.
- [18] Antoszewski B., Radek N. (2002): *Własności elektroiskrowo kształtowanych powierzchni ślizgowych węzłów tarcia*. Prace Naukowe Instytutu Konstrukcji i Eksploatacji Maszyn Politechniki Wrocławskiej; Seria Konferencje Nr 27, s. 21-27.
- [19] Antoszewski B., Radek N. (2005): *Wytwarzanie powierzchni niejednorodnych technologią elektroiskrową i laserową*. „Inżynieria Rolnicza”, vol. 2, nr 62, s. 23-30.
- [20] Antoszewski B., Otmianowski T. (2002): *Tribological properties of multilayer electrodeposition coatings*. VIII Międzynarodowe Sympozjum INTERTRIBO 2002, Słowacja, s. 315-319.
- [21] Burakowski T., Chałko L. (2002): *Badania wpływu parametrów nanoszenia elektroiskrowego na wybrane właściwości powłok W-Co na stali SW7M*. „Inżynieria Materiałowa” 5.
- [22] Burakowski T., Roliński E., Wierchoń T. (1992): *Inżynieria powierzchni metali*. Wydawnictwo Politechniki Warszawskiej, Warszawa.
- [23] Capello E., Filice L., Micari F., Vedani M. (2001): *Surface integrity and quality induced by EDM processes*. Proceeding of International Symposium for Electro-Machining XIII, Bilbao.
- [24] DiBitonto D.D., Eubank P.T., Patel M.R., Barrufet M.A. (1989): *Theoretical models of the electrical discharge machining process. II-The anode erosion model*. Journal of Applied Physics 66/9.
- [25] DiBitonto D.D., Eubank P.T., Patel M.R., Barrufet M.A. (1989): *Theoretical models of the electrical discharge machining process. I-A simple cathode erosion model*. Journal of Applied Physics 66/9.
- [26] Dubrovsky R., Bezmelnitsyn V., Sokolov Y. (2005): *Reduction of cathode carbon deposit by buffer gas outflow*. Journal Carbon, Vol. 43, No. 3.
- [27] Dubrovsky R., Bezmelnitsyn V. (2004): *Production of nanocarbon allotropes by gas outflow discharge approach*. Journal Carbon, Vol. 42, No. 3.
- [28] Dubrovsky R. (2003): *Wear resistant coatings produced by electro spark deposition*. Functional Coatings and Surface Engineering, Montreal.

- [29] Eubank P.T., Barrufet M.A.: (1990) *New spark model proves EDM stock removal caused by superheating*. EDM digest, 7-8.
- [30] Eubank P.T., Patel M.R., Barrufet M.A., Bozkurt B. (1993): *III-The variable mass, cylindrical plasma model*. Journal of Applied Physics, 73/11.
- [31] Frotow W., Binokurov W., Wolczenio W. (1970): *Teoreticzeskije osnovy swarki*. Moskwa.
- [32] Furutani K., Saneto A., Takezawa., Mohri N., Miyake H. (2001): *Accretion of Titanium carbide by electrical discharge machining with power suspended in working fluid*. Precision Engineering 25.
- [33] G.B. Patent No. 637793 (1946): „*A metod of working Metals*”.
- [34] Galinov I.V., Luban R.B. (1996): *Mass transfer trends during electrospark alloying*. Surface and Coatings Technology 79.
- [35] Golowiejko A. (1969): *Issledowanie processow na elektrodach w islowiach moszcznowo impulsnowo razrada*. Mińsk.
- [36] Haldiew W.N. (2004): *K woprosu o mechanizmie eliektricieskoj erozji eliektródow*. Elektronnaja Obrabotka Materialow 5.
- [37] He Y., Huang Z., Qi H., Wang D., Li Z., Gao W. (2000): *Oxidation behaviour of micro-crystalline Ni-20Cr-Y₂O₃ ODS alloy coatings*. Materials Letters 45.
- [38] Ikai T., Hashiguchi K. (1995): *Heat input for crater formation in EDM*. Proceeding of International Symposium for Electro-Machining XI, Lousanne.
- [39] König W., Wertheim R., Zvirin Y., Toren M. (1975): *Material removal and energy distribution in electrical discharge machining*. Annals of the CIRP 24/1.
- [40] Kowalienko S.W., Nikolienko S.W., Wierhotyrow A.D., Kucienko W.C. (2003): *Issledowanije wlijanija mechaniczeskich paramietrow mechanizirowannoj ustanowki dlia EIL wraszczajuszczimsja torciewym eliektródow na formirowanije powierchnostnogo słoja*. Elektronnaja Obrabotka Materialow 3.
- [41] Legg K.O. (2002): *Overview of chromium and cadmium alternative technologies*. Surface Modification Technologies XV.
- [42] Leppert T. (2000): *Ekologiczne aspekty obróbek erozyjnych*. VI Konferencja Naukowo-Techniczna EM'00, Bydgoszcz-Wenecja.
- [43] Levashov E.A. i inni (2004): *The prospectes of nanodispersive powders application surface engineering technology*. Surface and Coatings Technology, pp. 180-181.
- [44] Levashov E.A., Kharlamov E.I., Kudryashov A.E., Rogachev A.S., Ohyanagi M., Koizumi M., Hosomi S. (1999): *About the method of termoreactive electrospark surface strengthening*. Journal of Materials Synthesis and Processing, Vol. 7, No. 1.
- [45] Levashov E.A., Malochkin O.V., Kudryashov A.E., Suchentrunk R., Gammel F. (2002): *The effect of nanosized powders addition on formation, structure and properties of electrospark coatings*. Galvanotechnik 4.
- [46] Łazarenko B.R. Łazarenko N.I. (1958): *Elektroiskrovaja obrabotka tokoprovodiaszczih materialow*. Akademia Nauk CCCP, Moskwa.
- [47] Materiały reklamowe: <http://www.looktech.co.kr>
- [48] Miernikiewicz A. (1989): *Badania nad podwyższaniem sprawności procesu erozji elektrycznej*. Rozprawa doktorska, Politechnika Krakowska, Kraków.

- [49] Miernikiewicz A. (2000): *Doświadczalno-teoretyczne podstawy obróbki elektroerozyjnej (EDM)*. Politechnika Krakowska, Rozprawy nr 274, Kraków.
- [50] Miernikiewicz A. (1999): *Rozwój plazmowego kanału wyladowania elektrycznego w warunkach obróbki elektroerozyjnej. Część I – Stan dotychczasowy*. Archiwum Technologii Maszyn i Automatyzacji, Vol. 19, nr 2.
- [51] Miernikiewicz A. (1999): *Rozwój plazmowego kanału wyladowania elektrycznego w warunkach obróbki elektroerozyjnej. Część II – Podstawy fizyczne*. Archiwum Technologii Maszyn i Automatyzacji, Vol. 19, nr 2.
- [52] Motoki M., Hashiguchi K. (1967): *Energy distribution at the gap in electric discharge machining*. Annals of the CIRP 14.
- [53] Mulin J.I., Kilmowa L.A., Dmitriew D.A., Własienko W.D. (2002): *Opriedieleniie technologiczieskich paramietrow prociessa eliektroiskrowogo liegirowanija dlia obrazowania zadannoj tolszcziny pokrytija*. Elektronnaia Obrabotka Materialow 3.
- [54] Nowicki B., Pierzynowski R., Spadło S., Łakomiec K. (2003): *Stan warstwy wierzchniej po stopowaniu elektrodami szczotkowymi z molibdenu, wolframu i stali 1H18N9*. Wybrane zagadnienia obróbek skoncentrowaną wiązką energii, rozdział 2, Bydgoszcz.
- [55] Nowicki B., Pierzynowski R., Spadło S. (1997): *Elektroerozyjne wytwarzanie warstw stopowych na powierzchniach krzywoliniowych*. V Konferencja Naukowo-Techniczna EM'97, Bydgoszcz-Golub Dobrzyń.
- [56] Nowicki B., Pierzynowski R., Spadło S. (1998): *The electrodischarge-based surface alloying process using brush electrode*. Proceeding of International Symposium for Electro-Machining XII, Aachen.
- [57] Nowicki B., Pierzynowski R., Spadło S. (2004): *The superficial layer of parts machined by brush electro-discharge mechanical machining*. Journal Engineering Manufacture, Vol. 218.
- [58] Nowicki B., Pierzynowski R. (2000): *Badania stanu warstwy wierzchniej po stopowaniu elektroiskrowym elektrodą szczotkową (BEDMA)*. VI Konferencja Naukowo-Techniczna EM'00, Bydgoszcz-Wenecja.
- [59] Ozimina D., Radek N., Styp-Rekowski M. (2004): *Modyfikowanie cech warstwy wierzchniej za pomocą obróbki elektroiskrowej*. Archiwum Technologii Maszyn i Automatyzacji, vol. 24, nr 2.
- [60] Ozimina D., Scholl H., Styp-Rekowski M. (2003): *Formowanie przeciwwieżyciowych warstw wierzchnich obróbką elektroiskrową*. Wybrane zagadnienia obróbek skoncentrowaną wiązką energii, rozdział 2, Bydgoszcz.
- [61] Ozimina D. (2002): *Przeciwwieżyciowe warstwy wierzchnie w układach tribologicznych*. Politechnika Świętokrzyska, Rozprawy nr 33, Kielce.
- [62] Patent P.R.L. No. 137319 (1987): „*Układ zasilania urządzenia do elektroiskrowego utwardzania powierzchni*”.
- [63] Piacin S.A., Abliesimow N.E., Jagodzinskij D.L. (2003): *O zavisimosti izmienienija massy eliektrodow ot wriemieni pri eliektroiskrowom liegirowanii*. Elektronnaia Obrabotka Materialow 1.
- [64] Pierzynowski R. (2001): *Badania elektroiskrowego stopowania powierzchni elektrodami szczotkowymi*. Rozprawa doktorska, Politechnika Warszawska, Warszawa.

- [65] Pierzynowski R. (2000): *Wybrane aspekty stopowania elektrodą szczotkową*. Zeszyty Naukowe Akademii Techniczno-Rolniczej, Mechanika 46, Bydgoszcz.
- [66] Podchernyaeva I.A., Panasyuk A.D., Teplenko M.A. (2002): *Tribological properties of finely-dispersed coatings with Electric-Spark Alloying of materials of the system Ti-Al-N*. Powder Metallurgy and Metal Ceramics, Vol. 41, Number 11-12.
- [67] Podchernyaeva I.A., Yurechko D.V., Panasyuk A.D., Teplenko M.A. (2004): *Mass transfer and adhesion in electrospark alloying of AL9 alloy with AlN-Ti(Zr)B₂-Ti(Zr)Si₂ ceramic electrodes*. Powder Metallurgy and Metal Ceramics, Vol. 43, Number 9.
- [68] Praca zbiorowa pod redakcją Petrowa J. (1985): *Elektroiskrowe legiowanie metalicznych powierzchni*. Kisziniew.
- [69] R.P. Patent No. 183045 (2002): „Sposób wytwarzania warstw wierzchnich z zastosowaniem wyładowań elektrycznych”.
- [70] Radek N., Antoszewski B. (2005): *Rozkład naprężeń własnych w powłokach elektroiskrowych przetwarzanych laserem*. III Ukraińsko-Polska Konferencja Młodych Naukowców nt. „Mechanika i informatyka”, Chmielnickij.
- [71] Radek N., Ozimina D., Antoszewski B. (2003): *Ocena własności eksploatacyjnych powłok nanoszonych elektroiskrowo*. „Przegląd Spawalnictwa”, 11.
- [72] Radek N., Antoszewski B. (2005): *Laser treatment of electro-spark deposited coatings*. Materials Engineering 4.
- [73] Radek N. (2004): *Elektroiskrowy come back*. „Przegląd Techniczny”, 5.
- [74] Ribalko A.V., Sahin O. (2003): *The use of bipolar current pulses in electro spark alloying of metal surfaces*. Surface and Coatings Technology 168.
- [75] Ruszaj A. (1999): *Niekonwencjonalne metody wytwarzania elementów maszyn i narzędzi*. Wydawnictwo Instytutu Obróbki Skrawaniem, Kraków.
- [76] Samsonow G., Wierhotyrow A., Bowkun G., Syczew B. (1976): *Elektroiskrowe legiowanie metalicznych powierzchni*. Wydawnictwo „Naukowa Dumka”, Kijew.
- [77] Siemiencuk A.W., Safronow I.I. (2000): *O zakonie raspriedielienii parametrov pri modelirovanii prociessa eliektroiskrowogo liegirowaniia*. Elektronnaia Obrabotka Materialow 2.
- [78] Spadło S. (2006): *Teoretyczno-eksperymentalne aspekty obróbki elektroerozyjno-mechanicznej*, Monografie, Studia, Rozprawy 52, Politechnika Świętokrzyska, Kielce.
- [79] Spur G., Schonbeck J. (1993): *Anode erosion in wire EDM – a theoretical model*. Annals of the CIRP 42/1.
- [80] Styczeń J., Antoszewski B. (2001): *Umacnianie części maszyn przez nakładanie powłok elektroiskrowych*. Zeszyty Naukowe Politechniki Świętokrzyskiej, seria Mechanika 75, Kielce.
- [81] Tarelnik W. (1997): *Kombinirowannyje technologii elektroerozionnogo liegirowania*. Technika, Kijew.
- [82] Tarelnik W., Marcinkowski W., Antoszewski B. (2006): *Powyszenije kaczestwa podszipnikow skolzenija*. Wydawnictwo MakDen, Sumy, Ukraina.
- [83] Tarelnik W., Jariemienko W., Marcinkowski W., Antoszewski B. (2005): *Pidwyszczennja mszcznosti ziednannja antifrikcyjnego szaru pidszipnikiw kowzannja i mieta-*

- liowej osnowi. Wistnik Sumskowo Dierzawnowo Uniwersitetu. Seria Techniczni Nauki. Sumy, Ukraina; nr 12, s. 125-131.
- [84] Tarelnik W., Marcinkowski W., Antoszewski B. (2004): *Kombinirowannaja tehnologija uproćnienija i riemonta podszypnikowych szieek rotorow*. Kompriessornaja Miechnika i Pniewmatika; nr 8, s. 31-36.
- [85] Tarelnik W., Pćielinciew W., Marcinkowski W., Antoszewski B. (2004): *Metallograficeskije issledowania babbittowych pokrytij podszypnikow skolżienija s promieżytoćnym słoiem iz miedi ili ołowiannoj bronzy*. Wistnik Sumskogo Dierzawnogo Uniwersitetu, Sierija Tiehnićni nauku; Nr 13(72), s. 122-128.
- [86] Tarelnik W., Zacharow M., Marcinkowski W., Antoszewski B. (2005): *Eliektroerozionnoie liegirowanije – mietod wosstanowlienija dietaliej rotornych maszin*. Wistnik Sumskowo Dierzawnowo Uniwersitetu. Seria Techniczni Nauki. Sumy, Ukraina; nr 1(73), s. 119-125.
- [87] Tarelnik W., Zacharow N., Konopliancienko E., Marcinkowski W., Antoszewski B. (2004): *Doslidżennja na eliektrotnomu mikroskopi powierchniewich szariw stali 38X2MJA, sformowanych riznimi metodami*. Wistnik Sumskogo Nacionalnego Agrarnogo Uniwersitetu; nr 11, s. 96-103.
- [88] Tarelnik W.B., Dowrzyk M.J., Marcinkowski W.S., Antoszewski B. (2009): *Kompensacja pogresznostiej w podszypnikach skolżenija*. Seminarium Naukowo-Techniczne TEROTECHNOLOGIA 2009, Zeszyty Naukowe Politechniki Świętokrzyskiej, seria Budowa i Eksploatacja Maszyn nr 13, Kielce, s. 416-422.
- [89] Van Dijck F., Croocall J.R., Heuvelman C.J., Snoeys R. (1974): *Some results and physical research in EDM*. Proceeding of International Symposium for Electro-Machining IV, Bratysława.
- [90] Wierhotyrow A.D., Mulin J.I., Astapowa E.S., Agapiatow W.A., Cietinin M.I., Kozyr A.W., Sołowiew W.W. (2004): *Wlijanie riezimow eliektroiskrowogo liegirowanija i eliektrodneych materialow na struktury i iznosostoikost pokrytij*. Elektronnaja Obrabotka Materialow 3.
- [91] Wierhotyrow A.D., Mulin J.I., Kilmowa L.A. (2002): *Uprocinienie powierchnostiej eliektroiskrowym liegirowaniem poroszkowymi matieriałami iz minieralnogo syria*. Elektronnaja Obrabotka Materialow 2.
- [92] Zolotykh B.N. (1962): *Osnovnyje woprosy kaciestviennoj teorii elektroiskrowoj obrabotki v zidkoj dielektriceskoj srede*. Problemy elektrićeskoj obrabotki metallov, Moskwa.

6. Kształtowanie warstw powierzchniowych z teksturą przy wykorzystaniu obróbki laserowej

6.1. WPROWADZENIE DO TECHNOLOGII LASEROWYCH

Wykorzystanie promieniowania laserowego staje się obecnie coraz bardziej rozpowszechnione i różnorodne. Pomimo upływu pięćdziesięciu lat od wynalezienia lasera, tempo badań w zakresie techniki laserowej oraz konstrukcji i produkcji urządzeń laserowych ustawicznie wzrasta. Rosnące zainteresowanie emitowanym przez laser promieniowaniem wynika z jego specyficznych, niezwykle użytecznych właściwości i możliwości budowy źródeł promieniowania o różnych parametrach, takich jak: długość fali, mod poprzeczny wiązki, emitowana moc, energia impulsu, czas trwania impulsu, częstotliwość powtarzania impulsów itp. Szczególnymi właściwościami światła laserowego są [56, 66]: monochromatyczność, spójność, równoległość, polaryzacja.

Pierwszy funkcjonujący laser skonstruował T.H. Maiman w 1960 roku. Ośrodkiem czynnym był kryształ rubinu (stąd jego nazwa – laser rubinowy) domieszkowany Cr_2O_3 ($\lambda = 694,3$ nm oraz $\lambda = 692,9$ nm). Laser helowo-neonowy zbudowano rok później. Lasery CO_2 oraz lasery Nd:YAG powstały w 1964 r. W latach 70. i 80. XX wieku nastąpił rozwój laserów dla celów niszczenia pocisków balistycznych. Źródłem energii projektowanego lasera, umieszczonego w przestrzeni kosmicznej, miała być eksplozja bomby wodorowej.

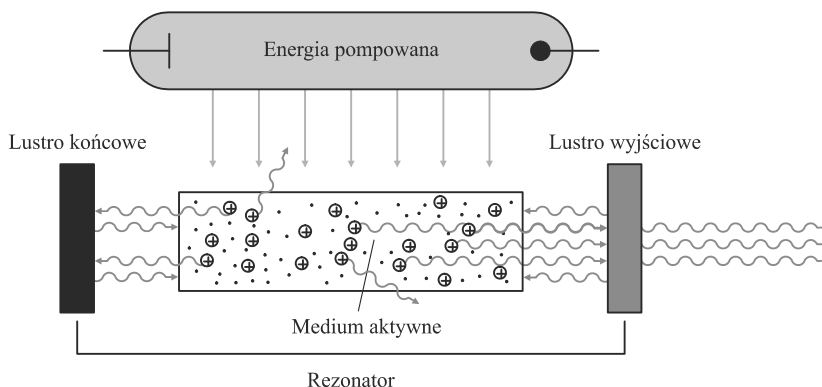
W Polsce również obserwuje się rosnące zainteresowanie technologiami laserowymi, zarówno w zastosowaniach przemysłowych, jak i w badaniach naukowych. Świadczą o tym liczne obszernie opracowania dotyczące tych zagadnień: Burakowski [11], Major [38], Kusiński [35], Bogdanowicz [10], Zimny [69], Oczko [46], Waligóra [64], Kawalec [26].

Współczesne lasery można podzielić na cztery grupy [34, 39]:

1. Lasery gazowe (np. CO_2 , ekscimerowe, helowo-neonowe).
2. Lasery na ciele stałym (np. Nd:YAG, rubinowy).
3. Lasery cieczowe (np. na parach miedzi, barwnikowe).
4. Lasery półprzewodnikowe (np. GaAs, GaSb, InSb, InAs).

Typowy laser składa się z następujących podstawowych zespołów: ośrodka czynnego, rezonatora optycznego, systemu luster, soczewek, źródła zasilania, systemu sterowania i chłodzenia (rys. 6.1).

Intensywny rozwój techniki laserowej sprawił, że lasery jako źródło energii wytworzonej w postaci monochromatycznej i spójnej wiązki fotonów są stosowane w nauce, medycynie i technice (rys. 6.4).



Rys. 6.1. Schemat funkcjonowania lasera

Jednym z szybciej rozwijających się kierunków w zakresie technologii wytwarzania jest laserowa obróbka materiałów. Obejmuje ona następujące technologie: obróbkę ubytkową (cięcie, drążenie otworów, znakowanie), obróbkę cieplną, spawanie, gięcie, kształtowanie oraz modyfikację warstwy wierzchniej.

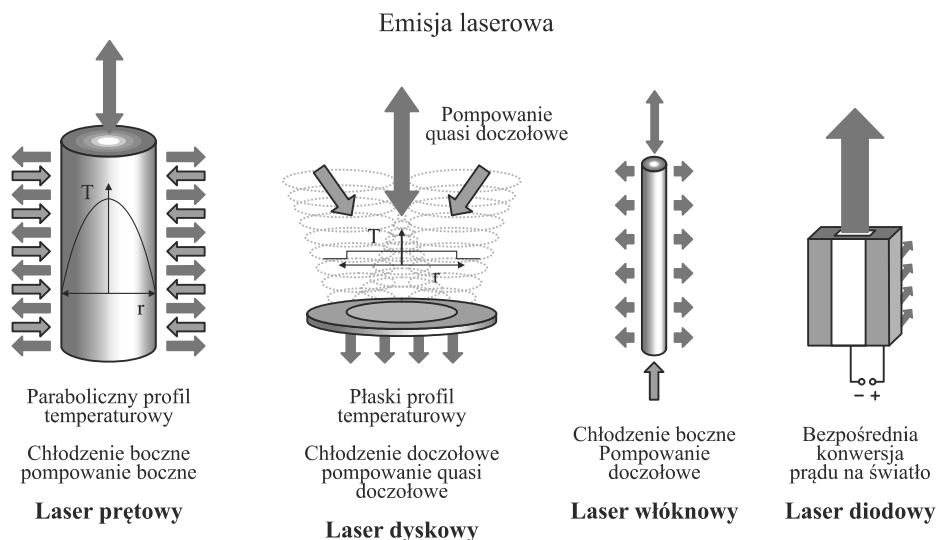
Zasadnicze korzyści, jakie daje zastosowanie laserów w obróbce materiałowej są następujące:

- wiązka laserowa nie podlega zużyciu w przeciwieństwie do narzędzi, takich jak: frez, wiertło,
- istnieje możliwość przenoszenia energii na znaczne odległości przy niewielkich stratach,
- duża powtarzalność wyników w związku z utrzymywaniem wąskiej tolerancji dobranych parametrów,
- łatwość automatyzacji procesów technologicznych,
- możliwość koncentracji dużych gęstości mocy,
- materiał i układ pozycjonowania nie podlegają mechanicznym naciskom.

Zastosowania przemysłowe laserów determinują dwa zagadnienia: możliwość osiągnięcia wysokiej wydajności procesu oraz najwyższej jakości obróbki. Stąd zrozumiałe jest ich wykorzystanie w takich dziedzinach gospodarki, jak: przemysł motoryzacyjny, kosmiczny, lotniczy, stoczniowy, spożywczy, energetyczny, elektrotechniczny, mechaniki precyzyjnej i produkcji narzędzi.

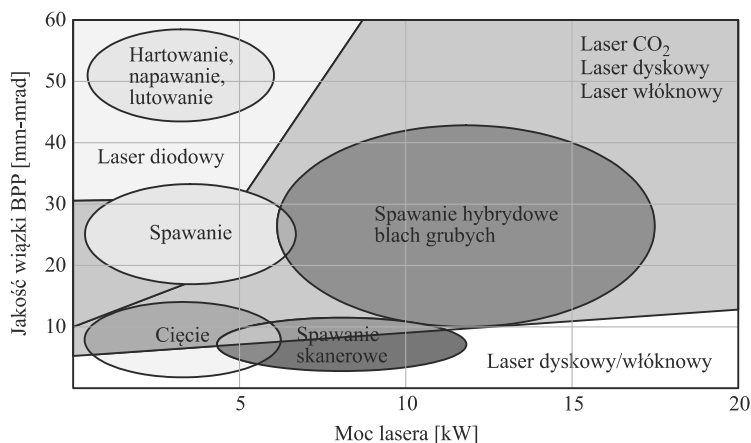
Aktualnie obserwuje się intensywny rozwój laserów na ciele stałym, które osiągają coraz to wyższe moce i sprawności przy zdecydowanie mniejszych gabarytach niż lasery CO₂. Oprócz względów ekonomicznych sprzyja temu postępująca specjalizacja w zakresie wytwarzania maszyn technologicznych, nastawionych na wykonywanie konkretnych procesów, do których wiązka promieniowania laserowego doprowadzana jest światłowodem. Daje to wyjątkową elastyczność i umożliwia realizację poszczególnych operacji technologicznych z wykorzystaniem wiązki laserowej opty-

malnej pod względem jakości dla danego procesu. Niektóre z cech charakterystycznych poszczególnych laserów na ciele stałym przedstawione są na rysunku 6.2.

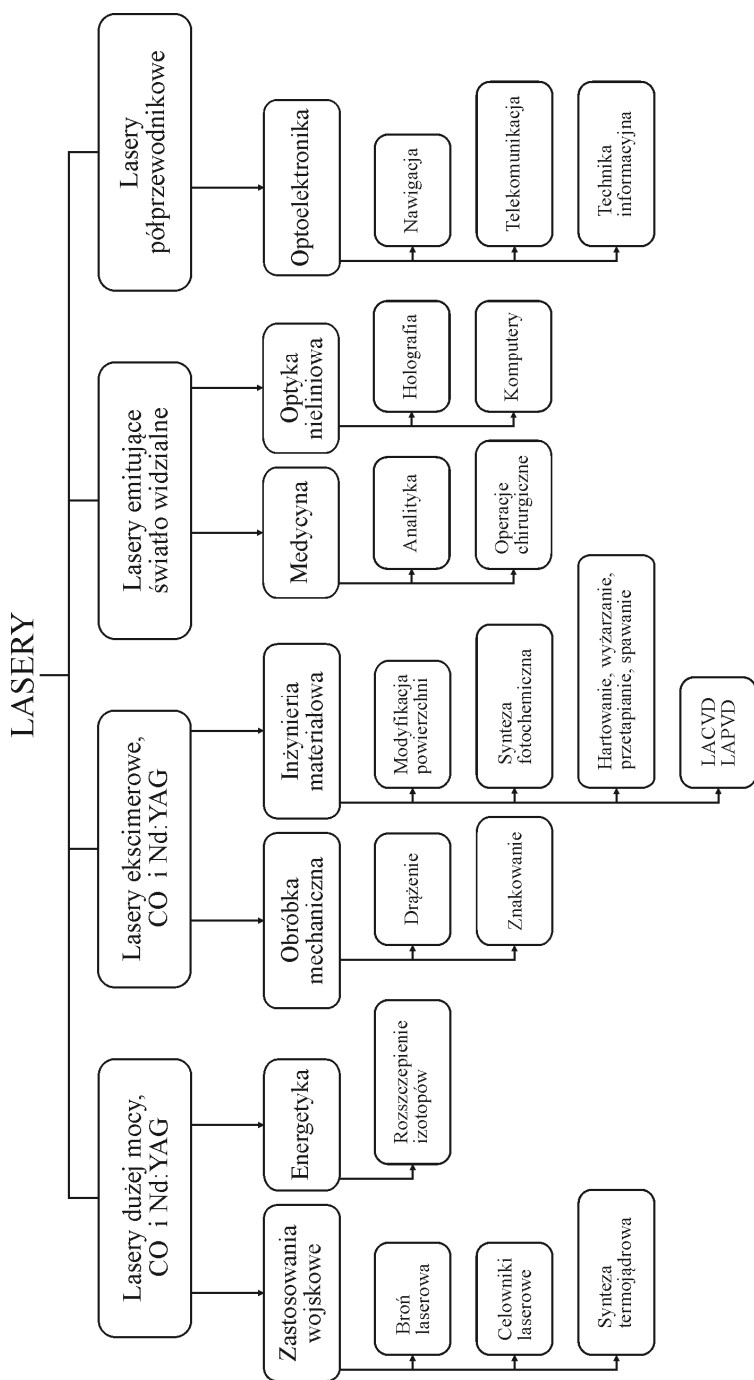


Rys. 6.2. Schematy poglądowe aktualnie produkowanych laserów na ciele stałym, wg [40]

Wraz z rozwojem laserów zauważono, że pewne charakterystyczne właściwości wiązki promieniowania emitowanego przez poszczególne typy laserów predysponują je do konkretnych operacji technologicznych. Można to bezpośrednio związać z parametrem M2 wykorzystywanym do oceny jakości wiązki. Na rysunku 6.3 przedstawiono aktualne zalecenia dotyczące doboru typu lasera do określonego procesu, z uwzględnieniem jakości wiązki i mocy lasera [40].



Rys. 6.3. Jakość wiązki, moc lasera, zastosowanie – wg firmy TRUMPF, wg [40]



Rys. 6.4. Ważniejsze zastosowania laserów [76].

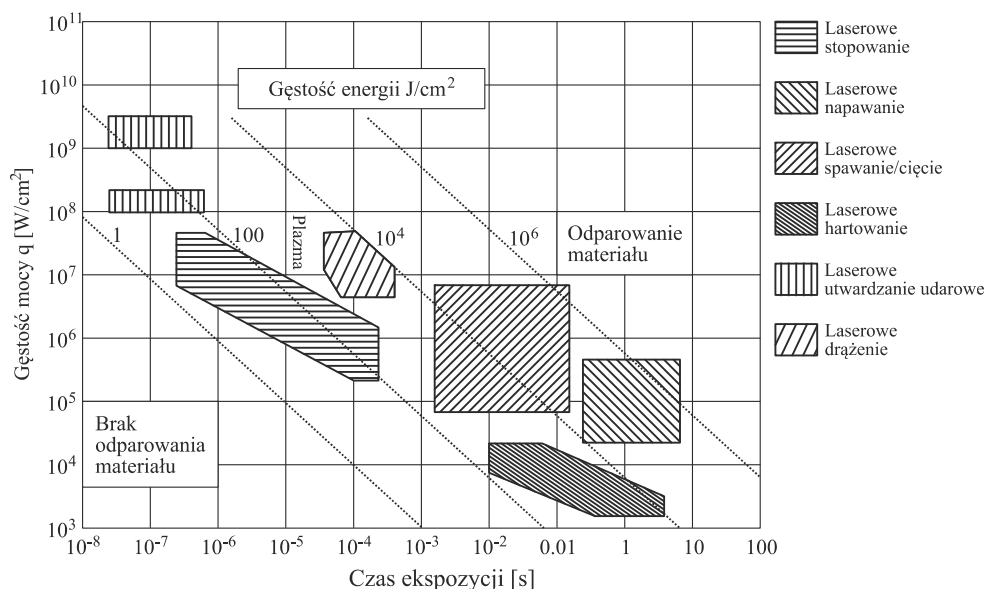
6.2. PROCESY FIZYCZNE TOWARZYSZĄCE LASEROWEJ OBRÓBCE MATERIAŁÓW

Większość operacji technologicznych wykonywanych wiązką laserową jest oparta na zjawisku cieplnego oddziaływania światła na nieprzezroczyste materiały. W związku z tym proces ten można opisać modelem fizycznym, który dzieli się na kilka etapów:

- 1) absorpcja światła, pochłanianie i przekazywanie energii siatce krystalicznej materiału,
- 2) nagrzewanie,
- 3) przejście ze stanu stałego w stan ciekły,
- 4) parowanie,
- 5) stygnięcie materiału.

Wyżej wymienionym procesom mogą towarzyszyć inne zjawiska, jak np. tworzenie plazmy, emisja elektronów czy wytwarzanie fali uderzeniowej.

Na rysunku 6.5 przedstawiono schematycznie zależność procesów zachodzących w metalach i stopach od gęstości mocy promieniowania laserowego i czasu oddziaływania wiązki laserowej na materiał. Poprzez zastosowanie różnych kombinacji gęstości mocy i czasu oddziaływania możliwe jest prowadzenie różnych procesów technologicznych. W większości z nich wykorzystywany jest efekt nagrzewania i stapiania warstwy wierzchniej.



Rys. 6.5. Gęstość mocy i czas oddziaływania promieniowania dla różnych metod obróbki laserowej, wg [11]

6.2.1. Absorpcja promieniowania laserowego

Rozchodzenie się promieniowania laserowego, tak jak i innych fal elektromagnetycznych, podlega równaniom Maxwella, z których można wyprowadzić równanie falowe opisujące zmiany wektora natężenia pola elektrycznego E w czasie i przestrzeni. Z rozwiązania równania falowego wynika, że fale elektromagnetyczne w ośrodkach przewodzących prąd elektryczny, a więc także i w metalach, ulegają tłumieniu w sposób wykładniczy (współczynnik ekstynkcji, tłumienia, κ_e).

Natężenie promieniowania I rozumiane jako ilość energii przenoszona w jednostce czasu przez jednostkową powierzchnię prostopadłą do kierunku propagacji fal można wyrazić zależnością:

$$I(x) = I_0 e^{-\alpha_p x}$$

gdzie: I_0 – natężenie promieniowania na granicy ośrodka ($x = 0$); x – odległość od powierzchni ośrodka, α_p – współczynnik pochłaniania.

Odwrotność współczynnika pochłaniania $K = 1/\alpha_p$ jest nazywany *głębokością nasłórkową*, a droga, na której amplituda natężenia pola elektrycznego maleje e -krotnie jest nazywana *głębokością wnikania*. Współczynnik pochłaniania dla metali wynosi $10^7 \div 10^8$ 1/m. Energia promieniowania z zakresu widzialnego i poczerwieni jest na krótkim odcinku i w krótkim czasie zamieniana na energię wewnętrzną materiału drogą pobudzenia elektronów swobodnych i związanych oraz wzbudzenia drgań jonów sieci atomowej. Średni czas pomiędzy zderzeniami elektronów w przewodniku wynosi $10 \div 100$ fs ($10^{-14} \div 10^{-13}$ s) [16]. Czas przekazywania energii sieci atomowej wynosi $1 \div 10$ ps ($10^{-12} \div 10^{-11}$ s) [56].

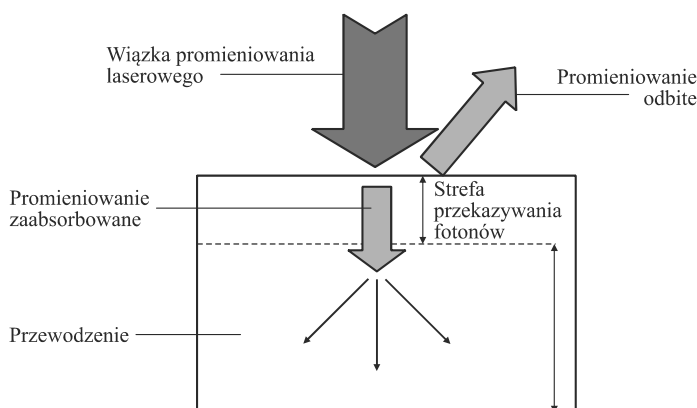
Jeśli częstota promieniowania jest większa od tak zwanej częstotliwości plazmowej, która opisuje swobodne oscylacje elektronów ($10^{15} \div 10^{16}$ Hz dla metali), wówczas promieniowanie jest przepuszczalne przez materiał. Fale o częstoci 10^{15} Hz mają w próżni długość 300 nm, a więc należą do obszaru bliskiego nadfioletu. Takie promieniowanie mogą emitować lasery ekscymerowe. Szeroko stosowane w technice lasery Nd:YAG emitują promieniowanie o częstoci $2,82 \cdot 10^{14}$ Hz i stąd dla elementów o typowych w technice grubościach można zakładać, że nie przechodzi ono poza obrabiany materiał.

Strumień laserowego promieniowania padając na materiał (rys. 6.6) ulega częściowemu pochłonięciu (absorpcji), częściowemu odbiciu (refleksyjności) w proporcji zależnej od współczynnika odbicia (R) i współczynnika absorpcji promieniowania (A), długości fali padającej na materiał, temperatury oraz stanu powierzchni absorbującej promieniowanie, a także może przenikać przez materiał, co charakteryzuje współczynnik przepuszczania. Ilość ciepła pochłoniętego przez materiał w punkcie padania wiązki zależy ponadto od gęstości mocy promieniowania padającego na powierzchnię oraz czasu ekspozycji. Zmianę gęstości energii w jednostce czasu w środowisku absorbującym opisuje prawo Bugera-Lamberta [66]:

$$q(x) = q_o \cdot A \cdot \exp\left(-\int_0^x \alpha(x) dx\right) \quad (6.1)$$

gdzie: q_o – gęstość mocy na powierzchni materiału, A – współczynnik absorpcji, $\alpha(x)$ – współczynnik pochłaniania światła w materiale.

Współrzędna x jest mierzona od powierzchni w głąb materiału. W metalach kwanty światła są pochłaniane przez elektrony przewodnictwa, które przekazują energię siatce atomowej w czasie $\tau_e = 10^{-11} \div 10^{-10}$ s. Proces ten zachodzi w warstwie o grubości $\delta = 10^{-6} \div 10^{-5}$ cm, odpowiadającej głębokości przenikania promieniowania laserowego w metal.



Rys. 6.6. Schemat oddziaływania promieniowania laserowego na materiał

W ogólnym przypadku związek pomiędzy współczynnikami A , R i T jest następujący:

$$A + R + T = 1 \quad (6.2)$$

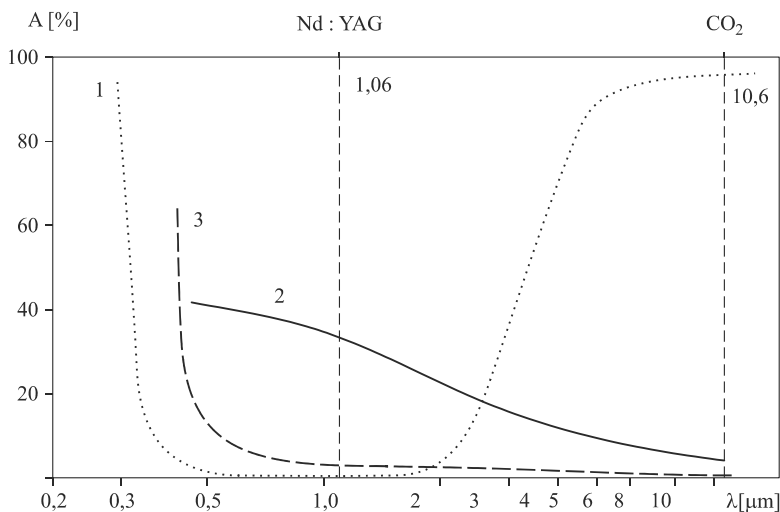
gdzie: A – współczynnik absorpcji, R – współczynnik refleksyjności, T – współczynnik przepuszczania, transmisyjność.

Ponieważ grubość obrabianego materiału jest zwykle większa od głębokości nasłórkowej, stąd w praktyce przyjmuje się, że metale praktycznie nie przepuszczają promieniowania laserowego ($T \approx 0$). Wobec powyższego dla metali przyjmuje się zależność:

$$A + R = 1 \quad (6.3)$$

Materiały metalowe o powierzchni gładkiej i błyszczącej (np. złoto, srebro, miedź, aluminium) bardzo słabo absorbują promieniowanie laserowe, natomiast

materiały metalowe o powierzchni ciemnej i chropowatej (np. tytan, molibden, żelazo, cyna) o wiele lepiej, choć absorpcja w tym przypadku rzadko przekracza 10% (rys. 6.7). W przypadkach laserów CO₂ używanych do celów obróbki cieplnej metali straty związane z odbiciem promieniowania mogą sięgać aż 98% jak jest w przypadku wypolerowanej powierzchni miedzi [12].



Rys. 6.7. Zależność absorpcji od długości fali lasera: 1 – szkło; 2 – Fe, Ni, W; 3 – Al, Cu, Ag, Au, wg [59]

Z bilansu wymiany ciepła przez promieniowanie pomiędzy dwoma modelowymi ciałami: szarym i doskonale czarnym, znajdującymi się w warunkach równowagi termicznej, wynika prawo Kirchhoffa, głoszące, że dla każdej temperatury i częstotliwości fali zdolność emisyjna (emisyjność) ciała jest równa jego absorpcyjności przy tej samej temperaturze i identycznej częstotliwości fali [32].

Z prawa Kirchhoffa wynika, że absorpcyjność ciał zależy od tych samych czynników co emisyjność. Spośród nich jako najważniejsze można wymienić następujące:

- temperatura,
- częstotliwość promieniowania,
- rodzaj materiału,
- stan powierzchni,
- kierunek promieniowania.

Uwzględniając równanie falowe, zależność (6.1) oraz prawo Fresnela można ustalić teoretyczną zależność na wartość współczynnika absorpcji w postaci:

$$A_v = \frac{4n}{(n+1)^2 + \kappa_e^2} \quad (6.4)$$

W powłokach utworzonych przez warstwę utlenioną lub sztucznie naniesionych na powierzchnię może zachodzić zjawisko interferencji wygaszającej. Towarzyszące jej pochłanianie energii wyjaśnia okresowy charakter zależności współczynnika absorpcji od grubości powłoki [61]. Powierzchnie metali narażonych na utlenienie w wysokiej temperaturze wykazują właściwości radiacyjne (emisyjność i absorpcyjność) zbliżone do właściwości pokrywających je warstw utlenionych [43]. Takie warunki występują w przypadku obróbki laserowej prowadzonej bez atmosfery ochronnej.

Termiczne pobudzenie siatki metalu sprzyja odbieraniu energii od elektronów pobudzonych fotonami promieniowania. Z tego powodu wzrost temperatury wywołuje wzrost absorpcyjności metalu [61].

Materiały stosowane w technice wykazują zazwyczaj znaczne odstępstwa od założeń, na których oparte są równania Fresnela. Chropowatość powierzchni, obecność warstwy utlenionej oraz wpływ innych czynników powodują, że wartość współczynnika absorpcji powinna być w praktyce określana eksperymentalnie dla określonych warunków, promieniowania i materiału absorbującego promieniowanie.

Absorpcyjność promieniowania laserowego obrabianych powierzchni metalowych można zwiększać stosując:

- a) schropowacenie, pozwalające uzyskać absorpcyjność do 30÷40%,
- b) utlenianie, gdzie można uzyskać wzrost absorpcyjności do 30÷40%,
- c) wzrost temperatury powierzchni przez jej wstępne ogrzewanie, co powoduje wzrost absorpcyjności o 10÷30%,
- d) naniesienie powłoki absorpcyjnej, tzw. powłoki antyrefleksyjnej; w efekcie można uzyskać absorpcyjność dochodzącą nawet do 90%.

Jeżeli rozpatrzmy półnieskończony materiał przedstawiony na rysunku 6.6, to całkowita moc promieniowania zaabsorbowana (Q_A) przez powierzchnię materiału metalowego, który posiada współczynnik absorpcji (A) ma następującą postać:

$$Q_A = Q \cdot A \quad (6.5)$$

gdzie: Q_A – całkowita moc absorbowana przez powierzchnię materiału, Q – całkowita moc promieniowania emitowanego przez laser, A – współczynnik absorpcji.

Wartość współczynnika absorpcji nie jest stała podczas obróbki laserowej i zwiększa się w momencie utworzenia na powierzchni nagrzewanego metalu warstwy tlenków oraz osiągnięcia przez materiał temperatury topnienia i – jak wcześniej wspomniano – zależy istotnie od długości fali promieniowania laserowego.

Według autora pracy [59] do najczęściej stosowanych powłok absorpcyjnych zalicza się powłoki: grafitowe, fosforanowe, tlenkowe. W wielu przypadkach powłoki tego rodzaju spełniają dwie funkcje: absorbują promieniowanie laserowe oraz wzbogacają warstwę wierzchnią materiału w pierwiastki, np. nikiel, tytan, chrom. Autorzy [58] badali wpływ schropowacenia powierzchni próbek ze stali SW7M pokrytych fosforanem manganu w celu uzyskania lepszej absorpcyjności

promieniowania laserowego oraz uniknięcia niepożądanego zanieczyszczenia warstwy wierzchniej materiału. Najkorzystniejsze rezultaty otrzymano przy chropowatości powierzchni $Ra \approx 1,6 \mu\text{m}$ uzyskanej metodami strumieniowo-ściernymi.

W Centrum Laserowych Technologii Metali (CLTM) w Politechnice Świętokrzyskiej w celu poprawy absorpcyjności promieniowania laserowego stosuje się absorber, który posiada współczynnik absorpcji $A = 0,8$ (dla promienia lasera CO_2). W skład absorbera wchodzi następujące pierwiastki: Co, Ni, Cr, Si, B, Pb, Mn oraz rozpuszczalnik nitro i aceton. Obecnie w CLTM prowadzone są również badania nad uzyskaniem absorbera o zwiększonej efektywności pochłaniania.

6.2.2. Nagrzewanie

W wyniku przejścia energii światła laserowego w energię cieplną rozpoczyna się nagrzewanie materiału. Wymiary nagrzanego obszaru (objętości) zależą od głębokości przenikania światła w materiał δ . Czas zmiany energii promieniowania laserowego na energię cieplną jest bardzo krótki i wynosi około 10^{-13} s, co odpowiada średniemu czasowi między zderzeniami elektronów. Temperatura powierzchni materiału rośnie zatem bardzo szybko. Głębsze warstwy ogrzewane są na skutek przewodnictwa cieplnego z prędkością zależną od współczynnika przewodnictwa cieplnego danego materiału. Najwyższa temperatura występuje na powierzchni materiału, a jej rozkład w przybliżeniu odpowiada rozkładowi gęstości mocy promieniowania w wiązce [23].

Proces nagrzewania materiałów wiązką laserową został szczegółowo zbadany. Istnieją również modele matematyczne opisujące z dużą dokładnością rozkład temperatury w materiale, co pozwala na precyzyjny dobór parametrów obróbki laserowej (gęstości mocy promieniowania, czasu oddziaływania itp.). Rozkład pól temperatur w materiale naświetlanym laserem opisuje równanie różniczkowe przewodnictwa ciepła, zwane równaniem Fouriera-Kirchhoffa, zapisywanego często w postaci [16]:

$$\nabla^2 T - \frac{1}{a} \frac{dT}{dt} + \frac{Q_A}{k} = 0 \quad (6.6)$$

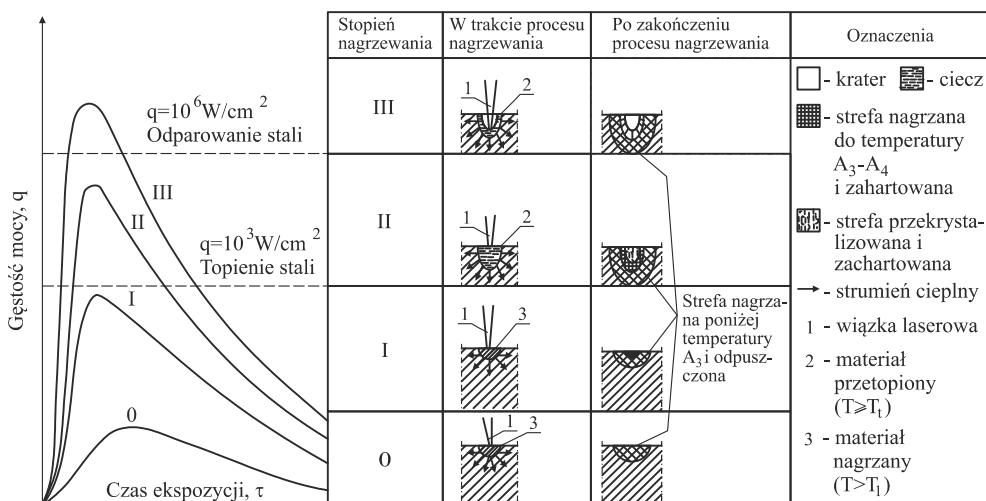
gdzie: Q_A – całkowita moc absorbowana przez powierzchnię materiału, k – współczynnik przewodzenia ciepła, a – dyfuzyjność cieplna, $\nabla^2 T$ – laplasjan temperatury.

Przy wzroście temperatury materiału ilość pochłanianej energii rośnie na skutek spadku wartości współczynnika odbicia powierzchni. Wraz z temperaturą zmieniają się również takie właściwości materiału, jak: gęstość, ciepło właściwe, współczynnik przewodnictwa cieplnego, itp. W tej fazie procesu może zachodzić również emisja elektronów oraz wypromieniowanie energii cieplnej z powierzchni

materiału [56]. Pomimo, że zjawiska te nie są uwzględniane w większości modeli matematycznych ze względu na trudności obliczeniowe, rozbieżność wyników teoretycznych i doświadczalnych wynosi 10÷20% [55].

W związku z tym, że ciepło z warstwy wierzchniej odprowadzane jest w głąb materiału drogą przewodnictwa (około 90%), to szybkość chłodzenia jest bardzo duża, rzędu $10^6 \div 10^8$ K/s, i jest porównywalna z prędkością nagrzewania [62].

W wyniku połączonych procesów nagrzewania i chłodzenia, w stali zachodzą procesy i przemiany podobne do zachodzących przy tradycyjnych obróbkach, choć jakościowo znacznie się różniące. Na rysunku 6.8 pokazano schematy nagrzewania laserowego wg stopnia 0 – III wraz ze zmianami strukturalnymi w trakcie nagrzewania i po ochłodzeniu [11].



Rys. 6.8. Schematy nagrzewania laserowego wraz ze zmianami strukturalnymi zachodzącymi w trakcie nagrzewania i po ochłodzeniu, wg [11]

Nagrzewanie bez przetopienia (stopień I) stosowane jest do obróbki cieplnej. Nagrzewanie z przetopieniem (stopień II) – do spawania, cięcia, jak również stopowania bądź platerowania powierzchni. Nagrzewanie z odparowaniem (stopień III) – do perforowania i cięcia, może również być stosowane do utwardzania detonacyjnego kraterów poprzez powstającą wskutek gwałtownego odparowania falę uderzeniową. Nagrzewanie do temperatury poniżej A_1 (721°C), według stopnia 0 może być wykorzystane na przykład do kształtowania blach.

6.2.3. Przejście z fazy stałej w fazę ciekłą

Przy zwiększeniu gęstości mocy i czasu oddziaływania temperatura warstwy wierzchniej materiału może przekroczyć temperaturę topnienia. Stwierdzono, że

tylko część mocy wiązki laserowej jest wykorzystywana do stapiania materiału. Maksymalny teoretyczny współczynnik wykorzystania mocy w procesie stapiania wynosi 48%, reszta dostarczanej energii jest odprowadzona w wyniku przewodnictwa cieplnego do rdzenia obrabianego materiału. Gęstość mocy nie powinna być zbyt duża, gdyż wówczas występuje gwałtowne parowanie materiału i granica rozdziału faz ciec-ciało stałe nie przesuwa się w głąb materiału.

Wykorzystując zależności do określenia temperatury na powierzchni materiału obrabianego w centrum strefy obróbki, można określić parametry impulsu laserowego odpowiadające początkowi stapiania materiału. Krytyczna wartość gęstości mocy, przy której zaczyna się stapianie materiału ma postać [60]:

$$q_{kryt} = \frac{T_t \sqrt{\pi \cdot k}}{2\sqrt{a \cdot t_i}} \quad (6.7)$$

gdzie: q_{kryt} – krytyczna gęstość mocy, k – współczynnik przewodzenia ciepła, T_t – temperatura topnienia materiału, a – dyfuzyjność cieplna, t_i – czas trwania impulsu.

W celu uzyskania głębokiego przetopienia materiału czas oddziaływania wiązki powinien być możliwie długi, a energia dostarczana do powierzchni powinna mieć wartość nieco mniejszą od ciepła parowania danego materiału. Określenie rozkładu temperatury przy stapianiu wiązką laserową jest trudne. Przybliżone obliczenia przeprowadza się przy założeniu, że nie ma różnicy w termicznych właściwościach materiału stałego i ciekłego oraz nie uwzględnia się utajonego ciepła topnienia. Przy takich założeniach korzysta się ze wzorów dotyczących nagrzewania bez przemian fazowych [55], jednak obliczenia te mogą mieć tylko charakter orientacyjny.

6.2.4. Parowanie

Przy gęstościach mocy wynoszących $10^5 \div 10^6$ W/cm² dla większości metali i stopów rozpoczyna się proces parowania [56]. Po kilku nanosekundach oddziaływania wiązki laserowej ustala się stałą szybkość przesuwania powierzchni parującej w głąb materiału. Ilość materiału odparowanego zależy liniowo od zaabsorbowanej energii. W czasie pierwszych 50÷100 μs materiał usuwany jest głównie w wyniku parowania, później 90% materiału „wyrzucane” jest z fazy ciekłej przez sprężone pary materiału. Temperatura pod parującą powierzchnią jest wyższa niż temperatura powierzchni, co powoduje wzrost ciśnienia par w kraterze i w konsekwencji usuwanie z krateru ciekłego metalu.

Bilans energii przy quasi-statycznym parowaniu kształtuje się w ten sposób, że całe ciepło wydzielone w jednostce czasu zmienia się na nagrzewanie i przekazanie utajonego ciepła parowania C_{ut} warstwie materiału o grubości z_0 , co opisuje poniższa zależność [2]:

$$q_{par} = z_0[\rho \cdot c \cdot T_0 + C_{ut}(T_0)] \quad (6.8)$$

gdzie: q_{par} – gęstość mocy, przy której następuje parowanie materiału, z_0 – grubość warstwy nagrzewanej utajonym ciepłem parowania, ρ – gęstość właściwa obrabianego materiału, c – pojemność cieplna, C_{ut} – utajone ciepło parowania, T_0 – temperatura powierzchni materiału.

Proces ten wykorzystywany jest głównie przy takich obróbkach ubytkowych, jak cięcie lub drążenie, oraz rzadziej przy umacnianiu. W przypadku przetapiania powierzchni proces parowania jest niekorzystny, gdyż prowadzi do powstawania wysokiej chropowatości powierzchni oraz ograniczenia głębokości przetopu. W związku z tym dąży się do jego wyeliminowania poprzez właściwy dobór gęstości mocy.

Termin *odparowanie* jest często utożsamiany z pojęciem *ablacji* rozumianej jako przejście ze stanu stałego w stan gazowy, z pominięciem fazy ciekłej w określonych warunkach temperatury i ciśnienia. Według [38] ablacja jest to proces, w którym wysoko energetyczne kwanty promieniowania lasera wywołują obniżenie energii wiązań pomiędzy cząsteczkami, co umożliwia zdejmowanie warstw atomowych jedna po drugiej.

Ablacja zbliżona jest do procesu rozpylania laserowego, gdzie desorpcja jest wynikiem fotowzbudzenia prowadzącego do wyrwania z powierzchni materiału nie tylko atomów, ale także jonów czy całych cząsteczek, nadając im energię kinetyczną. O ile „rozpylanie laserowe” polega na wyrwaniu cząstek bez widocznej mezoskopowo modyfikacji składu lub struktury powierzchni, to ablacja laserowa jest procesem rozpylania, w którym typowa szybkość usuwania materiału osiąga wielkość rzędu kilku nanowarstw na impuls, a powierzchnia jest modyfikowana strukturalnie lub pod względem składu w skali mezoskopowej [38]. Laserowa ablacja nie powoduje katastroficznego niszczenia powierzchni, procesy zachodzące w cienkiej warstwie na powierzchni są kontrolowaną metodą przenoszenia materiału odparowanej tarczy w fazę gazową. Wymienione procesy stanowią podstawę nowej technologii nanoszenia cienkich warstw poprzez osadzanie laserem impulsowym (metoda PLD).

6.2.5. Parametry obróbki laserowej i właściwości powłok po obróbce laserowej

Podstawowymi parametrami obróbki laserowej są: gęstość mocy wiązki oraz czas oddziaływania wiązki laserowej. Gęstość mocy q oblicza się z następującej zależności [62]:

$$q = \frac{4 \cdot P}{\pi \cdot d^2} \quad (6.9)$$

gdzie: q – gęstość mocy wiązki laserowej, P – moc lasera, d – średnica plamki lasera.

Średnicę plamki d wylicza się z zależności, wg [62]:

$$d = f_0 \cdot \Theta_0 \quad (6.10)$$

gdzie: d – średnica plamki wiązki laserowej, f_0 – ogniskowa lasera, Θ_0 – stopień rozogniskowania.

Stopień rozogniskowania (Θ_0) wylicza się ze wzoru, wg [62]:

$$\Theta_0 = 1,22 \cdot \frac{\lambda}{r} \quad (6.11)$$

gdzie: Θ_0 – stopień rozogniskowania, λ – długość fali promieniowania, r – promień wiązki.

Długość fali promieniowania lasera CO₂, najczęściej stosowanego w obróbce cieplnej, wynosi 10,6 μm, natomiast lasera Nd:YAG $\lambda = 1,064$ μm.

Czas oddziaływania promieniowania t jest funkcją dwóch wielkości, tj. prędkości przesuwu V oraz średnicy plamki d [62]:

$$t = \frac{d}{V} \quad (6.12)$$

gdzie: t – czas naświetlania (ekspozycji), d – średnica plamki lasera, V – prędkość przesuwu wiązki.

Według [62] efektywność obróbki laserowej określa się twardością oraz objętością obrobionego laserem materiału, która zależy: od szerokości w i grubości g utwardzonej warstwy. Twardość warstwy przetopionej lub utwardzonej laserem zależy przede wszystkim od prędkości chłodzenia, która jest uzależniona od prędkości nagrzewania (czasu ekspozycji), masy przedmiotu i struktury wyjściowej materiału.

Związek pomiędzy głębokością g strefy przetopionej laserem a czasem ekspozycji t i właściwościami materiału przedstawia zależność [62]:

$$g = 0,5 \cdot (\beta \cdot t)^{\frac{1}{2}} \quad (6.13)$$

gdzie: g – głębokość strefy przetopionej laserem, t – czas napromieniowania, β – prędkość rozchodzenia się ciepła w materiale, którą oblicza się ze wzoru, wg [62]:

$$\beta = \frac{k}{c_p \cdot m_w} \quad (6.14)$$

gdzie: k – współczynnik przewodności ciepła, c_p – ciepło właściwe, m_w – masa właściwa.

Współczynniki k , c_p , m_w zależą od struktury materiału, stopnia jej ujednorodnienia oraz stanu materiału (ciecz-faza stała).

Strefa przetopiona (SP) jest wyrażona jako funkcja parametrów w następującej postaci, wg [62]:

$$SP = f\left(\frac{P}{p \cdot V \cdot d^2}\right) \quad (6.15)$$

gdzie: SP – strefa przetopiona, P – moc lasera, V – prędkość przesuwu wiązki, d – średnica wiązki, p – ciśnienie gazu przy powierzchni obrabianej.

Według Duleya [17] głębokość przetopienia g można określić w oparciu o rozkład temperatur wokół źródła ciepła. Na podstawie położenia izotermy T_t dla punktowego impulsowego nagrzewania laserowego, głębokość przetopienia określa równanie:

$$g(t) \approx \frac{0,16 \cdot P}{\rho \cdot c_t} (T_t - T_0) \quad (6.16)$$

gdzie: g – głębokość przetopienia, P – moc lasera, ρ – gęstość materiału, c_t – ciepło topnienia, T_0 – temperatura początkowa materiału, T_t – temperatura topnienia materiału.

Kusiński [35] na podstawie badań wykazał, że głębokość przetopienia g jest proporcjonalna do parametrów obróbki laserowej:

$$g = \frac{2 \cdot P}{V \cdot d} \quad (6.17)$$

gdzie: g – głębokość przetopienia, P – moc lasera, V – prędkość przesuwu wiązki, d – średnica wiązki.

Wykorzystując wiązkę promieniowania laserowego można kształtować właściwości powierzchniowe materiału zarówno w aspekcie geometrycznym, jak i poprzez modyfikowanie właściwości warstwy wierzchniej, a także wytwarzanie i modyfikowanie powłok.

Według Burakowskiego i Wierzchonia [11] powłoka określana jest jako „*przyrostowa warstwa materiału, którą można wytworzyć w sposób naturalny lub sztuczny albo nałożyć sztucznie na powierzchnię przedmiotu wykonanego z innego materiału, w celu uzyskania żądanych właściwości technicznych lub dekoracyjnych. Jedną częścią układu jest pokrywany przedmiot (określany jako podłoże), drugą część stanowi powłoka. Między powłoką a podłożem zazwyczaj istnieje warstwa przejściowa, o właściwościach pośrednich*”.

W myśl definicji Polskiej Normy (PN-87/M-04250 – *Warstwa wierzchnia*) powłoka posiada swoją warstwę wierzchnią tworząc z podłożem system, który można określić jako warstwę powierzchniową elementu.

Właściwości powłok można podzielić na, wg [10,11]:

- a) *geometryczne*: grubość, struktura stereometryczna powierzchni, struktura nierówności i wady powłoki,
- b) *geometryczno-fizykochemiczne*: energetyczne (np. energia powierzchniowa), promienne (np. emisyjność, refleksyjność),
- c) *fizykochemiczne*: morfologia, naprężenia własne, przyczepność, twardość, plastyczność, właściwości elektryczne, właściwości magnetyczne.

Wymienione właściwości powłok można kształtować poprzez naświetlanie ich wiązką laserową. Głównym celem obróbki laserowej powłok jest poprawa ich właściwości eksploatacyjnych.

Obecnie w literaturze, zarówno krajowej, jak i światowej [13, 14, 24, 27, 28, 31, 47, 50], można znaleźć dużo informacji na temat możliwości wykorzystania obróbki laserowej do polepszenia właściwości powłok natryskiwanych cieplnie, natomiast znacznie mniej jest informacji na temat obróbki laserowej powłok elektroerozyjnych. Naświetlanie laserowe pozwala na likwidację lub znaczne zmniejszenie porowatości, wzrost twardości, poprawę przyczepności, odporności na zużycie, utlenianie itd.

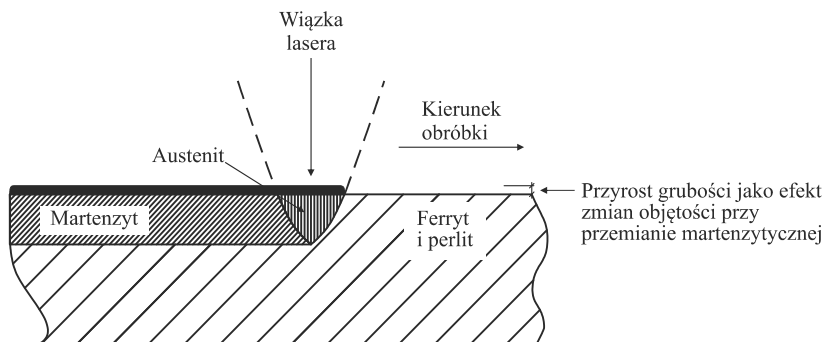
6.3. LOKALNE HARTOWANIE LASEROWE

Poprzez lokalne hartowanie laserowe można wytwarzać utwardzone warstwy powierzchniowe, w tym również z teksturą powierzchniową. Taka operacja technologiczna może być przydatna do wykonania tekstur powierzchniowych użytecznych w ślizgowych węzłach tarcia, np. w postaci pierścieni uszczelnień czołowych, co było przedmiotem modelowania opisanym w rozdziałach 3.1 i 3.2.

Opisane niżej badania opierały się na realizacji pomysłu polegającego na lokalnym hartowaniu powierzchni elementu pary ślizgowej (pierścieni ślizgowych uszczelnienia czołowego) wykonanych ze stali X39Cr13 (rys. 6.9). Wykorzystując znany mechanizm wzrostu objętości strefy zahartowanej osiągnięto zróżnicowaną pod względem płaskości powierzchnię charakteryzującą się istnieniem wgłębień w obszarach niezahartowanych (nieobjętych przemianą martenzytyczną). Jak stwierdzono w trakcie badań, zróżnicowanie płaskości było zależne od parametrów obróbki laserowej (im większa głębokość hartowania, tym większe zróżnicowanie płaskości). Ważnym elementem ograniczającym zakres parametrów obróbki było założenie o hartowaniu bezprzetopieniowym [2, 3]. Hartowanie przetopieniowe posiada tę wadę, że powoduje istotne zmiany chropowatości powierzchni przekraczające poziom spodziewanych zróżnicowań płaskości. Stąd też nie mogło być brane pod uwagę.

Lokalne hartowanie prowadzono metodą maskowania, stosując specjalnie przygotowane osłony wykonane z wypolerowanej blachy o grubości 1 mm ze

stali nierdzewnej. Osłony były precyzyjnie wycinane laserem, zgodnie z wykonanym projektem odwzorującym planowaną strukturę zróżnicowania płaskości powierzchni pierścienia.



Rys. 6.9. Schemat hartowania laserowego elementów stalowych

Do obróbki laserowej stosowano laser znajdujący się w Centrum Obróbki Laserowej Politechniki Świętokrzyskiej, o następującej charakterystyce:

- typ urządzenia laser CO₂ TLF 6000 Turbo,
- długość fali 10,6 μm,
- moc maksymalna 6,7 kW,
- częstotliwość impulsów od 100 Hz do 100 kHz.

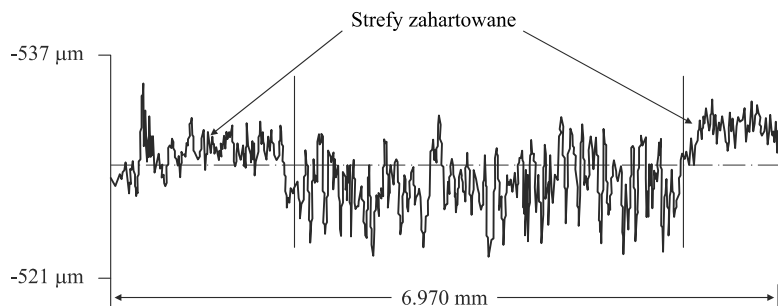
W celu wyboru parametrów obróbki przeprowadzono eksperyment optymalizacyjny pod kątem osiągnięcia najwyższej twardości i głębokości strefy zahartowanej, jednocześnie zachowując warunek nieprzetapiania warstwy wierzchniej. Ostatecznie wybrano następujące parametry obróbki: moc lasera – 2,7 kW (40% mocy), prędkość przesuwu wiązki – 2000 mm/min, odległość głowicy od obrabianego elementu – 20 mm, stosowano specjalnie zalecaną do hartowania głowicę z wiązką prostokątną o wymiarach 24x4 mm.

W wyniku opisanej wcześniej obróbki uzyskano twardość pierścieni w obszarze zahartowanym $HV_{0,2} = 1044$, a w obszarach niezahartowanych $HV_{0,2} = 330$. Deformację fragmentu powierzchni próbki z obszarem niezahartowanym po obróbce laserowej przedstawia wykres profilu na rysunku 6.10. Widoczne w środkowej strefie obniżenie profilu osiąga wartość rzędu 0,5 μm, dalsze zwiększenie głębokości można osiągnąć drogą specjalnego docierania i dogładzania pierścienia.

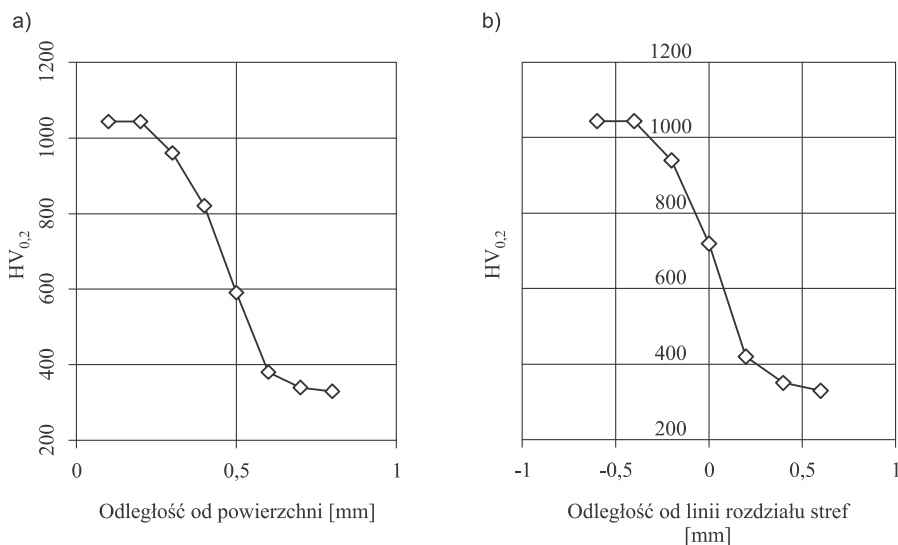
Rozkład mikrotwardości powierzchniowej oraz w funkcji głębokości przy przejściu przez strefę graniczną od obszaru zahartowanego do niezahartowanego przedstawia rysunek 6.11.

Po hartowaniu próbki docierano i dogładzano na docieracze typu MINISUPAL. Stosowano specjalnie przygotowane pasty diamentowe. Chropowatość i płaskość pierścieni mierzono profilografometrem Taylor Hobson, chropowatość R_a

wynosiła od 0,08 do 0,10 μm , a błąd płaskości na strefach zahartowanych nie przekraczał 0,3 μm . Ostatecznie głębokość stref niezahartowanych kształtowała się na poziomie 1 μm . Wykonane według podanych zaleceń pierścienie były wykorzystane w eksperymencie weryfikującym opisane w rozdziale 3 modele teoretyczne [3].



Rys. 6.10. Profil powierzchni pierścienia (przebieg przez obszar niezahartowany)

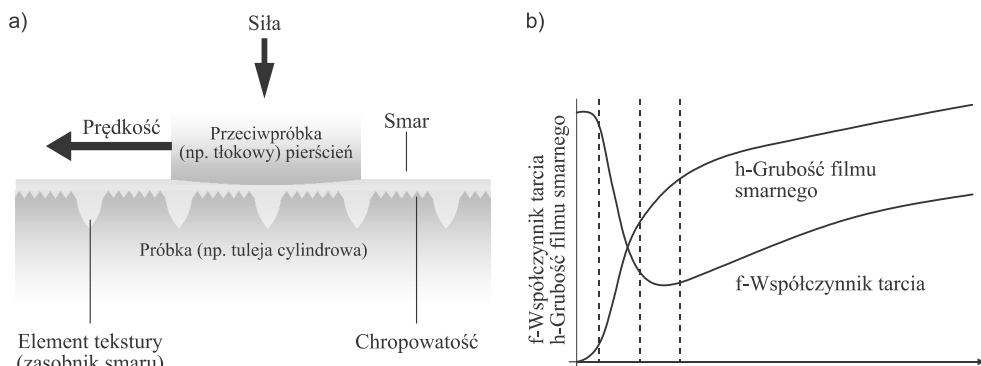


Rys. 6.11. Profile rozkładu twardości próbki ze stali X39Cr13 w głąb strefy zahartowanej (a) i na granicy powierzchni rozdziału stref zahartowanej i niezahartowanej (b)

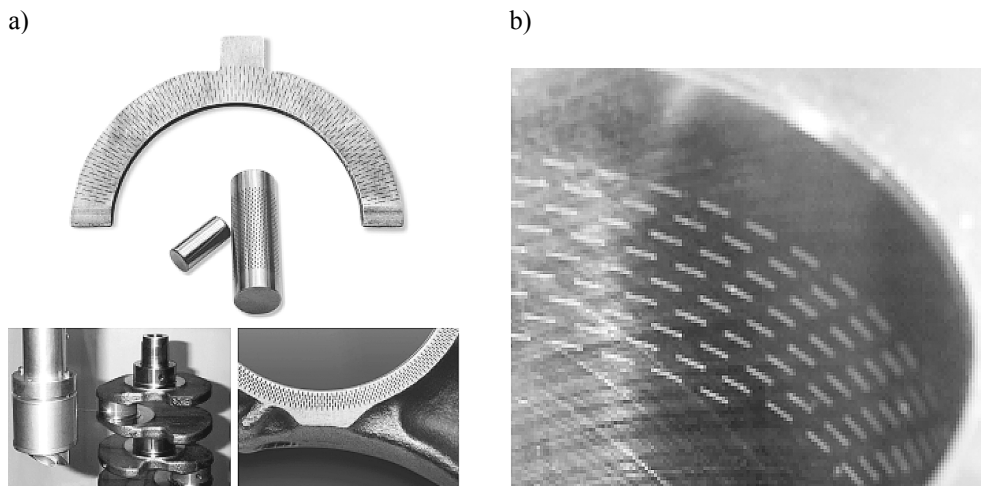
6.4. TEKSTUROWANIE LASEROWE

Straty energii na tarcie towarzyszące pracy newralgicznych układów silnika spalinowego są przedmiotem ciągłego zainteresowania znacznej grupy tribologów. Postęp w tej dziedzinie daje wymierne efekty ekonomiczne. Dzieje się to głównie

za sprawą masowości motoryzacji. Przykładowo podaje się, że straty energii na tarcie przypadające na zespół tłok-pierścień-cylinder (TPC) wynoszą 45% ogólnych strat tarcia w silniku. Te, jak i inne dane wskazują na przemysł motoryzacyjny jako głównego odbiorcę badań w zakresie technologii przyczyniających się do ograniczania strat tarcia w silniku i układach napędowych pojazdów samochodowych. W nurt dokonań w tym zakresie w sposób znaczący wpisują się działania dotyczące laserowego umacniania i teksturowania powierzchni (rys. 6.12 i 6.13).



Rys. 6.12. Model pary tarcia z powierzchnią teksturowaną (a) i poglądowy przebieg krzywej Stribeck (b)



Rys. 6.13. Przykłady zastosowania powierzchni teksturowanych w technice motoryzacyjnej, wg [42]: a) pierścieni oporowy wału korbowego oraz sworzeń tłokowych, b) tuleja cylindrowa silnika spalinowego

Pierwsze publikacje na temat laserowego teksturowania powierzchni pojawiły się w roku 1995 w piśmiennictwie niemieckim [18]. Podaje się tam przykład wykorzystania lasera ekscymerowego do kształtowania tekstury na elementach napędu dysków pamięci magnetycznej, głównie w celu zredukowania oporów tarcia przy rozruchu. W kolejnych eksperymentach teksturowano powierzchnie stempli stosowanych w obróbce plastycznej, co zwiększyło ich trwałość o 169%.

Obecnie badania nad teksturowaniem koncentrują się na zastosowaniach w precyzyjnych układach łożyskowych, w newralgicznych parach tarcia silników spalinowych, a także w innych zastosowaniach, gdzie teksturowanie jest użyte do wspomagania takich funkcji, jak: odprowadzanie ciepła, zwilżalność, funkcje biologiczne, itp.

W opracowaniu [19] analizowano relacje pomiędzy parametrami pracy uszczelnienia a parametrami tekstury powierzchni. W ujęciu modelowym rozpatrywano rozwiązanie równania Reynoldsa uprzednio doprowadzonego do postaci bezwymiarowej dla pierścieni uszczelnienia czołowego, w którym jeden z pierścieni posiada powierzchnię teksturowaną. Tekstura utworzona jest przez szereg okrągłych wgłębień o przekroju stanowiącym wycinek koła. Promień tego wgłębienia jest kilkakrotnie większy od jego głębokości. Wyniki badań teoretycznych prezentowane są w postaci zależności bezwymiarowych ujmujących: stosunek głębokości wgłębienia do jego średnicy, stopnia zaczernienia powierzchni (stosunek powierzchni zajętej przez wgłębienia do całkowitej powierzchni), ciśnienia bezwymiarowego oraz parametru Λ :

$$\Lambda = \frac{6 \cdot \mu \cdot U \cdot r_p}{p_a \cdot C^2} \quad (6.18)$$

gdzie: μ – lepkość dynamiczna płynu, Pa·s, U – prędkość ślizgania, m/s, P_a – ciśnienie otoczenia, Pa, C – odległość pomiędzy pierścieniami, m, r_p – średnica wgłębienia, m.

W cytowanych badaniach wykazano niewielki wpływ średnicy wgłębienia, jak i stopnia zaczernienia na wartość średniego ciśnienia w szczelinie. Jednocześnie stwierdzono bardzo wyraźne oddziaływanie stosunku głębokości mikrowgłębienia do jego średnicy, co można optymalizować dla zadanego parametru Λ . Z przeprowadzonej analizy wynika, że skuteczność mikrowgłębień jest uzależniona od relacji efektów hydrostatycznych i hydrodynamicznych. Jeśli ze względów stosowanych parametrów pracy uszczelnienia zachodzi eliminacja zjawiska kawitacji w mikrowgłębieniach, to mamy do czynienia z dominacją efektów hydrostatycznych i efekt stosowania tekstury zanika, a powierzchnie zachowują się jak nieteksturowane.

Wzrost wartości parametru Λ prowadzi do bardziej wydajnego efektu hydrodynamicznego mikrowgłębień, ocenianego wartością średniego ciśnienia w szczelinie. Istnieje również optymalna wartość $h_p/2r_p$, która dla parametru $\Lambda = 1$ wynosi 0,05 i wraz ze wzrostem Λ zmniejsza się.

W opracowaniu [33] zajmowano się porównaniem wyników testów tribologicznych realizowanych na testerze typu trzpień-tarcza, w których stosowano tarcze z powierzchniami polerowanymi, szlifowanymi i teksturowanymi na trzy sposoby. Teksturę tworzyły laserowo drażnione wgłębienia o głębokości od 4 do 6,5 μm i średnicy od 58 do 80 μm . Badania te dowiodły, że poprzez teksturowanie powierzchni osiąga się poszerzenie zakresu obciążeń i prędkości ślizgania, dla których występuje smarowanie hydrodynamiczne, co następuje dla środków smarujących o dużej, jak i niskiej lepkości. Stwierdzono, że usunięcie wypukłości na krawędziach wgłębień pojawiających się bezpośrednio po obróbce laserowej jest niezbędną operacją, wykonywaną drogą docierania, która zapewnia uzyskanie optymalnego efektu hydrodynamicznego. Porównanie współczynników tarcia dla powierzchni teksturowanych z polerowanymi czy szlifowanymi pokazuje, że efekty teksturowania są najbardziej widoczne dla małych prędkości ślizgania (od 0,075 do 0,3 m/s). W badaniach wykazano również, że zbyt duża powierzchniowa gęstość wgłębień może spowodować wzrost współczynnika tarcia. Przedstawiając uzyskane rezultaty w postaci krzywych Stribeck, autorzy dowodzą, że wyraźna redukcja oporów tarcia następuje dla smarowanych węzłów tarcia pracujących w reżimie tarcia granicznego.

W badaniach [20] interesowano się wpływem laserowo teksturowanych pierścieni na ich współpracę z materiałem tulei cylindrowej. Wgłębienia o rozmiarach od 75 do 78 μm miały głębokość od 7 do 9 μm i obejmowały cały pierścień lub jego fragmenty. Stopień zaczernienia badano w zakresie od 10 do 50%. Wykazano, że opory tarcia dla powierzchni teksturowanych mogą być mniejsze niż dla porównawczych powierzchni nieteksturowanych. Największe spadki oporów nastąpiły dla powierzchni o zaczernieniu 30% i wynosiły odpowiednio 40÷45% dla prędkości 500 obr/min i 23÷35% dla prędkości 1200 obr/min. Interesującym wynikiem jest osiągnięcie większego spadku oporów tarcia dla pierścienia z częściową teksturą w porównaniu do pierścienia całkowicie teksturowanych. Rezultat ten (redukcja oporów tarcia o 12÷29%) osiągnięto w całym zakresie obciążeń i prędkości obrotowych.

W opracowaniu [33] przedstawiono wyniki badań eksploatacyjnych uszczelnień czołowych z teksturowanymi pierścieniami pracującymi w przemyśle petrochemicznym i ich działanie zostało ocenione satysfakcjonująco. Temperatura pracy uszczelnień z teksturowanymi pierścieniami węglowymi zmniejszyła się i jednocześnie powiększyła się ich trwałość. W opracowaniu [67] wykazano skuteczność teksturowania w zwiększaniu odporności frettingowej próbek wykonanych ze stali narzędziowej.

Przedstawiona analiza wykazuje, że osiągnięcie efektów teksturowania następuje przy określonych parametrach pracy pary ślizgowej, a z parametrów teksturowania największe znaczenie mają głębokość i średnica wgłębień (a właściwie ich stosunek), jak i stopień zaczernienia. Wykazano również, że zaczernienie częściowe może równie skutecznie redukować opory tarcia. Nerozwiazane problemy badawcze dotyczą parametrów teksturowania, geometrii pierścienia, i ich relacji z parametrami pracy pary tarcia, przy których następuje oczekiwana redukcja opo-

rów tarcia. Aktualnym problemem badawczym jest również określenie wpływu teksturowania na zużycie oraz właściwości mechaniczne materiału, a zwłaszcza na jego wytrzymałość zmęczeniową.

6.4.1. Technologia laserowego teksturowania

Teksturowanie laserowe należy do grupy technologii nazywanych mikroobróbką laserową. Są to procesy obróbki ubytkowej, przy której obszary usuwanego materiału mają wymiary w skali mikrometrów lub milimetrów, a do usuwania materiału używana jest energia wiązki laserowej. Mikroobróbka laserowa jest metodą bezdotykową, z powodzeniem stosowaną wówczas, gdy wymagana jest wysoka dokładność wymiarowa i w przypadku materiałów wysoko wytrzymałych kłopotliwych dla technologii mechanicznych. Teksturowanie laserowe polega na nadawaniu powierzchni obrabianego materiału pożądanej struktury geometrycznej i/lub rozkładu właściwości.

Wiązka laserowa, jako fala elektromagnetyczna wykazująca koherencję, czyli spójność czasową i przestrzenną, jest nośnikiem pozwalającym na uzyskiwanie wysokiej koncentracji energii pod względem obszaru i czasu oddziaływania na materiał obrabiany. W laserowej mikroobróbce obszar bieżącego oddziaływania na materiał jest określony wielkością plamki laserowej lub maski, która przepuszcza tylko pożądaną część wiązki. W przypadku, gdy do obróbki potrzebna jest wysoka powierzchniowa gęstość energii, stosuje się skupianie wiązki przy użyciu elementów optycznych. Wiązka laserowa o średnicy D i długości fali λ teoretycznie może być skupiona w ognisku, którego minimalna średnica jest zależna od występowania zjawiska dyfrakcji i jest opisywana wzorem:

$$d = 2,44 \frac{f}{D} \lambda \quad (6.19)$$

gdzie: f – ogniskowa zastosowanego elementu skupiającego (soczewki lub zwierciadła).

Dla promieniowania lasera Nd:YAG o długości fali $\lambda = 1,064 \mu\text{m}$ i w przypadku, gdy iloraz f/D wynosi 1, minimalna teoretyczna średnica ogniska d wynosi około $2,6 \mu\text{m}$. Przy wykorzystaniu układu generującego drugą harmoniczną tego promieniowania $\lambda_2 = 0,532 \mu\text{m}$, teoretyczna wartość minimalnej średnicy wynosi $d_2 = 1,3 \mu\text{m}$, a w przypadku trzeciej harmonicznej $\lambda_3 = 0,355 \mu\text{m}$, jest $d_3 = 0,87 \mu\text{m}$. W praktyce, ze względu na niedoskonałość układu optycznego, nie udaje się osiągnąć tak dobrego skupienia wiązki.

Długość λ fali promieniowania jest istotna nie tylko ze względu na możliwość osiągnięcia wysokiego skupienia wiązki, ale również ze względu na zdolność absorbowania energii promieniowania przez materiał.

Na podstawie równań Fresnela opisujących odbicie fali elektromagnetycznej od doskonale płaskiej, optycznie gładkiej i czystej powierzchni jednorodnego i izotropowego metalu można wyprowadzić zależność współczynnika absorpcji promieniowania od optycznych parametrów materiału, które z kolei zależą od długości fali promieniowania. Dla metali wartość współczynnika absorpcji A niemal zawsze rośnie wraz ze spadkiem długości fali promieniowania, tak więc stosowanie wiązki o krótkiej długości fali sprzyja lepszemu przekazywaniu jej energii do materiału obrabianego (rys. 6.7).

W mikroobróbce laserowej szczególnie istotny jest aspekt czasu impulsu wiązki, bowiem w zależności od intensywności promieniowania i czasu ekspozycji można wykorzystywać różne mechanizmy oddziaływania na materiał. Wynika to ze skończonych czasów reakcji elektronów i sieci atomowej materiału na fotony. Impulsy o długości większej od 1 ns nazywane są impulsami długimi. W przypadku czasu od 1 ps do 1 ns impulsy nazywa się krótkimi, a przy czasie trwania mniejszym od 1 ps mówi się o impulsach ultrakrótkich.

W przypadku metali energia fotonów promieniowania jest absorbowana głównie przez elektrony swobodne, a po części przez elektrony związane, w zjawisku nazywanym w literaturze angielskojęzycznej *the inverse bremsstrahlung effect*. Osiąganie równowagi pomiędzy pobudzonymi elektronami ma skalę czasową femtosekund, ponieważ czas pomiędzy kolejnymi zderzeniami elektronów w przewodniku wynosi 10÷100 fs, a do osiągnięcia równowagi potrzebna jest pewna liczba zderzeń. Czas przekazywania energii pobudzonych elektronów do sieci atomowej, czyli oddziaływania elektron – fonon, jest rzędu pikosekund.

Przy wysokiej intensywności promieniowania, impulsach o krótkim czasie i dużej energii, występuje zjawisko absorpcji wielofotonowej, czyli jednoczesnego przekazania energii wielu fotonów jednemu elektronowi. Doprowadzenie do materiału dostatecznie dużej energii w impulsie femtosekundowym wywołuje silną jonizację atomów i efekt eksplozji Coulomba, przez co pozwala rozrywać wiązania atomowe. Usuwanie materiału z obszaru oddziaływania wiązki występuje przed jego termicznym topnieniem i parowaniem. Proces taki jest nazywany topnieniem nietermicznym. Do jego uzyskania konieczna jest dostateczna gęstość powierzchniowa energii wiązki laserowej. W przypadku niedostatecznej gęstości powierzchniowej energii następuje relatywnie wolniejsze podnoszenie temperatury materiału i słabnięcie wiązań pod wpływem drgań cieplnych, które może doprowadzić do termicznego topnienia i odparowania materiału.

Obłok parowy absorbuje promieniowanie elektromagnetyczne i może ulec jonizacji. Silnie zjonizowany gaz zawierający swobodne elektrony, czyli plazma, przesłania powierzchnię obrabianego materiału i sam absorbuje energię wiązki laserowej, przez co utrudnia obróbkę. Obłok plazmowy ogrzewa powierzchnię materiału. Plazma utrzymuje się w powietrzu przez okres rzędu mikrosekund, stąd jej niekorzystny wpływ można minimalizować stosując częstotliwość impulsów rzędu 1 MHz, pozwalającą na wygaśnięcie obłoku plazmowego pomiędzy kolejnymi impulsami.

Przy dostatecznej intensywności promieniowania występuje gwałtowne odparowanie materiału. Impulsy o długości $10\div 30$ ns są stosowane do umacniania powierzchniowego metali pod wpływem fali uderzeniowej wywoływanej przez ciśnienie odrzutu odparowanego materiału.

Od długości trwania impulsów laserowych zależy wielkość strefy wpływu ciepła. Obróbka impulsami długimi pozostawia wyraźne ślady przetopienia i zmiany na skutek oddziaływania ciepła. Natomiast ablacja wywoływana impulsami pikosekundowymi i femtosekundowymi jest nazywana ablacją zimną (ang. *the cold ablation*), ponieważ w materiale nie obserwuje się strefy wpływu ciepła, w jej tradycyjnym rozumieniu.

Uzyskiwanie powtarzalnych impulsów femtosekundowych do przemysłowych zastosowań zimnej ablacji jest kłopotliwe technicznie. Na obecnym etapie rozwoju techniki laserowej optymalnym rozwiązaniem dla mikroobróbki jest wykorzystywanie laserów generujących impulsy pikosekundowe o wysokiej energii. Erozja laserowa jest jedną z najszerzej stosowanych i najbardziej perspektywicznych metod teksturowania powierzchni. Obróbka ta jest zazwyczaj realizowana przy gęstościach mocy $10^6\div 10^9$ W/cm². Obecnie w skali światowej w przetwórstwie materiałów stanowi około 2% spośród wszystkich obróbek laserowych. Podczas laserowego teksturowania zalecany jest nadmuch gazem (powietrzem lub gazem obojętnym) w celu usunięcia z drążonego wgłębienia materiału stopionego, który mógł nie ulec odparowaniu.

Teksturowanie powierzchni pierścieni wykonano wykorzystując laser Nd:YAG, pompowany diodowo, specjalizowany do obróbki obwodów drukowanych. Laser emituje promieniowanie nadfioletowe o długości fali 355 nm. Długość fali dobrana została do najbardziej efektywnej obróbki Cu. Maksymalna moc wiązki 2 W. Laser przeznaczony jest do wykonywania mikrootworów w laminatach, płytach foliowanych miedzią, stosowanych do produkcji obwodów drukowanych. Może być również wykorzystywany do wykonywania otworów w innego typu materiałach i do cięcia, przy czym maksymalna moc wiązki ogranicza pole wykorzystania urządzenia. Możliwe cięcie folii metalowych (stal, nikiel) zawiera się w granicach do 100 μ m grubości (miedzianych do 200 μ m). Maksymalna ilość mikrootworów wykonywanych przez tego typu laser przekracza 20 000 otworów/h. Średnica wiązki laserowej w ognisku wynosi 25 μ m.

Pod wpływem działania wiązki lasera dochodzi do ablacji laserowej obrabianego materiału [38]. Energia fotonów zamieniana jest na powierzchni materiału na energię elektronową, termiczną i mechaniczną. Rezultatem takiego działania jest odparowanie i usunięcie materiału w postaci neutralnych atomów i molekuł, dodatnich i ujemnych jonów z ekspozycji na promieniowanie wiązki laserowej powierzchni ciała stałego. Widok opisywanego lasera *ESI Model 5200 μ VIA DRILL* przedstawiono na rysunku 6.14, a w tabeli 6.1 zawarto podstawowe parametry pracy lasera.



Rys. 6.14. Widok lasera ESI Model 5200 μ VIA DRILL

TABELA 6.1. Parametry pracy lasera ESI Model 5200 μ VIA DRILL

Producent	Electro Scientific Industries
Typ urządzenia	Model 5200
Rodzaj lasera	Nd:YAG, laser UV [355 nm] pompowany diodowo
Moc szczytowa	> 15 kW dla 3 kHz
Szerokość impulsu	30 ns dla 3 kHz
Częstotliwość	100 Hz ÷ 20 kHz
Pole robocze	533 mm x 635 mm

Przedmiotem badań były pierścienie z SiC o wymiarach: średnica zewnętrzna $d_o = 35,3$ mm, średnica wewnętrzna $d_i = 25,1$ mm, wysokość $h = 7$ mm. Parametry tekstury, to jest odległości zagłębień, średnice i głębokość zagłębień, jak i stopień zaczernienia dobrano na podstawie studiów literaturowych oraz potrzeb eksperymentu planowanego podporządkowanego badaniom tribologicznym. Tekstutowanie powierzchni pierścieni zostało wykonane za pomocą opisanego wcześniej lasera Nd:YAG (impulsowy tryb pracy), model ESI 5200. Robocza długość emitowanej fali wynosiła $\lambda = 355$ nm (trzecia harmoniczna fali 1064 nm).

Na podstawie badań doświadczalnych przyjęto następujące parametry erozji laserowej: zakres średnic plamki laserowej $d = 25 \div 150$ μ m; zakres mocy lasera $P = 0,37 \div 0,4$ W; zakres prędkości przemieszczania wiązki $V = 15,7 \div 23,56$ mm/s; odległość od ogniska $\Delta f = 0$ mm; częstotliwość powtarzania $f = 6400$ Hz, nadmuch powietrzem.

Wgłębienia zostały wykonane w dwóch etapach (dwóch krokach). W pierwszym etapie (pierwszy krok) laser pracował po torze spirali drążąc wgłębienie o odpowiedniej średnicy. W drugim kroku za pomocą pojedynczych impulsów laserowych (uderzeń) z zadaną częstotliwością oraz zadaną ich ilością następowało czyszczenie dna otworu z pozostałych produktów obróbki.

W tabelach 6.2 i 6.3 przedstawiono wyniki procesu erozji laserowej dla przygotowywanych próbek z SiC.

TABELA 6.2. Parametry tekstury powierzchni pierścieni

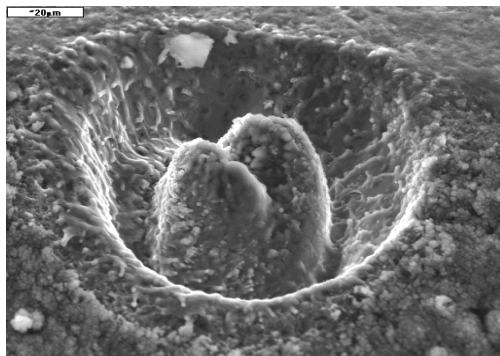
Numer pierścienia	Średnica wgłębienia, μm	Odległość między środkami osi symetrii wgłębień, μm	Czas procesu, s
1.	78	162	1097
2.	134	279	844
3.	78	106	2466
4.	134	183	1947
5.	150	256	1380
6.	70	119	2328
7.	102	128	2533
8.	102	233	760
9.	102	174	1838
10.	102	174	1833

TABELA 6.3. Niektóre parametry charakteryzujące geometryczną teksturę powierzchniową na czołowej powierzchni pierścienia o wymiarach $d_o = 35,3 \text{ mm}$ i $d_i = 25,1 \text{ mm}$

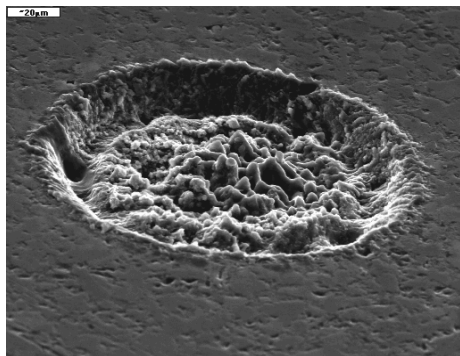
Nr próbki	Średnica wgłębienia $2R$	Odległość wgłębień S_m	Pole powierzchni wgłębień	Stopień zaczerwienienia	Liczba wgłębień k	Głębokość wgłębień	Objętość wgłębień
	μm	μm	mm^2	%	szt	μm	mm^3
1.	78	162	88,106	18,208	18440	13	0,693
2.	134	279	87,024	17,985	6216	13	0,668
3.	78	106	205,740	42,520	43060	13	1,619
4.	134	183	202,300	41,808	14450	13	1,553
5.	150	256	132,894	27,464	7383	13	0,992
6.	70	119	131,486	27,173	34170	13	1,047
7.	102	128	241,698	49,951	29530	13	1,865
8.	102	233	72,828	15,051	8913	13	0,562
9.	102	174	130,572	26,985	15980	13	1,008
10.	102	174	130,572	26,985	15980	13	1,008

Pierwszy krok był krokiem głównym, w którym następowało wycięcie całego otworu (kształt, średnica i głębokość). Drugi krok to krok czyszczący, w czasie którego dochodziło do wygładzenia zarysu dna otworu. Materiał poddawany obróbce był podatny na działanie wiązki laserowej, a kształtowanie wgłębień następowało bez odkształceń i nadmiernych nadtopień na krawędziach. Ablacja zachodziła przy niskiej energii wiązki.

Do badań efektów erozji laserowej wykorzystano elektronowy mikroskop skaningowy Joel JSM-5400. Przykładowe fotografie wgłębień tworzących pojedynczy element tekstury przedstawiono na rysunkach 6.15÷6.16 oraz 6.19÷6.20. Widoczne na fotografiach efekty erozji laserowej układają się w regularnych odstępach tworząc zaplanowaną strukturę powierzchni. Na dnie krateru widoczne są wzniesienia i zagłębienia, które powstają w wyniku zmian fazowych, strukturalnych i towarzyszących im zmian objętości właściwej w strefach oddziaływania wiązki laserowej. Pod wpływem działania sił termokapilarnych i ruchów konwekcyjnych powstały niewielkie wzniesienia (wzgórki), których struktura składa się z przetopionego, a następnie skryształizowanego SiC. Prawdopodobną przyczyną wystąpienia tego efektu była zbyt mała gęstość mocy.



Rys. 6.15. Pojedyncze zagłębienie w pierścieniu z SiC wykonane w pierwszym etapie (pierwszy krok) pracy lasera po torze spirali (pow. 1000x)

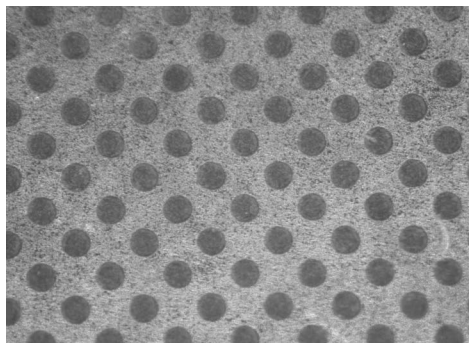


Rys. 6.16. Pojedyncze zagłębienie w pierścieniu z SiC wykonane w drugim etapie (drugi krok) pracy lasera po czyszczeniu dna wgłębienia (pow. 750x)

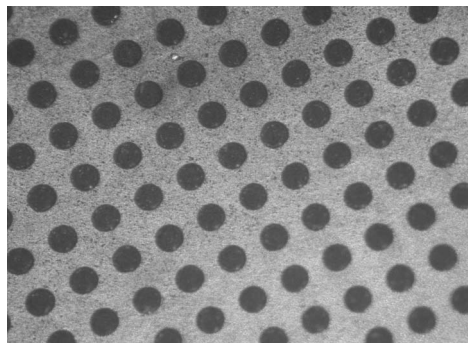
Z obserwacji mikroskopowych wynika ponadto, że w wyniku lokalnego oddziaływania promieniowania laserowego na krawędziach wgłębień i we wnętrzu otworu pozostały nieusunięte produkty erozji. Na fotografiach (rys. 6.17 i 6.18) przedstawiono widoki powierzchni pierścieni teksturowanych przed i po czyszczeniu w myjce ultradźwiękowej.

Dla zastosowań tribologicznych powierzchnie po teksturowaniu zwykle poddaje się procesowi docierania i dogładzania. Uzyskuje się wówczas twarde płaskie obszary przenoszące obciążenia normalne i obszary wgłębień, w których podczas smarowania cieczonego gromadzi się środek smarny, jak i mogą być generowane siły hydrodyna-

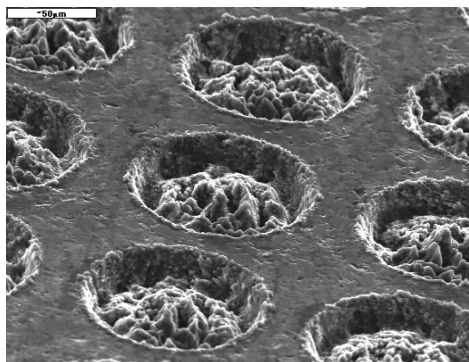
miczne zwiększające nośność pary ślizgowej. Powierzchnie o takim ukształtowaniu stosowane są nie tylko w tribologii, ale również z innych względów, np. przy zwiększonej intensywności odprowadzania ciepła, zwiększonej reaktywności powierzchni itp.



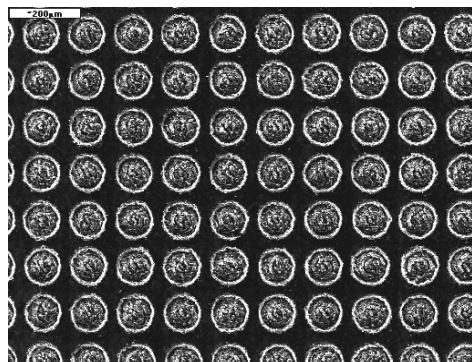
Rys. 6.17. Fotografia stereoskopowa powierzchni teksturowanej przed czyszczeniem w myjce ultradźwiękowej (pow. 25x)



Rys. 6.18. Fotografia stereoskopowa powierzchni teksturowanej po czyszczeniu w myjce ultradźwiękowej (pow. 25x)



Rys. 6.19. Widok pojedynczych wgłębień na powierzchni pierścienia z SiC (pow. 500x)



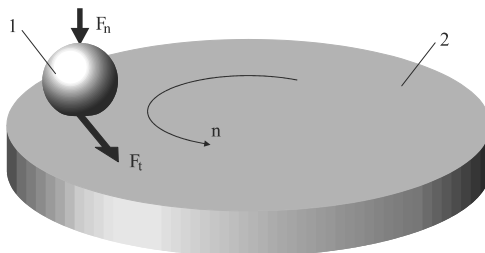
Rys. 6.20. Widok zespołu wgłępień teksturowy na pierścieniu z SiC; stopień zaczernienia 42% (pow. 100x)

Zagłębienia wykonywane dla zastosowania w ślizgowych węzłach tarcia charakteryzują się pewną regularnością. W przedstawionym przykładzie mamy do czynienia z symetrią dwukierunkową (kwadratowa siatka teksturowy). Przy modelowaniu można przyjąć założenie, że pojedyncze elementy teksturowy tworzą zagłębienie o kształcie walca lub dokładniej – ściętego stożka.

6.4.2. Właściwości tribologiczne ślizgowych par tarcia z teksturą

Do badań wykorzystano tester tribologiczny T-01M, w którym zamiast typowego trzpienia zainstalowano odpowiednio ściętą kulkę łożyskową o średnicy $\varnothing = 6,3$ mm.

Kulka była ścięta w ten sposób, że powierzchnia jej styku z tarczą miała średnicę 4,5 mm (rys. 6.21).



Rys. 6.21. Schemat pary trącej testera tribologicznego T-01M: 1 – ścięta kulka, 2 – tarcza z powierzchnią teksturowaną

W trakcie badań wykorzystano pełen zakres możliwości zmian parametrów roboczych testera:

- prędkość obrotowa zmieniana stopniowo od 100 do 700 obr/min,
- obciążenie węzła tarcia siłą normalną od 4,9 do 39,2 N.

Próbki do badań (tarcze) stanowiły pierścienie o wymiarach $\varnothing 37 \times \varnothing 26,5 \times 8$ mm wykonane ze spiekanego SiC – były to oryginalne, handlowe, atestowane pierścienie do uszczelniania czołowego.

W badaniach przeprowadzono eksperyment planowany w oparciu o program statyczny, zdeterminowany, wieloczynnikowy, rotabilny z powtórzeniami PS/DS- λ .

Na podstawie badań wstępnych i wyznaczonego obszaru zmienności parametrów tekstury, określono przedziały zmienności wielkości wejściowych, dla których przyjęto oznaczenia:

$$x_k; k = 1, 2, \dots, i; \quad x_k \in [x_{k\min}, x_{k\max}]$$

gdzie: x_k – wielkość wejściowa, i – liczba wielkości wejściowych, $i = 2$.

Przyjęto pięciopozomowy program badań i przedział normowania $[-\alpha, \alpha]$; $\alpha = 1,414$, odpowiadający ramionom gwiazdnym planu PS/DS- λ oraz następujące oznaczenia wielkości kodowych zmiennych niezależnych:

$$x_k \equiv X_k \equiv Xk; \quad x_k \equiv Xk \in [-\alpha, \alpha]$$

Obliczono odpowiadające im wartości parametrów wejściowych dla poszczególnych układów czynników według następujących zależności:

$$x_k = \exp \left[\frac{\ln x_{k\min} + \ln x_{k\max}}{2} + \frac{\ln x_{k\max} - \ln x_{k\min}}{2\alpha} \alpha_k \right] \quad (6.20)$$

gdzie: $\alpha_k = \{-1,414, -1, 0, 1, 1,414\}$ oznacza promień aktualnego ramienia przestrzeni badanej – wartość kodu. Macierz planowania eksperymentu przedstawiono w tabeli 6.4.

TABELA 6.4. Macierz planowania eksperymentu PS/DS- λ

Numer doświadczenia	Wartości kodowane	
	x_1	x_2
1	-1	-1
2	+1	-1
3	-1	+1
4	+1	+1
5	-1,414	0
6	+1,414	0
7	0	-1,414
8	0	+1,414
9	0	0
10	0	0
11	0	0
12	0	0
13	0	0

Parametry charakteryzujące teksturę zostały dobrane na podstawie własnych doświadczeń i wskazówek z literatury [18-20]. Ze względu na wartość wysokości szczeliny określonej jako 3σ (gdzie σ to równoważne odchylenie standardowe odchylen profilu od linii średniej stykających się powierzchni) przyjęto głębokość każdego pojedynczego wgłębienia na poziomie 13 μm . Przyjęte oznaczenia i wartości zmiennych niezależnych oraz przedziałów zmienności dla realizowanego eksperymentu zamieszczono w tabeli 6.5.

Na podstawie literatury i prac własnych [7, 8,] oraz analizy zachodzących w parze trącej zjawisk fizycznych przyjęto następujące zmienne niezależne:

- średnica wgłębienia $2r_p$,
- stopień zaczernienia S_p .

TABELA 6.5. Oznaczenia i wartości przedziałów zmienności parametrów obróbki

Wielkości wejściowe	Jednostki	Oznaczenia zmiennych	Przedział zmienności	
			$x_{k\min}$	$x_{k\max}$
Średnica wgłębienia $2r_p$	μm	X_1	150	70
Stopień zaczernienia S_p	%	X_2	50	15

Wartość obliczonych zmiennych wejściowych eksperymentu dla przyjętych przedziałów zmienności parametrów wejściowych (d_z , S_p) dla powierzchni z wgłębieniami tworzącymi teksturę przedstawiono w tabeli 6.6.

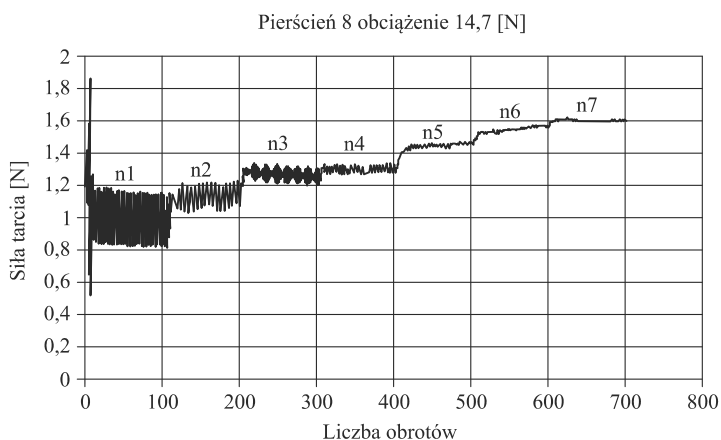
TABELA 6.6. Wartości zmiennych niezależnych dla powierzchni z teksturą

	-1,414	-1	0	1	1,414
X_1	70	78	102	134	150
X_2	15	18	27	42	50

Analiza statystyczna uzyskanych wyników badań eksperymentalnych obejmowała:

- aproksymację funkcji obiektu badań,
- statystyczną weryfikację adekwatności funkcji aproksymującej,
- statystyczną weryfikację istotności współczynników funkcji aproksymującej.

Badania na testerze tribologicznym realizowano w rozszerzonym zakresie w odniesieniu do badań metodą planowanego eksperymentu. Wykorzystano pełny zakres możliwych obciążeń stanowiska badawczego. Dzięki temu zdołano uzyskać dodatkowe informacje na temat obszarów tarcia płynnego i mieszanego. Cykl badawczy dla każdego obciążenia, tj. 4,9; 9,8; 14,7; 19,6; 24,5; 29,4; 34,3; i 39,2 N rozpoczynano od prędkości 100 obr/min, po czym nie zmieniając obciążenia po przebyciu drogi tarcia około 500 m, zwiększano prędkość kolejno o 100 obr/min aż do osiągnięcia 700 obr/min. Powierzchnię próbki przed każdym biegiem smarowano kroplowo olejem parafinowym. Rejestrowano opory tarcia oraz przemieszczenie próbki. Te wskaźniki procesu tarcia uwzględniane łącznie pozwalają odnieść się do tego, z jakim reżimem tarcia mamy do czynienia. Do oceny średniej uwzględniano punkty pomiarowe z ostatniej minuty biegu (rys. 6.22).



Rys. 6.22. Przykładowy przebieg biegu badawczego dla pierścienia nr 8 i obciążenia 14,7 N

Model regresyjny dla rzeczywistych wielkości wejściowych nie może być bezpośrednio wyznaczony, gdyż z powodu zredukowania nieistotnych efektów można stosować wyłącznie współczynniki dla wielkości unormowanych (kodowanych):

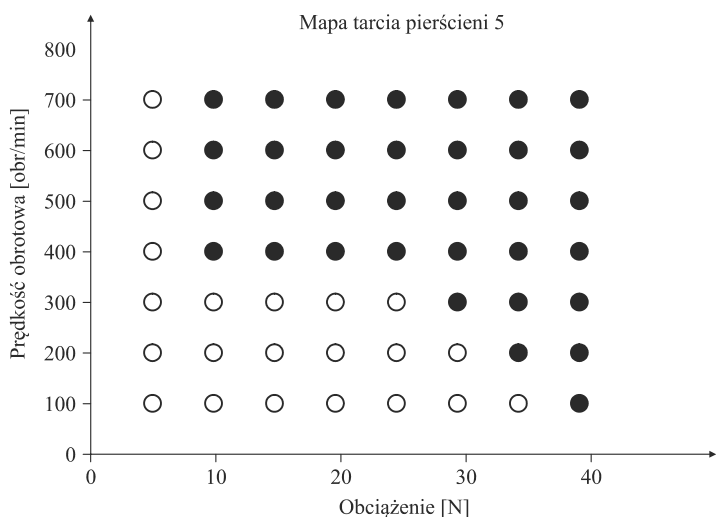
$$\mu_{\max} = 0,109 + 1,6 \cdot 10^{-2} \cdot X_2^2 - 3 \cdot 10^{-2} \cdot X_1 \cdot X_2$$

Po podstawieniu wzorów normujących uzyskuje się wzór modelu dla rzeczywistych wielkości wejściowych:

$$\mu_{\max} = 0,109 + 1,6 \cdot 10^{-2} \cdot \left(\frac{x_2 - 110}{28,3} \right)^2 - 3 \cdot 10^{-2} \cdot \left(\frac{x_1 - 32,5}{12,4} \right) \cdot \left(\frac{x_2 - 110}{28,3} \right)$$

Przedstawione wyniki badań wskazują, że najniższe wartości współczynników tarcia uzyskuje się stosując teksturę z wgłębieniami o średnicach w zakresie od 138 do 150 μm i stopniu zaczernienia od 42 do 50%. Uzyskany wynik jest zgodny z wcześniej przeprowadzoną numeryczną analizą zjawisk hydrodynamicznych w szczelinie (rozdział 3.2). Analiza przebiegów zmienności wartości współczynnika tarcia umożliwia sporządzenie map tarcia obrazujących rozłożenie parametrów p, v (nacisk prędkości ślizgania), przy których występuje tarcie płynne i mieszane.

Na podstawie uzyskanych wyników dla każdego z pierścieni można zbudować „mapę tarcia” przedstawiającą zakresy parametrów pracy modelowej pary ślizgowej; przy których występują warunki tarcia płynnego (punkty bez wypełnienia) i tarcia mieszanego (punkty zaczernione). Rozpoznanie tych parametrów pracy pozwala dobrać odpowiednią teksturę do obciążenia pary tarcia (rys. 6.23).



Rys. 6.23. Mapa tarcia dla pierścienia 5

Przeprowadzone badania dotyczące laserowego teksturowania powierzchni w ślizgowych węzłach tarcia upoważniają do przedstawienia następujących wniosków.

Wnioski technologiczne

1. Stosując technologię laserową przy użyciu lasera Nd:YAG ESI Model 5200 μ VIA DRILL można wytwarzać w sposób powtarzalny na powierzchni ślizgowej zaplanowaną strukturę wgłębień tworzących geometryczną teksturę powierzchniową. Pojedyncze wgłębienia są powtarzalne w zakresie kształtu, a ich głębokość dla materiałów metalowych oraz SiC może osiągać wartość rzędu kilkudziesięciu μ m.
2. Oprogramowanie stosowanego w badaniach lasera umożliwia wykonywanie tekstury powierzchniowej w postaci cylindrycznych wgłębień na powierzchniach płaskich. Dla powierzchni walcowych i innych krzywoliniowych konieczne jest odpowiednie oprzyrządowanie i oprogramowanie lasera.
3. Kształt osiągalnych wgłębień jest ograniczony oprogramowaniem lasera. Standardowo przygotowane są procedury do drążenia wgłębień cylindrycznych. Stosując własne programy można drążyć wgłębienia o dowolnym kształcie.

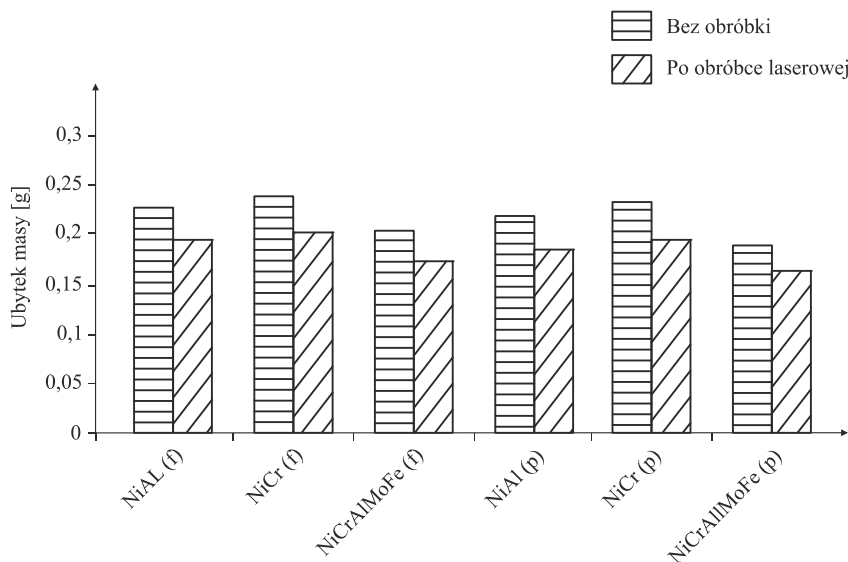
Wnioski konstrukcyjne

1. Pary ślizgowe posiadające powierzchnie robocze z geometryczną teksturą powierzchniową posiadają różne wartości współczynnika tarcia oraz nośność, co jest uzależnione od parametrów tekstury. Oznacza to, że dla danego obciążenia można zaprojektować powierzchnię z teksturą, która zapewnia osiągnięcie wymaganej nośności pary tarcia.
2. Z badań eksperymentalnych wynika, że pozytywny efekt teksturowania jest tym bardziej zauważalny, gdy średnice wgłębień są większe oraz im większy jest stopień zaczernienia. Oznacza to, że w badanych zakresach zmienności czynników wejściowych średnice wgłębień powinny mieścić się w granicach od 138 do 150 μ m, a stopień zaczernienia od 42 do 50%.

6.5. LASEROWE PRZETAPIANIE POWŁOK

W pracach [70, 71] badano powłoki ze stopów niklu natryskiwane płomieniowo i plazmowo po przetapieniu laserowym. Ocenę właściwości powłok po obróbce laserem prowadzono na podstawie zmian mikrostruktury oraz badań odporności na ścieranie i pomiarów mikrotwardości. Powłoki zostały naniesione na próbki wykonane ze stali niskowęglowej S235JR. Jako materiał powłokowy użyto następujących rodzajów proszków: NiAl, NiCr, NiCrAlMoFe. Grubość otrzymanych powłok wynosiła $0,3 \pm 0,4$ mm. Do obróbki laserowej został wykorzystany laser *CO₂ TLF 6000 TURBO* pracujący w trybie ciągłym.

Badania odporności na zużycie ściernie próbek z powłokami przed i po obróbce laserowej przeprowadzono na testerze tribologicznym T-07 (ogumowana rolka, ścierniwo, próbka). Miara zużycia próbek był ubytek masy po wykonaniu zadanej liczby obrotów przez rolkę. Ubytek wagowy próbek po obróbce laserowej był mniejszy średnio o około 25% w stosunku do próbek nienaświetlanych promieniowaniem laserowym (rys. 6.24). Najwyższą odporność na zużycie posiadała powłoka NiCrAlMoFe natryskiwana plazmowo i przetopiona mocą lasera $P = 1000$ W.



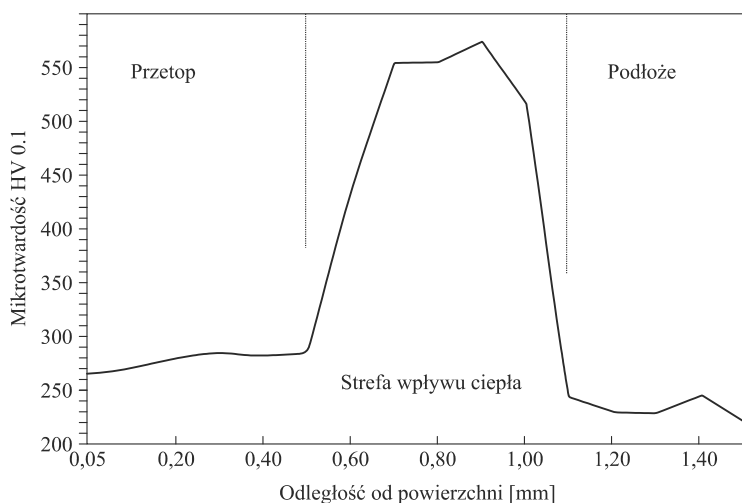
Rys. 6.24. Zużycie ściernie powłok po natryskiwaniu płomieniowym i plazmowym, oraz po obróbce laserowej ($P = 1000$ W), wg [71]

Podczas obserwacji mikrostruktury stwierdzono, że w wyniku obróbki laserowej nastąpiło ograniczenie porowatości powłok oraz ujednorodnienie struktury. Pomiary mikrotwardości wykazały duży rozrzut w otrzymanych wynikach. Mikrotwardość materiału rodzimego wynosiła około $200 \text{ HV}_{0,1}$, podczas gdy najwyższą mikrotwardość ok. $700 \text{ HV}_{0,1}$ wśród badanych powłok posiadała powłoka NiCrAlMoFe natryskiwana plazmowo, która została przetopiona laserem o mocy 1400 W. W wyniku obróbki laserowej zaobserwowano wzrost mikrotwardości wszystkich powłok.

Autorzy pracy [14] badali powłoki natryskiwane łukowo przed i po obróbce laserowej. Powłoki ze stali nierdzewnej zostały nałożone na podłoże z miękkiej stali. Obróbkę laserową przeprowadzono laserem Nd:YAG pracującym w trybie impulsowym i przy gęstości mocy $8 \cdot 10^4 \text{ W/cm}^2$. W wyniku obróbki laserowej stwierdzono ograniczenie porowatości powłok oraz ich uszczelnienie. Stwierdzono również, że w wyniku obróbki laserowej nastąpiło obniżenie twardości wszystkich powłok w stosunku do powłok nieobrobionych wiązką laserową.

W publikacji [28] przedstawiono modyfikacje wiązką laserową powłok ceramicznych otrzymanych metodą natryskiwania plazmowego. Powłoki o grubości 30÷60 µm zostały naniesione z proszku Al_2O_3 -5%Ni na próbki ze stopu niklu. Do obróbki laserowej stosowano laser CO_2 . W wyniku przetopienia laserowego nastąpiło zmniejszenie porowatości oraz likwidacja na powierzchni powłoki defektów, tj. rys, pęknięć, rozwarstwień. Po obróbce laserowej nastąpiło ujednolodnienie struktury oraz poprawa przyczepności powłoki do podłoża.

W pracy [31] przedstawiono wyniki badań powłok Fe-Al nakładanych gazodetonacyjnie na podłoże ze stali 45. Otrzymane powłoki z proszków kompozytowych (50% Fe i 50% Al) poddano przetopieniu wiązką lasera CO_2 . Obróbka laserowa odbywała się przy mocy wiązki 1640 W i przy prędkości skanowania zmienianej w zakresie od 0,5 do 1,5 m/min. W wyniku przetopienia laserowego została całkowicie wyeliminowana porowatość powłoki oraz nastąpiło ujednolodnienie składu chemicznego w powłoce. Pomiary mikrotwardości (rys. 6.25) wykazały, że największa twardość występowała w strefie wpływu ciepła (SWC) i wynosiła 550÷600 $\text{HV}_{0,1}$. Stwierdzono, że kształt i wielkość strefy przetopienia zależy od warunków obróbki laserowej.



Rys. 6.25. Rozkład mikrotwardości w materiale rodzimym i w powłoce przetopionej laserem, wg [31]

Badaniem obrobionych laserem warstw napawanych wibrotykowo oraz łukiem krytym zajęto się w pracy [52]. Na podłoże ze stali 41Cr4 naniesiono napoiny SpG3S1 (niskowęglowa, napawana wibrotykowo) oraz Rege 2055 (stopowa, napawana łukiem krytym). Próbkę z naniesionymi warstwami hartowano laserowo przy różnych parametrach wiązki. W wyniku dużej dynamiki obróbki laserowej w obydwu napoinach nastąpiło rozdrobnienie struktury. Stwierdzono również, na podsta-

wie obserwacji zglądów metalograficznych, dużą niejednorodność struktury w obszarach utwardzonych. Przeprowadzone badania tribologiczne na maszynie tarciowej Amsler wykazały wzrost odporności na zużycie ścierno-adhezyjne utwardzonych laserowo warstw w stosunku do stali 41Cr4 hartowanej objętościowo o około 30%.

Interesujące wyniki badań dotyczące laserowej obróbki warstw boronawęglanej stali 15HN przedstawili autorzy w pracy [51]. Obróbka laserowa umożliwiała uzyskanie po boronawęglaniu utwardzonej warstwy powierzchniowej (bez przetopienia) o dobrej jakości, tj. niskiej chropowatości, wysokiej twardości i równomiernej strukturze. Warstwa powierzchniowa składająca się z borków żelaza posiadała mikrotwardość $1400 \div 1850 \text{ HV}_{0,1}$.

W pracy [24] przedstawiono wyniki badań wpływu laserowego utwardzania po azotonawęglaniu stali 17G3 w złożu fluidalnym. Laserowa obróbka cieplna spowodowała przetopienie warstwy powierzchniowej. Badacze uzyskali wyższe twardości w porównaniu do warstw azotonawęglanych i konwencjonalnie obrobionych cieplnie.

Modyfikację struktury dyfuzyjnych warstw borków żelaza drogą naświetlania laserowego badano w pracy [23]. Obróbce laserowej poddano borowaną stal C45, zastosowano laser CO_2 , o mocy $1,2 \div 2 \text{ kW}$ i prędkości skanowania $500 \div 700 \text{ mm/min}$. Badania wykazały, że przy mniejszej gęstości mocy strefa pod borkami została zahartowana, a przy większej nastąpiło jej stopienie. Zmniejszenie szybkości przesuwu spowodowało stopienie borków i powstanie strefy dendrytycznej (bez pęknięć) o twardości około $1100 \text{ HV}_{0,1}$.

Tamura i Ohkubo [43] badali możliwość wykorzystania przetapiania laserowego do wyeliminowania mikrokraterów na powierzchni i pęknięć powstałych w warstwie powierzchniowej („biała warstwa”) ukształtowanej w procesie EDM. Obróbce elektroerozyjnej (stosowano elektrodę miedzianą o dodatniej polaryzacji) poddali stal SKD11, która jest stosowana na matryce i formy. Laserową modyfikację „białej warstwy”, której maksymalna grubość wynosiła $20 \mu\text{m}$, przeprowadzono stosując laser CO_2 , przy parametrach pracy: moc $P = 300 \div 900 \text{ W}$, prędkość skanowania $V = 200 \div 800 \text{ mm/min}$ i odległość od ogniska $f_0 = 5 \text{ mm}$, stosując argon jako gaz ochronny. W wyniku obróbki laserowej uzyskano strefę przetopu o grubości od 100 do $300 \mu\text{m}$ (w zależności od stosowanych parametrów pracy lasera), która charakteryzowała się brakiem pęknięć. Na powierzchni „białej warstwy” naświetlanej promieniowaniem lasera uzyskano ścieżki przejścia wiązki laserowej (zachodzące na siebie), które układały się w regularnych odstępach, tworząc jednorodną geometrię. Zaproponowana przez Tamurę i Ohkubo technologia obróbki laserowej warstw powierzchniowych (ukształtowanych w procesie EDM) może być stosowana do poprawy ich właściwości eksploatacyjnych (odporności na zużycie, mikrotwardości, przyczepności itd.).

6.5.1. Laserowe przetapianie powłok nanoszonych elektroerozyjnie

Jedną z głównych wad powłok nanoszonych elektroerozyjnie jest ich duża chropowatość końcowa. Dotychczas przeprowadzone badania oraz analiza literatu-

ry wykazują, że kształtowanie powierzchni zachodzi w wyniku nakładania się na siebie kraterów będących wynikiem erozji podłoża, jak również grzbietów utworzonych z przemieszczających się na powierzchnię cząstek materiału powlekającego elektrody. Tak powstała powierzchnia posiada szereg następujących cech: odpowiednią do parametrów procesu wartość parametrów chropowatości, brak kierunkowości, duże promienie zaokrągleń wierzchołków mikronierówności. W wielu opracowaniach naukowych analizuje się wpływ parametrów procesu na chropowatość powierzchni. Sterując tymi parametrami można uzyskać zakładane zmiany mikrogeometrii powierzchni. Jest to zatem sposób na wytwarzanie powierzchni o zadanej rozwiniętej powierzchni chropowatej, zwanej reliefem powierzchniowym, który jest szczególnym rodzajem tekstury powierzchniowej.

Pomiary chropowatości przeprowadzono za pomocą przyrządu TALYSURF 4 przy wykorzystaniu programu SUFORM [54].

Pomiary chropowatości powłok WC-Co wykonano w dwóch prostopadłych do siebie kierunkach. Pierwszy pomiar był wykonany zgodnie z ruchem przemieszczania się elektrody, natomiast drugi pomiar był prostopadły do ściegów skanujących. Z dwóch pomiarów obliczono wartość średnią parametru R_a dla danej powłoki (rys. 6.26).

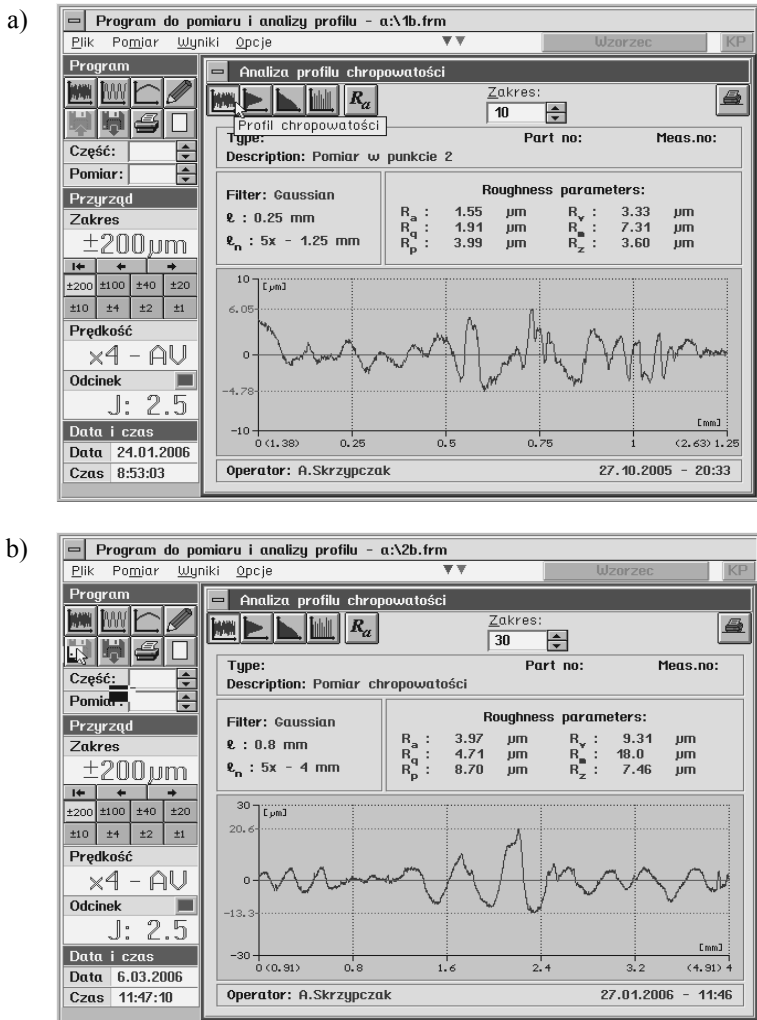
Pomiary powłok WC-Co obrobionych laserem wykonano w kierunku prostopadłym i równoległym do osi ścieżek wykonanych wiązką laserową, a następnie obliczono wartość średnią chropowatości dla danej powłoki. W większości prac podawane są wyniki pomiarów chropowatości dla profili mierzonych wzdłuż osi ścieżek otrzymanych laserem, co nie odzwierciedla rzeczywistego obrazu mikrogeometrii powierzchni po tej obróbce. Maksymalne wysokości chropowatości występują bowiem w kierunku prostopadłym do osi ścieżek.

Powłoki WC-Co posiadały chropowatość $R_a = 1,55 \pm 2,07 \mu\text{m}$, natomiast po obróbce laserowej chropowatość wynosiła od 2,81 do $3,97 \mu\text{m}$. Próbkę ze stali C45, na które nanoszono powłoki miały chropowatość $R_a = 0,36 \pm 0,38 \mu\text{m}$.

Na podstawie przeprowadzonych pomiarów można stwierdzić, że przetapianie laserowe powoduje wzrost chropowatości powłok WC-Co. Większa chropowatość powłok WC-Co po obróbce laserowej powstaje w wyniku ruchu ciekłego metalu wywołanego siłami napięcia powierzchniowego. Niejednorodny rozkład temperatury w wiązce laserowej (mod TEM_{00}) powoduje, że profil powierzchni po zakrzepnięciu jest również niejednorodny i w pewnym sensie odzwierciedla rozkład energii w obszarze przetopionym.

W przypadku obróbki laserem impulsowym przyjmuje się, że głównym czynnikiem decydującym o profilu powierzchni po zakrzepnięciu jest ciśnienie par materiału obrabianego, które powoduje „wyrzucanie” materiału z centralnego obszaru i powstanie charakterystycznych wypływek na granicy z obszarem nieprzetopionym.

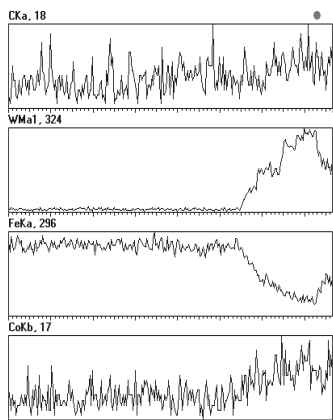
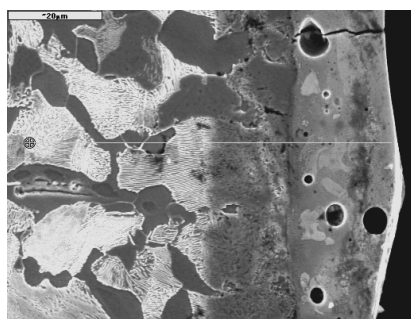
Analizie mikrostruktury poddano powłoki WC-Co przed i po obróbce laserowej. Do badań mikrostruktury wykorzystano elektronowy mikroskop skaningowy Joel JSM-5400.



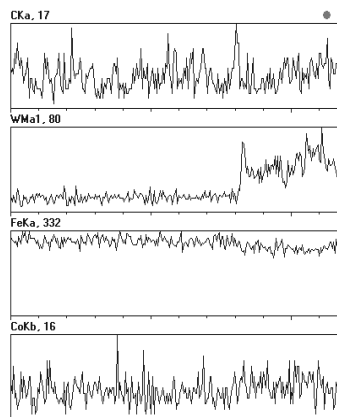
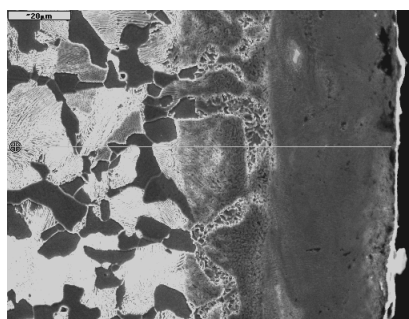
Rys. 6.26. Przykładowe protokoły pomiarów parametrów mikrogeometrii dla powłoki WC-Co nałożonej elektroerozyjnie na stal C45: a) przed obróbką laserową (pomiar wykonany w kierunku równoległym do ruchu przemieszczania się głowicy powlekającej), b) po obróbce laserowej (pomiar wykonany w kierunku prostopadłym do osi ścieżek wykonanych wiązką laserową)

Na fotografii (rys. 6.27a) przedstawiono przykładowy widok mikrostruktury powłoki WC-Co naniesionej elektroerozyjnie. W oparciu o uzyskane wyniki stwierdzono, że grubość uzyskanych warstw wyniosła od 20 do 30 μm , natomiast zasięg strefy wpływu ciepła (SWC) w głąb materiału podłoża ok. 15÷20 μm . Na przedstawionych fotografiach mikrostruktur (rys. 6.27a i 6.29a) widoczna jest wyraźna granica pomiędzy powłoką a podłożem. Ponadto na fotografii (rys. 6.27a) można zaobserwować pory i mikropęknięcia w naniesionej elektroerozyjnie powłoce.

Przebieg analizy liniowej powłoki WC-Co (rys. 6.27b) wykazuje nierównomierny rozkład pierwiastków w tej powłoce. Można wyróżnić strefy, w których występują znaczne ilości W, Co oraz Fe. Ponadto na wykresie rozkładu liniowego powłoki WC-Co widoczny jest typowy dla połączenia dyfuzyjnego przebieg linii Fe, Co i W. W wyniku modyfikacji wiązką laserową powłok WC-Co nastąpiło ujednorodnienie składu chemicznego powłoki (rys. 6.28b). Wytworzone w wyniku przetapiania laserowego technologiczne warstwy powierzchniowe (TWP) nie posiadają mikropęknięć i porów (rys. 6.28a). Grubość powłok WC-Co oraz SWC (po modyfikacji laserowej) nie ulega zmianie.



Rys. 6.27. Mikrostruktura i rozkład liniowy pierwiastków w powłoce WC-Co nałożonej elektroerozyjnie



Rys. 6.28. Mikrostruktura i rozkład liniowy pierwiastków w powłoce WC-Co nałożonej elektroerozyjnie po przetopieniu laserem Nd:YAG

Pomiary mikrotwardości powłok wykonano metodą Vickersa, stosując obciążenie 40 G. Odciski penetratorem wykonano na zglądach prostopadłych w trzech strefach: w powłoce (warstwie białej), w strefie przetopienia powłoki (SPP) oraz w strefie wpływu ciepła (SWC), jak również w materiale rodzimym. Wyniki pomiarów mikrotwardości dla powłok elektroerozyjnych WC-Co przed i po obróbce laserowej przedstawiono w tabelach 6.7 i 6.8.

TABELA 6.7. Wyniki pomiarów mikrotwardości powłoki WC-Co

Mierzone strefy	Mikrotwardość HV _{0,04}			Wartość średnia HV _{0,04}
	Numer pomiaru			
	1	2	3	
Warstwa biała	610	623	618	617
SWC	412	404	399	405
Materiał rodzimy	142	144	143	143

TABELA 6.8. Wyniki pomiarów mikrotwardości powłoki WC-Co po obróbce laserowej

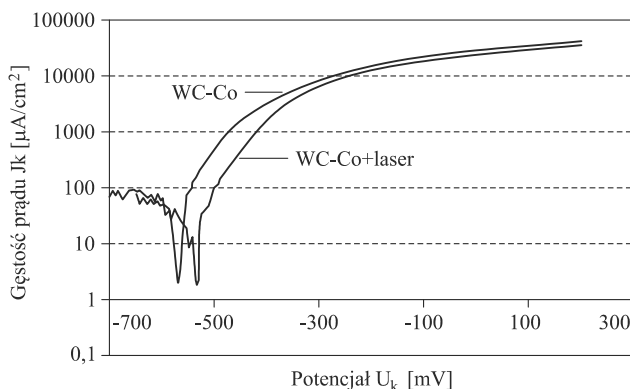
Mierzone strefy	Mikrotwardość HV _{0,04}			Wartość średnia HV _{0,04}
	Numer pomiaru			
	1	2	3	
SPP	521	532	519	524
SWC	324	347	352	341
Materiał rodzimy	144	145	143	144

Zastosowanie obróbki elektroerozyjnej spowodowało zmiany mikrotwardości w obrabianym materiale. Mikrotwardość materiału podłoża po obróbce elektroerozyjnej wynosiła średnio około 143 HV_{0,04} (taką samą wartość mikrotwardości miał materiał w stanie wyjściowym). Nakładając obróbką elektroerozyjną powłoki WC-Co uzyskano znaczny wzrost mikrotwardości w stosunku do mikrotwardości materiału podłoża. Powłoka WC-Co posiadała średnią mikrotwardość 617 HV_{0,04} (nastąpił wzrost mikrotwardości średnio o 335% w stosunku do mikrotwardości materiału podłoża). Mikrotwardość SWC po obróbce elektroiskrowej wzrosła o 185% w stosunku do mikrotwardości materiału podłoża.

Natomiast zastosowanie obróbki laserowej obniżyło nieznacznie mikrotwardość powłok elektroerozyjnych. Przetapianie laserowe spowodowało spadek mikrotwardości powłok WC-Co o 15% w odniesieniu do tych powłok bez obróbki laserowej. Przyczyną tego efektu było przetopienie powłoki wraz z materiałem podłoża, co w efekcie spowodowało wymieszanie się ich pierwiastków (rys. 6.28b). W dalszym etapie badań należy dobrać takie parametry wiązki laserowej, które pozwolą na uniknięcie całkowitego przetopienia powłoki z materiałem podłoża.

Pomiary odporności korozyjnej zostały przeprowadzone za pomocą skomputeryzowanego zestawu do badań elektrochemicznych Atlas'99 firmy Atlas-Sollich. Pomiary przeprowadzono metodą potencjodynamiczną. Metoda ta należy do najbardziej rozpowszechnionych i nowoczesnych badań elektrochemicznych.

Krzywe polaryzacji katodowej i anodowej wykonano polaryzując próbki z szybkością zmian potencjału wynoszącą 0,2 mV/s (w obszarze ± 200 mV od potencjału korozyjnego) oraz 0,4 mV/s w obszarze wyższych potencjałów. Próbki z wyodrębnionym obszarem o średnicy 10 mm polaryzowano do potencjału 500 mV. Krzywe polaryzacji wykonano po 24 godzinach ekspozycji w testowanym roztworze (3,5% NaCl) w celu ustalenia się potencjału korozyjnego. Badania wykonano w temperaturze pokojowej $21^{\circ}\text{C} \pm 1^{\circ}\text{C}$. Uzyskane wyniki odporności korozyjnej przedstawiono na wykresie (rys. 6.29).

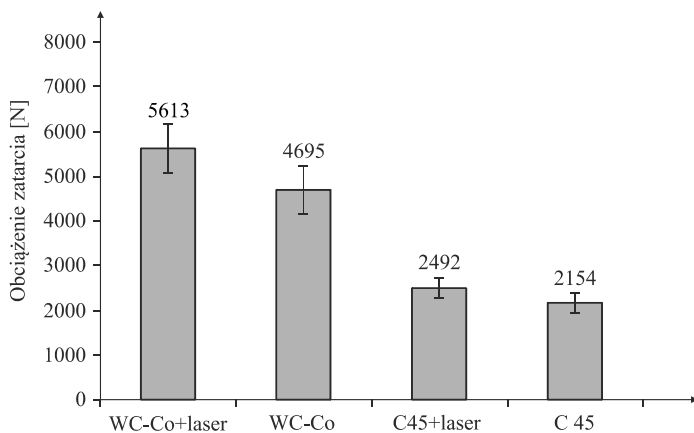


Rys. 6.29. Krzywe polaryzacji powłoki WC-Co przed i po obróbce laserowej

W wyniku obróbki laserowej nastąpiła poprawa odporności korozyjnej powłok elektroerozyjnych w porównaniu do powłok bez tej obróbki o około 46%. Efekt ten był możliwy dzięki uszczelnieniu powłok i likwidacji mikropęknięć w wyniku obróbki laserowej. Po obróbce laserowej zaobserwowano zmniejszenie prądu korozyjnego z $J_k = 68,3 \mu\text{A}/\text{cm}^2$ do $J_k = 36,8 \mu\text{A}/\text{cm}^2$ oraz obniżenie potencjału korozyjnego z $U_k = -570$ mV do $U_k = -540$ mV.

Badania tribologiczne powłok naniesionych elektroiskrowo zostały przeprowadzone na testerze tribologicznym T-09 typu Falex, w którym węzeł tarcia składa się z obracającego się walca zaciskanego dwiema pryzmami. Jako próbki stosowano pryzmy z naniesionymi powłokami WC-Co oraz stal C45 (nieobrobione i obrobione laserem), natomiast przeciwpróbką był wałek o średnicy $\varnothing = 6,3$ mm wykonany z hartowanej stali węglowej. Do badań użyto trzy pary kinematyczne z każdego wariantu materiałowego, co umożliwiło uśrednienie wyników badań. Podczas testu stosowano smarowanie zanurzeniowe węzła tarcia olejem parafinowym.

Na rysunku 6.30 przedstawiono zbiorczą informację o średnich wartościach obciążenia zatarcia dla próbek przed i po obróbce laserowej. Wynika z nich, że zastosowanie obróbki laserowej spowodowało wzrost siły obciążającej powodującej zatarcie zarówno dla powłok nałożonych elektroerozyjnie, jak i stali C45.



Rys. 6.30. Średnie wartości obciążenia zatarcia

Obróbkę laserową można prowadzić również w odniesieniu do powłok elektroerozyjnych wielowarstwowych. W przedstawionych w dalszej części tekstu badaniach interesowano się wpływem przetapiania laserowego na strukturę i właściwości dwuwarstwowych powłok elektroiskrowych Cu-Ti oraz Cu-Mo, które przewidywane są do zastosowania w ślizgowych węzłach tarcia.

Na fotografiach (rys. 6.31a i 6.33a) przedstawiono mikrostruktury powłok dwuwarstwowych typu Cu-Ti oraz Cu-Mo naniesionych metodą elektroerozyjną. W oparciu o uzyskane wyniki stwierdzono, że grubość uzyskanych warstw wyniosła około $8\div 10\text{ }\mu\text{m}$, natomiast zasięg strefy wpływu ciepła (SWC) w głąb materiału podłoża wyniósł ok. $10\div 15\text{ }\mu\text{m}$. Na przedstawionych fotografiach mikrostruktur widoczna jest wyraźna granica pomiędzy wielowarstwową powłoką a podłożem, ponadto widoczne są również mikropęknięcia, które przebiegają w poprzek i wzdłuż powłoki. Analiza liniowa rozkładu głównych pierwiastków (rys. 6.31b) powłoki Cu-Ti wykazała, że można wyróżnić tu wyraźnie odznaczające się strefy, w których występują znaczne ilości Cu, Ti oraz Fe. Na wykresach rozkładu liniowego powłok Cu-Ti oraz Cu-Mo (rys. 6.31b i rys. 6.33b) widoczne jest charakterystyczne ułożenie linii, typowe dla połączenia dyfuzyjnego powłoki z podłożem (pochyłe linie Cu i Fe). W powłoce Cu-Ti brak jest wyraźnie widocznej segregacji składników, podobne zjawisko występuje w powłoce Cu-Mo (rys. 6.33b). Na wykresie rozkładu liniowego powłoki Cu-Mo (rys. 6.33b) obserwuje się zwiększoną zawartość węgla w ukształtowanej obróbką elektroiskrową powłoce Cu-Mo. Możliwe, że jest to przykład dyfuzji wstępującej, która polega na przemieszczaniu się z materiału podłoża (stali C45) węgla (w wyniku oddziaływań cieplnych) do kształtowanej elektroerozyjnie technologicznej warstwy powierzchniowej (TWP). Zjawisko przemieszczania węgla z materiału rdzenia (katody) podczas nakładania powłok elektroerozyjnych zaobserwowano w pracach [65, 68] (rozdział 5.4). Ponadto można zauważyć, że nastąpiła również dyfuzja miedzi do warstwy molibdenu. Przeprowadzona analiza punktowa w górnej

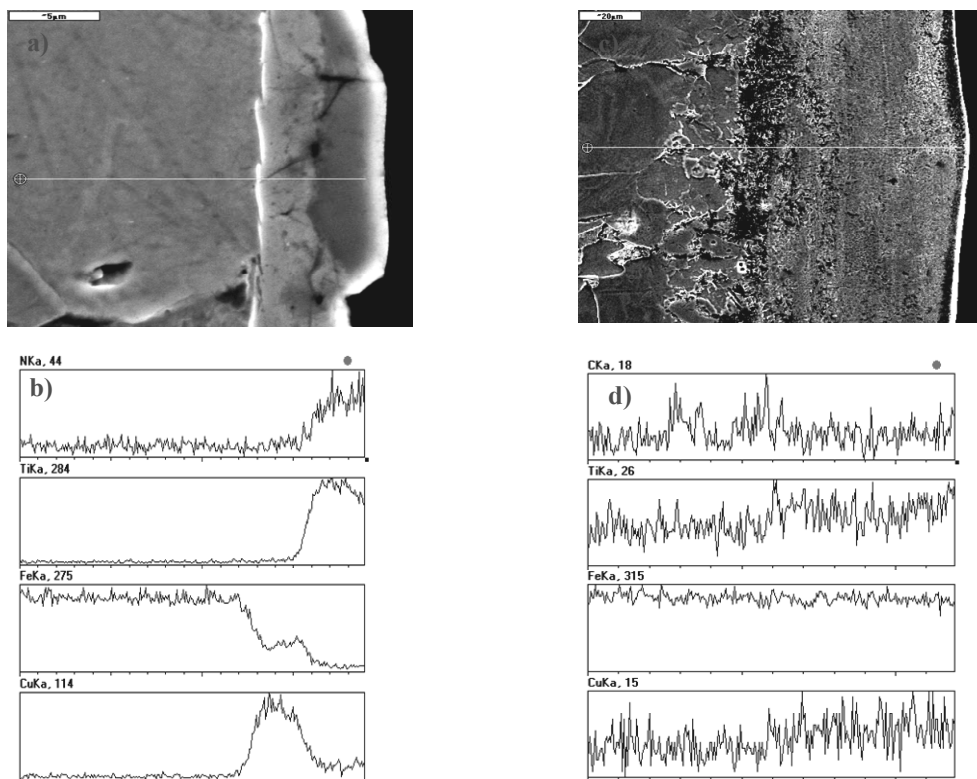
części TWP (rys. 6.32a i rys. 6.34a) pokazała dużą intensywność pików pierwiastków wchodzących w skład powłoki. W przypadku powłoki Cu-Ti zawartość Ti wynosi około 73,96% at. oraz 15,43% at. Cu. Natomiast w przypadku powłoki Cu-Mo stwierdzono 66,07% at. Cu i 10,98% at. Mo, co może świadczyć o wymieszaniu się tych pierwiastków i powstaniu wieloskładnikowego stopu.

Na zamieszczonych fotografiach mikrostruktur powłok jednowarstwowych Ti (rys. 6.35a) oraz Mo (rys. 6.37a) naniesionych metodą elektroerozyjną można zauważyć, że ukształtowane warstwy powierzchniowe mają grubość około $8\div 10\text{ }\mu\text{m}$ i strefę wpływu ciepła o zasięgu ok. $15\div 20\text{ }\mu\text{m}$. W powłokach występują mikropęknięcia, pory oraz nieciągłości. Przeprowadzona analiza liniowa powłoki Ti (rys. 6.35b) wykazała najpierw spadek, a następnie wzrost linii obrazującej udział Fe w warstwie Ti. Inny przebieg ma analiza liniowa dotycząca powłoki Mo (rys. 6.37b), gdzie obserwuje się łagodny spadek linii Fe oraz wzrost Mo w miarę zbliżania się do górnej części ukształtowanej warstwy. Na podstawie analizy rozkładu liniowego pierwiastków (rys. 6.35b i rys. 6.37b) można wnioskować, że połączenie ma charakter dyfuzyjny. Analiza punktowa wykonana w górnej części powłoki Ti (rys. 6.36a) wykazała – podobnie jak w przypadku powłoki Cu-Ti – dużą intensywność pików pierwiastka Ti, którego zawartość wynosi 40,98% at., zaś Fe około 15,46% at.

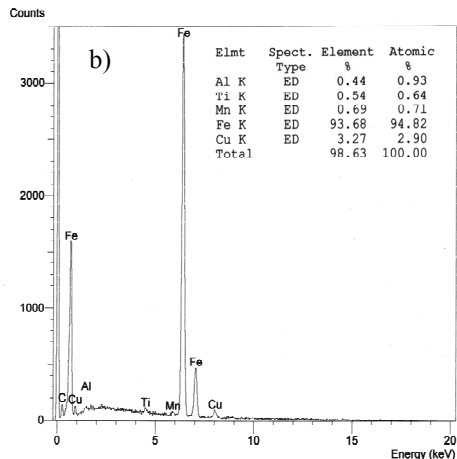
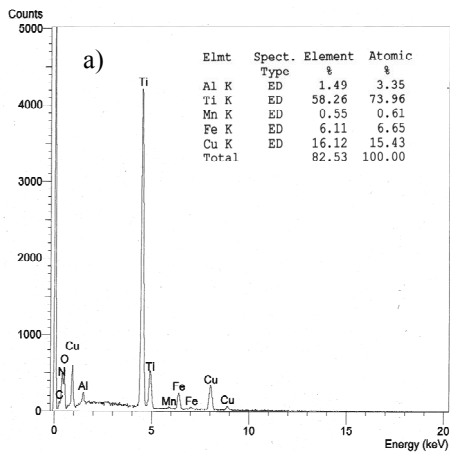
Na wykresie (rys. 6.36a) stwierdzono również obecność pików azotu (około 13,25% at.) oraz tlenu (około 29,74% at.). Z literatury dotyczącej procesu obróbki elektroerozyjnej [65] (rozdział 5.4) wynika, że struktury tlenkowe blokują przepływ prądu oraz inicjację wyładowań iskrowych, co z kolei powoduje spadek wydajności procesu nakładania powłok. Wykonana analiza punktowa powłoki Mo (rys. 6.38a) wykazała duży poziom Fe około 75,39% at., natomiast poziom intensywności Mo około 24,03% at. Analiza badań mikrostruktury powłok elektroerozyjnych wykazała, że występuje silne wymieszanie roztopionego materiału katody i naniesionego na tę powierzchnię metalu z anody.

W wyniku laserowego przetopienia ww. powłok i następnie ich krzepnięcia, nastąpiło przemieszczenie głównych składników chemicznych powłok. Przetopienie powłoki spowodowało ujednorodnienie jej składu chemicznego (rys. 6.31d, 6.33d, 6.35d, 6.37d) w wyniku intensywnych ruchów konwekcyjnych roztopionego materiału powłoki. Nastąpiło również rozdrobnienie struktury i krystalizacja faz silnie przesyconych (rys. 6.31c, 6.33c, 6.35c, 6.37c) wskutek występowania znacznych gradientów temperatur oraz uzyskiwania dużych prędkości chłodzenia. Wytworzone w wyniku stopowania laserowego TWP nie posiadają mikropęknięć i porów (nastąpiło uszczelnienie) oraz nieciągłości na granicy powłoka-podłoże. Skład chemiczny rdzenia materiału pozostał bez zmian. Grubość przetopionych powłok Ti i Mo oraz powłok dwuwarstwowych Cu-Ti oraz Cu-Mo mieści się w zakresie od 20 do 40 μm . Powstała w wyniku laserowego przetapiania powłok jednowarstwowych oraz dwuwarstwowych SWC ma zasięg $20\div 50\text{ }\mu\text{m}$. W strefie wpływu ciepła obserwuje się zwiększoną zawartość węgla (rys. 6.31d i rys. 6.32d). Z literatury [35] wiadomo, że po ustaniu oddziaływania wiązki laserowej powstały stop

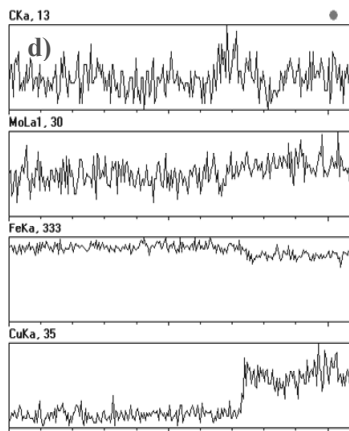
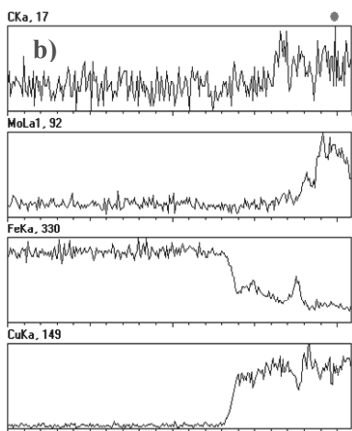
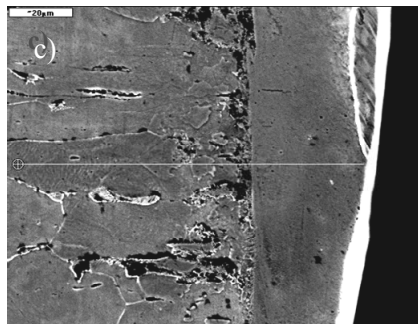
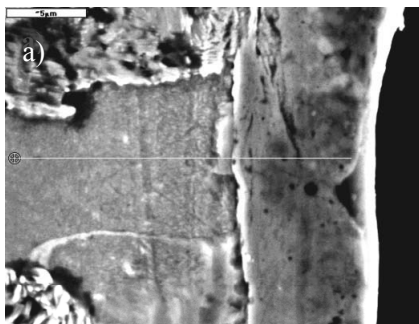
krzepnie, a materiał podłoża w jego sąsiedztwie hartuje się wskutek szybkiego odprowadzania ciepła drogą przewodnictwa do otaczającej, zimnej masy materiału. W mikrostrukturze strefy przetopionej powłoki Ti (rys. 6.35c) można zauważyć występowanie płaskiego frontu krzepnięcia na granicy z nieprzetopioną osnową, a przy większych powiększeniach (pow. 10 000x) widoczne są kryształy dendrytyczne i kolumnowe (zorientowane z kierunkiem odprowadzenia ciepła) tworzące się w wyniku krzepnięcia. Podobne zjawisko zostało zaobserwowane przy przetapianiu laserem powłoki z tantalu, powłoki Fe-Al naniesionej gazodetonacyjnie [31] oraz powłoki natapianej z proszku Ti. Przedstawione analizy punktowe powłok elektroiskrowych przetopionych wiązką laserową (rys. 6.32b, 6.34b, 6.36b, 6.38b) wykazały dużą intensywność pików żelaza w warstwach stopowanych. Zawartość żelaza w ukształtowanych laserowo TWP wynosi od około 88% at. do około 97% at. Po obróbce laserowej obserwuje się mniejszą intensywność pików składników w powstałych warstwach (z których zostały nałożone powłoki elektroiskrowo, tj. Ti, Mo, Cu) w porównaniu do intensywności pików pierwiastków w powłokach elektroerozyjnych bez przetapiania laserowego.



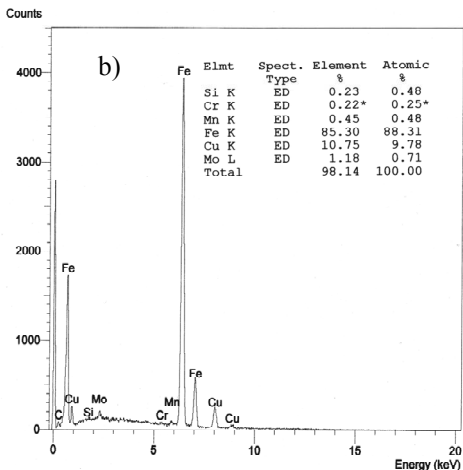
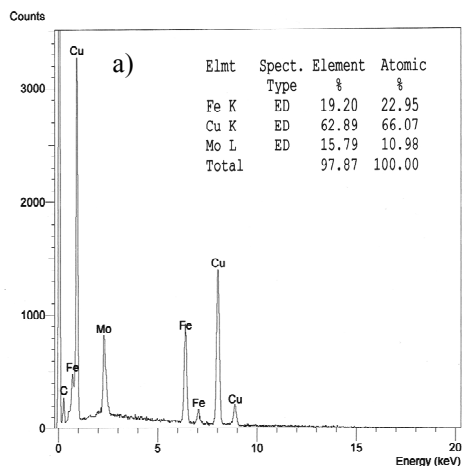
Rys. 6.31. Mikrostruktura i rozkład liniowy pierwiastków w powłoce Cu-Ti nałożonej elektroerozyjnie na stal C45: a, b) przed przetopieniem laserowym; c, d) po przetopieniu laserem Nd:YAG



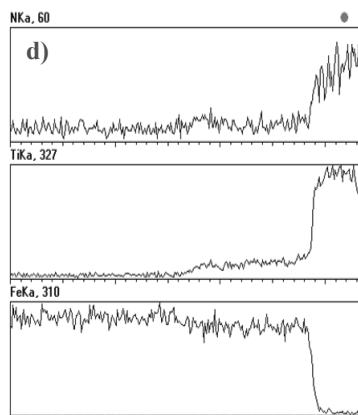
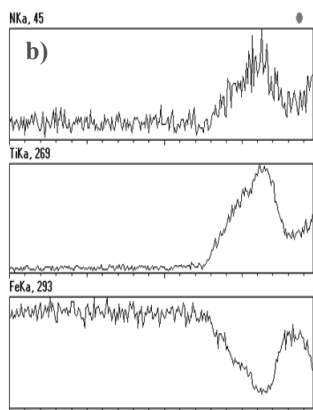
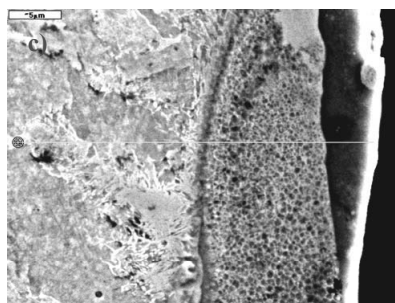
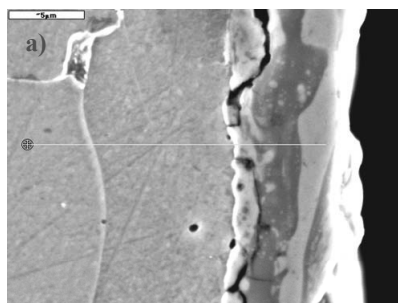
Rys. 6.32. Widmo charakterystycznego promieniowania rentgenowskiego dla powłoki Cu-Ti nałożonej elektroerozyjnie na stal C45: a) przed przetopieniem laserowym; b) po przetopieniu laserem Nd:YAG



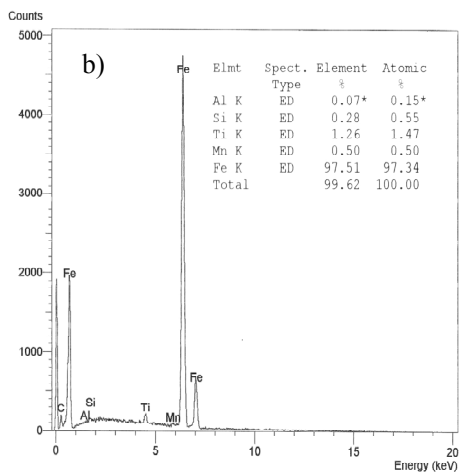
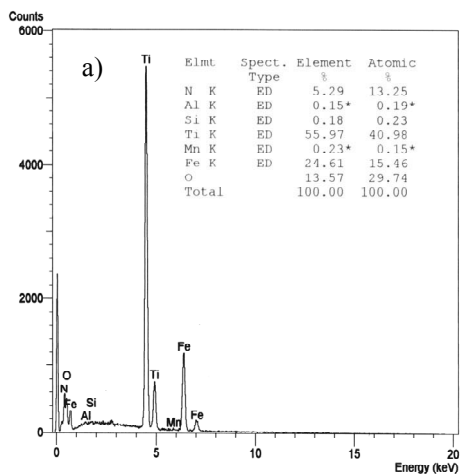
Rys. 6.33. Mikrostruktura i rozkład liniowy pierwiastków w powłoce Cu-Mo nałożonej elektroerozyjnie na stal C45: a, b) przed przetopieniem laserowym; c, d) po przetopieniu laserem Nd:YAG



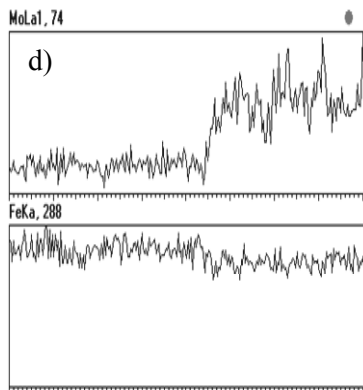
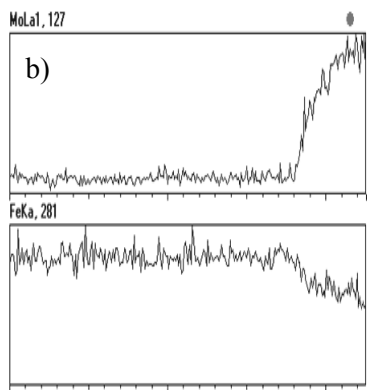
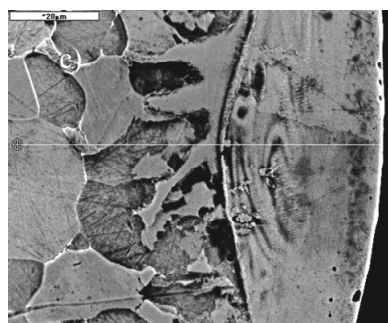
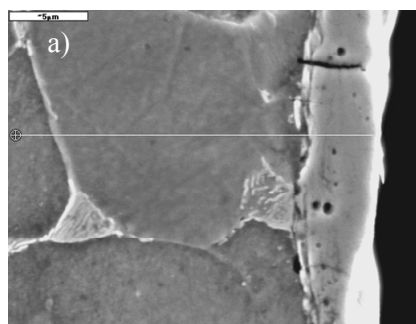
Rys. 6.34. Widmo charakterystycznego promieniowania rentgenowskiego dla powłoki Cu-Mo nałożonej elektroerozyjnie na stal C45: a) przed przetopieniem laserowym; b) po przetopieniu laserem Nd:YAG



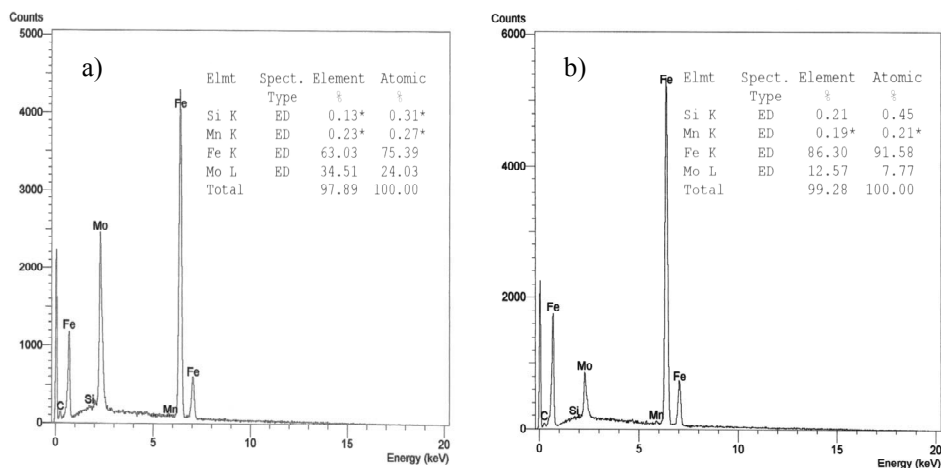
Rys. 6.35. Mikrostruktura i rozkład liniowy pierwiastków w powłoce Ti nałożonej elektroerozyjnie na stal C45: a, b) przed przetopieniem laserowym; c, d) po przetopieniu laserem Nd:YAG



Rys. 6.36. Widmo charakterystycznego promieniowania rentgenowskiego dla powłoki Ti nałożonej elektroerozyjnie na stal C45: a) przed przetopieniem laserowym; b) po przetopieniu laserem Nd:YAG



Rys. 6.37. Mikrostruktura i rozkład liniowy pierwiastków w powłoce Mo nałożonej elektroerozyjnie na stal C45: a, b) przed przetopieniem laserowym; c, d) po przetopieniu laserem Nd:YAG



Rys. 6.38. Widmo charakterystycznego promieniowania rentgenowskiego dla powłoki Mo nałożonej elektroerozyjnie na stal C45: a) przed przetopieniem laserowym; b) po przetopieniu laserem Nd:YAG

Przykładowe analizy rozkładu powierzchniowego pierwiastków powłoki Ti przed i po obróbce laserowej przedstawiono na rysunkach 6.39 i 6.40. Na przedstawionych fotografiach ilość pierwiastka jest proporcjonalna do jasności obrazu w analizowanym miejscu. Technologiczne warstwy powierzchniowe (TWP) powstałe z powłok elektroerozyjnych (rys. 6.39) zbudowane są głównie z atomów tytanu i żelaza (duża liczba jasnych pól). W wyniku przetapiania laserowego powłoki (rys. 6.40) następuje segregacja i wystąpienie lokalnych powierzchniowych zgrupowań atomów tytanu i żelaza. Duże zgrupowania atomów tytanu wystąpiły po bokach powstałego śladu przetopu, natomiast duża intensywność jasnych pól żelaza powstała w jego centrum. W powłoce tytanowej przed i po obróbce laserowej stwierdzono niewielką ilość atomów azotu.

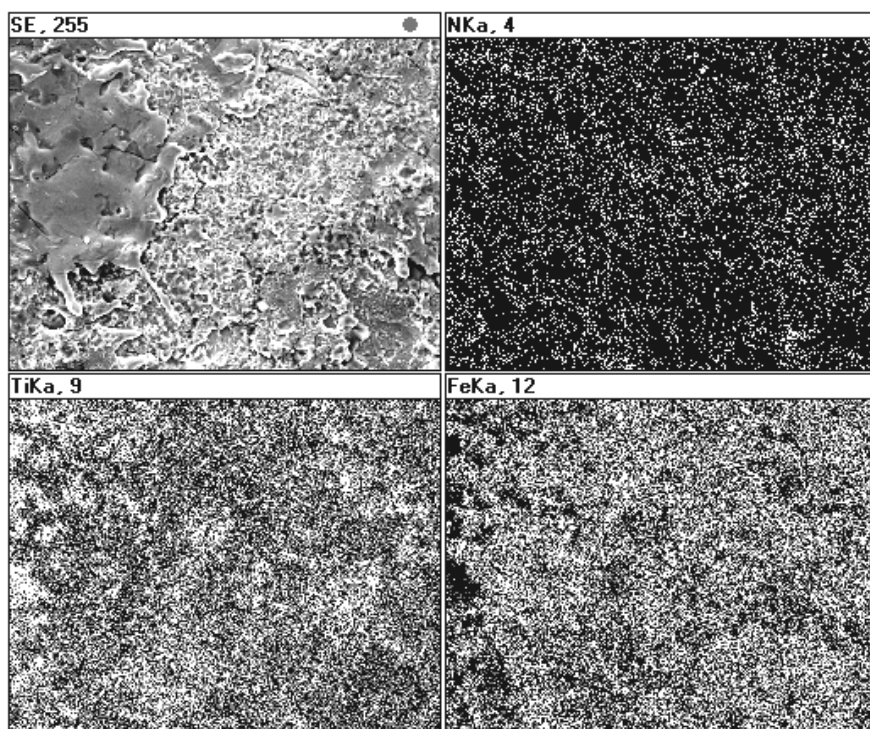
Można sądzić, że w wyniku nakładania powłok z Ti, Mo oraz Cu-Ti i Cu-Mo na stal w ukształtowanych warstwach powierzchniowych powstają fazy i związki międzymetaliczne (o wiązaniach metalicznych i kowalencyjnych) o skomplikowanej strukturze i składzie chemicznym. Aby powstałe związki i fazy zidentyfikować, należałoby przeprowadzić badania składu fazowego metodą dyfrakcji rentgenowskiej. Na budowę powstających faz i związków mają wpływ przemiany, których przebieg zależy głównie od temperatury (wykresy równowagi fazowej). Analizując rozkłady liniowe pierwiastków (rys. 6.31b, 6.31d, 6.33b, 6.33d, 6.35b, 6.35d, 6.37b, 6.37d) można stwierdzić, że w powstałych warstwach powierzchniowych dominują następujące pierwiastki: Ti, Mo, Cu, Fe, C. Pierwiastki te w zależności od ukształtowanej powłoki (Ti, Mo, Cu-Ti, Cu-Mo) mogą tworzyć stopy wieloskładnikowe. Molibden i tytan mają duże powinowactwo do węgla i tworzą szereg węglików (np. MoC, Mo₂C, TiC). Ponadto tytan ma duże powinowactwo do azotu

i tlenu, co powoduje, że tworzą się fazy TiO_2 i TiN . W stopach Fe-Ti-C oraz Fe-Mo-C oprócz wymienionych ww. faz i węglików mogą tworzyć się takie fazy międzymetaliczne, jak np. Fe_3C , TiC , TiFe_2 , $\text{Fe}_{21}\text{Mo}_2\text{C}_6$, $\text{Mo}_3\text{Fe}_3\text{C}$. W stopach Fe-Ti-C powstały węglik tytanu tworzy z azotkiem tytanu węglikoazotki – $\text{Ti}(\text{C}, \text{N})$.

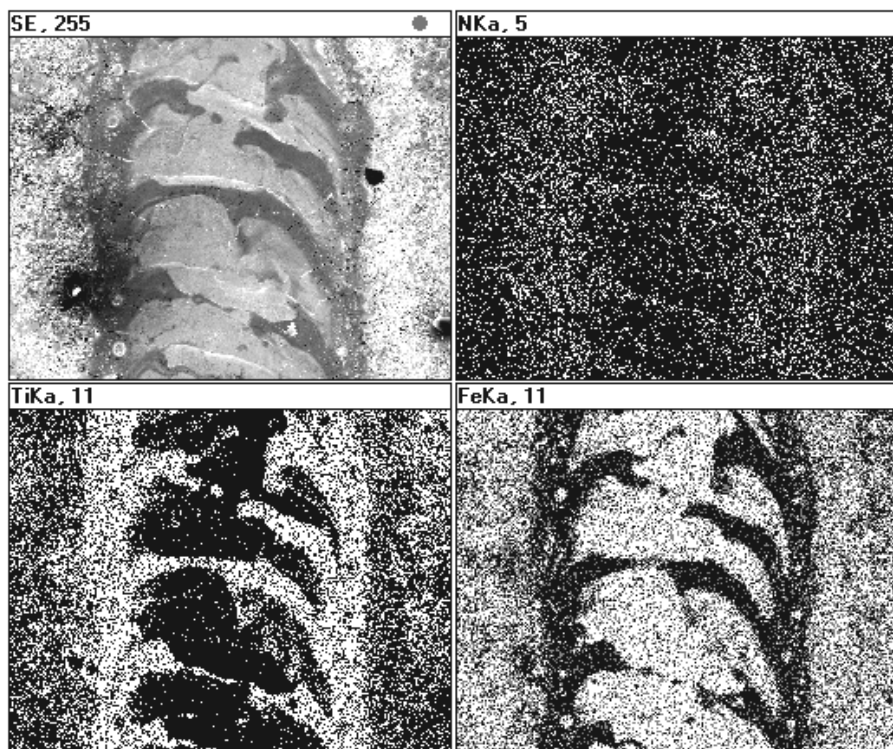
W przypadku naniesionych elektroerozyjnie powłok dwuwarstwowych Cu-Ti i Cu-Mo można przypuszczać, że powstaną (w zależności od naniesionej powłoki) fazy i związki wymienione powyżej, a także fazy międzymetaliczne miedziowo-tytanowe: Cu_4Ti , Cu_2Ti , CuTi , Cu_3Ti , Cu_3Ti_2 , Cu_4Ti_3 , CuTi_2 (wykres równowagi fazowej Cu-Ti).

Powstałe podczas nakładania powłok elektroerozyjnych fazy i związki mają wpływ na właściwości użytkowe (mikrotwardość, przyczepność, odporność na zużycie, odporność na zacieranie, odporność na korozję itd.).

Przetapianie laserowe powinno być tak przeprowadzone, aby nastąpiło rozdrobnienie ziaren faz i związków, tak aby spowodować wzrost właściwości użytkowych warstw powierzchniowych w odniesieniu do powłok elektroiskrowych bez tej obróbki. Podczas obróbki laserowej następuje stapianie materiałów, a następnie w wyniku dużych szybkości chłodzenia – ich krystalizacja, czego efektem jest rozdrobnienie ziarna, a niekiedy możliwe jest powstawanie struktur amorficznych.



Rys. 6.39. Rozkład powierzchniowy pierwiastków powłoki Ti nałożonej elektroerozyjnie na stal C45



Rys. 6.40. Rozkład powierzchniowy pierwiastków powłoki Ti nałożonej elektroerozyjnie na stal C45 przetopionej laserem Nd:YAG

6.5.2. Laserowa obróbka powłok natryskiwanych plazmowo

Warstwy powierzchniowe tworzące teksturę powierzchniową można otrzymać również poprzez obróbkę laserową powłok natryskiwanych plazmowo. Koncepcja takiej obróbki polega na tym, że wiązka promieniowania lasera pada tylko na lokalne, wybrane fragmenty powierzchni powłoki. Dzięki temu uzyskuje się powierzchnię z teksturą powierzchniową przy jednoczesnym ograniczeniu do minimum obciążeń cieplnych powierzchni i zjawisk z tym związanych. Tak pomyślana powierzchnia robocza w przypadku ślizgowych węzłów tarcia posiada zalety struktur porowatych powłoki i zwiezłych, twardych przetopionych struktur, które podane były oddziaływaniu lasera.

Przeprowadzono dwie serie badań [47, 48]:

- I seria dotyczyła oceny zmian mikrostruktury powłoki i podłoża pod wpływem lokalnego oddziaływania wiązki lasera (badania te prowadzono dla powłok z Al_2O_3 , W_2C , Cr_2O_3 na stali S235JR wg EN),
- II seria dotyczyła oceny zmiany przyczepności powłoki W_2C do podłoża ze stali S235JR wg EN po obróbce laserowej.

Lokalna obróbka laserowa próbek I serii badań polegała na wykonaniu na próbce przetopu wiązka lasera o szerokości 2 mm.

Materiał	Odległość natryskiwania	Napięcie prądu	Natężenie prądu	Wydatek proszku
	mm	V	A	kg/h
Al ₂ O ₃	120	60	600	8
Cr ₂ O ₃	120	60	600	12
W ₂ C	120	55	550	18

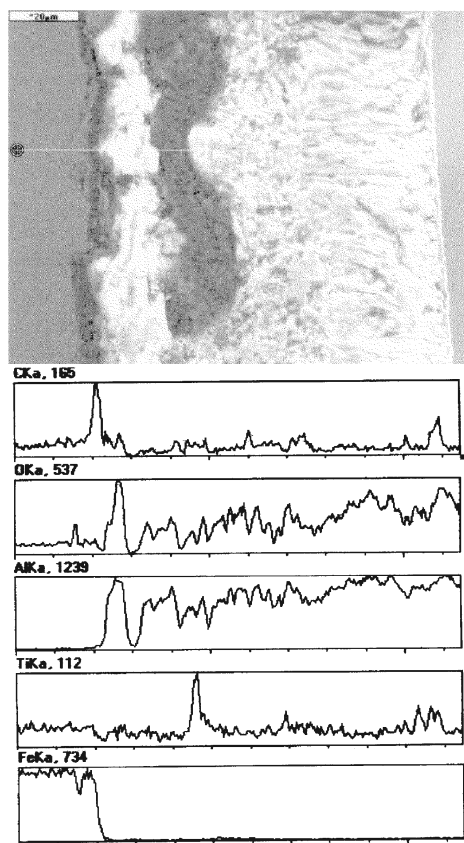
Do obróbki laserowej stosowano laser o następującej charakterystyce:

- | | |
|--------------------------|--------------------------------------|
| – typ urządzenia | laser CO ₂ TLF 6000 Turbo |
| – długość fali | 10,6 μm |
| – moc maksymalna | 6,7 kW |
| – częstotliwość impulsów | od 100 Hz do 1000 Hz |

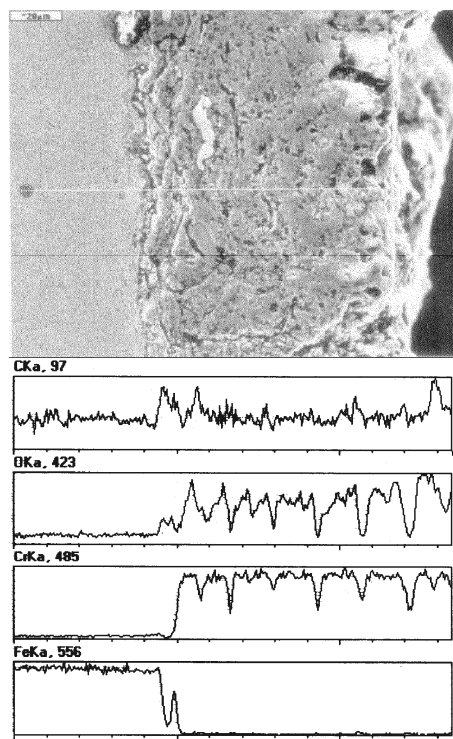
- moc lasera 1,4 kW
- średnica wiązki na powierzchni próbki 100 mm
- prędkość skanowania 280 mm/min

Widoczna mikrostruktura na rysunku 6.41 przedstawia po prawej stronie strefę przetopioną z charakterystyczną dla przetopu budową strukturalną z wyraźnie zaznaczonymi kryształami słupkowymi. Istnieje wyraźna granica pomiędzy podłożem a powłoką. Na wykresach rozkładu pierwiastków widoczne jest wyraźne zróżnicowanie rozkładu tlenu i aluminium w strefach bez przetopu i z przetopem. Takie zróżnicowanie wskazuje na przejście Al_2O_3 w strefie przetopu w jedną z odmian alotropowych. Ciemniejsze pola w powłoce są bogatsze w Ti. Strefa bogata w węgiel jest umiejscowiona poniżej stref bogatych w tlen i aluminium, i zapewne stanowi barierę przed dyfuzją Al do podłoża.

Przedstawiona na rysunku 6.42 mikrostruktura powłoki Cr_2O_3 przetopionej laserowo charakteryzuje się występowaniem w strefie przetopionej dużej ilości porów (ciemne plamki). Na granicy między powłoką a podłożem obserwuje się nieznaczny wzrost zawartości węgla. Występuje tu wyraźna granica między powłoką a podłożem. Brak śladów połączenia dyfuzyjnego.

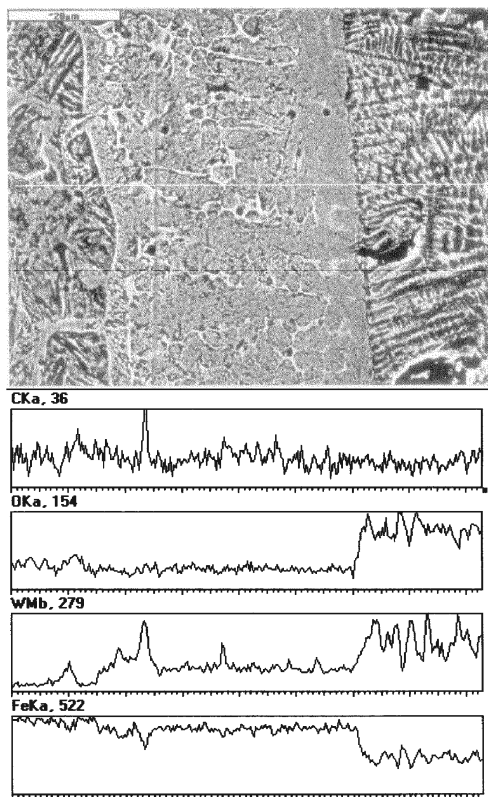


Rys. 6.41. Mikrostruktura oraz rozkład głównych pierwiastków (C, Al, Ti, O, Fe) w powłoce Al_2O_3 przetopionej wiązką lasera



Rys. 6.42. Mikrostruktura oraz rozkład głównych pierwiastków (C, Cr, Fe) w powłoce Cr_2O_3 przetopionej wiązką lasera

Na rysunku 6.43 w powłoce z W_2C przetopionej laserowo widoczne są charakterystyczne dla przetopu kryształy słupkowe. Ich zasięg przenika do wierzchniej warstwy materiału podłoża. Obserwuje się zanik wyraźnych granic pomiędzy podłożem a powłoką. Pojawiają się trzy wyraźnie rozróżnialne strefy: podłoże, strefa przejściowa z węglikiem nasyconym żelazem oraz strefa przetopionych węglików.



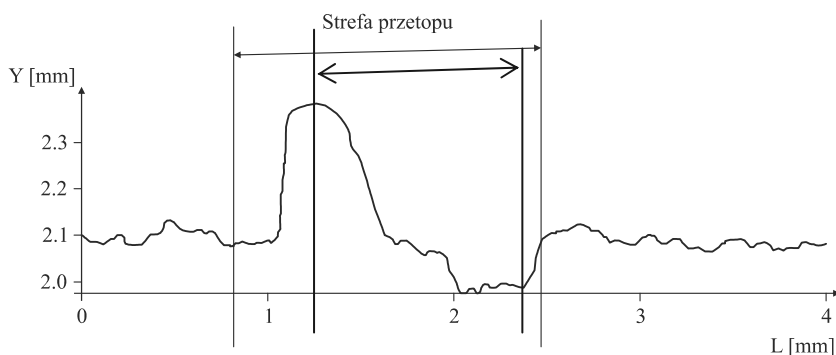
Rys. 6.43. Mikrostruktura oraz rozkład głównych pierwiastków (C, W, Fe) w powłoce z W_2C przetopionej wiązką lasera

Z wyżej przeprowadzonej analizy wynika, że dla powłok z W_2C , Al_2O_3 , Cr_2O_3 przetopionych laserowo uzyskuje się zmianę struktury powłoki. Ponadto dla powłoki z W_2C obserwuje się dyfuzję żelaza z podłoża do powłoki i stąd powstające połączenie ma charakter dyfuzyjny. Wykorzystanie praktyczne tak wykonanej powłoki napotyka na poważną przeszkodę, bowiem zastosowane parametry lokalnej obróbki laserowej powodują wyraźne pogorszenie stanu mikrogeometrii powierzchni (rys. 6.44).

Widoczne na rysunku 6.44 wzniesienie oraz tuż za nim wgłębienie są wynikiem oddziaływania strumienia gazu ochronnego (argonu) na będące w stanie ciekłym węgliki. Taki efekt jest nie do zaakceptowania z uwagi na wysokie koszty ewentualnej obróbki (szlifowanie) powierzchni. Należy rozważyć możliwość rozproszenia strumienia argonu.

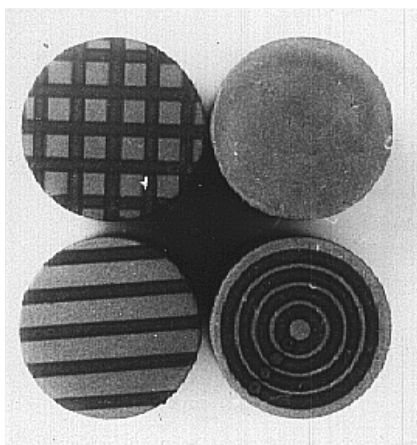
W dalszej części badań (seria II) obserwowano zmiany przyczepności powłoki W_2C w zależności od powierzchniowego usytuowania stref obrabianych laserowo. Założono tu ponadto obniżenie parametrów pracy lasera tak, aby nie wystąpił prze-

top powłoki. Dla próbek serii II zmniejszono więc moc lasera do 1 kW oraz zwiększono prędkość skanowania do 300 mm/min.



Rys. 6.44. Obraz nierówności powierzchni strefy przetopienia laserowego powłoki W_2C

Na fotografii 6.45 przedstawiono badane próbki z lokalnie usytuowanymi strefami obrabianymi laserem (ciemne pola tworzące paski, kratkę, kółka, punkty).



Rys. 6.45. Zróżnicowanie geometrii obróbki laserowej próbek

Przygotowane próbki o średnicy 25 mm sklecano parami z próbkami po obróbce strumieniowo ścierniej bez powłoki. Próbę przyczepności (BN-75/1076-03 Natryskane powłoki metalowe, cermetalowe i ceramiczne. Metody badań) wykonano na maszynie wytrzymałościowej INSTRON Series IX System 1.04. Uzyskane wyniki zamieszczono w tabeli 6.10.

Wyniki oraz obserwacja śladów zerwania próbek wskazują, że poprzez obróbkę laserową można zwiększyć przyczepność powłoki, jednocześnie nie zmieniając w istotny sposób parametrów mikrogeometrii powierzchni. Spostrzeżenie to może

być wykorzystane do miejscowego zwiększania przyczepności, np. dla krawędzi oraz naroży elementów, które są szczególnie narażone na oderwanie.

TABELA 6.10. Wyniki badania przyczepności powłok po obróbce laserowej

Rodzaj próbki	Udział powierzchni obrabianej laserem	Siła do zerwania, kN
Bez obróbki laserowej	0%	12,940
Paski	30%	15,250
Kratka	53%	15,760
Kółka	35%	14,890
Punkty	27%	15,735

Na podstawie przeprowadzonych badań można sformułować następujące wnioski:

1. Poprzez lokalną obróbkę laserową powłok można wybranym obszarom powierzchni nadawać odmienne od powłoki natryskiwanej właściwości strukturalne.
2. Obszary poddane obróbce laserowej charakteryzują się zmniejszoną porowatością; dla powłok Cr_2O_3 zaobserwowano wyraźne zmniejszenie, a w przypadku powłok z Al_2O_3 i W_2C – jej całkowite wyeliminowanie.
3. Dla przypadku powłok W_2C w wyniku obróbki laserowej obserwuje się tworzenie połączenia powłoki z podłożem o charakterze dyfuzyjnym.
4. Lokalnie przeprowadzona obróbka laserowa powłok daje możliwość tworzenia tekstury powierzchniowej z regularnymi obszarami różniącymi się porowatością, chropowatością i twardością.

6.6. WYKAZ LITERATURY

- [1] Abel T. (2007): *Laser honing creates an environmental breakthrough*. Australian Manufacturing Technology, pp. 50-51.
- [2] Anisimov S. (1970): *Dejstvie izlučenija bolšoj moščnosti na metali*. Nauka, Moskwa.
- [3] Antoszewski B. (1999): *Własności laserowo i plazmowo modyfikowanych ślizgowych węzłów tarcia na przykładzie uszczelnień czołowych*. Politechnika Świętokrzyska, seria Monografie, nr 17, Kielce.
- [4] Antoszewski B. (2009): *Production, properties and application of laser textured components*. „Logistyka” Nr 6, s. 88-100.
- [5] Antoszewski B., Otmianowski T. (1998): *Laser Remelting of Thermally Sprayed Coatings*. Journal of the University of Applied Sciences Mittweida, Nr 9.
- [6] Antoszewski B., Radek N. (2009): *Technologia oraz cechy powierzchni teksturowanych metodą laserową i elektroerozyjną*. „Inżynieria Maszyn” R. 12, z. 4, s. 5-12.
- [7] Antoszewski B., Radek N. (2008): *Tribologiczne i technologiczne aspekty teksturowania par ślizgowych o powierzchniach płaskich*. „Tribologia. Teoria i Praktyka” Nr 2, s. 25-33.

- [8] Antoszewski B., Radek N. (2009): *Laserowe kształtowanie powierzchni ślizgowych węzłów tarcia*. 9 Sympozjum Techniki Laserowej. Streszczenia referatów i komunikatów. 21-25.09.2009. Wydawnictwo Uczelniane Zachodniopomorskiego Uniwersytetu Technologicznego w Szczecinie, Szczecin.
- [9] Antoszewski B., Tarelnik W. (2006): *Kształtowanie powierzchni ślizgowych par kinematycznych obróbkami erozyjnymi*. Rozdział w monografii pt.: Zagadnienia konstrukcyjne i technologiczne niekonwencjonalnych technik wytwarzania, Wydawnictwo Uczelniane Akademii Techniczno-Rolniczej w Bydgoszczy. Praca zbiorowa pod redakcją Michała Styp-Rekowskiego.
- [10] Bogdanowicz Z. (1999): *Trwałość zmęczeniowa, przebieg pęknięcia i zużycie laserowo hartowanych elementów maszyn*. Wojskowa Akademia Techniczna - Rozprawy - nr 2572, Warszawa.
- [11] Burakowski T., Wierzchoń T. (1995): *Inżynieria powierzchni metali*. Wydawnictwo Naukowo-Techniczne, Warszawa.
- [12] Cruciani D., Cantello M., Lavona G., Ramous E., Tiziani A. (1988): *Laser surface treatment with different absorption coatings*. Rapport No. C3-1. XI Congreso Internacional de Electrotermia, Malaga.
- [13] Czujko T., Bojar Z., Kalita W., Hoffman J. (2000): *Warstwa powierzchniowa stali niskowęglowej po laserowym natapianiu aluminium*. „Inżynieria Materiałowa” nr 6.
- [14] Dallaire S., Dube D., Fiset M. (1998): *Slurry erosion resistance of arc-sprayed and laser-melted coatings*. 15th International Thermal Spray Conference, Nice.
- [15] Dausinger F., Hügel H., and Konov V. (2002): *Micro-machining with Ultrashort Laser Pulses: From Basic Understanding to Technical Applications*. Proceedings of Conference ALT 02, 5-20 September 2002, Adelboden (Switzerland).
- [16] Domański R. (1990): *Promieniowanie laserowe – oddziaływanie na ciała stałe*. Wydawnictwo Naukowo-Techniczne, Warszawa.
- [17] Duley W.W. (1999): *Laser welding*. John Wiley & Sons, Inc. USA.
- [18] Etsion I. (2005): *State of the Art in Laser Surface Texturing*. Transaction of the ASME, Vol. 127.
- [19] Etsion I. (2003): *A laser surface textured hydrostatic mechanical seal*. Sealing Technology.
- [20] Etison I., Halperin G., Greenberg Y. (1997): *Increasing mechanical seals life with laser textured seal faces*. 15th International Conference on Fluid Sealing, Maastricht.
- [21] Freitas de M. et al. (1993): *Analysis of Residual Stresses Inducted by laser Processing*. Material Science and Engineering, Vol. A167.
- [22] Górka A. (1986): *Model tworzenia warstwy dyfuzyjnej Fe-Cr przy nagrzewaniu wiązką laserową żelaza z powłoką chromu galwanicznego*. Rozprawa doktorska, WAT, Warszawa.
- [23] Grigorjanc A.G., Safonov A.N. (1987): *Metody poverchnostnoj lazernoj obrabotki. Lazernaja tehnika i tehnologija*. Nr 3, Izd., Moskwa.
- [24] Jasiński J., Zyska A., Jeziorski J., Pisarek J.: (1998) *The surface layer of 20H steel after fluid - laser treatment*. „Inżynieria Materiałowa” 4.

- [25] Jlyuschenko A.P., Okovity V.A., Tolochko N.K., Shevtsov A.F. (2002): *Laser processing of ZrO₂ coatings*. International Thermal Spray Conference, Essen.
- [26] Kawalec M., Jankowiak M., Barbicki A. (2005): *Geometryczne i fizyczne właściwości technologicznej warstwy wierzchniej stali stopowych w warunkach hybrydowego procesu laserowego hartowania i skrawania*. „Problemy Eksploatacji” 4.
- [27] Kobylańska-Szkaradek K., Swadźba L. (1998): *Ceramic coatings obtained on superalloys modified by laser treatment*. 15th International Thermal Spray Conference, Nice.
- [28] Kobylańska-Szkaradek K., Swadźba L. (1993): *The influence of laser remelting treatment upon structure of oxides thermal sprayed coatings*. Proceeding Thermal Spraying Conference, Aachen.
- [29] Kocańda S. i inni (1997): *Doświadczalna analiza naprężeń własnych w laserowo umocnionych elementach ze stali konstrukcyjnych*. Biuletyn Wojskowej Akademii Technicznej 7.
- [30] Kocańda S., Lech-Grega M., Natkaniec D. (1990): *Naprężenia własne w laserowo hartowanych elementach ze stali 15 i 45*. Wydawnictwo AGH, Mechanika, Tom 9, Zeszyt 2.
- [31] Komorek Z., Czujko T., Zasada D., Bojar Z. (1999): *Wpływ przetapiania laserowego na strukturę i właściwości powłok Fe-Al*, „Inżynieria Materiałowa” 5.
- [32] Kostowski E. (1993): *Promieniowanie cieplne*. Wydawnictwo Naukowe PWN, Warszawa.
- [33] Kovalchenko A., Ajayi A., Erdemir A., Fenske G., Etison I. (2005): *The effect of laser surface texturing on transitions in lubrication regimes during unidirectional sliding contact*, Tribology International 38, pp. 219-225.
- [34] Kujawski A., Szczepański P. (1999): *Lasery. Podstawy fizyczne*. Oficyna Wydawnicza Politechniki Warszawskiej, Warszawa.
- [35] Kusiński J. (2000): *Lasery i ich zastosowanie w inżynierii materiałowej*. Wydawnictwo Naukowe „Akapit”, Kraków.
- [36] Kusiński J. (2001): *Lasery i ich zastosowanie w inżynierii materiałowej*. Zeszyty Naukowe Politechniki Świętokrzyskiej, Mechanika 75, Kielce.
- [37] Kusiński J. (1993): *Naprężenia własne w konstrukcyjnych stalach chromowych poddanych laserowej obróbce cieplnej*. Obróbka Powierzchniowa. II Ogólnopolska Konferencja, Kule.
- [38] Major B. (2002): *Ablacja i osadzanie laserem impulsowym*. Wydawnictwo Naukowe AKAPIT, Kraków.
- [39] Malinowski M. (2003): *Lasery światłowodowe*. Oficyna Wydawnicza Politechniki Warszawskiej, Warszawa.
- [40] Materiały firmowe TRUMPF (2008): *Laser Community. Das Laser - Magazin von TRUMPF*, Ditzingen-Stuttgart.
- [41] Materiały firmowe ROFIN SINAR (2000): *Introduction to industrial Laser materials processing*, Hamburg.
- [42] Materiał firmowe GEHRING (2006): *Laser honing machines*.
- [43] Modest M.F. (2001): *Laser-Material Interactions*. Handbook of Laser Materials Processing. Readly J.F. (red.) Laser Institute of America.

- [44] Mucha Z. (2004): *Modelowanie i eksperymentalne badania kształtowania laserowego materiałów konstrukcyjnych*. Rozprawa habilitacyjna. Politechnika Świętokrzyska, Kielce.
- [45] Nakonieczny A. (1999): *Właściwości eksploatacyjne wyrobów metalowych obrabianych cieplnie*. Wydawnictwo Instytutu Mechaniki Precyzyjnej, Warszawa.
- [46] Oczóś K. (1988): *Kształtowanie materiałów skoncentrowanymi strumieniami energii*. Wydawnictwo Politechniki Rzeszowskiej, Rzeszów.
- [47] Otmianowski T., Antoszewski B.: *Tribological properties of surface layers exposed to a kind of chemical pre-treatment and to the laser radiation beam procesing*. INTER-TRIBO 93.
- [48] Otmianowski T., Antoszewski B., Żórawski W. (1998): *Local laser treatment of tribological plasma sprayed coatings*. 15th International Thermal Spray Conference, Nice.
- [49] Pakitny R., Winczek J., Jabreen H., Thiab S.M. (1993): *Pola temperatur w elementach stalowych poddanych działaniu ciągłego i impulsowego laserowego źródła ciepła*. Obróbka Powierzchniowa, II Ogólnopolska Konferencja, Kule.
- [50] Pawłowski L. (2002): *Laser treatment of thermally sprayed coatings*. International Thermal Spray Conference, Essen.
- [51] Peterek A., Kulka M., Marcinkowski R. (2002): *Laserowa obróbka cieplna boronawęglanej stali 15HN*. „Inżynieria Materiałowa” 5.
- [52] Przetakiewicz W., Napadłek W. (1993): *Analiza wpływu obróbki laserowej na wybrane właściwości warstw regeneracyjnych napawanych elektrowibracyjnie i łukiem krytym*. Wpływ technologii na stan warstwy wierzchniej - WW'93, Gorzów Wielkopolski-Lubniewice.
- [53] Radek N.: (2001) *Lasery i ich rola we współczesnym przemyśle*. Zeszyty Naukowe Politechniki Świętokrzyskiej, seria Mechanika 74, Kielce.
- [54] Radek N. (2005): *Tworzenie powłok o zróżnicowanych własnościach wybranymi technologiami: elektroiskrową i laserową*. Praca doktorska. Politechnika Świętokrzyska, Kielce.
- [55] Radziejewska J. (1999): *Wpływ stopowania laserowego na strukturę geometryczną i stan warstwy wierzchniej*. Rozprawa doktorska, IPPT PAN, Warszawa.
- [56] Ready A. (1971): *Effects of High-Power Radiation*. Academic Press.
- [57] Ryk G., Klingerman Y., Etsion I.L. (2002): *Experimental Investigation of Laser Surface Texturing for Reciprocating Automotive Components* Tribologz Transactions, Vol. 45, pp. 444-449.
- [58] Rykalin N., Ugłow A., Kokora A. (1978): *Laser machining and welding*. Pergamon Press, Oxford.
- [59] Shimoda K. (1993): *Wstęp do fizyki laserów*. Państwowe Wydawnictwo Naukowe, Warszawa.
- [60] Stelmach M. (1975): *Lasery v technologii*. Energia, Moskwa.
- [61] Steen W.M. (1991): *Laser Material Processing*. Springer-Verlag.
- [62] Straus J., Burakowski T. (1987): *Problemy i perspektywy laserowej obróbki cieplnej*. Metaloznawstwo, obróbka cieplna, inżynieria powierzchni 88.

- [63] Tönshoff H. K., Ostendorf A., Körber K., and Barsch N. (2003): *Ablation and Cutting of Planar Silicon Devices Using Femtosecond Laser Pulses*. Applied Physics A 77, pp. 237-242.
- [64] Waligóra W. (1994): *Odporność na zmęczenie powierzchniowe stali łożyskowej poddanej obróbce laserowej*. Politechnika Poznańska, Rozprawy, nr 302, Poznań.
- [65] Widłaszewski J. (2007): *Modelowanie i badania doświadczalne termo-sprężysto-plastycznych deformacji aktuatora dwumostkowego*. Rozprawa doktorska. IPPT PAN, Warszawa.
- [66] Wesołowski Z. (1999): *Fizyka laserów*. Wydawnictwo Politechniki Świętokrzyskiej, Kielce.
- [67] Yu X.Q., He S., Cai R.L. (2002): *Frictional characteristics of mechanical seals with a laser textured seal face*. Journal of Materials Processing Technology 129, pp. 463-466.
- [68] Zielecki W. (1993): *Modyfikowanie właściwości technologicznych i użytkowych stali wiązką laserową i elektronową*. Rozprawa doktorska, Politechnika Rzeszowska, Rzeszów.
- [69] Zimny J. (1999): *Laserowa obróbka stali*. Politechnika Częstochowska, Rozprawy nr 67, Częstochowa.
- [70] Żórawski W., Gontarski D., Radek N. (2002): *Laser treatment of flame and plasma sprayed nickel alloys*. International Thermal Spray Conference, Essen.
- [71] Żórawski W., Radek N. (2002): *Wpływ obróbki laserowej na własności trybologiczne stopów niklowych natryskiwanych cieplnie*. „Przegląd Spawalnictwa” 8-10.

Streszczenie

WARSTWY WIERZCHNIE Z TEKSTURĄ – KSZTAŁTOWANIE WYBRANYMI TECHNOLOGIAMI WIĄZKOWYMI ORAZ WŁAŚCIWOŚCI TRIBOLOGICZNE

Opracowanie stanowi syntetyczne ujęcie dotychczasowego stanu wiedzy na temat kształtowania i właściwości warstw wierzchnich z teksturą. W części wstępnej autor zauważa, że postęp (zwłaszcza w zakresie współczesnych technologii wiązkowych) umożliwia efektywną obróbkę w mikroobszarach, a tym samym daje szerokie możliwości kształtowania warstw powierzchniowych z teksturą. Te nowe możliwości technologiczne są wykorzystywane w różnych aplikacjach, a tendencja do ich stosowania ma charakter rosnący. W opracowaniu skoncentrowano się na teksturach użytecznych w zastosowaniach tribologicznych, przy czym pojęcie tekstury zostało tu zastosowane zarówno w odniesieniu do powierzchni (tekstury powierzchniowe), jak i do objętości materiału (tekstury objętościowe). Rozpatrywane są wyłącznie tekstury utworzone w warstwach powierzchniowych.

W kolejnych rozdziałach przedstawiono matematyczne modele procesu tarcia oraz zjawisk przepływowych dla par ślizgowych z teksturą powierzchniową. Rozwiązania tych modeli posłużyły do przeprowadzenia symulacji numerycznych. Wyniki analiz tych symulacji mogą być wykorzystane na etapie projektowania wstępnych koncepcji ekstremalnie obciążonych węzłów tarcia. Autor proponuje weryfikację wyników symulacji poprzez badania eksperymentalne prowadzone metodą matematycznego planowania eksperymentu. W części pracy dotyczącej metod kształtowania tekstury skoncentrowano się na trzech technologiach wiązkowych, to jest na technologii laserowej, elektroerozyjnej oraz natryskiwania cieplnego. Wymienionymi technologiami można kształtować zarówno tekstury powierzchniowe, jak i objętościowe. W odniesieniu do wymienionych technologii przedstawiono najważniejsze aspekty procesu technologicznego oraz wyniki wybranych właściwości tribologicznych.

W zakresie technologii laserowych opisane procesy dotyczą kształtowania tekstury powierzchniowej poprzez lokalne hartowanie lub laserowe drażnienie systemu wgłębień na powierzchni oraz tekstury objętościowej poprzez laserowe przetapianie powłok natryskiwanych cieplnie i elektroerozyjnych.

Prezentowano wykorzystanie technologii elektroerozyjnych do wytwarzania tekstury powierzchniowej metodą BDM oraz tekstury objętościowej w postaci powłok wielowarstwowych ułatwiających docieranie lub stanowiących warstwę pośrednią poprawiającą przyczepność warstwy wylewanego stopu łożyskowego.

Powłoki natryskiwane cieplnie otrzymywane głównie metodą plazmową i nadźwiękową wykorzystane były do wytwarzania tekstur objętościowych w postaci powłok zawierających smar stały oraz powłok przeciwdrobnociętych.

Summary

TEXTURED SURFACES – MODELING WITH SELECTED BEAM TECHNOLOGIES AND TRIBOLOGICAL PROPERTIES

The monograph offers a synthetic approach to state-of-the-art surface texturing with a focus on the formation process and the properties of the surface layer.

In the introduction, the author observes that the advances in the beam technologies have enabled effective processing in microregions and, accordingly, surface texture modeling. These technologies are being used in various applications more and more extensively. Particular attention is paid to useful textured surfaces in tribological applications. The concept of texture may refer to the surface (surface texture) as well as the material volume (volumetric texture), but the considerations here apply to textures produced on the surface only.

The next chapters deal with mathematical models of the friction process and flow phenomena, the solutions of which were applied to conduct numerical simulations for sliding pairs with textured surfaces. The simulation results can be used to develop concepts of extremely loaded friction joints. The author suggests that the simulation results should be verified by experimental analysis using the mathematical planning method.

The chapter about the methods of texture shaping focuses on three beam-based technologies, i.e. laser processing, electrical discharge machining and thermal spraying. These technologies can be used to shape both surface and volumetric textures. The most important aspects of the formation process and the tribological properties are discussed.

In laser processing, surface textures can be shaped by local hardening or via drilling, while volumetric textures can be generated by remelting thermally sprayed or electrical discharge machined coatings.

In electrical discharge machining, surface textures can be produced by applying the EDM method, whereas volumetric textures can be in the form of multi-layer coatings that make the lapping operation easier or constitute an interlayer to improve the adhesion of the bearing alloy layer.

Plasma spraying and HVOF processes have been used mainly to thermally produce volumetric textures in the form of solid lubricant coatings and antiwear coatings.